МАШИНОСТРОЕНИЕ

ЭНЦИКЛОПЕДИЯ
В СОРОКА ТОМАХ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

ФРОЛОВ К.В.
Председатель редакционного совета

Члены совета:

Белянин П.Н. (зам. Председателя редсовета и главного редактора), Колесников К.С. (зам. Председателя редсовета и главного редактора), Адамов Е.О., Анфимов Н.А., Асташов В.К., Бессонов А.П., Бюшгенс Г.С., Васильев В.В., Васильев Ю.С., Воронин Г.П., Долбенко Е.Т., Жесткова И.Н., Кирпичников М.П., Клюев В.В., Коптев Ю.Н., Ксеневич И.П., Мартынов И.А., Митенков Ф.М., Новожилов Г.В., Образцов И.Ф., Панин В.Е., Паничев Н.А., Патон Б.Е., Пашин В.М., Платонов В.Ф., Пугин Н.А., Румянцева О.Н., Силаев И.С., Федосов Е.А., Фортов В.Е., Черный Г.Г., Шемякин Е.И.

МОСКВА "МАШИНОСТРОЕНИЕ" 2010

УДК 621.01/03
ББК 34.44
М38

Авторы: **Л.В. Агамиров, М.А. Алимов, Л.П. Бабичев, М.Б. Бакиров, В.Ю. Бармас, Ю.И. Бойцов, А.Ю. Бородина, Л.Р. Ботвина, Ю.А. Быков, М.М. Гаденин, В.М. Горицкий, К.В. Григорович, А.Г. Гуленко, О.Г. Епанчинцев, Т.С. Есиев, И.П. Жегина, А.Н. Иванов, А.В. Ильин, А.Г. Казанцев, И.Б. Калачев, А.Б. Караев, Ю.А. Карпов, С.Д. Карпухин, В.С. Крапошин, Ю.В. Каширский, А.И. Ковалев, С.Н. Коновалов, В.И. Костылев, И.В. Крамаренко, В.Н. Красико, А.Я. Красовский, Г.М. Круцан, С.А. Кунавин, Э.М. Лазарев, А.М. Локощенко, А.Г. Мазепа, Е.В. Макарычева, Е.И. Мамаева, Б.З. Марголин, Н.А. Махутов, Р.К. Мелехов, Г.Н. Меринов, П.Е. Меринов, Е.М. Морозов, Г.В. Москвитин, Г.Г. Мухин, Г.Н. Никифорчин, В.И. Похмурский, И.М. Петрова, О.А. Приймак, Л.В. Проходцева, И.М. Рафалович, А.Н. Романов, Н.И. Саньков, Ю.А. Скаков, В.Н. Скоробогатых, Л.А. Сосновский, В.А. Степаненко, М.Н. Степнов, Б.А. Сугирбеков, В.Ф. Терентьев, В.Т. Трощенко, В.А. Удовенко, В.А. Федорова, В.А. Федорович, В.М. Филатов, И.Л. Харина, И.П. Харламов, М.С. Хома, Н.С. Цикунов, А.Д. Чудновский, А.А. Шанявский, В.А. Швецова, А.Д. Шур, В.А. Юханов, Ю.Д. Ягодкин**

Рецензенты: **В.М. Блинов, Н.А. Воробьев, Е.Р. Голубовский, В.П. Горбатых, А.Е. Корнеев, В.В. Ларионов, В.М. Маркочев, Г.С. Нешпор**

Рабочая группа Редакционного совета: **К.С. Колесников, П.Н. Белянин, В.В. Васильев, В.К. Асташов, А.П. Бессонов, Н.Ф. Иванникова, Е.Т. Долбенко, И.Н. Жесткова, Г.В. Москвитин**

Машиностроение. Энциклопедия / Ред. Совет: К.В. Фролов (пред.) и др. – М.: Машиностроение.

М38 **Физико-механические свойства. Испытания металлических материалов.** Т. II-1 / Л.В. Агамиров, М.А. Алимов и др.; под общ. ред. Е.И. Мамаевой. 2010. – 852 с.; ил.
ISBN 978-5-217-03469-7 (т. II-1) (ОАО «Издательство «Машиностроение»)
ISBN 978-5-94275-535-5 (т. II-1) (ООО «Издательство «Машиностроение»)
ISBN 5-217-01949-2

Приведены методы и средства определения химического состава и исследования структуры металлических материалов, методы и средства испытаний для определения основных физико-механических свойств при различных видах нагружения, характеристик малоцикловой усталости, многоцикловой усталости, термической прочности, коррозионно-механической прочности и трещиностойкости. Рассмотрено строение изломов при разных видах нагружения и в условиях длительного воздействия статических нагрузок.

Для специалистов и инженерно-технических работников промышленности.

УДК 621.01/03
ББК 34.44

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, опубликованных в данной книге, допускается только с разрешения издательства и со ссылкой на источник информации.

ISBN 978-5-217-03469-7 (т. II-1)
ISBN 978-5-94275-535-5 (т. II-1)
ISBN 5-217-01949-2

© ОАО «Издательство «Машиностроение», 2010
© ООО «Издательство «Машиностроение», 2010

МАШИНОСТРОЕНИЕ

ЭНЦИКЛОПЕДИЯ

MECHANICAL ENGINEERING
Encyclopaedia

Главный редактор академик РАН
К.В. Фролов

Раздел II

МАТЕРИАЛЫ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Том II-1

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА. ИСПЫТАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Редактор-составитель:

к.т.н., доцент **Е.И. Мамаева**

Ответственный редактор д-р техн. наук

Е.Т. Долбенко

Редакторы тома: **Г.Г. Мухин** (Методы и средства определения химического состава и исследования структуры металлических материалов); **Е.И. Мамаева** (Основные физические и механические свойства. Методы и средства испытаний. Трещиностойкость); **Н.А. Махутов** (Малоцикловая усталость); **В.Т. Трощенко, В.Ф. Терентьев** (Многоцикловая усталость); **В.Н. Скоробогатых** (Термическая прочность); **В.И. Похмурский** (Коррозионно-механическая прочность); **Л.Р. Ботвина, Е.И. Мамаева** (Строение и анализ изломов металлических материалов)

МОСКВА "МАШИНОСТРОЕНИЕ" 2010

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие 13

Раздел 1. МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ (*Г.Г. Мухин*) 15

Глава 1.1. МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА 15

1.1.1. Химические методы (*И.П. Харламов*) 15

1.1.2. Физико-химические методы (*И.П. Харламов*) 16

1.1.3. Физические методы 17

1.1.3.1. Атомно-эмиссионный спектральный анализ (*И.П. Харламов*) 17

1.1.3.2. Атомно-абсорбционный анализ (*И.П. Харламов*) 20

1.1.3.3. Рентгено-флуоресцентный анализ (*И.П. Харламов, А.Н. Иванов*) 21

1.1.3.4. Микрорентгеноспектральный анализ (*А.Н. Иванов*) ... 22

1.1.3.5. Определение содержания газов в металлах (*Ю.А. Карпов*) 25

1.1.3.6. Фракционный газовый анализ (*К.В. Григорович*) ... 27

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 34

Глава 1.2. МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ 34

1.2.1. Макроскопический анализ (*Г.Г. Мухин*) 34

1.2.2. Компьютерное моделирование как способ контроля и управления макроструктурой слитков (*Е.В. Макарычева*) 41

1.2.3. Световая микроскопия 42

1.2.3.1. Основы металлографического анализа и исследование микроструктуры (*Г.Г. Мухин*) 42

1.2.3.2. Металлографический анализ с применением телевизионно-компьютерных систем и цифровых фотокамер (*Н.С. Цикунов*) 54

1.2.4. Просвечивающая электронная микроскопия (*Ю.А. Скаков*) 57

1.2.5. Растровая электронная микроскопия (*А.Н. Иванов*) 65

1.2.6. Сканирующая туннельная микроскопия (*Ю.А. Быков, С.Д. Карпухин*) 72

1.2.7. Рентгеноструктурный анализ (*А.Н. Иванов, Ю.Д. Ягодкин*) ... 77

1.2.8. Электронография (*Э.М. Лазарев*) 90

1.2.9. Электронная Оже-спектроскопия и рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия (*Э.М. Лазарев*) 93

1.2.10. Магнитная ферритометрия (*П.Е. Меринов*) 98

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 103

Раздел 2. ОСНОВНЫЕ ФИЗИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА. МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ИСПЫТАНИЙ (*Е.И. Мамаева*) 104

Глава 2.1. ОСНОВНЫЕ ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА (*В.С. Крапошин*) 104

2.1.1. Плотность. Термическое расширение (*О.Г. Епанчинцев*) 104

2.1.2. Тепловые свойства (*В.А. Федорович*) 107

2.1.3. Электропроводность (*В.А. Федорович*) 112

2.1.4. Магнитные свойства (*В.С. Крапошин, Л.П. Бабичев*) 115

2.1.5. Упругость (*И.Б. Калачев*) 122

2.1.6. Неупругость и внутреннее трение (*В.С. Крапошин, В.А. Удовенко*) 127

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 129

Глава 2.2. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ (*А.Г. Казанцев*) 130

2.2.1. Испытания на растяжение (*А.Г. Казанцев*) 130

2.2.2. Испытания на сжатие (*А.Г. Казанцев*) 137

2.2.3. Испытания на изгиб (*А.Г. Казанцев*) 142

2.2.4. Испытания на кручение (*А.Г. Казанцев*) 145
2.2.5. Испытания на срез (*А.Д. Чудновский*) 148
2.2.6. Методы определения механических свойств при сложном напряженном состоянии (*А.Г. Казанцев, А.Д. Чудновский*) 152
2.2.7. Методы определения локальных механических свойств материалов (*Н.А. Махутов*) 154
2.2.8. Оценка анизотропии и неоднородности механических свойств материалов (*Б.А. Сугирбеков, А.Б. Караев*) 158
2.2.9. Планирование и статистическая обработка результатов механических испытаний (*Л.В. Агамиров*) 164
2.2.10. Автоматизированные базы данных 177
2.2.10.1. Представление результатов испытаний в автоматизированных базах данных (*Ю.В. Каширский*) ... 177
2.2.10.2. База данных по обследованию состояния металла оборудования и трубопроводов АЭС с водо-водяными энергетическими реакторами (*М.Б. Бакиров, А.Ю Бородина*) 181
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 185
Глава 2.3. ТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ (*М.Б. Бакиров*) 186
2.3.1. Основные положения и классификация методов определения твердости (*М.Б. Бакиров*) 186
2.3.2. Статические методы определения твердости (*М.Б. Бакиров*) 189
2.3.2.1. Твердость по Бринеллю 189
2.3.2.2. Твердость по Бринеллю, измеренная переносными твердомерами статического действия 190
2.3.2.3. Метод измерения твердости на пределе текучести вдавливанием шара 192
2.3.2.4. Твердость по Виккерсу 194
2.3.2.5. Микротвердость 195
2.3.2.6. Твердость по Роквеллу 198
2.3.2.7. Твердость по Роквеллу при малых нагрузках (по Супер-Роквеллу) 200
2.3.2.8. Соотношение значений твердости, полученных различными статическими методами, между собой и с характеристиками механических свойств материалов 202
2.3.3. Динамические методы определения твердости (*М.Б. Бакиров*) 202
2.3.3.1. Измерение твердости методом ударного отпечатка 202
2.3.3.2. Твердость по Шору (метод упругого отскока бойка) 206
2.3.3.3. Проба на твердость падающим индентором (твердость при ударе) 207
2.3.3.4. Проба на твердость царапанием 207
2.3.4. Определение твердости методом кинетического индентирования (*М.Б. Бакиров*) 208
2.3.5. Комбинирование измерения твердости с методами акустической эмиссии и контроля магнитной проницаемости (*М.Б. Бакиров*) 211
2.3.6. Особенности измерения твердости металлов переносными твердомерами в производственных условиях (*А.Б. Караев, Н.И. Саньков*) 211
2.3.7. Соответствие отечественных и международных стандартов по методам измерения твердости (*М.Б. Бакиров*) 216
Раздел 3. МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ (*Н.А. Махутов*) 217
Глава 3.1. ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ МАЛОЦИКЛОВОГО НАГРУЖЕНИЯ (*Н.А. Махутов, Г.В. Москвитин*) 217
3.1.1. Обобщенная диаграмма циклического деформирования 218
3.1.2. Микропроцессы, сопровождающие малоцикловое нагружение 220

3.1.3. Влияние условий нагружения на накопление повреждений и разрушение 221
Глава 3.2. ОСНОВНЫЕ ТИПЫ ОБРАЗЦОВ И МАШИН ДЛЯ МАЛОЦИКЛОВЫХ ИСПЫТАНИЙ 224
3.2.1. Основные типы образцов (*М.М. Гаденин*) 225
3.2.2. Испытательные машины и аппаратура для испытаний при 20 °С (*М.М. Гаденин*) 228
3.2.3. Испытательные машины и аппаратура для двухчастотных режимов нагружения (*М.М. Гаденин*) 231
3.2.4. Машины и установки для испытаний на малоцикловую усталость в условиях сложного напряженного состояния (*А.Г. Казанцев*) 233
3.2.5. Автоматизация малоцикловых испытаний (*М.М. Гаденин*) 237
Глава 3.3. МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ИЗМЕРЕНИЯ НАГРУЗОК И ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ МАЛОЦИКЛОВЫХ ИСПЫТАНИЯХ (*М.М. Гаденин*) 240
3.3.1. Методы измерения нагрузок ... 240
3.3.2. Методы и средства измерения деформаций 240
3.3.3. Методы определения момента возникновения трещин в образце 247
Глава 3.4. МАШИНЫ, УСТАНОВКИ И АППАРАТУРА ДЛЯ МАЛОЦИКЛОВЫХ ИСПЫТАНИЙ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ И ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ 247
3.4.1. Машины и аппаратура для термомеханических испытаний при повышенных температурах (*А.Г. Казанцев*) 247
3.4.2. Машины и установки для испытаний при пониженных температурах (*В.Ю. Бармас*) 259
Глава 3.5. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ МАЛОЦИКЛОВОМУ ДЕФОРМИРОВАНИЮ И РАЗРУШЕНИЮ 268
3.5.1. Проведение испытаний (*А.Г. Мазепа*) 268
3.5.2. Основные характеристики, получаемые при испытаниях на малоцикловую усталость (*Н.А. Махутов, А.Г. Мазепа*) ... 270
3.5.3. Обработка результатов испытаний (*М.М. Гаденин, А.Г. Мазепа*) 275
3.5.4. Аттестационные испытания материалов на прочность при циклическом нагружении (*Н.А. Махутов, В.М. Филатов*) 278
Глава 3.6. ОСНОВЫ ВЫБОРА МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ РЕЖИМОВ МАЛОЦИКЛОВОГО НАГРУЖЕНИЯ 279
3.6.1. Общие требования к материалам при конструировании (*А.Н. Романов*) 279
3.6.2. Учет особенностей поведения материалов при малоцикловом нагружении (*А.Н. Романов*) 282
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 285
Раздел 4. МНОГОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ (*В.Т. Трощенко, В.Ф. Терентьев*) 286
Глава 4.1. ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ И СТАДИИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ (*В.Ф. Терентьев*) 286
4.1.1. Основные сведения о процессе усталостного разрушения (*В.Т. Трощенко, В.Ф. Терентьев*) 286
4.1.2. Понятия, термины и характеристики сопротивления усталости (*В.Т. Трощенко*) 288
4.1.3. Периодичность и стадийность усталостного разрушения (*В.Ф. Терентьев*) 292

4.1.4. Стадия циклической микротекучести (*В.Ф. Терентьев*) 294
4.1.5. Стадия циклической текучести (*В.Ф. Терентьев*) 295
4.1.6. Стадия циклического упрочнения (разупрочнения) (*В.Ф. Терентьев*) 296
4.1.7. Линия необратимых циклических повреждений (линия Френча) (*В.Ф.Терентьев*) 302
4.1.8. Физический предел выносливости (*В.Ф. Терентьев*) 303
4.1.9. Область усталостного разрушения при $N = 10^8 \ldots 10^{10}$ циклов (гигацикловая усталость) (*В.Ф. Терентьев*) 307
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 308
Глава 4.2. МЕТОДЫ ИСПЫТАНИЙ НА УСТАЛОСТЬ. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК УСТАЛОСТИ (*И.М. Петрова*) 309
4.2.1. Основные схемы нагружения при испытаниях на усталость (*В.Т. Трощенко*) 310
4.2.2. Силовые схемы машин для испытаний на усталость (*В.Т. Трощенко*) 310
4.2.3. Образцы для испытаний на усталость (*И.М. Петрова, М.А. Алимов*) 313
4.2.4. Экспериментальное определение характеристик сопротивления усталости (*И.М. Петрова, М.А. Алимов*) 315
4.2.5. Расчетно-экспериментальные методы оценки характеристик сопротивления усталости материала (*М.Н.Степнов, И.М. Петрова*) 315
4.2.6. Планирование и статистическая обработка результатов испытаний. Анализ рассеяния характеристик сопротивления усталости (*М.Н. Степнов*) 321
4.2.7. Методы испытаний на усталость при эксплуатационных режимах нагружения (*И.М. Петрова*) 331
4.2.8. Ускоренные методы определения характеристик сопротивления усталости (*М.Н. Степнов*) ... 335
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 341
Глава 4.3. ВЛИЯНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ ФАКТОРОВ, ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ И УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ (*В.Т. Трощенко*) 341
4.3.1. Влияние технологии изготовления (*В.Т. Трощенко, И.М. Петрова*) 341
4.3.2. Влияние конструкционных факторов (*В.Т. Трощенко, И.М. Петрова*) 345
4.3.3. Влияние условий эксплуатации (*В.Т. Трощенко, И.М. Петрова*) 347
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 354
Глава 4.4. ИЗНОСОУСТАЛОСТНЫЕ ИСПЫТАНИЯ (*Л.А. Сосновский, Н.А. Махутов*) 354
4.4.1. Методы износоусталостных испытаний 354
4.4.2. Испытательные машины. Измерения и регистрация основных параметров износоусталостного повреждения 359
4.4.3. Износоусталостные испытания сложных систем 366
4.4.4. Экспериментальное определение характеристик сопротивления износоусталостному повреждению 369
4.4.5. Исследование закономерностей износоусталостного повреждения 373
4.4.6. Анализ качества и риска применения силовых систем 379
4.4.7. Моделирование силовых систем 384
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 384
Раздел 5. ТЕРМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ (*В.Н. Скоробогатых*) 386
Глава 5.1. ПОЛЗУЧЕСТЬ И РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ 386
5.1.1. Основные понятия, характеристики ползучести и релаксации напряжений (*В.Н. Скоробогатых*)... 386
5.1.2. Методы и средства определения характеристик ползучести и релаксации напряжений (*Ю.И. Бойцов, В.Н. Скоробогатых*) 389

5.1.3. Аналитическое описание закономерностей процессов ползучести и релаксации напряжений (*Ю.И. Бойцов, В.Н. Скоробогатых*) 399
5.1.4. Расчетно-экспериментальные методы определения характеристик ползучести (*Ю.И. Бойцов, А.М. Локощенко*) 406
5.1.5. Кинетические модели. Изохронные кривые ползучести (*В.Н. Скоробогатых*) 408
5.1.6. Характеристики ползучести конструкционных материалов (*Ю.И. Бойцов*) 410
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 411
Глава 5.2. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ 416
5.2.1. Кривые длительной прочности. Определяемые характеристики (*В.Н. Скоробогатых, Ю.И. Бойцов*) 416
5.2.2. Оценка и прогнозирование характеристик длительной прочности конструкционных сталей и сплавов (*В.Н. Скоробогатых*) 421
5.2.3. Прогнозирование характеристик длительной прочности на основе моделирования процесса разрушения (*В.Н. Скоробогатых*) 425
5.2.4. Вероятностные методы определения характеристик длительной прочности. Гарантированные и среднемарочные характеристики длительной прочности (*В.Н. Скоробогатых, Ю.И. Бойцов*) 430
5.2.5. Влияние концентрации напряжений на характеристики длительной прочности (*В.Н. Скоробогатых*) 440
5.2.6. Длительная прочность при сложнонапряженном состоянии (*В.Н. Скоробогатых*) 442
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 445
Глава 5.3. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ И МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ. ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ (*В.Н. Скоробогатых, А.Г. Казанцев*) 446
5.3.1. Условия взаимодействия и методика испытаний 446
5.3.2. Закономерности разрушения в условиях длительного циклического нагружения 449
5.3.3. Нормативные методы расчета на прочность при длительном статическом и циклическом нагружении 468
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 472
Раздел 6. ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ (*Е.И. Мамаева*) 473
Глава 6.1. ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ (*Б.З. Марголин, Г.Н. Меринов*) 473
6.1.1. Основные понятия 473
6.1.1.1. Критерии разрушения в линейно-упругой и нелинейной механике. Характеристики трещиностойкости материалов (*Г.Н. Меринов*) 473
6.1.1.2. Классификация методов определения трещиностойкости (*В.А. Швецова, Б.З. Марголин*) 477
6.1.2. Экспериментальные методы и средства испытаний 479
6.1.2.1. Подготовка и проведение испытаний (*Г.Н. Меринов*) 479
6.1.2.2. Обработка результатов испытаний. Определение характеристик трещиностойкости (*Г.Н. Меринов*) ... 483
6.1.2.3. Построение J_R-кривых методом испытания серии образцов и методом частичной разгрузки (*Г.Н. Меринов*) ... 487
6.1.2.4. Определение предела трещиностойкости (*Е.М. Морозов*) 494
6.1.3. Результаты испытаний на статическую трещиностойкость ... 496
6.1.3.1. Построение расчетных зависимостей характеристик трещиностойкости от температуры (*Г.Н. Меринов*) ... 496
6.1.3.2. Статическая трещиностойкость корпусных сталей для АЭУ (*В.А. Юханов, А.Д. Шур*) 498
6.1.3.3. Статическая трещиностойкость сварных соединений (*А.В. Ильин, Г.Н. Меринов*) 500

6.1.4. Расчетно-экспериментальные методы прогнозирования трещиностойкости 505
6.1.4.1. Прогнозирование трещиностойкости на основе сдвига критической температуры хрупкости (*Б.З. Марголин, А.Г. Гуленко*) 505
6.1.4.2. Концепция "Мастер-кривой" (*Б.З. Марголин*) 506
6.1.4.3. Концепция "Базовой кривой" (*Б.З. Марголин, А.Г. Гуленко*) 508
6.1.5. Прогнозирование трещиностойкости конструкционных сталей при статическом нагружении на основе локальных критериев разрушения 509
6.1.5.1. Локальные критерии хрупкого разрушения (*Б.З. Марголин, В.А. Швецова*) 509
6.1.5.2. Модели прогнозирования трещиностойкости при хрупком разрушении (*Б.З. Марголин, В.А. Швецова*) 511
6.1.5.3. Локальные критерии вязкого разрушения (*Б.З. Марголин, В.И. Костылев*) 517
6.1.5.4.Модели прогнозирования трещиностойкости при вязком разрушении (*Б.З. Марголин, В.И. Костылев*) 520
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 521
Глава 6.2. ДИНАМИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ (*А.Я. Красовский, В.Н. Красико*) 523
6.2.1. Скорость нагружения 523
6.2.2. Методы и средства оценки динамической трещиностойкости 525
6.2.2.1. Ударная вязкость и методы ее определения 525
6.2.2.2. Испытания на динамический изгиб 527
6.2.2.3. Испытания падающим грузом 529
6.2.2.4. Определение динамической трещиностойкости при однократном динамическом нагружении 529
6.2.2.5. Определение динамической трещиностойкости на стадии быстрого распространения и остановки трещины 536
6.2.3. Определение критических температур хрупкости при динамическом нагружении 541
6.2.4. Определение температуры нулевой пластичности и остановки трещины 544
6.2.5. Взаимосвязь характеристик хрупко-вязкого перехода 546
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 548
Глава 6.3. ЦИКЛИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ (*Е.И. Мамаева*) 549
6.3.1. Методы и средства испытаний на циклическую трещиностойкость (*Е.И. Мамаева*) 549
6.3.2. Закрытие усталостных трещин и его влияние на скорость роста трещин (*Е.И. Мамаева*) 556
6.3.3. Влияние условий нагружения на циклическую трещиностойкость (*Е.И. Мамаева*) 560
6.3.4. Влияние технологии изготовления, микроструктуры и геометрических параметров образцов (*Е.И. Мамаева*) 569
6.3.5. Скорость роста усталостных трещин в припороговой области (*Е.И. Мамаева*) 581
6.3.6. Малые трещины (*С.Н. Коновалов, С.А. Кунавин*) 583
6.3.7. Распространение усталостных трещин в сталях различных групп и классов 589
6.3.7.1. Низколегированные стали для сосудов, работающих под давлением (*Е.И. Мамаева, О.А. Приймак*) 589
6.3.7.2. Теплоустойчивые стали атомной энергетики (*Е.И. Мамаева*) 592
6.3.7.3. Коррозионно-стойкие стали аустенитного класса (*Е.И. Мамаева*) 597
6.3.7.4. Роторные стали (*Е.И. Мамаева*) 600
6.3.8. Расчетные зависимости для оценки скорости роста усталостных трещин в сталях разных классов (*Е.И. Мамаева*) 602
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 604

Раздел 7. КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ (*В.И. Похмурский*) 606
Глава 7.1. КОРРОЗИОННАЯ УСТАЛОСТЬ (*В.И. Похмурский, М.С. Хома*) 606
7.1.1. Методы исследований 606
7.1.2. Влияние химического состава и структуры сплавов 613
7.1.3. Масштабный эффект 623
7.1.4. Влияние концентрации напряжений 623
7.1.5. Влияние условий нагружения 626
7.1.6. Методы повышения сопротивления коррозионно-усталостному разрушению 628
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 631
Глава 7.2. КОРРОЗИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ 631
7.2.1. Особенности процесса (*И.Л. Харина*) 631
7.2.2. Методы испытаний (*И.Л. Харина*) 633
7.2.3. Критерии оценки склонности сталей к коррозионному растрескиванию под напряжением (*И.Л. Харина*) 644
7.2.4. Коррозионное растрескивание и защита конструкций из углеродистых и низколегированных сталей (*Р.К. Мелехов, Г.М. Круцан*) 645
7.2.5. Особенности коррозионного растрескивания коррозионностойких сталей (*Р.К. Мелехов, Г.М. Круцан*) 656
7.2.6. Коррозионное растрескивание под напряжением металла магистральных трубопроводов (*Т.С. Есиев*) 659
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 675
Глава 7.3. ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ В КОРРОЗИОННЫХ СРЕДАХ (*Г.Н. Никифорчин*) 677
7.3.1. Методы и средства испытаний 677
7.3.2. Коррозионно-циклическая трещиностойкость в водных средах 689
7.3.3. Методы повышения коррозионной трещиностойкости 698
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 701
Глава 7.4. КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛА ОБОРУДОВАНИЯ И ТРУБОПРОВОДОВ АТОМНЫХ ЭНЕРГОУСТАНОВОК (АЭУ) 701
7.4.1. Малоцикловая усталость сталей в высокотемпературной воде (*В.А. Федорова*) 701
7.4.2. Коррозионное растрескивание корпусных сталей при воздействии высокотемпературных водных сред (*В.А. Федорова*) ... 708
7.4.3. Влияние высокотемпературной воды на циклическую трещиностойкость сталей (*Е.И. Мамаева, И.М. Рафалович*) 716
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 729
Глава 7.5. ВОДОРОДНАЯ ХРУПКОСТЬ (*Г.Н. Никифорчин*) 731
7.5.1. Физическая природа водородной хрупкости металлов 731
7.5.2. Влияние водорода на механические свойства металлов 733
7.5.3. Трещиностойкость металлов в среде водорода 738
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 744
Раздел 8. СТРОЕНИЕ И АНАЛИЗ ИЗЛОМОВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ (*Л.Р. Ботвина, Е.И. Мамаева*) 746
Глава 8.1. ОСНОВНЫЕ ПОНЯТИЯ И ОПРЕДЕЛЕНИЯ. МАКРО- И МИКРОСТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ (*Л.Р. Ботвина*) 746
8.1.1. Макростроение изломов 746
8.1.2. Микростроение изломов 751
8.1.3. Общие закономерности изменения макро- и микростроения изломов под влиянием технологических и эксплуатационных факторов 755
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 758
Глава 8.2. МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗЛОМОВ 758
8.2.1. Световая микрофрактография (*И.П. Жегина*) 758
8.2.2. Исследование изломов с применением просвечивающей электронной микроскопии (*В.А. Степаненко*) 762

8.2.3. Растровая электронная микроскопия для исследования изломов (*А.А. Шанявский*) 763
8.2.4. Электронная спектроскопия для фрактографических исследований (*А.И. Ковалев*) 766
8.2.5. Количественная фрактография (*А.А. Шанявский*) 774
8.2.6. Количественная стереоскопическая фрактография (*В.А. Степаненко*) 791
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 796
Глава 8.3. СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ ПРИ ОДНОКРАТНОМ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ 797
8.3.1. Строение изломов сталей при однократном статическом нагружении (*И.П. Жегина*) 797
8.3.2. Влияние условий испытания и структурных факторов на строение изломов чугунов (*И.В. Крамаренко*) 803
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 806
Глава 8.4. СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ 807
8.4.1. Особенности строения изломов при динамическом нагружении. Влияние скорости нагружения (*Л.Р. Ботвина*) 807
8.4.2. Микрофрактографическая оценка строения хрупких изломов (*В.М. Горицкий*) 809
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 817
Глава 8.5. СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ 817
8.5.1. Зональность строения изломов (*С.А. Кунавин*) 817
8.5.2. Зона зарождения трещины (*А.А. Шанявский*) 822
8.5.3. Зона стабильного роста трещины (*А.А. Шанявский*) 826
8.5.4. Зона нестабильного роста трещины (*А.А. Шанявский*) 834
8.5.5. Строение изломов при коррозионной усталости (*А.А. Шанявский*) 836
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 840
Глава 8.6. СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ СТАТИЧЕСКИХ НАГРУЗОК (*Л.В. Проходцева*) 841
8.6.1. Влияние повышенных температур на строение изломов 841
8.6.2. Влияние запаса упругой энергии в системе на строение изломов 845
8.6.3. Влияние размеров и формы образцов на строение изломов 850
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 851

ПРЕДИСЛОВИЕ

Выбор материала для любого изделия или элемента конструкции, надежность и безопасность эксплуатации оборудования в большой степени обусловлены уровнем физических и механических свойств металлических материалов, из которых они изготовлены.

Наука о свойствах материалов находится в постоянном развитии. Уточняются и совершенствуются методы определения стандартных механических свойств и характеристик, расширяются условия, в которых они могут быть получены: при сложном напряженном состоянии, в том числе при трехосном или комбинированном нагружении, в коррозионных средах разного состава и активности, в том числе, в высокотемпературных водных средах под давлением, водосодержащих средах, более широком диапазоне изменения температур испытания и др. Разрабатываются новые направления, методики и оборудование, предназначенные для определения новых характеристик механических свойств, обусловленных, например, развитием механики разрушения, учитывающей наличие в материале трещин и различного рода дефектов и их способность к распространению в процессе эксплуатации.

В зависимости от условий эксплуатации, уровня и характера нагруженности элементов оборудования, одни или другие группы свойств становятся определяющими при оценке работоспособности конструкции. Так как условия эксплуатации и испытания оказывают очень значимое влияние на характеристики механических свойств, то для оценки механических свойств металла реальной конструкции в натурных условиях эксплуатации необходимо возможно более полное моделирование при испытании условий эксплуатации.

Так как уровни физических и механических свойств металлических материалов определяются в первую очередь их химическим составом и структурой, то, прежде чем перейти к рассмотрению непосредственно физических и механических свойств, в разделе 1 приведены данные по методам и средствам определения химического состава и исследования структуры металлических материалов.

Сведения об основных физических свойствах (плотности, коэффициенте линейного расширения, теплоемкости, теплопроводности, температуропроводности, электропроводности, магнитных свойствах, упругих свойствах и др.) представлены в главе 2.1.

В главах 2.2 и 2.3 рассмотрены соответственно основные механические свойства, определяемые при статическом нагружении, и различные методы определения твердости – статические, динамические, кинетический и комбинированный метод измерения твердости с физическими методами контроля, а также метод измерения твердости переносными твердомерами.

Основные закономерности поведения материалов при малоцикловом и многоцикловом нагружении, в том числе при износоусталостных испытаниях, методы и средства испытания и определяемые характеристики рассмотрены соответственно в разделах 3 и 4.

В 5-м разделе приведены данные о поведении материалов в условиях ползучести и релаксации, взаимодействия ползучести и малоцикловой усталости, методах определения характеристик длитель-

ной прочности и ползучести и их прогнозирования.

Экспериментальные методы определения характеристик статической, динамической и циклической трещиностойкости, методы прогнозирования характеристик статической трещиностойкости, взаимосвязь характеристик хрупко-вязкого перехода, расчетные зависимости для оценки скорости роста усталостных трещин в сталях разных классов представлены в 6-м разделе.

Коррозионная среда является одним из наиболее важных факторов, приводящих к существенному изменению характеристик механических свойств сталей и сплавов, поэтому в 7-м разделе рассмотрены вопросы оценки сопротивления материалов коррозионной усталости, склонности к коррозионному растрескиванию под напряжением, сопротивления развитию коррозионных трещин, в том числе в высокотемпературных водных средах под давлением (для оборудования АЭС) и в водородсодержащих средах.

Так как в процессе эксплуатации нередко происходят разрушения элементов оборудования и конструкций, то для выяснения механизмов и причин разрушения, помимо определения характеристик механических свойств, проводят фрактографические исследования.

В разделе 8 представлены данные по макро- и микростроению изломов, методам их исследования, строению изломов при статическом, динамическом и циклическом нагружении, а также в условиях длительного воздействия нагружения.

Том II-1 написан учеными трех стран: Российской Федерации, Украины и Белоруссии. Дружественные отношения между народами, общность научных интересов ученых, взаимодействие и обмен информацией способствовали подготовке этого совместного издания.

Том будет полезен для научных сотрудников, инженеров, преподавателей, аспирантов и студентов, занимающихся вопросами прочности, а также испытанием и исследованием металлических материалов.

Раздел 1

МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Глава 1.1

МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА

Современное машиностроительное предприятие должно иметь в своей структуре специализированное подразделение для контроля химического состава материалов, используемых в производстве. Практическая деятельность этого подразделения (химико-аналитической лаборатории) оказывает существенное влияние на качество выпускаемой продукции.

Методы определения состава вещества подразделяют на три основных вида:

химические методы, в которых используются химические реакции, приводящие к образованию таких соединений, которые позволяют установить связь между количеством искомого элемента (или его концентрацией) и измеряемой физической величиной, например объемом;

физико-химические методы, в которых используются химические реакции, протекающие с изменением физических свойств анализируемой системы (цвета, интенсивности окраски, прозрачности, электропроводности);

физические методы, в которых используются измерения только физических свойств элементов, например, интенсивности поглощения или испускания спектральных линий, радиоактивности, электро- или теплопроводности.

Особенности этих трех основных видов анализов обусловливают области применения их на практике. При выборе метода анализа существенное значение имеет концентрация компонентов в анализируемом материале.

Различают главные (основные) компоненты (масс. доля 1…100 %) и неглавные компоненты (добавки и примеси), масс. доля которых 1…0,01 %. Эти две группы принято считать макрокомпонентами. Если масс. доля компонента менее 0,01 %, его рассматривают как микрокомпонент. Химические методы позволяют с высокой точностью определять главные компоненты материала, физико-химические методы – неглавные компоненты и микрокомпоненты, физические методы – как главные компоненты, так и микрокомпоненты.

Независимо от метода анализа процесс определения химического состава осуществляется по общей схеме, состоящей из следующих этапов:

отбора проб и подготовки образца к анализу;

подбора стандартных образцов для обеспечения правильности анализа и градуировки прибора;

выбора метода, который должен учитывать химические и (или) физические свойства образца, а иногда и его размеры;

устранения мешающего влияния других компонентов анализируемого материала;

измерения (определения содержания компонента в образце с использованием соответствующих методов измерения и (или) режимов работы прибора).

1.1.1. ХИМИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ

Химические ("классические") методы основаны на реакциях в растворе. Химическими методами определяют почти все элементы. Сложность и трудоемкость их компенсируется высокой точностью. При использовании этих методов образец сначала переводят в раствор, а затем добавляют реагенты, необходимые для определения искомого элемента образца. Используют три вида реакций:

реакции образования новых соединений (гравиметрический анализ, титрование методом осаждения, комплексонометрическое титрование);

реакции с переносом протона (кислотно-основное титрование, титрование в неводной среде);

реакции с переносом электрона (окислительно-восстановительное титрование, электрогравиметрический метод).

Наиболее точными методами считаются гравиметрические. В массовых анализах они применяются все реже, так как являются весьма трудоемкими и малопроизводительными. Однако они незаменимы при оценке других методов анализа. Титриметрические методы также обладают высокой точностью. По технике исполнения они менее трудоемки и поэтому остаются самыми распространенными в практике работы лабораторий. Гравиметрические и титриметрические методы используют для определения главных компонентов (масс. доля 1...100 %) анализируемого вещества. Лишь в редких случаях для определения неглавных компонентов (масс. доля 0,01...1 %) можно использовать титриметрические методы.

Гравиметрические методы. Количественное определение компонента вещества путем осаждения его с последующим выделением и взвешиванием осадка называется гравиметрическим анализом. Навеску растворяют и добавляют избыток реагента-осадителя. Осадок фильтруют, промывают, затем высушивают или прокаливают и взвешивают на аналитических весах. Зная состав осадка, массу его и массу взятой пробы, рассчитывают масс. долю определяемого компонента в исходном образце. Для успешного проведения гравиметрического определения необходимо выполнить следующие требования:

анализируемое вещество должно осаждаться полностью (в растворе после осаждения должно оставаться не более 0,1 мг определяемого элемента, т.е. количества, не превышающего чувствительности обычных аналитических весов);

осадок должен быть химически чистым, легко фильтроваться.

Гравиметрический метод обычно применяется при определении массы элемента в пределах 0,02...0,1 г. Относительная погрешность определения не превышает 0,1 %, а при особо тщательной работе может быть 0,02...0,03 %. Недостатком метода считается длительность анализа и необходимость располагать сравнительно большим количеством анализируемого материала.

К гравиметрическим методам относится и электроанализ, в процессе которого определяемый элемент (медь, кадмий, цинк, серебро, золото, никель, кобальт и др.) выделяют из раствора посредством электролиза на катод и затем катоды взвешивают.

Титриметрические методы. В титриметрических методах анализа точно измеряют объем раствора известного состава, который должен взаимодействовать с анализируемым веществом. В зависимости от типа используемой реакции эти методы делят на четыре основных группы:

титрование методом осаждения;

кислотно-основное титрование;

окислительно-восстановительное титрование;

комплексонометрическое титрование.

Основные реакции, используемые для всех видов титрования, должны удовлетворять следующим требованиям:

реакция между двумя веществами должна идти до конца с максимально возможной скоростью;

реакция должна быть стехиометрической, т.е. должен быть известен точный состав продуктов реакции;

должна существовать возможность фиксировать окончание реакции, т.е. должен быть индикатор, который позволяет обнаружить точку эквивалентности при титровании.

Титриметрические методы являются самыми простыми аналитическими методами. До сих пор они широко используются в аналитической практике из-за своей высокой точности и скорости выполнения.

1.1.2. ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ

Физико-химические методы анализа характеризуются экспрессностью, избирательностью, высокой чувствительностью и являются одной из разновидностей инструментальных методов, требующих использования специальных приборов. С помощью последних осуществляется измерение какой-либо характеристики физического свойства анализируемого материала, которая изменяется вследствие проведения направленной химической реакции.

Разнообразие физических свойств анализируемых материалов привело к появлению различных физико-химических методов, в том числе спектрофотометрического, электрохимического, экстракционного, хроматографиче-

ского, люминесцентного, кинетического и др. Наиболее широкое применение в анализе металлов и сплавов получили спектрофотометрический метод и электрохимические (потенциометрическое и амперометрическое титрование, полярография) методы анализа.

Спектрофотометрические методы являются одними из самых распространенных и важных методов анализа металлов. Они основаны на способности растворов поглощать электромагнитное излучение в ближней ультрафиолетовой и видимой области спектра. Количество поглощенного излучения пропорционально концентрации поглощающего вещества. В настоящее время разработаны и описаны спектрофотометрические методы определения большинства металлов в широком диапазоне их концентраций, начиная от следов. Анализ осуществляется в основном двумя способами.

В первом способе используется способность ионов некоторых металлов поглощать свет в ближней ультрафиолетовой области спектра (220...340 нм – молибден, рений, железо, ванадий, ниобий, тантал) и в видимой области спектра (340...980 нм – марганец, хром, кобальт, никель, железо, титан, ванадий, рений, висмут, церий, медь).

Во втором способе используют интенсивно окрашенные комплексные соединения ионов металлов с органическими и неорганическими реагентами. Избирательность и чувствительность этого способа значительно увеличиваются, если образующееся окрашенное комплексное соединение экстрагируют различными органическими растворителями.

Для измерения интенсивности поглощения света используют сравнительно недорогие и простые по конструкции и в эксплуатации приборы. Они могут быть нерегистрирующими или регистрирующими (с устройством для записи кривой светопоглощения), иметь различную степень монохроматизации света и различные диапазоны длин волн используемого излучения (190...1100 нм). Наиболее простые конструкции приборов для работы в диапазоне длин волн 315...980 нм обычно называют фотоэлектроколориметрами. Эти приборы широко используют в заводских лабораториях при массовых анализах.

Электрохимические методы основаны на процессах, происходящих на электродах или в приэлектродном пространстве. Анализируемыми являются значения потенциала, силы тока, количества электричества, емкости, электропроводности или диэлектрической проницаемости. Эти величины зависят от концентрации определяемых элементов.

Существуют следующие разновидности этого метода анализа: электрогравиметрический, потенциометрическое титрование, потенциометрическое титрование с ионоселективными электродами, кондуктометрическое титрование, полярография, амперометрическое титрование.

1.1.3. ФИЗИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ

Известны несколько десятков разновидностей физических методов анализа. В аналитических лабораториях машиностроительных предприятий в большинстве случаев используют атомно-эмиссионный спектральный, атомно-абсорбционный, рентгено-флуоресцентный и микрорентгеноспектральный методы анализа.

Специальные методы анализа предназначены для определения содержания газов в металлах.

1.1.3.1. АТОМНО-ЭМИССИОННЫЙ СПЕКТРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ

Атомно-эмиссионный спектральный метод основан на использовании спектров излучения элементов. Для этого исследуемую пробу вещества испаряют и возбуждают свечение паров посредством пламени, электрической дуги, высоковольтной искры или другим источником возбуждения. Атомы каждого элемента в возбужденном состоянии испускают волны только определенной длины – характеристическое излучение. Благодаря этому можно проводить анализ не только простых, но и сложных по составу веществ и их смесей.

Интенсивность линии спектра элемента зависит от его концентрации в пробе. С уменьшением концентрации интенсивность многих линий настолько уменьшается, что их нельзя различить. Для определения присутствия элемента пользуются аналитическими, или "последними", линиями, которые можно обнаружить в спектре исследуемой пробы при предельно малой масс. доле элемента. Например, "последней" линией в спектре натрия является линия с длиной волны 589 нм. Эта линия исчезает в спектре при масс. доле натрия, меньшей 10^{-5} %. Перечень линий всех элементов, в том числе "последних", приводится в спектральных атласах. Качественный анализ можно про-

водить визуальным методом по "последним" линиям, используя стилоскопы.

Количественный анализ этим методом основан на зависимости между интенсивностью (яркостью) спектральных линий определяемого элемента и его концентрацией. Для регистрации спектров используют фотографирование или фотоэлектрические приборы.

Визуальный метод регистрации спектра с помощью стилоскопов позволяет осуществлять только полуколичественный анализ и используется, главным образом, для разбраковки сталей и сплавов различных марок. Для этого интенсивность линии анализируемого элемента сравнивают с интенсивностью линии основного элемента сплава. Сравниваемые линии не должны различаться по цвету и должны быть расположены близко друг к другу. Если интенсивности линий приблизительно равны, примерное содержание компонента определяют по таблицам, которые составляют для каждого сплава. Например, для оценки содержания хрома в легированных сталях сравнивают интенсивность некоторых линий хрома с интенсивностью некоторых линий железа.

Применение на практике нашли как стационарные стилоскопы, установленные в лабораториях, так и переносные стилоскопы, позволяющие определять или проверять химический состав сталей и сплавов непосредственно на складах материалов, у деталей работающих или ремонтируемых машин, у сварных швов и т.п.

Количественный спектральный эмиссионный анализ состоит в измерении интенсивности аналитической спектральной линии определяемого элемента и нахождении его концентрации из графика зависимости интенсивности аналитической линии (или отношения интенсивностей аналитической линии и линии стандартного образца) от концентрации определяемого элемента. При проведении анализа важное значение имеют правильный выбор источников возбуждения и подбор стандартных образцов для построения градуировочного графика. Стандартные образцы по своим физическим свойствам и химическому составу должны быть как можно более близки к анализируемым образцам. В качестве источников возбуждения чаще всего используют дугу переменного или постоянного тока и электрическую искру высокого или низкого напряжения.

Использование электрической дуги для возбуждения позволяет добиться более высокой чувствительности определения, чем при использовании искрового возбуждения, но вследствие флуктуации интенсивности во времени точность анализа в этом случае довольно низка (относительная погрешность составляет 5...10 %). Поэтому дуговые источники применяют для качественного анализа и количественного определения микроколичества элементов, когда более важна не точность, а чувствительность метода.

Искровой источник дает достаточно высокую степень возбуждения. Разрушение электрода происходит вследствие испарения вещества, из которого он изготовлен, а также бомбардировки электрода быстрыми ионами. При использовании искрового возбуждения в процессе анализа испаряется 1...5 мг вещества электрода, а при использовании дугового разряда – 10...15 мг. Но при этом интенсивность спектральных линий, получаемых при искровом возбуждении, обладает большей воспроизводимостью, чем при дуговом возбуждении. Таким образом, проигрыш в чувствительности компенсируется выигрышем в точности анализа, необходимом при определении основных элементов сплавов.

На точность и чувствительность анализа существенно влияют материалы используемых электродов. Они должны иметь простой спектр испускания и высокую чистоту, выдерживать высокотемпературный нагрев. Наиболее распространены графитовые и медные электроды. В качестве одного из электродов часто используются анализируемые металлические образцы.

Для атомно-эмиссионного спектрального анализа применяют разнообразные модели спектрометров – приборов, которые осуществляют разложение спектра, – начиная от самых простых с кварцевой оптикой и фотографическим методом фиксации линий спектра и кончая сложными компьютеризированными системами с высокой разрешающей способностью, достигаемой использованием дифракционных и голографических решеток и фотоэлектрическим детектированием линий.

На рис. 1.1.1 приведена схема атомно-эмиссионного спектрометра с дифракционной решеткой в качестве диспергирующего элемента и фотоэлектронным умножителем (ФЭУ) в качестве регистрирующего элемента.

На практике для анализа содержания некоторых металлов в растворах получил применение метод атомно-эмиссионной спектроскопии с использованием пламени в качестве источника возбуждения. Для получения спектра испускания элементов, содержащихся в образце, анализируемый раствор распыляется и вводится в пламя. Излучение пламени попадает в монохроматор, где оно разлагается на отдельные спектральные линии. Интенсивность выбранных линий, характерных для определенного элемента, регистрируют с помощью фотоэлемента, соединенного с электроизмерительным прибором. Концентрацию определяемого элемента рассчитывают по градуировочному графику, построенному по стандартным растворам. Для получения пламени используют смеси ацетилена, водорода, пропана, бутана и других газов с воздухом, кислородом или монооксидом азота, достигаемая температура 1700... 3200 °С.

Сконструированные для этих целей простые приборы с успехом используют для определения содержания металлов, обладающих низкими потенциалами ионизации (литий, натрий, калий и др.), входящими в состав шлаков, сварочных флюсов и некоторых сплавов. Чувствительность определения содержания остальных металлов с высокими потенциалами ионизации мала. Этот недостаток устранен в конструкции аргоновой плазменной горелки с индуктивной связью с температурой 10 000 °С, при которой большая часть атомов или молекул ионизирована. Приборы, основанные на использовании индуктивно связанной плазмы, особенно многоканальные, несмотря на свою высокую стоимость, с успехом применяются при серийных анализах. Состав растворов с 30...60 элементами с весьма высокой чувствительностью анализируются за 30...60 с. Кроме того, отпадает необходимость использования дорогостоящих и дефицитных стандартных образцов сложного состава.

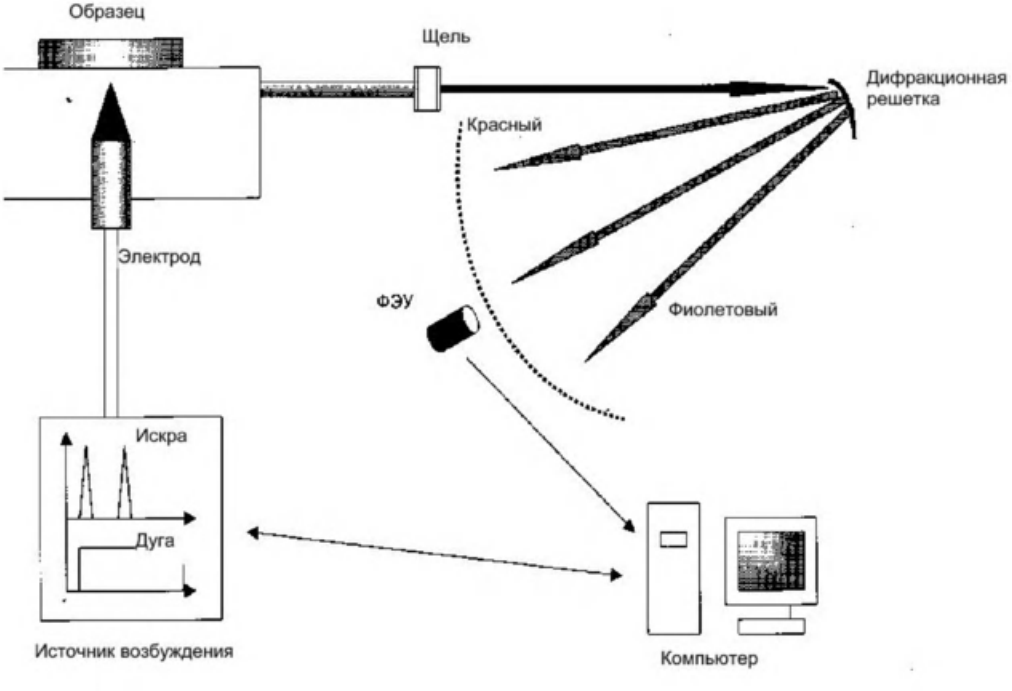


Рис. 1.1.1. Структурная схема атомно-эмиссионного спектрометра

1.1.3.2. АТОМНО-АБСОРБЦИОННЫЙ АНАЛИЗ

Физическая основа атомно-абсорбционной спектрометрии заключается в способности свободных атомов, образующихся при нагревании пробы до 2000...3000 °С, поглощать световое излучение определенной частоты, равной частоте резонансного перехода атома на уровень, ближайший к основному энергетическому состоянию. Как и другие спектральные методы атомно-абсорбционный анализ является относительным, т.е. определение концентрации заданного элемента проводится по градуировочной кривой, построенной по стандартным растворам (эталонам). При соблюдении определенных условий степень поглощения света свободными атомами является линейной функцией концентрации их в анализируемых растворах. Устройство, применяемое для перевода пробы в атомные пары, называется атомизатором.

Важным достоинством атомно-абсорбционного метода являются менее жесткие требования, чем в эмиссионной спектрометрии, к условиям формирования поглощающего слоя ("атомного пара"), поскольку аналитический сигнал, зависящий от числа невозбужденных атомов, сравнительно мало изменяется при небольших колебаниях температуры. Существенно также, что число фиксируемых спектральных линий в условиях атомно-абсорбционного анализа невелико, и поэтому вероятность наложения их друг на друга практически отсутствует.

В атомно-абсорбционном анализе в зависимости от предполагаемого уровня содержания определяемых элементов в пробе, используют пламенные или электротермические (непламенные) атомизаторы. Техника анализа с помощью пламени позволяет осуществить стационарный режим горения и стабильное поступление анализируемого вещества в поглощающий слой, что и определяет, в первую очередь, высокую воспроизводимость. Однако именно стационарность режима наряду с неизбежным уменьшением концентрации определяемого элемента при растворении пробы в конечном счете ограничивают пределы обнаружения. Снизить пределы обнаружения возможно, повысив концентрацию определяемого элемента в поглощающем слое в определенный момент времени. В электротермических атомизаторах это достигается путем ограничения объема поглощающей среды и осуществления импульсного режима испарения.

Выбор длин волн для измерений атомной абсорбции обычно не составляет затруднений. Наиболее чувствительные линии и их относительные интенсивности приведены во многих справочниках. В качестве источников монохроматического излучения применяют лампы с полым катодом или безэлектродные лампы с высокочастотным возбуждением, характеризующиеся узкими линиями испускания и спектром, состоящим из небольшого числа этих линий. При измерении сигнала атомной абсорбции применяют пиковый (амплитудный) или интегральный способ регистрации. Основной спектральной помехой в атомно-абсорбционном анализе считается неселективное (фоновое) поглощение, обусловленное такими эффектами, как рассеяние света, молекулярная абсорбция и др. Для ее учета применяется либо дейтериевый корректор фона, либо корректор на основе эффекта Зеемана.

При выборе условий атомно-абсорбционного анализа основными критериями являются минимум влияний и максимум соотношения сигнал – шум. Хорошим ориентиром для определения оптимальной рабочей области измерений могут служить данные о "характеристических концентрациях" элементов (термин, используемый в атомно-абсорбционном анализе). Под характеристической понимается концентрация элемента в растворе, соответствующая поглощению A = 0,0044 (или пропусканию T = 99 %). Для пламенных методов атомизации характеристические концентрации различных элементов составляют 0,01...10 мкг/мл, для непламенных методов – 0,0001...0,1 мкг/мл. Обычно нижняя граница измерений должна по крайней мере на порядок превышать значение характеристической концентрации. Исходя из ожидаемого содержания определяемого элемента в твердой пробе и значения его характеристической концентрации, легко оценить допустимую степень разбавления пробы при ее растворении. Существенным этапом разработки конкретной методики являются проверка наличия матричных эффектов и неселективного поглощения. Оба эти явления должны быть сведены к минимуму. Для снижения роли матричных влияний широко используют такие приемы, как разбавление растворов, уравнива-

ние концентрации основного компонента в стандартных и рабочих растворах, введение различных специальных добавок и др.

Метод атомно-абсорбционной спектрометрии позволяет определять до 70 элементов Периодической системы. Относительные стандартные отклонения измеряемой величины, характеризующие воспроизводимость аналитических измерений, составляют для пламенных способов атомизации 0,02...0,05, для непламенных – 0,05...0,07.

1.1.3.3. РЕНТГЕНО-ФЛУОРЕСЦЕНТНЫЙ АНАЛИЗ

Целью анализа является определение химического состава пробы макроскопического размера (обычно диаметром 10...40 мм). Наряду с качественным анализом метод позволяет при использовании стандартов-эталонов определять и количественное содержание элементов в анализируемом слое образца-пробы. Обычно глубина этого слоя составляет до 0,1 мм.

Принципы анализа. Рентгеноспектральный анализ основан на изучении рентгеновских характеристических (линейчатых) спектров всех элементов пробы, возбуждаемых либо при облучении пробы электронами с энергией $E \geq$ 20 кэВ (эмиссионное возбуждение), которая должна превышать энергию связи электрона внутреннего уровня (K, L, M) с ядром для всех анализируемых элементов, либо жестким рентгеновским излучением рентгеновской трубки, испускающей кванты с энергией, также превышающей 20 кэВ (флуоресцентное возбуждение).

Бомбардировка пробы электронами или рентгеновскими квантами возбуждает атомы всех элементов, т.е. создает электронные вакансии на внутренних уровнях. Заполнение этих вакансий с более далеких уровней (возвращение в стационарное состояние) приводит к испусканию элементами пробы характеристических рентгеновских спектров, чьи длины волн λ определяются разностью энергий электронов атома на исходном и конечном энергетических уровнях, т.е. однозначно связаны с атомным номером Z (закон Мозли). Для одних и тех же линий одной серии закон Мозли в аналитической форме записывается так:

$$\lambda^{-1} = RA(Z-\sigma)^2. \qquad (1.1.1)$$

Здесь R = 109737,3 см$^{-1}$ – постоянная Ридберга; $\sigma \geq 1$ – постоянная экранирования, $A = n^{-2} - m^{-2}$, где n, m – номер соответственно электронного уровня – главное квантовое число, на котором образовалась электронная вакансия при возбуждении атома, и уровня, электрон с которого заполнил эту вакансию.

Принцип конструкции прибора. Эмиссионное возбуждение приводит к появлению не только характеристического (линейчатого) спектра элемента, но и достаточно интенсивного непрерывного (тормозного) излучения, а также к интенсивному разогреву образца, бомбардируемого электронами высоких энергий. Помимо этого, эмиссионное возбуждение предусматривает помещение исследуемой пробы в вакуум с давлением 0,01 Па. Все эти недостатки отсутствуют в методе флуоресцентного возбуждения. Поэтому приборы для анализа макрообъемов – флуоресцентные рентгеновские анализаторы (ФРА) – практически полностью вытеснили приборы с эмиссионным возбуждением рентгеновских характеристических спектров.

ФРА состоят из трех основных узлов: мощной рентгеновской трубки, генерирующей жесткое рентгеновское излучение, с источником ее питания высоким напряжением; камеры для закрепления исследуемой пробы (проб); рентгеновских спектрометров для регистрации с помощью различных детекторов рентгеновских спектров.

Если ФРА имеет несколько спектрометров-каналов, настраиваемых на регистрацию наиболее интенсивной (аналитической) линии спектра разных элементов, то такой многоканальный прибор называется квантометр. Число одновременно анализируемых элементов в квантометре доходит до 18.

Чаще всего в спектрометрах регистрация проводится с помощью монокристаллов-анализаторов (волновая дисперсия), использующих известное уравнение Вульфа-Брэгга, однако возможно и применение твердотельных детекторов (энергетическая дисперсия, см. подразд. 1.1.3.4). Все спектрометры квантометра "видят" пробу одновременно. В камере для образцов и спектрометрах часто поддерживают вакуум (давление около 1 Па).

Проведение анализа. Выполнение процедуры анализа (кроме подготовки проб) на современных квантометрах максимально автоматизировано, и время анализа обычно со-

ставляет 30...60 с независимо от числа одновременно определяемых элементов. Рентгенофлуоресцентный квантометр может быть использован для количественного определения элементов от фтора ($Z = 9$) до урана ($Z = 92$) в материалах сложного химического состава, в том числе в металлах, сплавах, минералах, стекле, керамике, цементах, металлургических шлаках, сварочных флюсах. Наиболее широко метод используется в металлургии и геологии. Диапазон определяемых масс. долей от 10^{-2}... 10^{-3} до 100 %. Погрешность метода обычно составляет 2...5 % относительных.

Подготовка проб. На результаты анализа влияют общий состав пробы, фазовый состав и зернистость образцов. В связи с этим важное значение приобретают наличие необходимых комплектов стандартных образцов-эталонов, содержание элементов в которых устанавливается точными химическими методами анализа, а также тщательная подготовка проб к анализу. Проба (желательно в виде цилиндра диаметром до 20...35 мм) должна иметь одну плоскую поверхность, не иметь дефектов на поверхности и на глубине до 4... 5 мм. Плоскую поверхность твердых проб получают механической обработкой, параметр шероховатости подготовленной поверхности $Ra \leq 1{,}25$ мкм. В некоторых случаях (металлический лист) не требуется специальная подготовка плоской поверхности. Порошкообразные пробы могут быть спрессованы в специальных формах. Жидкие образцы вливают в маленькие контейнеры, имеющие окно из полимерной пленки.

1.1.3.4. МИКРОРЕНТГЕНОСПЕКТРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ

Микрорентгеноспектральный анализ позволяет определять качественный и количественный элементный состав области на поверхности образца объемом около 1 мкм^3. В своей основе это рентгеноспектральный анализ с эмиссионным возбуждением характеристического рентгеновского излучения (РИ) атомов элементов в объеме образца, облучаемом электронами зонда с энергией 5...50 кэВ. Возбужденное РИ анализируется с помощью рентгеновских спектрометров по длинам волн или энергиям рентгеновских квантов, позволяя определить, какие химические элементы присутствуют в анализируемом объеме. По относительной интенсивности аналитической линии рентгеновского спектра определенного элемента (наиболее яркая линия спектра) измеряют концентрацию этого элемента в облучаемом объеме.

Анализ проводят на микрорентгеноспектральном анализаторе (МАР), электронно-зондовом анализаторе или на микрозонде. МАР позволяет анализировать элементы от бериллия ($Z = 4$) (в некоторых приборах от Li) до урана ($Z = 92$).

Локальность анализа определяется размером того объема образца, в котором возбуждается РИ. Она отчасти зависит от диаметра зонда и энергии электронов, но в большей степени определяется проникающей способностью рентгеновских лучей и не может быть меньше, чем 0,5...1 мкм. Поэтому применение для МАР зонда диаметром менее 0,2...0,5 мкм нецелесообразно, так как такой зонд, не изменяя практически локальность, лишь снижает интенсивность возбуждаемого РИ.

Чувствительность анализа зависит от атомного номера Z определяемого элемента и составляет 1...10 % (масс. доля) для элементов с $Z \leq 8$ и сотые доли процента (масс. доля) для элементов с $Z > 12$.

Погрешность количественного анализа также зависит от атомного номера определяемого элемента и равна обычно 1...5 % относительных для элементов с $Z > 10$. Для более легких элементов точность в несколько раз ниже.

Хотя локальность анализа около 1 мкм, общепризнанно, что диаметр анализируемых включений (частиц фазы) для достоверного определения их химического состава должен быть не менее 3...5 мкм.

Длины волн рентгеновских спектров, по которым проводят анализ, практически не зависят от степени ионизации атомов. Поэтому МАР позволяет проводить только элементный анализ, не определяя, в каком виде этот элемент присутствует в образце.

Конструкция МАР. Принципиальная схема прибора была предложена в конце 40-х годов независимо И.Б. Боровским (СССР) и Р. Кастеном (Франция). Все промышленно выпускаемые в настоящее время установки состоят из трех основных частей:

- *электронно-оптической системы* для получения на образце сфокусированного пучка электронов диаметром от 0,005 до 1 мкм с энергией, варьируемой оператором от 5 до 50 кэВ*;

*Эта часть практически одинакова для МАР и растрового электронного микроскопа (РЭМ). Поэтому современные приборы могут работать как МАР и как РЭМ с возможностью получать изображение в РИ (см. рис. 1.1.2).

• одного или нескольких *рентгеновских спектрометров* для анализа возбужденного РИ по длинам волн или энергиям рентгеновских квантов и измерения интенсивности определенной спектральной линии;

• светового *микроскопа* с увеличением ×300...450 для выбора анализируемого участка на образце.

Электронно-оптическая система и спектрометры работают в вакууме при давлении не более 0,1 и 1 Па соответственно, чтобы предотвратить поглощение электронов и рентгеновских лучей воздухом.

Для получения зонда малого диаметра объективная линза и апертурная диафрагма должны располагаться близко от образца. С целью увеличения регистрируемой интенсивности рентгеновского излучения угол его отбора в спектрометр (угол выхода) должен быть не менее 15°, иначе поглощение рентгеновского излучения в поверхностном слое образца будет чрезмерно велико. Кроме того, оптическая ось объектива светового микроскопа должна быть перпендикулярна поверхности образца. Конструктивно перечисленные выше требования могут выполняться по-разному. Один из вариантов показан на рис. 1.1.2.

Длиннофокусный объектив светового микроскопа (т.е. малое увеличение) позволяет визуально наблюдать катодолюминесценцию.

Рентгеновские спектрометры. Спектрометры *волновой дисперсии* основаны на том, что кристалл-анализатор (монокристалл с плоскостью среза (*hkl*)) отражает рентгеновское излучение с длиной волны λ под определенным углом θ в соответствии с условием Вульфа-Брэгга $2d_{hkl}\sin\theta = n\lambda$. В связи с тем, что диапазон регистрируемых длин волн велик (рис. 1.1.3), спектрометры оснащаются набором сменных кристалл-анализаторов: стеаратом свинца (d_{hkl} = 4,9 нм), слюды (d_{hkl} = 1 нм), пентаэритрита (d_{hkl} = 0,44м), кварца (d_{hkl} = = 0,335 нм). Число волновых спектрометров в современных МАР – не менее четырех. В качестве детекторов рентгеновского излучения в спектрометрах применяют проточные и отпаянные пропорциональные счетчики (реже – сцинтиляционные).

Спектрометры *энергетической дисперсии* имеют твердотельные детекторы рентгеновского излучения (ТД), в качестве которых обычно используют дрейфовые диоды на основе Si. Их энергетическое разрешение составляет около 150 эВ (по сравнению с 10 эВ в спектрометрах волновой дисперсии), что является достаточным для разделения РИ соседних элементов. Поэтому в этих спектрометрах кристалл-анализаторы не применяются, а, значит, интенсивность РИ на входе ТД в 100 (иногда и более) раз выше, чем на входе в детектор волнового спектрометра. Для снижения уровня собственного шума ТД постоянно охлаждают жидким азотом.

Усиленный сигнал от ТД подается в амплитудный анализатор, где происходит разделение сигналов от рентгеновских квантов разных энергий, зарегистрированных ТД. С помощью компьютера весь спектр представляется на экране дисплея в координатах "число рентгеновских квантов – энергия кванта". Для

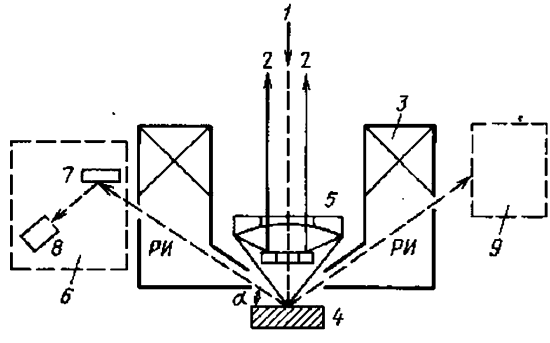


Рис. 1.1.2. Расположение электронной, оптической и рентгеновской системы в МАР (фирмы "Хитачи" и "Филипс"):

1 – электронный зонд; *2* – световой пучок; *3* – объективная линза; *4* – образец; *5* – объектив светового микроскопа; *6* – спектрометр волновой дисперсии; *7* – кристалл-анализатор; *8* – детектор рентгеновских квантов; *9* – спектрометр энергетической дисперсии

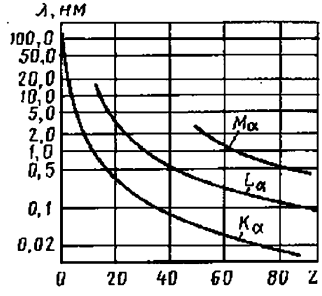


Рис. 1.1.3. Зависимость длины волны λ *K*-, *L*- и *M*-серий от атомного номера *Z*

удобства предусмотрено, что компьютер преобразует шкалу энергий в символы химических элементов. Таким образом, в этих спектрах РИ всех химических элементов образца с $Z \geq 9$(F) регистрируется одновременно в течение заданного времени (рис. 1.1.4).

В современных приборах рутинные исследования чаще всего выполняют с помощью спектрометров энергетической дисперсии, используя волновую дисперсию для прецизионных измерений.

Количественный анализ элементного состава. Интенсивность линии РИ i-го элемента пропорциональна количеству его атомов N_i в облучаемом объеме. Коэффициент пропорциональности зависит от энергии электронов зонда эффективности возбуждения РИ и его поглощения в образце. Его трудно рассчитать, поэтому измеряют относительную интенсивность $K_i = I_{i\text{обр}}/I_{i\text{эт}}$, где $I_{i\text{обр}}$, $I_{i\text{эт}}$ – интенсивность излучения, соответственно, образца и эталона. В качестве эталона используют либо химически чистый элемент, либо химическое соединение, содержание i-го элемента в котором точно известно.

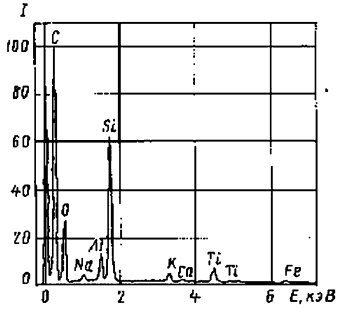


Рис. 1.1.4. Зависимость относительной интенсивности рентгеновского излучения химических элементов от энергии

При этом $K_i = f_1 f_2 f_3 C_i$, где C_i – масс. доля i-го элемента в анализируемом объеме; f – поправки на различие в образце и эталоне: среднего атомного номера (f_1), коэффициента поглощения РИ i-го элемента (f_2), на увеличение $I_{i\text{обр}}$ за счет флуоресцентного возбуждения РИ i-го элемента РИ других элементов, содержащихся в анализируемом объеме образца (f_3). Значения поправок рассчитывают по специальной программе с помощью компьютера, входящего в комплект прибора, и получают значения C_i по измеренным значениям K_i. Все современные приборы комплектуются эталонами (на 10...30 элементов) и программой расчета концентраций элементов по измеренным значениям K_i для всех основных элементов, содержащихся в анализируемом объеме.

Для количественного анализа распределения i-го элемента по площади образца необходимо провести измерения во всех интересующих точках. Однако качественную информацию о распределении i-го элемента по площади можно получить, если настроить спектрометр на регистрацию аналитической линии этого элемента и использовать сигнал детектора для модуляции яркости свечения экрана ЭЛТ. Таким путем получается изображение распределения i-го элемента по сканируемой площади с разрешением около 1 мкм.

Возможно также движение зонда по выбранной строке растра по вертикали, это на экране ЭЛТ даст изображение интенсивности РИ i-го элемента, что позволяет получить полуколичественную информацию.

Подготовка объектов для анализа в МАР. Анализируемая поверхность должна быть плоской, без рисок и рельефа, иначе интенсивность РИ из-за изменения пути, проходимого в образце, может измениться на несколько процентов, что недопустимо при количественном анализе.

Шлиф следует готовить с применением алмазной пасты и "мокрого" полирования, а после этого тщательно промывать. При подготовке шлифов не следует использовать абразивные материалы, содержащие элементы, входящие в состав пробы (например, оксид хрома при анализе на Cr или оксид алюминия – на Al).

Травления следует избегать, так как оно может привести к образованию рельефа и к

изменению состава анализируемого слоя. Если на полированном шлифе нельзя увидеть интересующие особенности структуры, то место анализа можно "обколоть" на микротвердомере, а затем снова провести полирование.

При изучении неэлектропроводных объектов их следует напылять тонким (10...50 нм) проводящим слоем так же, как и при изучении в РЭМ.

Основные области применения МАР. Наиболее часто анализ используют для идентификации включений или выделений вторых фаз, в том числе в изломах (состав, распределение). Особое место в этой области применения занимает анализ неметаллических включений в сталях.

Большое число исследований связано с изучением распределения элементов на поперечных шлифах с целью определения коэффициентов диффузии и анализа диффузионных слоев, образующихся при химико-термической обработке. К этому же типу исследований относятся разработка и контроль технологии нанесения покрытий на поверхность деталей и изучение взаимодействия деталей со средой.

Анализ неоднородности распределения элементов позволяет изучать сегрегации, возникающие при затвердевании или в процессе термообработки, кинетику выделения и растворения фаз.

Возможности МАР значительно расширились благодаря использованию сканирования и получению изображения одного участка объекта во вторичных и отраженных электронах, а также в РИ с последующим проведением качественного и количественного элементного анализа в выбранных точках.

Оснащение комбинированного МАР-РЭМ-прибора компьютером позволяет достаточно быстро проводить элементный и микроструктурный анализ.

1.1.3.5. ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ГАЗОВ В МЕТАЛЛАХ

Газовые примеси в металлах – кислород, азот и водород – содержатся в сталях, чугунах, цветных, благородных, редких металлах и их сплавах в виде неметаллических включений, твердых растворов, химических соединений, газовых пузырей, сорбированных слоев.

Вследствие наличия определяемых элементов в окружающей среде необходимо проведение экспериментов в вакууме или инертном газе. Из-за прочных химических связей с металлами следует проводить анализ в экстремальных условиях, например при высоких температурах.

Основным и наиболее распространенным методом определения газов в металлах является высокотемпературная газовая экстракция, разновидности которой – плавление в токе инертного газа-носителя и вакуум-плавление. Для определения водорода в ряде случаев применяется метод вакуум-нагрева или нагрева в токе газа-носителя.

Сущность метода высокотемпературной экстракции (независимо от его модификации) состоит в максимально полном извлечении определяемого элемента в газовую фазу с последующим определением состава и количества выделившихся газов.

Для определения содержания газов в металлах с помощью высокотемпературных процессов разработаны различные приборы. Выбор оптимального метода экстракции для каждого конкретного вида аппаратуры зависит от природы и размера пробы, определяемых элементов, требований к чувствительности, точности, экспрессности, стоимости анализа и др.

Установка (прибор) для определения газов в металлах включает в себя высокотемпературную печь с графитовым тиглем, работающим в вакууме или инертном газе, систему перевода выделившихся при анализе газов в анализатор, собственно анализатор газов и систему автоматизации и управления прибором. Анализ выполняют следующим образом. Пробу массой 1 г помещают в загрузочное устройство прибора, тигель дегазируют до получения поправки контрольного опыта, не превышающей $1 \cdot 10^{-4}$ % (масс. доля), сбрасывают пробу в тигель, после чего состав и количество выделившихся газов определяют с помощью газоанализатора.

В качестве экстракционной печи чаще всего используют импульсную печь, представляющую собой малогабаритную графитовую капсулу, которая нагревается за счет пропускания через нее мощного импульса электрического тока. Достигаемая при этом температура – около 3000 °С.

Реже используются другие виды экстракционных печей, в частности индукционные и печи сопротивления. В качестве газоанализатора применяются инфракрасные спектрофотометры, хроматографы, катарометры и др.

Перевод определяемых элементов в газовую фазу осуществляется следующим образом. Кислород в процессе плавления пробы восстанавливается углеродом тигля:

$$[O] + [C] \rightarrow CO\uparrow.$$

Поскольку при использовании графитового тигля всегда имеется избыток восстановителя, а вакуум (или инертный газ) способствует сдвигу реакции в сторону образования монооксида углерода, то практически полное удаление кислорода из расплава происходит за очень короткое время (не более 1...2 мин).

Азот, находящийся при расплавлении пробы в атомарном состоянии, образует на поверхности расплава молекулы, которые переходят в газовую фазу:

$$2[N] \rightarrow N_2\uparrow.$$

Аналогично из расплава выделяется водород:

$$2[H] \rightarrow H_2\uparrow.$$

Особенностями поведения водорода являются его высокая диффузионная подвижность и сравнительно небольшая прочность гидридов при высоких температурах. Поэтому для определения содержания водорода часто применяют специальные установки, в которых используются нагрев до 1100...1200 °С без расплавления образца или плавление при сравнительно невысоких температурах 1600... 1700 °С. При анализе тугоплавких или легколетучих металлов используют плавень (ванну). В первом случае ванна позволяет снизить температуру плавления пробы, во втором – уменьшить парциальное давление материала пробы и таким образом снизить поглощение выделившихся газов сорбционно-активными возгонами легколетучего компонента.

Методы высокотемпературной экстракции позволяют определять масс. доли кислорода и азота от $(1...3)\cdot10^{-4}$ % до нескольких процентов, водорода – $(1...3)\cdot10^{-5}$ %. Калибровку приборов можно производить как с помощью металлических стандартных образцов, так и с помощью аттестованных газов и их смесей. При метрологической оценке методик определения газов в металлах следует учитывать поправку контрольного опыта, поверхностные загрязнения пробы, чистоту газаносителя и другие факторы, специфичные для этого вида анализа.

Широкое распространение методов газовой экстракции для определения кислорода, азота и водорода объясняется сочетанием хороших метрологических характеристик с высокой скоростью, простотой и относительно невысокой стоимостью.

Из других методов определения газов следует, прежде всего, отметить группу активационных методов анализа. Среди них наибольшее распространение получил метод определения кислорода активацией быстрыми нейтронами с помощью нейтронных генераторов. Метод основан на взаимодействии нейтронов с энергией около 14 МэВ с содержащимся в образце кислородом ^{16}O. В результате этого взаимодействия по реакции $^{16}O(n, p)^{16}N$ образуется β-радиоактивный изотоп ^{16}N с периодом полураспада 7,4 с. Мерой содержания кислорода в исследуемом образце является активность, обусловленная распадом изотопа ^{16}N.

Основные достоинства метода – экспрессность (время анализа не превышает 1...2 мин), сочетание высокой чувствительности с высокой точностью, возможность использования образцов массой до 50 г, проведение анализа без разрушения образца. Недостаток – необходимость работы с радиоактивным излучением (специальные помещения, защита и т.п.). Метод применяют при контроле качества титана, которое сложно анализировать методом высокотемпературной экстракции, а также как сравнительный метод при изготовлении стандартных образцов.

При необходимости анализа высокочистых веществ, полупроводниковых материалов используют активационный анализ с бомбардировкой заряженными частицами ^3He-3 для определения содержания кислорода и протонами для определения содержания азота по реакциям $^{16}O(^3He, p)^{18}F$ и $N(p, \alpha)^{11}C$. С помощью этих методов достигается очень высокая чувствительность – $10^{-7}...10^{-8}$ % (масс. доля).

В ряде случаев содержание газов в сталях и некоторых цветных металлах определяют с помощью атомно-эмиссионного анализа. Он дает возможность одновременно определять содержание всех элементов – матричных, легирующих, примесных, газовых – одним методом. С этой целью проводятся специальная модернизация прибора и разработка методического обеспечения. Однако достигаемые метрологические характеристики в этом случае

уступают характеристикам методов газовой экстракции и активационных. Для определения содержания газов в металлах можно использовать также твердотельную масс-спектрометрию, однако это целесообразно только при анализе высокочистых веществ.

Существуют химические методы определения содержания кислорода и, особенно, азота, однако на практике они применяются редко из-за длительности анализа и невысокой точности.

1.1.3.6. ФРАКЦИОННЫЙ ГАЗОВЫЙ АНАЛИЗ

Характерной особенностью газовых примесей является их достаточно высокая растворимость в жидком металле, значительно превышающая растворимость в твердом металле. В процессах охлаждения и кристаллизации расплава газовые примеси сегрегируют и выделяются в свободном состоянии и в виде неметаллических включений, которые неравномерно распределяются в объеме металла. Таким образом, проблема контроля неметаллических включений в стали является основанной на оценке не только общего количества включений, но и их фазового состава, размеров, распределения в металле, оценки влияния состава для сталей конкретного назначения.

Количество, природа и характер распределения неметаллических включений в значительной степени определяют качество металлов и сплавов. Применение количественных методов анализа неметаллических включений обеспечивает необходимую точность и достоверность оценки качества металла.

Для анализа морфологии и состава включений используют методы локального рентгеноспектрального анализа с помощью микрозондов, оснащенных системами анализа изображения, или способы электрохимического выделения осадков с последующим их анализом. Методы электрохимического выделения осадка с последующим химическим анализом дают, как правило, заниженные результаты из-за потерь в процессе выделения. Анализ одного образца с применением методов электрохимического осаждения включений занимает около двух дней, анализ представительной площади шлифа (160 мм^2 по ГОСТ 1778) с помощью микрозонда и анализатора изображения занимает около одного дня работы.

Методы горячей экстракции в несущем газе (методы сжигания) позволяют с высокой точностью определять содержание любой из газовых примесей, однако результирующие интегральные значения содержания газообразующих примесей недостаточно полно характеризуют свойства металла.

Фракционный газовый анализ (ФГА) представляет собой модификацию метода восстановительного плавления в графитовом тигле в токе несущего газа при заданной скорости нагрева образца. Метод анализа основан на различии температурных зависимостей термодинамической прочности нитридов и оксидов, в которых находится основная часть связанного в металле азота и кислорода.

При повышении температуры расплава оксидные неметаллические включения R_xO_y, содержащиеся в объеме расплава, в соответствии с их термодинамической прочностью восстанавливаются углеродом и кислород экстрагируется из углеродистого расплава в виде монооксида углерода CO по одной из возможных реакций – с образованием расплава металла, раствора или карбида образующего оксид компонента.

В случае карботермического восстановления оксида R_xO_y из расплава с переходом в насыщенный углеродом раствор образующего оксид компонента протекает реакция

$$R_xO_y\,(\text{твердый}) + y[C] \rightleftarrows x[R] + yCO\,(\text{газ}). \qquad (1.1.2)$$

Анализ константы равновесия реакции $K_{p1} = \dfrac{a_R^x p_{CO}^y}{a_{R_xO_y} a_C^y}$ показывает, что значения активности углерода a_C и активности оксида $a_{R_xO_y}$ равны единице для насыщенного углеродом расплава, взаимодействующего с чистым оксидом R_xO_y. Значение константы равновесия K_p при данной температуре будет определяться произведением парциального давления оксида углерода p_{CO} на активность металла a_R в насыщенном углеродом расплаве. При постоянном парциальном давлении оксида углерода p_{CO} в печи анализатора температура восстановления оксида зависит от активности образующего оксид элемента R в анализируемом расплаве и, следовательно, его состава.

В случае карботермического восстановления оксидов сильных карбидообразующих элементов, начиная с некоторой концентрации данного элемента, в расплаве могут образовываться соответствующие карбиды по реакции

$$R_xO_y + (y+z) \rightleftarrows R_xC_z + y\text{CO (газ)}. \qquad (1.1.3)$$

Константа равновесия данной реакции $K_{p^2} = \dfrac{a_{R_xC_z} p_{CO}^y}{a_{R_xO_y} a_C^{(y+z)}}$ показывает, что в данном случае константа равновесия K_p при заданной температуре определяется только парциальным давлением моноксида углерода p_{CO} над расплавом и не зависит от концентрации образующего карбид металла. Процесс образования карбидов возможен в анализируемом расплаве данного состава только при достижении определенной концентрации карбидообразующего элемента.

При высокой температуре анализа и малой скорости нагрева графитового тигля с образцом, стремящейся к нулю, процессы тепло- и массообмена протекают весьма быстро. Как показали эксперименты, концентрация углерода в расплаве соответствует насыщенной. Можно предположить, что в условиях ФГА в расплаве нет градиентов концентраций и температур. Реакции карботермического восстановления оксидных включений протекают квазистатически. Следовательно, при заданном парциальном давлении оксида углерода в камере анализатора для каждого восстанавливаемого углеродом оксида в расплаве заданного состава может быть определена термодинамическая температура начала восстановления $T_н$, ниже которой данный оксид не может быть восстановлен углеродом. Интервал температур восстановления в условиях ФГА для каждого из оксидов зависит от состава расплава, парциального давления оксида углерода в реакционном пространстве, скорости нагрева анализируемого расплава.

Основным параметром идентификации, определяющим соответствие полученного пика тому или иному оксиду, является температура начала карботермического восстановления оксида в условиях анализа ($T_н$).

В отличие от методов локального анализа, разработанных для изучения относительно небольшого числа частиц, ФГА позволяет определить средний фазовый состав и количество кислорода в основных группах оксидных включений. Современные анализаторы газовых примесей обладают функцией фракционного разделения. Конструкция газоанализаторов предусматривает использование аналитической печи импульсного нагрева, в которой нагревателем является графитовый тигель. Для фракционного газового анализа необходимо использовать двойные графитовые тигли: внешний – нагреватель и внутренний, что обеспечивает равномерность температурного поля во всей области протекания реакции.

Для определения температуры образца используют калибровку температуры тигля по мощности печи, заложенную в программное обеспечение производителя. Точность измерения температуры в данном методе определяется правильностью калибровки, применением двойных графитовых тиглей и учетом необходимой скорости нагрева. Использование графитовых тиглей различных производителей, различающихся геометрией и удельным электросопротивлением, требует проведения дополнительной температурной калибровки.

Процесс анализа начинается с момента сброса образца в предварительно дегазированный и нагретый до заданной температуры графитовый тигель анализатора.

На рис. 1.1.5 приведены результаты ФГА образца стали на анализаторе ТС-436 фирмы LEGO при нагреве анализатора с 1200 до 2200 К со скоростью нагрева 2...5 К/с. Образующийся в результате реакции оксид углерода доокисляется до диоксида улерода в специальной колонке, заполненной оксидом меди при температуре 400 °С. Концентрацию диоксида углерода в газе-носителе измеряют в анализаторе детектором по абсорбции CO_2 излучения спектральной линии 4,27 мкм в инфракрасной области спектра.

По результатам ФГА массовая доля кислорода, находящегося в форме оксидов некоторого химического состава, определяется через площадь пика на кривой газовыделения CO_2 (эвалограмме), который отвечает восстановлению включений данного типа, следующая:

$$O_{окс} = \frac{F}{w} \int_{t_н}^{t_к} I_{CO_2}(t)dt,$$

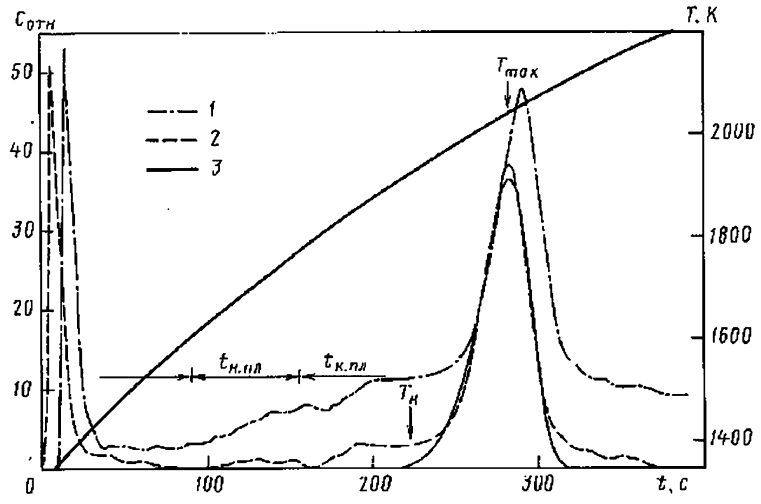


Рис. 1.1.5. Зависимость от времени относительной концентрации газа $C_{отн}$ из образца стали, раскисленной алюминием, в процессе ФГА в анализаторе ТС-436 LEGO:

1 – исходная зависимость; *2* – то же, после коррекции базовой линии; *3* – пик выделенного оксида; $T_н$ и T_{max} – температура соответственно начала восстановления оксида и максимума пика газовыделения; $t_{н.пл}$, $t_{к.пл}$ – время соответственно начала и конца плавления

где F – калибровочный фактор; w – масса образца; $I_{CO_2}(t)$ – скорость поступления CO_2 в инфракрасную ячейку газоанализатора, выраженная в единицах прибора; $t_н$, $t_к$ – время соотвстственно начала и конца пика газовыделения.

Калибровочный фактор имеет физический смысл содержания кислорода в единице площади под кривой газовыделения и определяется калибровкой прибора по газовым смесям известного состава или калибровочным образцам с известным содержанием кислорода.

Первый пик на кривой газовыделения после сброса образца в графитовый тигель связан с экстракцией кислорода, адсорбированного на поверхности образца. При нагреве до температуры плавления из образца может быть экстрагирован только кислород, связанный с поверхностью, что объясняется малой диффузионной подвижностью кислорода в твердом металле. Эксперименты показывают, что в период от момента сброса в тигель анализатора до начала плавления с поверхности, предварительно обработанного надфилем и промытого четыреххлористым углеродом стального образца, выделяется 0,0002...0,0006 % (масс. доля) кислорода. В случае продолжительного хранения подготовленного аналогичным образом образца железа в эксикаторе, пик кислорода, связанный с поверхностью, может достигать 0,001... 0,0015 %.

Диаграммы состояния большинства анализируемых металлов с углеродом характеризуются наличием эвтектики с существенно более низкой температурой плавления по сравнению с температурой плавления исследуемого металла. Температура плавления эвтектики ($T_э$) в системе железо–углерод составляет 1426 К, никель–углерод – 1593 К, что значительно (на 350...380 К) ниже, чем температура плавления исследуемого металла. Вследствие этого процесс плавления образца начинается на контактной поверхности металл–графит с образованием обогащенного углеродом расплава. При этом расплав, насыщаясь углеродом, растекается по поверхности графитового тигля. Масс. доля углерода, достигаемая при анализе в графитовом тигле образцов железа, при температурах нагрева выше 1500 К практически совпадает с предельными масс. долями насыщения углеродом в соответствии с диаграммой состояния железо–углерод.

Процесс образования расплава для скорости нагрева образца 2...5 К/с начинается при повышении температуры на 30...50 К по сравнению с температурой соответствующей эвтектики ($T_э$) и заканчивается при повышении

температуры на 100...150 К над $T_э$ в зависимости от заданной скорости нагрева. Восстановление оксидных неметаллических включений, содержащихся в металле, представляет сложный процесс, включающий несколько стадий:

плавление образца и растекание расплава по графитовому тиглю;

диффузию углерода из графитового тигля в материал образца;

диссоциацию и восстановление оксидных включений углеродом в расплаве с образованием пузырьков CO;

внутренний массоперенос продуктов реакции к поверхности образца;

отвод продуктов реакции от реакционной поверхности и массоперенос в газовой фазе.

Таким образом, процесс фракционного газового анализа можно условно разделить на три периода, различающихся условиями протекания реакции термического восстановления оксидов углеродом.

К первому периоду относится период от момента сброса образца в тигель анализатора до начала его плавления. При этом из образца экстрагируется только кислород, связанный с поверхностью. При наличии оксидной пленки на поверхности образца наблюдается раздвоение первого пика газовыделения. Процесс протекает в диффузионном режиме восстановления и существенно зависит от формы, химического состава образца и качества его поверхности.

Второй период – период с момента начала плавления образца до момента окончания плавления и насыщения расплава углеродом. Контроль процесса восстановления оксидов в данном интервале носит смешанный характер из-за взаимного наложения процессов диффузии углерода и плавления образца. Процесс восстановления оксидов характеризуется наличием значительных градиентов температур и концентраций углерода. Значительное влияние на процесс восстановления оксидов в данном интервале температур оказывают масса, форма и химический состав образца, также скорость его нагрева.

Началом третьего периода анализа считается момент окончания формирования капли расплава в графитовом тигле анализатора. Концентрация углерода в расплаве в каждый момент времени близка к насыщенной для данной температуры. При высоких температурах (1800...2300 К), когда скорость нагрева графитового тигля с образцом достаточно мала (2...5 К/с), в анализируемом расплаве отсутствуют градиенты температур и концентраций. Процессы восстановления включений протекают с небольшой скоростью вблизи состояния равновесия. В каждый момент времени устанавливается локальное термодинамическое равновесие. Количество оксидов в расплаве невелико, и их восстановление не приводит к сколько-нибудь заметному изменению концентрации восстанавливаемого элемента в расплаве.

На рис. 1.1.6 приведены рассчитанные области температур восстановления оксидов углеродом при ФГА для образцов, химический состав которых соответствует низколегированным сталям. Расчет проводили с учетом изменения концентраций легирующих компонентов в пределах марочного состава. Теоретические температуры начала восстановления наиболее часто встречающихся оксидов заметно отличаются друг от друга, что позволяет надежно разделять эти оксиды в процессе анализа.

Термодинамические расчеты показывают, что температуры начала восстановления оксидов железа, марганца, титана находятся в интервале температур, характерных для первого и второго периодов анализа, что приводит к существенным затруднениям при идентификации оксидов по кривым газовыделения.

На рис. 1.1.7 приведено сравнение расчетных и экспериментальных значений температур начала восстановления $T_н$ оксида алюминия при ФГА в сплавах на основе железа, никеля и для модельного сплава Fe – 18Cr – 9Ni, раскисленного алюминием. Давление оксида углерода CO в случае модельной установки принимали равным 10^5 Па. Можно видеть хорошее соответствие экспериментальных и расчетных данных. Температуры начала восстановления существенно зависят от содержания алюминия в стали.

Все оксидные неметаллические включения в стали представляют собой смеси или растворы оксидов. Восстановление включений сложного состава в процессе ФГА определяется составом включения и составом металла. На рис. 1.1.8 представлены значения рассчитанных температур начала восстановления включений $T_н$ для оксидной системы $CaO{\cdot}Al_2O_3$ при ФГА, показывающие существенное влияние состава включений на значение $T_н$.

Возможности метода фракционного газового анализа можно продемонстрировать на примере исследования неметаллических включений в государственном стандартном образце

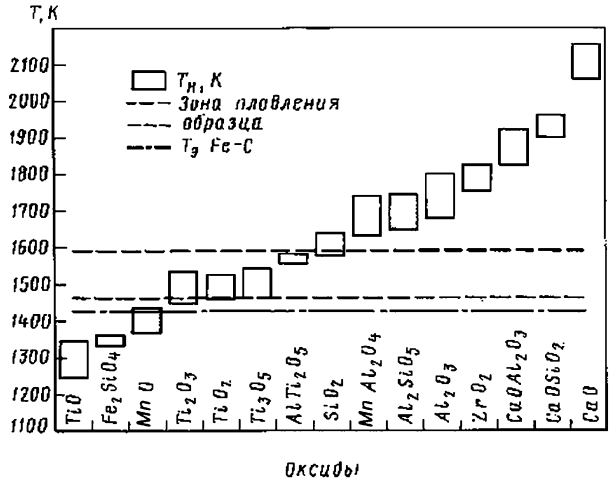


Рис. 1.1.6. Области температур восстановления оксидов при ФГА в образцах, химический состав которых соответствует низколегированным сталям. Штриховыми линиями указаны T, – температура эвтектики железо–углерод и область плавления образца стали в условиях ФГА

(ГСО СГ-1) углеродистой стали (сталь 45), раскисленной алюминием. Общая масс. доля кислорода (0,003 ± 0,0005 %) и равномерность распределения неметаллических включений в образце определены специфическими требованиями. Для исследования оксидных включений использовали методы ФГА и количественной металлографии. Фракционный газовый анализ выполняли на анализаторе ТС-436 со скоростью нагрева 2...3 К/с. Был выполнен химический анализ включений в стандартном образце СГ-1 (осадка после электрохимического выделения включений). Состав (масс. доля, %) неметаллических включений в стали (ГСО СГ-1) следующий: вкл. общ. – 0,127; SiO_2 – 0,0012; Al_2O_3 – 0,0089; FeO – 0,0028; MgO + CaO – 0,000017; MnO – 0,00013.

Основная масса кислорода в стали (68 %) находится в виде включений глинозема, остальная часть присутствует в виде оксидов железа и кремния. Проведенное микрорентгеноспектральное исследование включений на анализаторе "Camebax" также подтвердило преобладание включений глинозема в образце.

Исследования количественного состава неметаллических включений оксидов алюминия проводили на анализаторе изображения ГА-3001 по 1750 полям зрения при увеличении ×200 на площади 54,4 мм^2 с разрешающей

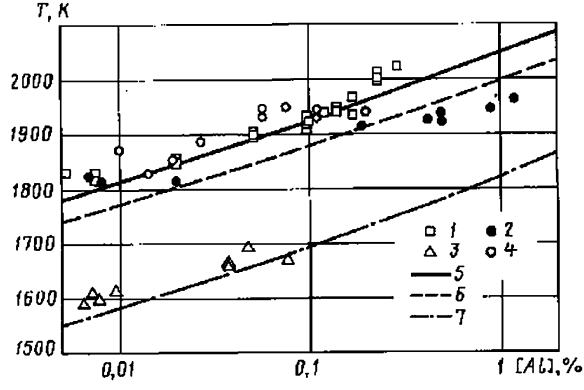


Рис. 1.1.7. Температура $T_н$ начала восстановления оксида алюминия из расплавов на основе железа и никеля в условиях ФГА:

1 – сплавы Fe–Al; *2* – то же (модельная установка); *3* – сплавы Ni–Al; *4* – сплавы Fe–18Cr–9Ni; *5* – расчет для Fe–Al; *6* – расчет для Fe–Al (модельная установка, $p_{CO} = 10^5$ Па); *7* – расчет для Ni–Al

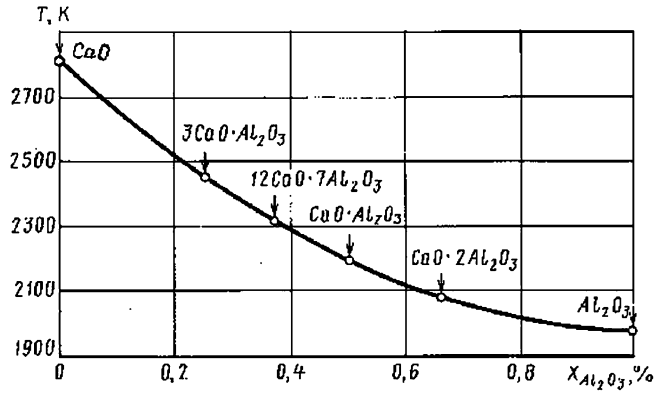


Рис. 1.1.8. Зависимость термодинамической температуры начала восстановления $T_н$ включений алюминатов кальция от концентрации оксида алюминия $X_{Al_2O_3}$ в оксидной системе $CaO–Al_2O_3$

способностью 0,5 мкм (рис. 1.1.9). Была определена объемная доля включений Al_2O_3 для разных размерных групп. Размерные группы выделялись по площади неметаллических включений на поверхности шлифа. Выделены следующие группы: 0 – 2,0; 0 – 4,0; 0 – 6,0; 0 – 8,0; 0 – 10,0 мкм^2; все обнаруженные включения. Масс. доля кислорода (%), связанного в оксидные включения, по данным металлографического анализа была рассчитана по формуле

$$O_{окс} = 100\frac{S_{част}\rho_{окс}yM_O}{S_{общ}\rho_{матр}M_{окс}},$$

где $S_{общ}$ – просмотренная площадь шлифа; $S_{част}$ – суммарная площадь зафиксированных сечений частиц; $\rho_{окс}$ – плотность оксидных включений; $\rho_{матр}$ – плотность металлической матрицы; M_O – атомная масса кислорода; $M_{окс}$ – атомная масса оксида; y – стехиометрический коэффициент при атоме кислорода в формуле оксида. Масс. доля всех обнаруженных включений Al_2O_3 составила 0,0034 %, что в пересчете соответствует 0,00095 % (масс. доля) кислорода.

Часть мелких включений размером, меньшим 0,5 мкм, не учитывалась при анализе включений и результаты несколько занижены, что соответствует представлениям о том, что содержание кислорода во включениях размером менее 0,2 мкм не превышает 2 % от его общего содержания.

Результаты фракционного газового анализа образцов на анализаторе ТС-436 при нагреве со скоростью 2...3 К/с считывались из буфера прибора в виде файлов и далее обрабатывались с помощью специальной компьютерной программы. Результаты определения концентрации кислорода по десяти параллельным образцам приведены в табл. 1.1.1. Количество

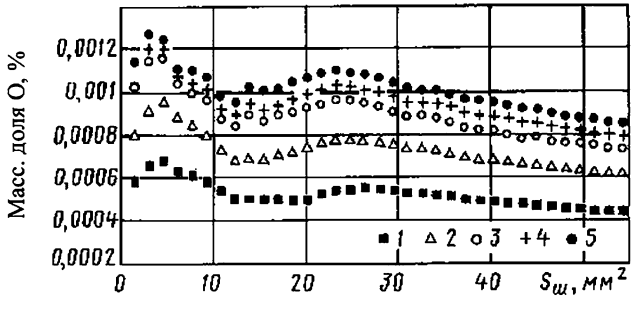


Рис. 1.1.9. Результаты количественного анализа включений оксида алюминия в стали 45 (в пересчете на содержание кислорода). Размеры включений, мкм^2:
1 – 0...2; *2* – 0...4; *3* – 0...6; *4* – 0...8; *5* – все включения; $S_ш$ – площадь шлифа

1.1.1. Результаты ФГА образцов – проб из стали 45 (ГСО СГ-1)

№ образца – пробы	Масс. доля кислорода, 10^{-4} %				$T_н$, К
	Общая	На поверхности	В оксидной фазе	В оксиде алюминия Al_2O_3	
1	25,8	4,6	19,7	10,2	1865
2	26,9	5,9	19,2	9,6	1879
3	26,9	5,6	19,6	11,4	1874
4	25,3	5,5	16,9	9,9	1884
5	25,9	5,6	18,6	10,7	1857
6	21,6	2,9	15,5	9,4	1878
7	24,5	5,8	16,6	9,4	1866
8	22,7	3,8	17,1	9,6	1876
9	29,3	9,4	18,9	9,8	1877
10	24,9	4,9	18,1	10,5	1849
Среднее	25,4	5,2	18,0	10,1	1870
Среднее квадратическое отклонение	2,2	0,7	1,4	0,6	11

кислорода, связанного с включениями глинозема по результатам ФГА составляет около 50 % от общего количества кислорода, что соответствует результатам химического анализа (с учетом ошибки метода).

Стандартные средние квадратические отклонения результатов фракционного анализа имеют существенно меньшие значения при определении количеств кислорода в оксидной фазе (сумма пиков) и во включениях глинозема (соответственно $1,4 \cdot 10^{-4}$ и $0,6 \cdot 10^{-4}$ %) по сравнению с результатом анализа общей масс. доли кислорода в металле ($2,2 \cdot 10^{-4}$ %). По данным количественного химического анализа включений, выделенных электрохимическим методом, масс. доля кислорода, полученная в результате суммирования по всем оксидным включениям, завышена на $10 \cdot 10^{-4}$ % по сравнению с аттестованным значением кислорода в ГСО СГ-1. Это показывает, что методом фракционного газового анализа с точностью более высокой, чем в случае химического и металлографического анализа, можно рассчитывать количество кислорода, связанного в оксиды алюминия, и объемную долю оксидов алюминия в металле.

Анализ содержания кислорода в порошках имеет свои особенности, что связано со специфическими свойствами порошковых образцов, такими как зависимость газосодержания от гранулометрического состава порошков, необходимость использования контейнеров и т.д.

Метод фракционного анализа кислорода в образце предоставляет также возможности разделения адсорбированного на поверхности кислорода и собственно кислорода в металлической матрице. Это особенно важно для порошковой металлургии, где важнейшим фактором качества является чистота исходного порошка по газовым примесям.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Аналитическая химия.** Физические и физико-химические методы анализа / А.Ф. Жуков и др. М.: Химия, 2001. 435 с.

2. **Аналитическая химия.** Проблемы и подходы / В. Кольнер, М. Отто и др. / пер. с англ.; под ред. Ю.А. Золотова. М.: Мир, 2004.

3. **Григорович К.В.** Фракционный анализ кислорода в металлах – особенности и возможности метода // Аналитика и контроль, 2002, Т. 6, № 2. С. 151 – 158.

4. **Красовский Г.В., Григорович К.В.** Термодинамика процессов неизотермического восстановления оксидных включений в насыщенных углеродом расплавах // Металлы, 2002, № 2, С. 10 – 16.

5. **Шмелев Б.А.** Изучение поведения газометаллических соединений в стали в условиях вакуум-плавления // Заводская лаборатория, XVII, 1951, № 6. С. 671 – 678.

6. **Лазарев А.И., Харламов И.П.** Анализ металлов: справочник. М.: Металлургия, 1987.

7. **Рентгено-флуоресцентный** анализ. Применение в заводской лаборатории / пер. с нем.; под ред. Х. Эрхарда. М.: Металлургия, 1985.

Глава 1.2

МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ

1.2.1. МАКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ

Макроскопический анализ (макроанализ) – это исследование структуры и строения металлических материалов невооруженным глазом или с применением оптических приборов при увеличениях не более ×20…50. Основная задача макроанализа заключается в оценке качества металла. В связи с этим макроанализ применяют для определения однородности структуры, для обнаружения поверхностных дефектов и объемных несплошностей (после разрезки или вырезки), отклонений от требуемой формы заготовок и изделий, для выявления характерных особенностей строения изломов, для оценки состояния металла после технологических проб и в других случаях.

Выявление дефектов, размеры которых сопоставимы с размерами самого изделия или образца, – принципиальное преимущество макроанализа по сравнению с другими методами исследования металла. Преимуществами метода являются также простота методик, невысокая стоимость изготовления образцов и значимость получаемой информации о состоянии металла и дефектах, которые возникли при его изготовлении, испытании или в процессе эксплуатации изделия.

Результаты макроанализа в основном являются качественными. На их основе оценка качества металла проводится по системе "да" или "нет". Отсутствие дефекта (например, после технологических проб) или его небольшие размеры, не превышающие предельно допустимых, свидетельствуют о требуемом качестве металла.

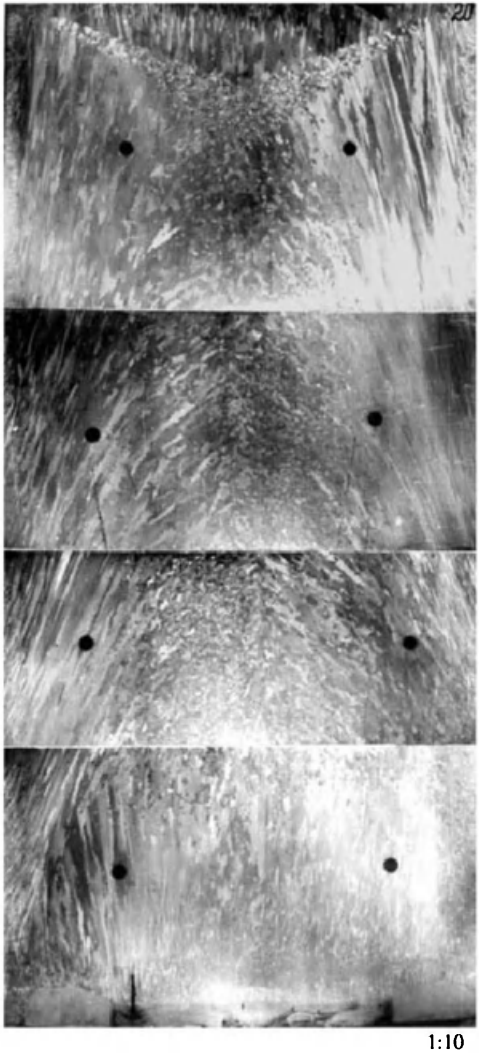
Для оценки металлургических дефектов по ГОСТ 10243 принята оценка в баллах стандартных шкал, поэтому для этих дефектов макроанализ является полуколичественным.

В отдельных случаях, например при определении доли вязкой составляющей в изломе (ГОСТ 4543), результаты макроанализа являются количественными.

При необходимости информация, полученная макроанализом, дополняется и уточняется с помощью неразрушающего контроля, световой и электронной микроскопии, а при исследовании изломов – растровой и просвечивающей электронной микроскопией и другими методами.

Основные объекты макроанализа: слитки, отливки; металл и заготовки после обработки давлением; сварные соединения; образцы металла после технологических испытаний (технологических проб); специально подготовленные образцы – макрошлифы или (макро) темплеты; эксплуатационные изломы деталей и изломы образцов после механических испытаний.

Макроанализ слитков, литых заготовок и отливок. При внешнем осмотре слитков и литых заготовок выявляют наличие поверхностных дефектов: трещин, заворотов корки, заливин, плен, подкорковых пузырей и т.п. По данным макроанализа о степени развития и расположении дефекта определяют, возможно ли его удаление перед прокаткой или вследствие этого дефекта следует выбраковать металл. На рис 1.2.1 показана характерная столбчатая структура крупного слитка электрошлакового переплава (ЭШП) массой 18 т без видимых дефектов.



1:10

Рис. 1.2.1. Макроструктура продольного темплета слитка электрошлакового переплава массой 18 т из стали 40Х4Г18Ф1, уменьшение 1:10

У отливок (по ГОСТ 19200) определяют следующие виды дефектов: несоответствие формы и размеров требуемым, дефекты поверхности, несплошности в теле отливки, дефекты в виде металлических и неметаллических включений, несоответствие по структуре. При макроанализе отливок, выполняемом путем визуального осмотра, оценивают соответствие геометрических размеров и качества поверхности отливок требованиям технической документации.

К дефектам формы и размеров отливок относятся недоливы (неполные размеры отливки), неслитины (отверстия произвольной формы или щели в стенке отливки), обжимы, зарезы, выломы (нарушения конфигурации отливок), прорыв металла (неправильная форма отливки), перекос, разностенность и другие дефекты. Причинами образования этих дефектов могут являться различные нарушения технологии литья: неполное заполнение полости литейной формы металлом при заливке, вызывающее недолив; неслияние потоков металла пониженной жидкотекучести, приводящее к неслитине; низкокачественные отрезание литников, обрубка и зачистка отливок, вызывающие зарезы и выломы; разрушения формы или неправильная установка модели, опок, стержней, приводящие к образованию прорывов, перекосов, разностенности и т.д.

Макроанализ выявляет следующие поверхностные дефекты отливок: пригар, спай – углубление с округлыми краями, образовавшееся при прерывании струи металла во время заполнения формы или из-за неполного слияния потоков металла; нарост – выступ, появившийся при смешивании металла с формовочным материалом; залив – выступ вследствие попадания жидкого металла в зазоры по разъемам формы и другим местам; плены – металлические или оксидные слои на поверхности, образовавшиеся при заливке; поверхностные повреждения при выбивке, очистке и перевозке отливок и др.

Макроанализ металла и заготовок после обработки давлением. Для металлопродукции, получаемой прокаткой, ковкой, волочением и другими методами типичны искажения поперечного сечения, отклонения от прямолинейности и плоскостности.

На рис. 1.2.2 показана волокнистая структура заготовок различной формы после обработки давлением. Допустимые отклонения формы от требуемой устанавливают стандарты или технические условия на продукцию с учетом ее назначения. Поэтому кроме визуального контроля, проводят измерения отклонений по методикам, предусмотренным ГОСТ 26877. Для измерений используют простейшие средства: линейки, штангенциркули, рулетки, штангенглубиномеры, микрометры – листовой

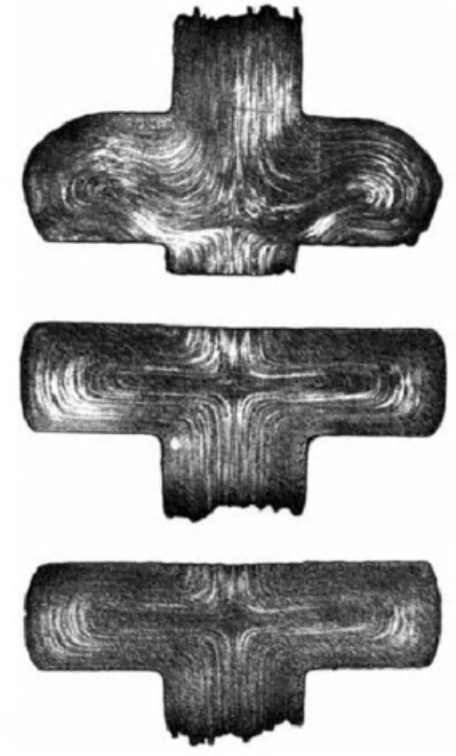


Рис. 1.2.2. Волокнистая структура штамповок различной формы, уменьшение в 2 раза

и трубный, индикаторы, кругломеры. Контролируют блюмы, слябы, листы, ленты, полосы, рулоны, прутки, трубы, профили горячекатаные и гнутые, проволоку из черных и цветных металлов и сплавов.

В результате нарушения технологии обработки давлением могут происходить отклонения формы поперечного сечения: овальность, отклонения от угла (обычно прямого), разнотолщинность, нарушения симметрии.

Отклонениями от прямолинейности являются кривизна для сортового и фасонного проката, серповидность (реброваяя кривизна) для ленты и полосы. Если полоса или лента сматываются в рулон, то ограничивается телескопичность рулонов (т.е. разность высот кромок полосы внутри и снаружи рулона).

Отклонения от плоскостности проявляются в выпуклости (вогнутости) листов, а также в волнистости.

Специфическим отклонением от требуемой формы являются скручивание – поворот поперечного сечения относительно продольной оси металлопродукции.

Для каждого вида металлопродукции установлены предельные допустимые отклонения формы. Для кривизны, серповидности, неплоскостности указывают допустимое отклонение (мм) на 1 м длины продукции. Для скручивания указывают предельный угол поворота сечения на 1 м длины проката.

В прокатанном и кованом металле возможны поверхностные дефекты. Для стального проката эти дефекты разделяют на три группы в зависимости от вызвавших их причин (ГОСТ 21014, ГОСТ 20847):

металлургического происхождения из-за пониженного качества слитка или литой заготовки: расслоения и волосовины вследствие загрязнения стали неметаллическими включениями, раскатанные трещины, слиточные плены;

обусловленные технологией прокатки: деформационные рванины, рябизна, прокатные плены, закаты, усы, полосы скольжения, вкатанная окалина, цвета побежалости;

в результате отделочных операций: шлифовочные и травильные трещины, остатки окалины, вмятины и т.п.

В зависимости от назначения металлопродукции устанавливают допустимые размеры дефектов.

Визуальный контроль искажений формы и поверхностных дефектов становится невозможным при массовом производстве проката. В подобных случаях для контроля качества используют автоматические системы слежения и неразрушающие методы контроля.

Макроанализ сварных соединений. Качество выполнения сварных соединений во многом определяет работоспособность конструкций в процессе эксплуатации.

Дефекты сварных соединений выявляют при внешнем осмотре с использованием лупы или других увеличительных средств, с помощью неразрушающих методов контроля (магнитных, вихретоковых, радиационных, акустических и др.), а также разрушающих методов – макроскопических и микроскопических исследований.

К числу дефектов сварных соединений при сварке плавлением по ГОСТ 2601 относят трещины, усадочные раковины, утяжины сварного соединения, свищи и подрезы сварного шва, непровары, прожоги, наплывы на сварное соединение, занижение размеров сечения сварного шва и ряд других.

Макроанализ металла, подвергнутого технологическим пробам. Технологические испытания, или пробы, основаны на многолетнем опыте переработки прокатанного металла и достаточно точно характеризуют пригодность металлопродукции для последующей переработки в изделия. Главными преимуществами технологических проб являются быстрота получения необходимой информации и простота экспериментальной проверки качества.

Для прокатанного металла пробы рекомендуется отбирать (ГОСТ 7564) для механических и технологических испытаний. Основное правило при отборе – не изменять состояние металла по сравнению с исходным.

Для сортового проката основной технологической пробой является проба на осадку (ГОСТ 8817). Образцы осаживаются в холодном или горячем состоянии под прессом на заданную относительную степень деформации (50, 65, 75 %). Если на боковой поверхности образца после осадки не наблюдаются вновь возникшие или раскрывшиеся трещины или закаты или нет надрывов, считается, что образец выдержал испытание.

Для листового проката главной технологической пробой является проба на загиб. Образцы загибают на цилиндрической оправке до достижения параллельности сторон. Отсутствие видимых трещин свидетельствует об удовлетворительном качестве металла. Тонкие (толщиной до 2 мм) листы загибают без оправки, для более толстых листов диаметр оправки выбирают с учетом толщин листов и прочности стали.

Для применения и переработки в изделия проволоки состояние ее поверхности и наличие поверхностных дефектов имеют решающее значение. Для проволок с покрытием важны качество покрытия и прочность его сцепления с проволокой. Поверхностные дефекты выявляют с помощью следующих технологических испытаний: гиба с перегибом (ГОСТ 1579), навивки (ГОСТ 10447), скручивания (ГОСТ 1545), а также осадки, начиная с диаметра 3 мм.

Макроанализ темплетов или макрошлифов. Приготовление темплетов (макрошлифов) включает три операции – вырезание, шлифование, травление.

Макрошлифы вырезают горячими (газокислородная, плазменная, дуговая резка и др.) и холодными (режущим инструментом на станках) способами. Слитки и прокат разрезают в поперечном и продольном направлениях. Размеры темплета, мм: диаметр или сторона – до 120...140, толщина – 12…40. Бóльшие размеры заготовок допускается уменьшать ковкой или прокаткой. Если сталь сильно наклепывается или характеризуется большой неоднородностью, то заготовки темплетов могут подвергаться термической обработке. Размеры и место вырезки заготовок должно соответствовать требованиям ТУ на металлопродукцию. Вырезанную заготовку обрабатывают резанием, чтобы устранить слой с измененной при вырезании структурой и получить плоскую поверхность.

Шлифование темплета должно обеспечить параметр шероховатости рабочей плоской поверхности Ra = 20…25 мкм без следов инструмента, наклепа или прижогов.

Макроструктура темплетов выявляется глубоким травлением в концентрированных растворах кислот, в ряде случаев – в других реактивах (табл. 1.2.1, 1.2.2).

Перед травлением макрошлиф очищают от загрязнений и обезжиривают. Некоторые реактивы применяют горячими и даже кипящими, что сокращает время травления. Реактивы, не требующие подогрева, имеют определенное преимущество при выявлении макроструктуры крупных или громоздких деталей, которые невозможно поместить в травильные ванны. После травления макрошлифы промывают и сушат. Для сохранности на поверхность макрошлифа наносят слой бесцветного лака.

Помимо глубокого травления макроструктуру выявляют поверхностным травлением, а также методом отпечатков. В обоих случаях перед травлением поверхность макрошлифа тщательно готовится с использованием тонкого шлифования или полирования.

Метод отпечатков заключается в травлении макрошлифа с одновременным фиксированием результатов травления на фотобумаге. Этот метод используется для выявления в сталях распределения серы, фосфора, свинца. Травители в этом случае выбирают так, чтобы образующиеся продукты реакций взаимодействовали с бромидом серебра в фотобумаге, образуя нерастворимые соединения. Фотобумага, смоченная травителем, плотно прижимается к поверхности шлифа, выдерживается в таком положении несколько минут, затем полученный отпечаток обрабатывается как обычный фотоотпечаток. При получении по-

вторных отпечатков с этого же шлифа рекомендуется каждый раз вновь шлифовать его поверхность. Примеры применения метода отпечатков показаны на рис. 1.2.3, 1.2.4.

1.2.1. Реактивы для глубокого травления сталей (ГОСТ 10243)

Состав реактива	Условия травления		Примечание
	Температура, °С	Время, мин	
H_2O – 100 мл, HCl – 100 мл	60…80	5…45	Любые марки кроме коррозионно-стойких сталей
H_2O – 100 мл, HCl – 100 мл, HNO_3 – 100 мл[*1]	60…70[*2]	5…10	Коррозионно-стойкие стали аустенитного класса
HCl – 100 мл, H_2SO_4 – 7 мл, $CuSO_4 \cdot 5H_2O$ – 20 г	20…25	15…25	То же. Протирать темплет тампоном, промывка темплета 5…10 %-ным раствором хромпика
H_2O – 100 мл, $Na_2S_2O_3$ – 100 г	20…25	До 10	Любые марки. Требуется тонкое шлифование темплета

[*1] Содержание HNO_3 может быть снижено до 10 мл.

[*2] Добавление 11…11,5 г $K_2Cr_2O_7$ позволяет вести травление при температуре 20...25 °С.

1.2.2. Реактивы для глубокого травления сплавов

Состав реактива	Условия травления		Примечание
	Температура, °С	Время, мин	
Алюминий и его сплавы			
1. H_2O – 100 мл, NaOH – 10 – 20 г	60…70	5…15	Универсальный реактив, пригоден для разных марок алюминия и его сплавов. Повышение концентрации щелочи допускает травление без подогрева
2. Реактив Келлера: H_2O – 100 мл, HCl – 100 мл, HNO_3 – 100 мл, HF – 25 мл	20…25	1…3	Универсальный реактив
3. H_2O – 100 мл, H_2SO_4 – 5,5 мл	20…25	0,1…10	Поверхностные дефекты в чистом алюминии. Если на поверхности макрошлифа появилась пленка, то ее удаляют концентрированным раствором HNO_3
Медь и ее сплавы			
1. H_2O или C_2H_5OH – 120 мл, HCl – 30 мл, $FeCl_3$ – 10 мг	20…25	1…10	Универсальный реактив. Обеспечивается контраст зерен. Пригоден для выявления дендритов в литых однофазных сплавах

Окончание табл. 1.2.2

Состав реактива	Условия травления		Примечание
	Температура, °С	Время, мин	
2. H_2O – 100 мл, HNO_3 – 100 мл	20…25	1…10	Для меди, латуни. Обеспечивается контраст зерен
3. H_2O – 100 мл, $(NH_4)_2S_2O_8$ (персульфат аммония) – 25 г	–	От секунды до минут	Для латуни
	40…50	0,1…10	
Никель и его сплавы*			
1. H_2O – 100 мл, HNO_3 – 100 – 200 мл	20…25	20…30	Универсальный реактив для выявления общей структуры, пористости, линий сдвига. Пригоден для монелей, сплавов никеля с алюминием и железом
2. Водный насыщенный раствор $FeCl_3$ – 125 мл, HCl – 600 мл, HNO_3 – 18,5 мл	≈ 100 (кипение)	5…10	Для жаропрочных никелевых сплавов
3. Ледяная CH_3COOH (уксусная кислота) – 100 мл, HNO_3 – 100 мл, (HCl – 150 мл)	Протирка 20…25	0,1…10	Для сплавов с хромом и железом, сварных соединений из никелевых сплавов
4. H_2O – 100 мл, C_2H_5OH – 100 мл, HCl – 100 мл, $CuSO_4 \cdot 5H_2O$ – 10 г	20…25	0,1…10	Для никеля и его сплавов с медью, сплавы с хромом и железом. Зеренная структура в жаропрочных сплавах
Титан и его сплавы*			
1. H_2O – 100 мл, HNO_3 – 80 мл (HF – 20 мл)	60…80	5…8	Универсальный реактив для титана и его сплавов
2. H_2O – 100 мл, HF – 2 мл, $Fe(NO_3)_3$ – 5 г, HOOC–COOH (щавелевая кислота) – 18 г	50…60	0,1…10	Сварные соединения из титановых сплавов
3. H_2O – 100 мл, HCl – 100 мл	20…25	0,1…10	Усиление контраста зеренной структуры двухфазных α + β-сплавов

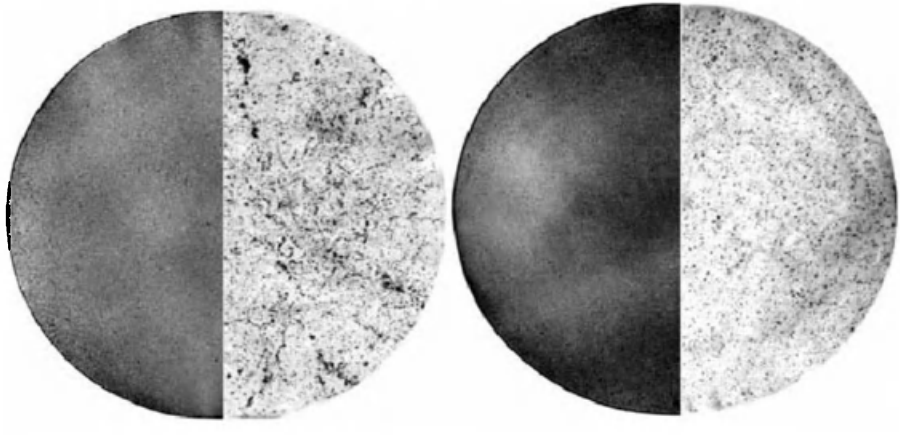
* Рекомендуется мокрое шлифование SiC-абразивными материалами.

При глубоком травлении темплетов литого металла выявляются усадочные и ликвационные дефекты, а также дефекты, обусловленные нарушением технологии при изготовлении слитков или отливок. Такими дефектами являются продольные и поперечные трещины слитков, усадочная раковина, усадочная пористость (рис. 1.2.5). Типичными дефектами являются различные формы зональной ликвации, когда отдельные части слитка различаются по химическому составу, и дендритная ликвация.

В прокатанном металле на поперечных темплетах выявляются ликвационные и усадочные дефекты в форме остатков усадочной раковины, усадочной рыхлости, ликвационных пятен.

Распределение неметаллических включений зависит от технологии выплавки стали (см. рис. 1.2.3, 1.2.4).

На продольных темплетах выявляются ликвационные полосы и волокнистая макроструктура из-за строчечного расположения неметаллических включений. В прокатанной или кованой стали выявляются флокены – внутренние трещины толщиной 0,1...0,01 мм, располагающиеся в центральной части темплета. Причиной появления флокенов считается загрязнение стали водородом и нарушение режима охлаждения поковок и проката толщиной более 40 мм. Флокены появляются преимущественно в легированных сталях, а в углеродистых сталях встречаются только при массовой доле углерода более 0,5 %.



а) *б*)

Рис. 1.2.3. Макроструктура (слева) и серный отпечаток (справа) поперечного трепана цельнокованого ротора (верхняя часть слитка массой 360 т, уменьшение 1:0,8):
а – традиционная технология выплавки; *б* – выплавка с углеродным раскислением в вакууме

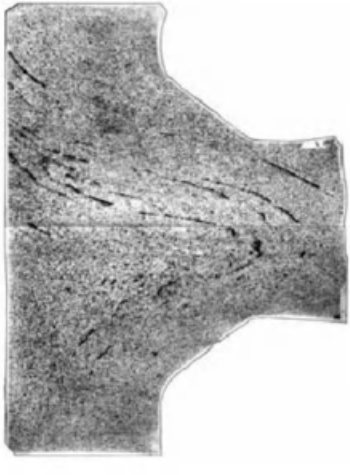


Рис. 1.2.4. Распределение серы в радиальном темплете, вырезанном из разрушившегося диска турбины К-300-240 (значительное количество грубых ликвационных полос, выходящих на втулочное отверстие), уменьшение в 3 раза

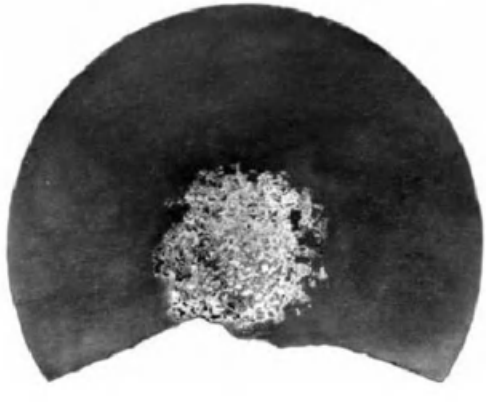


Рис. 1.2.5. Осевая усадочная пористость в опытной отливке из легированного чугуна, возникшая из-за недостаточного питания отливки при затвердевании, уменьшение 1:0,75

Макроанализ изломов. Макроанализ эксплуатационных изломов изделий, а также изломов образцов после механических испытаний проводится с целью выявления особенностей строения поверхностей разрушения и обнаружения дефектов структуры для определения причин разрушения. Дефекты в изломах прокатанного металла выявляют в соответствии с ГОСТ 10243. При этом определяют наличие флокенов, газовых пузырей, расслоений металла, а также различия в структуре поверхностных слоев и сердцевины.

Макроанализ используют также при испытаниях на ударную вязкость для оценки доли вязкой составляющей в изломе с целью определения критической температуры хрупкости (T_{Ro}) в соответствии с нормативным документом в атомной энергетике ПНАЭ Г-7-002-86 или температуры вязко-хрупкого перехода T_{50}. Долю вязкой составляющей в изломе ударных образцов определяют в соответствии с ГОСТ 4543.

1.2.2. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КАК СПОСОБ КОНТРОЛЯ И УПРАВЛЕНИЯ МАКРОСТРУКТУРОЙ СЛИТКОВ

Выявление макродефектов, обусловленных физической неоднородностью слитков, осуществляется при непосредственном исследовании дефектных участков, выявленных при ультразвуковом контроле готовых изделий или специальном исследовании качества слитков для них. Это связано с трудоемким и дорогостоящим процессом разрезания слитков или изделий из них, вырезания дефектных участков, подготовки образцов и их исследования.

Задача выявления макродефектов может быть решена с помощью компьютерного моделирования процесса затвердевания стали.

Метод компьютерного моделирования процесса затвердевания стальных слитков различной конфигурации и назначения позволяет рассчитывать поля температур и определять перераспределение элементов в объеме слитка в процессе затвердевания, оценивать конвективные потоки металла, обнаруживать дефекты макроструктуры и определять их характеристики, такие как объем, форма и глубина залегания усадочной раковины, расположение и размеры зоны осевой усадочной пористости в затвердевшем слитке (рис. 1.2.6).

Компьютерное моделирование сочетает математические методы описания процесса затвердевания и экспериментальные данные, полученные при термографировании остывания в изложницах лабораторных и промыш-

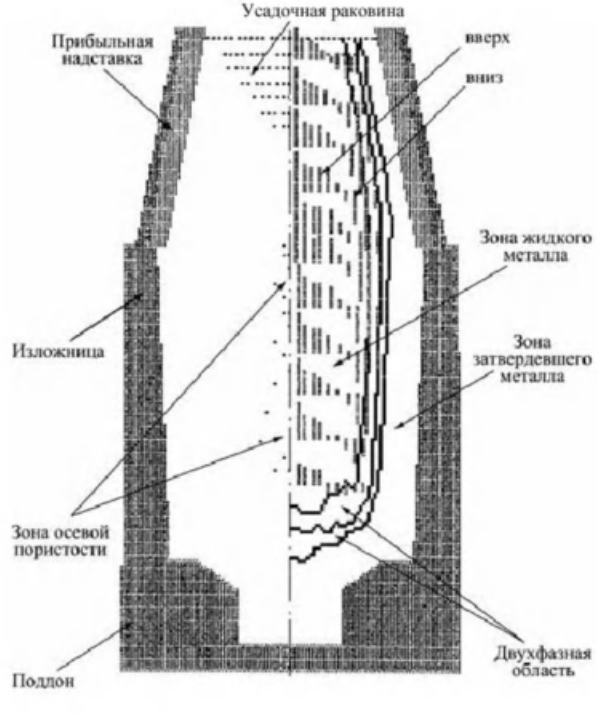


Рис. 1.2.6. Схематическое представление результатов компьютерного расчета: справа – процесса затвердевания металла, слева – усадочных дефектов в затвердевшем слитке

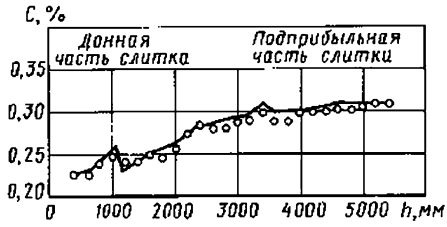


Рис. 1.2.7. Распределение углерода вдоль оси слитка массой 360 т:
h – высота осевой зоны слитка;
сплошная линия – расчетные данные;
О – фактические данные

ленных слитков массой от 100 кг до 420 т и при изучении строения, качества и свойств как слитков различной массы, так и изделий из них.

Одновременно модель позволяет рассчитывать распределение элементов в объеме слитка с учетом их макросегрегации в процессе затвердевания. На рис. 1.2.7 показаны расчетные и фактические данные распределения углерода вдоль оси слитка массой 360 т.

Настоящая модель позволяет анализировать влияние состава и технологии выплавки и разливки металла на качество слитка, оценивать макроструктуру и управлять ею, выбирать оптимальную технологию в зависимости от используемой оснастки, марки стали и конкретных условий разливки, прогнозировать качество реального слитка на стадии проектирования новой и анализа применяемой технологии, оперативно контролировать качество слитка в процессе его изготовления.

1.2.3. СВЕТОВАЯ МИКРОСКОПИЯ

1.2.3.1. ОСНОВЫ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО АНАЛИЗА И ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ

Металлография является наукой о кристаллической структуре металлических материалов. Для большинства промышленных металлических материалов, являющихся поликристаллическими веществами, структура характеризуется фазовым составом, формой, размерами и взаимным расположением структурных составляющих. Они могут быть частицами (зернами) одной фазы или многофазными смесями. Размеры зерен и структурных составляющих находятся, как правило, в диапазоне 10...100 мкм, поэтому для их наблюдения необходимы приборы, способные дать увеличенное изображение структуры. Наибольшее применение благодаря простоте устройства и универсальности применения нашли микроскопы с использованием видимого света – электромагнитного излучения с длинами волн 340...980 нм.

Металлографический анализ играет важную роль в установлении связи между качественными и количественными характеристиками структуры и свойствами металлических материалов. Химический состав материала, технология изготовления, условия эксплуатации оказывают влияние на структуру материала, которая определяет его свойства.

Получение изображений в световом микроскопе. Металлы непрозрачны во всем диапазоне длин волн электромагнитного излучения видимого света. Поэтому изображение поверхности твердого металла можно получить лишь в отраженном свете. Поток падающего на металлическую поверхность света после взаимодействия с этой поверхностью отражается с изменениями фазы и амплитуды световой волны. Человеческий глаз воспринимает различия только в яркости и окраске. Различия яркости означают изменение амплитуды электромагнитных колебаний, различия окраски характеризуют предпочтительное поглощение объектом наблюдения волн определенных длин. Фазовые изменения или поляризацию светового потока человеческий глаз непосредственно не воспринимает, требуются специальные приспособления для их преобразования в изменения интенсивности света, которые способен воспринимать глаз человека.

Современные металлографические микроскопы являются сложными оптико-механическими системами, которые обеспечивают высокое качество изображения структуры.

Микроскоп позволяет наблюдать структуру подготовленных шлифов в отраженном свете при увеличениях ×50...2000. Выбор увеличения диктуется поставленной целью исследования и особенностями наблюдаемой структуры.

Схема получения изображения в микроскопе типа Неофот-21 приведена на рис. 1.2.8. Световой поток от источника света *1* последовательно проходит коллектор *2*, светофильтр *3*, апертурную *4* и полевую *5* диафрагмы и падает

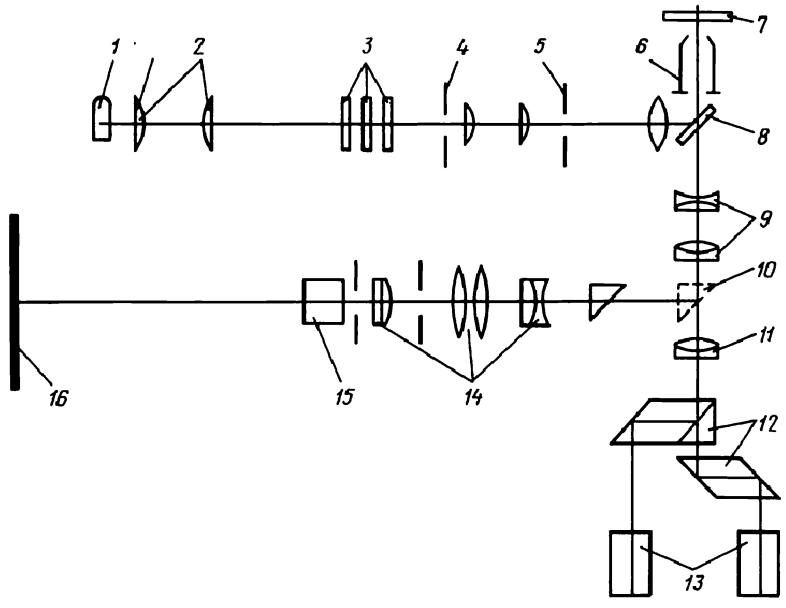


Рис. 1.2.8. Схема получения изображения в световом микроскопе Неофот-21:
1 – источник света; *2* – коллектор; *3* – светофильтры; *4* – апертурная диафрагма; *5* – полевая диафрагма; *6* – объектив; *7* – шлиф; *8* – светоделительная пластинка; *9* – иллюминатор; *10* – призма; *11* – линза; *12* – призмы; *13* – окуляр; *14* – линзы фотообъектива; *15* – светорасщепляющий кубик; *16* – матовое стекло фотокамеры

на светоделительную стеклянную пластинку *8*. Эта пластинка отражает часть падающего света, а остальную часть – пропускает. Шлиф *7* освещается частью исходного потока, который отразился от пластинки *8*, прошел через объектив *6* и попал на поверхность шлифа. Отраженный от шлифа свет вновь проходит через объектив 6 и разделяется на пластинке *8*.

Увеличенное изображение структуры формирует часть светового потока, которая прошла через пластинку *8* после отражения от шлифа *7*. Эта часть потока далее проходит через иллюминатор *9*, призмы и линзы *11*, *12* и попадает в окуляр *13*.

Для фотографирования структуры в микроскопе имеется фотокамера с фотообъективом и затвором. Чтобы направить световой поток в фотокамеру достаточно поместить призму *10* на пути света. Система линз *14* фотообъектива используется для наведения изображения на резкость. С помощью светорасщепляющего кубика *15* световой поток направляется либо на матовый экран *16*, либо на передний матовый экран (не указан на оптической схеме) для облегчения выбора места съемки. Кассету с фотопластинкой или пленкой помещают на место матового экрана *16*. Выдержка при фотографировании устанавливается с помощью автоматического регулятора экспозиции.

Общее увеличение микроскопа является произведением увеличений объектива *6* и иллюминатора *9*, в который входит также окуляр с увеличением ×12,5. Увеличение иллюминатора с учетом окуляра меняется от ×8 до ×20 посредством рукояти иллюминатора.

Разрешающей способностью объектива называется величина, обратная пределу разрешения d – минимальному расстоянию между двумя точками объекта, при котором эти точки можно различить. Предел разрешения

$$d = \frac{\lambda}{n \sin \alpha}, \qquad (1.2.1)$$

где λ – длина световой волны, нм; n – показатель преломления света в среде между объектом и объективом; n = 1 для воздуха или ва-

куума, $n > 1$ для ряда жидкостей, применяемых в световой микроскопии; α – половина угла раскрытия объектива.

Числовой апертурой A называется величина $n\sin\alpha$, которая является важной характеристикой объектива.

При наблюдении в светлом поле предел разрешения d в зависимости от угла падения света (параллельно или под некоторым углом к оптической оси объектива) находится в следующем диапазоне значений:

$$\frac{0{,}5\lambda}{A} \le d \le \frac{\lambda}{A}.$$

Чем больше A и чем меньше λ, тем больше разрешающая способность микроскопа. Ее можно повысить тремя способами: 1) увеличить n, т.е. поместить между объектом и объективом жидкость с высоким показателем преломления света; 2) использовать монохроматическое голубое освещение ($\lambda \approx$ 450 нм); 3) использовать боковое освещение объекта, увеличив таким образом длину теней от мельчайших деталей объекта.

При нормальных условиях освещения, когда поток желто-зеленого света параллелен оптической оси объектива и A = 1,25, предельное разрешение составляет 0,22 мкм. Фактически оно больше из-за сферической и хроматической аберраций, т.е. искажений изображения.

Хроматическую аберрацию, обусловленную различием преломления света с разными длинами волн, сводят к минимуму с помощью устройства оптической системы и применения ней оптических стекол разного химического состава с разными оптическими свойствами. Минимальная аберрация получена применительно в желто-зеленой части спектра видимого света. Это освещение обеспечивают светофильтры.

Сферическая аберрация обусловлена различием преломления света, падающего на сферическую поверхность линзы под разными углами. Апертурная диафрагма служит для уменьшения сферической аберрации. Действительное изображение этой диафрагмы совпадает с выходным отверстием объектива. При закрытии диафрагмы уменьшается $A_{об}$ и одновременно отсекается часть параллельного пучка света, проходящего по периферийным участкам линз. Вследствие этого качество изображения повышается, несмотря на уменьшение A. Диафрагму поля зрения устанавливают так, что ее изображение видно в окуляр. Нормальное раскрытие диафрагмы соответствует совпадению границы ее изображения с полем зрения окуляра. При этом центральная часть пучка света дополнительно уменьшается и уменьшается сферическая аберрация. Эта диафрагма улучшает качество изображения при работе с определенным объективом и несколькими окулярами.

Наиболее четкое увеличенное изображение объекта получалось бы при гладкой плоской поверхности. Поскольку поверхность объекта имеет шероховатость, то отражение света от такой поверхности сопровождается рассеянием. Поэтому темные детали объекта оказываются более светлыми, а интенсивность световых участков ослабляется. Кроме того понижается четкость границ между светлыми и темными участками изображения. Чем больше шероховатость поверхности, тем хуже качество изображения.

Важным фактором, определяющим качество изображения, является глубина резкости. Точки объекта, расположенные на разных высотах по отношению к фокальной плоскости объектива, четко воспроизводятся на изображении, если они находятся в пределах глубины резкости t. Глубина резкости

$$t = \frac{1}{2t_в} + t_г + t_а, \qquad (1.2.2)$$

где $t_в$ – волново-оптическая составляющая; $t_г$ – геометрическая составляющая; $t_а$ – аккомодационная составляющая.

Глубина резкости зависит от длины волны света, числовой апертуры, используемого увеличения и аккомодации, зависящей от возраста наблюдателя. Чем больше применяемое увеличение, тем меньше глубина резкости, она меняется от 50 до 60 мкм для обычных объективов до менее чем 1 мкм при работе с наиболее сильными иммерсионными объективами. Эта особенность светового микроскопа требует специальной подготовки объекта наблюдения. Наблюдаемый участок должен быть плоским, высота неровностей на наблюдаемом поле не должна выходить за пределы глубины резкости. Как правило, подготовленные для наблюдения участки объекта имеют площадь 1…2 см^2. При увеличении размеров наблю-

даемых участков многократно возрастают трудозатраты на изготовление образцов.

Рациональное использование оптики микроскопа зависит от числовых апертур объективов $A_{об}$. Полезное увеличение находится в диапазоне

$$500\,A_{об} \le V \le 1000\,A_{об}.$$

Если V ниже $500\,A_{об}$, то возможности объектива полностью не используются, если выше, – невозможно различить тонкие подробности структуры объекта.

Специальные способы получения изображения обеспечивают дополнительную информацию о структуре, которую невозможно получить при обычном освещении шлифа. Эти способы используют, когда возникает необходимость в дополнительной информации. Они включают применение косого освещения, темного поля, поляризованного света, фазового контраста и интерференции монохроматического излучения.

Эффект косого освещения достигается сдвигом апертурной диафрагмы. При этом световой поток попадает на шлиф под углом менее 90°, поэтому увеличивается длина тени от микронеровности шлифа и повышается контраст изображения.

Эффект темного поля достигается перекрытием прямого светового потока с помощью непрозрачной диафрагмы. Шлиф освещается потоком света, направленным на поверхность под малым углом, с помощью кольцевого параболического зеркала. В темнопольном изображении структуры на темном фоне наиболее ярко видны границы зерен, частицы вторых фаз и другие сравнительно крупные неровности. Темнопольное изображение используют при определении размера зерен, при изучении распределения частиц вторых фаз и т.д.

Применение поляризованного света основано на оптической анизотропии фаз металлических сплавов, а также оксидных пленок на поверхности шлифа. Поляризованный свет получают, помещая поляризатор в определенном месте системы освещения микроскопа.

Анализатор устанавливают за окуляром. Когда поляризованный свет отражается от оптически изотропной поверхности, то он остается плоскополяризованным. При любом положении анализатора происходит полное гашение света. При отражении от оптически анизотропной поверхности возникает составляющая поляризованного потока, перпендикулярная к плоскости поляризации. При вращении анализатора изображение не гасится, а наблюдается изменение яркости изображения. Максимумы яркости получают при повороте анализатора на каждые 90°. Поляризованный свет используют для определения природы фаз и неметаллических включений, при изучении зеренной структуры и в ряде других случаев.

Фазовый контраст возникает из-за разности фаз лучей света, отраженных от неровностей шлифа. При общей равномерной освещенности шлифа фазоконтрастное устройство создает дополнительный контраст освещенности: впадины выглядят более темными, выступы – светлее по отношению к основному фону изображения структуры. Способ наиболее приемлем для изучения границ зерен, полос скольжения в деформированных металлах, выделений вторых фаз на начальных стадиях.

Для исследования топографии поверхности шлифа применяется *интерференция монохроматического излучения*, которая позволяет измерить разность высот и показать на изображении поверхности шлифа линии, соединяющие точки одинаковой высоты.

Приготовление шлифов и выявление микроструктуры. Приготовление шлифов включает в себя отбор проб, маркировку, фиксацию образца, шлифование, полирование и выявление структуры.

Отбор проб заключается в выборе места вырезания образца и его вырезании. Как правило, объем образца не превышает 2…4 $см^3$, плоскость шлифа располагается параллельно, перпендикулярно или наклонно по отношению к направлению преимущественной ориентации металлопродукции. Для анализа структуры крупных заготовок вырезают несколько образцов, чтобы выявить возможные изменения структуры с учетом неоднородности и анизотропии свойств.

Вырезание образцов производится механическим электродуговым, газокислородным, плазменным, электроэрозионным, анодно-химическим и другими методами. При вырезании необходимо добиваться получения минимально возможной глубины поверхностного слоя с искаженной структурой.

Маркировка и фиксация образцов. Вырезанные пробы клеймят или иными способами наносят обозначения, расшифровка которых записывается в специальном журнале. Для дальнейшей обработки при необходимости

маркированные пробы закрепляют в струбцину, заливают быстротвердеющей пластмассой или легкоплавкими сплавами.

Шлифование и полирование. При изготовлении шлифов структура поверхностного слоя искажается из-за чрезмерного нагрева или пластического деформирования. Неровности на поверхности шлифа сминаются. Глубина пластически деформированного слоя и степень деформации металла в нем неоднородны (рис. 1.2.9). На всех этапах изготовления шлифов принимают меры для предупреждения искажения структуры, слои с искаженной структурой удаляют на последующих операциях.

Шлифы изготовляют как вручную, так и с помощью металлорежущих станков и специального оборудования для шлифования и полирования. Применение оборудования обеспечивает лучшее качество шлифов и высокую производительность. Наиболее трудоемкие операции осуществляются в автоматическом режиме.

Шлифование представляет собой по сути микрорезание поверхности шлифа абразивами, при этом последовательно уменьшают размеры зерен абразива (табл. 1.2.3). Для обработки используют твердые материалы в виде порошков в свободной насыпке, абразивных тканей или бумаг с приклеенными зернами абразивов. При обработке особо твердых материалов пользуются алмазными (или эльборовыми)

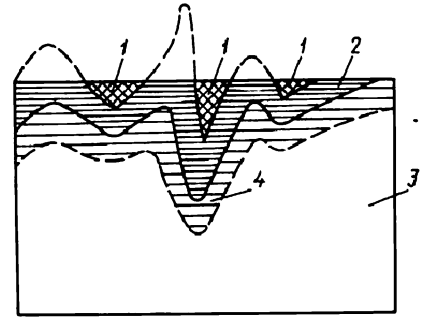


Рис. 1.2.9. Изменение состояния поверхностного слоя металла при подготовке шлифа:
1 – сильно деформированные участки; *2* – слой с измельченной (фрагментированной) структурой; *3* – металл с неискаженной структурой; *4* – переходный слой с уменьшающейся пластической деформацией; – – – – рельеф поверхности до приготовления шлифа

1.2.3. Применение абразивных материалов при обработке шлифов

Абразив	Размер зерен абразива, мкм			
	0…0,1	0,1…1,0	1,0…10	10…100
Наждак	—	—	ш.о.	ш.п.
	—	—	п.п.	—
Корунд	—	ш.т.	ш.о.	ш.п.
	—	п.о.	п.п.	—
Al_2O_3	—	ш.т.	ш.о.	ш.п.
	п.т.	п.т.	п.п.	—
SiC	—	—	ш.о.	ш.п.
	—	—	п.п.	—
B_4C	—	—	ш.о.	ш.п.
	—	—	п.п.	—
MgO	п.т.	п.о.	—	—
	—	ш.т.	—	—
Fe_2O_3	—	ш.т.	ш.о.	—
	п.т.	п.о.	п.п.	—
Cr_2O_3	—	ш.т.	—	—
	п.т.	п.о.	—	—
Алмаз	—	ш.т.	ш.о.	ш.п.
	п.т.	п.о.	п.п.	—

Обозначения: ш.п., п.п. – шлифование предварительное, полирование предварительное; ш.о., п.о. – шлифование обычное, полирование обычное; ш.т., п.т. – шлифование тонкое, полирование тонкое.

порошками с размерами зерен 280...0,25 мкм. Шлифование проводят за несколько этапов, обработку прекращают, когда шероховатость поверхности позволяет перейти к полированию ($Rz \leq 10$ мкм).

При изготовлении мягких и пластичных сплавов с твердостью до 150...400 HV вместо шлифования и полирования успешно применяют микротомирование и чистовое фрезерование. Оба способа обеспечивают острые кромки шлифа при относительно небольшом искажении структуры поверхностного слоя.

Для полирования используют механические, химические и электрохимические способы. Механическое полирование является универсальным способом и используется чаще всего. Шлиф подвергается воздействию абразивных порошков, суспензий, паст (см. табл. 1.2.3). Твердые материалы полируют алмазными порошками и пастами.

В результате полирования с поверхности шлифа должны быть удалены неровности и риски, а также слой с искаженной структурой. Требования к качеству полирования повышаются, когда необходим количественный металлографический анализ, особенно определение количества неметаллических включений.

Принципиальным преимуществом химического и электрохимического полирования является более полное удаление слоя с искаженной структурой. Оба способа характеризуются простотой оборудования и высокой производительностью. Полирующие растворы имеют многокомпонентный состав, в них обычно входят кислоты, ионизирующие жидкости (вода, спирты), гликоли для увеличения вязкости электролита.

На рис. 1.2.10 показана схема электролитической ячейки, которую используют как для полирования, так и для травления шлифов. Ячейка обеспечивает постоянство режима обработки шлифа – плотности тока, напряжения и температуры электролита.

Комбинирование механического и электрохимического полирования позволяет лучше использовать преимущества обоих способов.

Выявление микроструктуры. Для выявления микроструктуры шлифы подвергают травлению. Наиболее универсальным и распространенным является химическое травление растворами веществ, которые химически взаимодействуют со шлифом. Для травления шлиф погружают в раствор или протирают его поверхность ватой, смоченной раствором травителя. После выявления структуры и образования рельефа шлиф промывают и сушат, теперь шлиф готов для исследования микроструктуры. Хранят шлифы в эксикаторах с плотными крышками и поглотителем влаги.

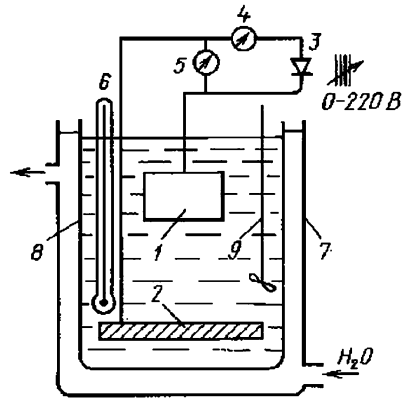


Рис. 1.2.10. Устройство ячейки для электролитического полирования и травления:
1 – образец (анод); *2* – катод; *3* – источник постоянного тока; *4* – амперметр; *5* – вольтметр; *6* – термометр; *7* – внешний контейнер; *8* – внутренний контейнер с электролитом; *9* – мешалка

В табл. 1.2.4 указаны химические составы реактивов универсального назначения.

Электролитическое травление шлифов осуществляется аналогично электролитическому полированию, но при низком напряжении. Составы реактивов и режимы травления указаны в табл. 1.2.5.

Цветная металлография. В многообразной структуре сложнолегированных сталей и многокомпонентных сплавов значительные трудности представляет распознавание различных фаз. При обычных приемах выявления микроструктуры дисперсные частицы вторых фаз нередко кажутся одинаковыми. Одним из путей распознавания фаз является использование специально подобранных реактивов, каждый из которых избирательно выявляет одну из имеющихся фаз, не оказывая заметного влияния на соседние. Эта методика разработана для сталей и сплавов конкретных систем легирования, например, для сложнолегированных сплавов алюминия и др.

1.2.4. Реактивы для химического травления

Металл-основа	Состав реактива	Время травления
Алюминий	HF – 0,5 мл; H_2O – 100 мл	10...60 с
Магний	1. HNO_3 – 1…8 мл; H_2O – 100 мл	От секунд до минут
	2. HOOC–COOH (щавелевая кислота) – 2 г; H_2O – 100 мл	6...10 с
Бериллий	H_2SO_4 – 5 мл; H_2O – 100 мл	1...15 с
Медь	1. $FeCl_3$ – 5…10 г; HCl – 20…50 мл; H_2O – 100…120 мл	От секунд до минут
	2. $(NH_4)_2S_2O_8$ (персульфат аммония) – 10 г; H_2O – 100 мл	От секунд до минут (применять свежим)
Железо	1. HNO_3 – 1…5 мл; C_2H_5OH – 100 мл	От секунд до минут
	2. Пикриновая кислота – 1 г; HCl – 5 мл; C_2H_5OH – 100 мл[*1]	От секунд до минут
	3. $(NH_4)_2S_2O_8$ (персульфат аммония) – 10 г; H_2O – 100 мл	5...20 с (применять свежим)
Тугоплавкие металлы (Cr, Mo, W, V, Nb, Ta, Re) и их сплавы	Глицерин – 10…20 мл; HF – 10 мл; HNO_3 – 5 мл	До 5 мин
Титан	HF – 10 мл; HNO_3 – 5 мл; H_2O – 85 мл	3...10 с
Цирконий, гафний	HF – 10 мл; HNO_3 – 5 мл; H_2O – 45 мл	5...20 с
Никель	$FeCl_3$ – 5…8 г; HCl – 2…25 мл; H_2O – 100 мл[*2]	5...6 с

[*1] Пригоден также для травления шлифов коррозионно-стойких сталей.

[*2] Пригоден также для травления шлифов жаропрочных никелевых сплавов и сплавов системы Cu–Ni.

1.2.5. Реактивы для электрохимического травления

Металл-основа	Состав реактива	Режим травления
Алюминий	HBF_4 – 10 мл; H_2O – 200 мл[*1]	U = 20…40 В; t = 1…2 мин
Магний	H_3PO_4 – 40 мл; спирт – 20 мл; H_2O – 100 мл	U = 10...35 В; t = 1...10 мин
Бериллий	HCl – 4 мл; этиленгликоль – 294 мл; HNO_3 – 2мл[*1]	U = 13...20 В; t = 6 мин, подогрев электролита примерно до 30 °С
Медь	H_3PO_4 – 10 мл; H_2O – 90 мл[*1]	U = 1...8 В; t = 5...10 с
Железо	$Pb(CH_3COO)_2$ (уксусно-кислый свинец) – 10 г; H_2O – 100 мл[*1]	U = 2 В; время – несколько секунд
Тугоплавкие металлы (Cr, Mo, W, V, Re) и их сплавы	HOOC–COOH (щавелевая кислота) – 10 г; H_2O – 100 мл[*1]	U = 6 В; t = 2...5 с
Титан	HOOC–COOH (щавелевая кислота) – 5 г; лимонная кислота – 5 г; молочная кислота (90 %) – 10 мл; H_3PO_4 – 5 мл; C_2H_5OH – 60 мл; H_2O – 35 мл[*1]	U = 30...50 В; $t \le 10$ с
Цирконий, гафний	HF – 5 мл; HNO_3 – 10 мл; глицерин – 100 мл	U = 5...12 В; t = 1...10 мин
Никель	1. H_2SO_4 – 2…50 мл; H_2O – 100 мл	U = 6 В; t = 5...15 с
	2. $(NH_4)_2S_2O_8$ (персульфат аммония) – 10 г; H_2O – 100 мл	U = 6 В; время – от секунд до минут
	3. HOOC–COOH (щавелевая кислота) – 10 г[*1*2]; H_2O – 100 мл	U = 6 В; t = 10...15 с

[*1] Катод изготовляют также из коррозионно-стойких сталей.

[*2] Реактив используют для электрохимического травления шлифов коррозионно-стойких сталей (аустенитного и ферритного классов).

В основе получения цветной картины микроструктуры лежит интерференция белого света на тонких оксидных пленках, выращенных на различных фазах материала. В результате взаимодействия потоков света, отраженного от наружной поверхности оксидной пленки, и потока света, отраженного от поверхности частицы, достигается усиление части потока с определенной длиной волны, что и создает эффект окрашивания частицы и структурных составляющих.

Оксидные пленки появляются после травления специальными реактивами, после окисления полированного шлифа воздухом при тепловом травлении, при электролитическом травлении. Толщина оксидной пленки и обусловленный этим эффект цветного окрашивания при одинаковом времени травления шлифа обусловлены различием строения фаз и их химического состава. Для цветной металлографии необходимы тщательное приготовление шлифа и малая шероховатость поверхности.

Сравнительно малое распространение цветной металлографии объясняется сложностью приготовления шлифов и неоднозначностью результатов из-за влияния химического состава на окрашивание фаз.

Задачи металлографического анализа – изучение формы, размера и взаимного расположения структурных составляющих, фазового состава, выявление природы неметаллических включений и их количественной оценки, определение размеров зерен и состояния их границ, оценка состояния поверхностных слоев деталей, а также металлографическое выявление дефектов разного типа в отливках, поковках, прутках, полосах, профилях, в сварных и паяных соединениях и т.д. Анализ микроструктуры является необходимым эле-

ментом входного контроля металла, поставляемого машиностроительным предприятиям.

Исследование неметаллических включений. Металлографическое исследование неметаллических включений и графита проводят на нетравленых шлифах. Частицы включений и графита сильнее поглощают свет, чем металлы, и поэтому четко видны на светлом поле изображения полированного шлифа.

Загрязненность сталей и сплавов неметаллическими включениями определяют согласно ГОСТ 1778. Количество и распределение неметаллических включений – силикатов, оксидов, сульфидов, нитридов – оценивают баллами (1, 2, 3, 4, 5), сопоставляя наблюдаемую картину с эталонными шкалами (метод Ш) или определяя количество и объемную долю включений, либо путем линейного подсчета включений (методы К, П, Л).

Для сталей минимальная загрязненность включениями достигается применением соответствующих способов выплавки, раскисления и переплава, например, электрошлакового переплава.

В подшипниковых сталях (ШХ15, ШХ20СГ и др.) контролируется содержание включений согласно ГОСТ 801 по четырехбалльным шкалам. Балл 1 допустим для всех видов включений, для проката диаметром свыше 40 мм допускается балл 1,5.

Для более полного и точного определения состава неметаллических включений применяют методы химического анализа, рентгеноструктурного анализа, рентгеноспектрального микроанализа, электронной микроскопии.

На рис. 1.2.11 показано несколько типов включений, выявляемых в стали металлографическим анализом.

В чугунах количество графита, размеры, форма и расположение его частиц определяют его прочностные характеристики. При приблизительно одинаковом химическом составе чугуны с пластинчатым графитом, с вермикулярным графитом и с шаровидным графитом имеют разные значения временного сопротивления и предела текучести.

Согласно ГОСТ 3443 различают 13 форм графита – от пластинчатой прямолинейной до правильной шаровидной. Размеры графитных включений оценивают по длине или диаметру. В ГОСТ 3443 приведены эталоны оценки размеров включений графита и 9 ступеней распределения графита. Особенно неблагоприятным является междендритное расположение графита в чугуне.

В сталях образование графита недопустимо, за исключением заэвтектоидных графитизированных сталей (ЭИ293, ЭИ336, ЭИ366), в которых часть углерода выделена в виде графита с помощью графитизирующего отжига. Эти стали, несмотря на пониженную прочность, зарекомендовали себя как износостойкие материалы в условиях трения при больших давлениях и отсутствии ударных нагрузок.

Исследование структуры и фазового состава стали и сплавов. Микроструктура металла, наблюдаемая после травления шлифов, представляет совокупность структурных составляющих, различающихся фазовым составом, формой, размерами и взаимным расположением. В однофазных сплавах единственной составляющей является зерно твердого раствора обычно с размерами 10...100 мкм. В многофазных сплавах структурными составляющими, кроме зерен твердого раствора, являются участки эвтектик, эвтектоидов, выделения вторых фаз в виде изолированных

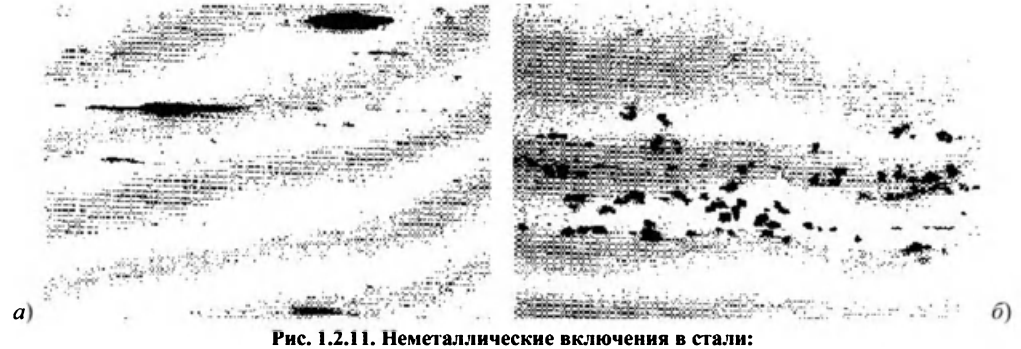


Рис. 1.2.11. Неметаллические включения в стали:
а – сульфиды и оксисульфиды в металле трубы, сталь 06ГФБАА, ×400; *б* – включения глинозема (Al_2O_3) в поковке из стали 35, ×200

частиц внутри зерен или в виде сетки по границам зерен и т.д.

Механические свойства и эксплуатационные характеристики сталей и сплавов зависят от микроструктуры, на которую, в свою очередь, оказывают влияние технология изготовления (в том числе степень пластического деформирования), режим термической обработки и другие факторы. Нарушение режима термообработки может привести к появлению нежелательной микроструктуры стали, например видманштеттовой структуры (рис. 1.2.12).

В зависимости от термической обработки в сталях характерными структурными составляющими являются однофазные твердые растворы: феррит, аустенит, мартенсит; двухфазные феррито-карбидные смеси (пластинчатые или зернистые) – перлит, сорбит, троостит, верхний и нижний бейнит (рис. 1.2.13 – 1.2.17). В структуре быстрорежущей стали Р6М5 содержатся первичные карбиды, составлявшие часть карбидной эвтектики в литом состоянии и вторичные карбиды, образовавшиеся при отпуске – M_6C и MC (рис. 1.2.18). На рис. 1.2.19, *а*, *б* приведены микроструктуры технического титана ВТ1-1 и титанового сплава ВТ6.

В чугунах структурными составляющими являются феррит, перлит, цементит, фосфидная эвтектика и ледебурит (рис. 1.2.20, *а*, *б*). Структуру чугунов оценивают по ГОСТ 3443. В соответствии с эталонными шкалами производится определение графита и параметров металлической основы. На рис. 1.2.20, *б* соотношение между перлитом и ферритом в чугуне с шаровидным графитом соответствует 20 % перлита и 80 % феррита.

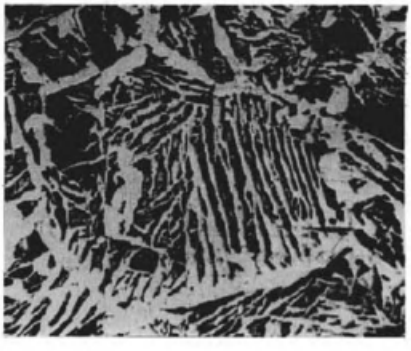
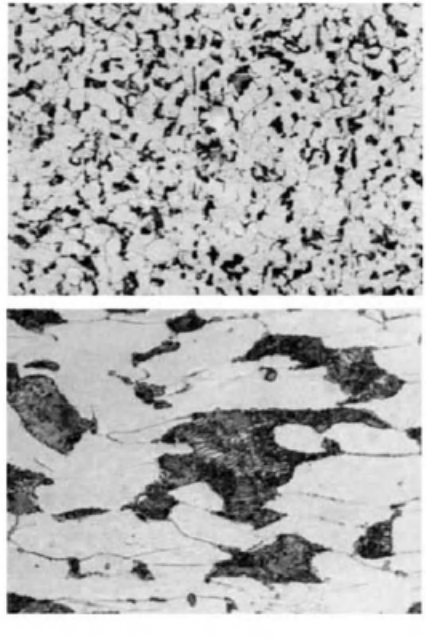


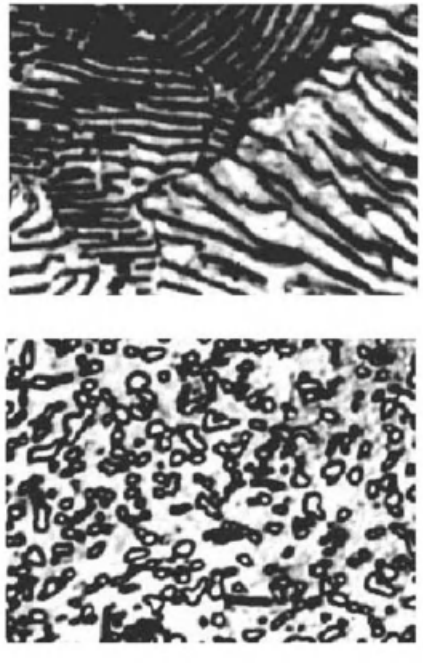
Рис. 1.2.12. Видманштеттова структура перегретой стали 45; ×500



а)

б)

Рис. 1.2.13. Микроструктура стали Ст3: феррит и пластинчатый перлит:
а – ×200; *б* – ×1000



а)

б)

Рис. 1.2.14. Строение перлита:
а – пластинчатого, ×1000; *б* – зернистого, ×500

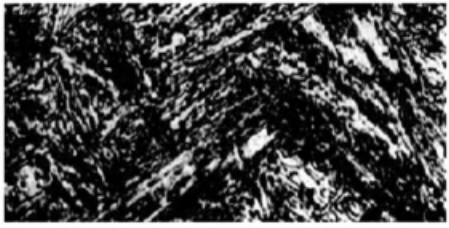


Рис. 1.2.15. Микроструктура стали 45 после закалки с $T = 850$ °С:
мартенсит, ×1000



Рис. 1.2.16. Структура верхнего бейнита в стали 09Г2С после закалки с $T = 900$ °С в воду, ×500

Оценка состояния поверхностных слоев. Металлографичсский анализ используют для изучения структуры и фазового состава поверхностных слоев после химико-термической обработки, индукционной закалки, поверхностного пластинчатого деформирования, обработки концентрированными потоками энергии и иных воздействий. Определяют глубину слоя с измененной структурой, ее особенности и наличие дефектов. В частности, в науглероженных слоях сталей проверяют наличие карбидной сетки.



Рис. 1.2.17. Микроструктура стали 08Х18Н12Т после аустенизации и стабилизирующего отжига при 850 °С: аустенит, ×500

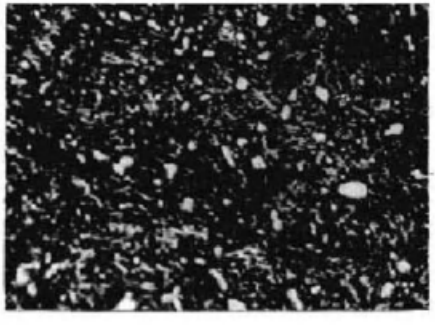


Рис. 1.2.18. Микроструктура быстрорежущей стали Р6М5 после закалки и трехкратного отпуска: отпущенный мартенсит + первичные и вторичные карбиды, ×500

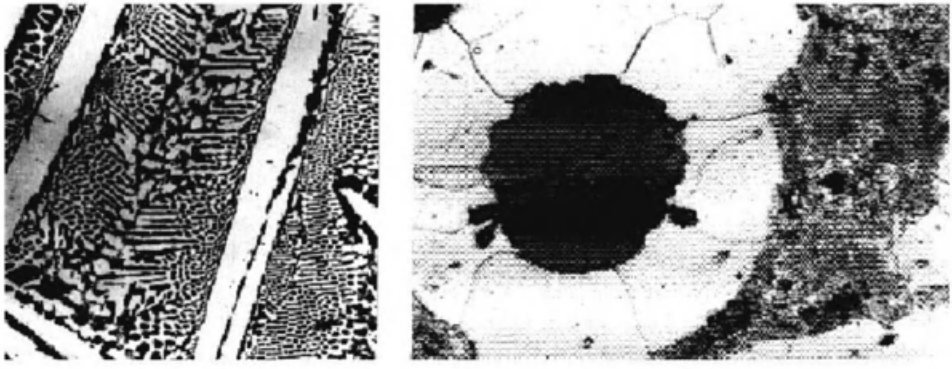


а)



б)

Рис. 1.2.19. Микроструктура технического титана ВТ1-1 (*а*), и сплава ВТ6 (*б*):
а – равновесная структура после отжига: α-раствор, ×300; *б* – структура после нормализации: α′ – мартенсит и остаточный β-раствор, ×300



а) *б*)

Рис. 1.2.20. Микроструктура чугунов:
а – заэвтектический белый чугун: первичный цементит и ледебурит, ×300; *б* – серый чугун с шаровидным графитом, структура матрицы – смесь феррита и перлита, ×400

В прокатанной конструкционной стали при массовой доле С > 0,3 % поверхностный слой нередко обеднен углеродом. Этот слой, обычно, состоит из двух зон: зоны полного обезуглероживания со структурой феррита и зоны частичного обезуглероживания со структурой, отличающейся от структуры сердцевины. Глубина обезуглероживания определяется металлографически согласно ГОСТ 1763. В инструментальных (ГОСТ 1435) и подшипниковых (ГОСТ 801) сталях глубина обезуглероживания регламентирована: чем больше диамстр проката, тем больше допустимая глубина обезуглероженного слоя.

Исследование причин эксплуатационных повреждений. При выявлении причин эксплуатационных повреждений метод световой микроскопии применяют для исследования изломов разрушенных изделий, а также для металлографического анализа микроструктуры зоны зарождения трещины, направления и характера ее распространения.

Металлографический контроль дает возможность проследить за коррозионными повреждениями поверхностного слоя, особенно, если имеет место избирательная коррозия.

При проведении испытаний коррозионно-стойких сталей и сплавов ферритного, аустенитно-мартенситного, аустенитно-ферритного и аустенитного классов, а также сплавов на железо-никелевой основе на стойкость против межкристаллитной коррозии в соответствии с ГОСТ 6032 предусмотрен металлографический метод выявления межкристаллитной коррозии на образцах, прошедших коррозионные испытания (по состоянию границ зерен).

С помощью металлографического исследования выявляют также дефекты технологического и эксплуатационного происхождения. В частности, технологические дефекты сварных соединений регламентированы ГОСТ 2601.

Количественная металлография. Методы количественной металлографии позволяют не только выявлять фазовый состав и структуру исследуемых сталей и сплавов, но и проводить количественную оценку структурных составляющих, опрсделять анизотропию и неоднородность структуры, что позволяет повышать информативность и глубину исследований, определять математические зависимости между структурными параметрами металла и его механическими и физическими свойствами, разрабатывать новые стали и сплавы, имеющие оптимальный комплекс свойств.

С помощью методов количественной металлографии определяют размеры зерен, расстояние между дисперсными выделениями, субграницами, размеры частиц фаз и структурных составляющих, глубину обезуглероженного слоя и т.д.

При проведении измерений необходимо, чтобы образец достоверно характеризовал исследуемый материал, чтобы качество микроскопического изображения или микрофотографии было достаточно высоким, увеличение соответствовало размеру измеряемого параметра, а объем счета был достаточно большим для проведения статистической обработки результатов.

Количественная металлография может выполняться как ручным методом, так и посредством автоматического анализатора изображений. В первом случае измерения проводят с помощью либо окуляра с измерительной шкалой, либо измерительной линейки, встраиваемой в окуляр микроскопа. Цену деления шкалы при выбранном увеличении микроскопа определяют, совмещая изображение окулярной шкалы с объект-микрометром, цена деления которого равна 0,01 мм.

Одним из наиболее важных параметров структуры является размер зерна. В низкоуглеродистых сталях после отжига или нормализации оценивают размер зерна феррита, в среднеуглеродистых после закалки – размер зерна аустенита, который сформировался к моменту закалки. Размеры зерен характеризуют номерами (ГОСТ 5639) от –3 до 14, которым соответствуют диаметры 1…0,0027 мм.

Согласно ГОСТ 5639 границы зерен выявляют методами травления, цементации, окисления, сетки феррита (или цементита), сетки перлита, вакуумным термическим травлением. Величину зерна определяют сравнением с эталонными шкалами, методом подсчета зерен на единице поверхности шлифа (1 мм^2), методом подсчета пересечений границ зерен, а также методом измерения длины хорд.

Глубину обезуглероженного слоя стали (полного и частичного) определяют согласно ГОСТ 1763 с помощью измерительной шкалы, при необходимости образцы подвергают специальной термической обработке для более контрастного выделения обезуглероженной зоны.

Неметаллические включения определяют металлографически в соответствии с ГОСТ 1778. Для оценки содержания неметаллических включений до настоящего времени по-прежнему применяют сравнение наблюдаемой структуры с эталонной шкалой и определение баллов включений (1, 2, 3, 4, 5). Другие методы, основанные на подсчете количества включений, заменены автоматизированным определением их количества с помощью микроскопов-квантиметров или цифровых камер, объединенных с компьютерами с выводом изображений на экран дисплея или на принтер.

Методом количественной металлографии определяется также содержание ферромагнитной фазы в коррозионно-стойких сталях аустенитного класса. Металлографический контроль содержания α-фазы (феррита) стандартизован для 12 марок коррозионно-стойких сталей аустенитного класса типа 12Х18Н10Т (для поковок диаметром или толщиной 80…270 мм) в соответствии с ГОСТ 11878. Контроль осуществляется на продольных шлифах. Для оценки содержания феррита в ГОСТе приведена эталонная шкала микроструктур. Наблюдаемая при увеличениях ×280…320 микроструктура сравнивается с эталонными структурами шкалы и определяется содержание α-фазы.

В зависимости от назначения стали и области ее применения допустимое содержание α-фазы устанавливают соответствующими отраслевыми или другими нормативными документами.

На рис. 1.2.21 показано распределение δ-феррита в металле поковки из стали 08Х18Н10Т.



Рис. 1.2.21. Распределение δ-феррита в металле поковки из стали 08Х18Н10Т, ×100

1.2.3.2. МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕЛЕВИЗИОННО-КОМПЬЮТЕРНЫХ СИСТЕМ И ЦИФРОВЫХ ФОТОКАМЕР

Современные компьютеры, портативные телевизионные камеры и цифровые фотоаппараты позволили заменить традиционную фотографию в металлографии и автоматизировать количественный металлографический анализ, в том числе металлографический контроль по нормативным документам (стандартам) с помощью специализированных прикладных программ.

Компьютер позволяет обрабатывать и хранить большое количество получаемой во время металлографического анализа информации, унифицировать отчеты и протоколы ис-

пытаний, использовать компьютерные сети для передачи получаемой информации, создавать банки металлографических изображений (эталоны структур, атласы и др.).

На рис. 1.1.22, представлена принципиальная схема системы автоматизированного металлографического анализа. Металлографическое изображение может вводиться в компьютер через телевизионную камеру, цифровой фотоаппарат или сканер. При проведении микроанализа изображение получают с помощью металлографического микроскопа, а при проведении макроанализа – с использованием макронасадок к микроскопу, либо непосредственно объективов к телевизионной камере или цифровому фотоаппарату. Цифровое изображение в компьютере может быть обработано редакторами изображения с целью повышения его качества и подвергнуто количественному анализу. Изображение и результаты анализа могут быть выведены на экран монитора, принтер или магнитные и лазерные носители информации. Изображения, особенно с высоким разрешением, требуют значительного объема памяти компьютера и оснащения его устройством для чтения и записи лазерных дисков.

Использование для регистрации изображения телевизионной камеры позволяет работать в реальном режиме времени, анализировать, сохранять изображение, непосредственно наблюдая исследуемый объект на экране монитора. Например, черно-белая телевизионная камера WAT-902B (Япония) с матрицей 1/2″ обеспечивает разрешение 570 ТВ-линий (число пикселей 795×596), что позволяет получать изображение удовлетворительного качества. Цифровые фотоаппараты обеспечивают значительно более высокое качество изображения (2500×1900 пикселей и более).

Современные прикладные программы, предназначенные для металлографического контроля, позволяют:

определять размер зерна в сталях и сплавах;

проводить анализ неметаллических включений в сталях и сплавах;

определять структурные и фазовые составляющие в сталях, чугунах и других металлах;

проводить гранулометрический анализ порошков и пор;

определять параметры слоев (глубину обезуглероженного слоя, толщину покрытий и т.д.);

контролировать качество сварных швов;

оценивать неоднородность и анизотропию распределения фаз и структурных составляющих;

проводить металлографический анализ методом сравнения изображений с эталонными шкалами и другое.

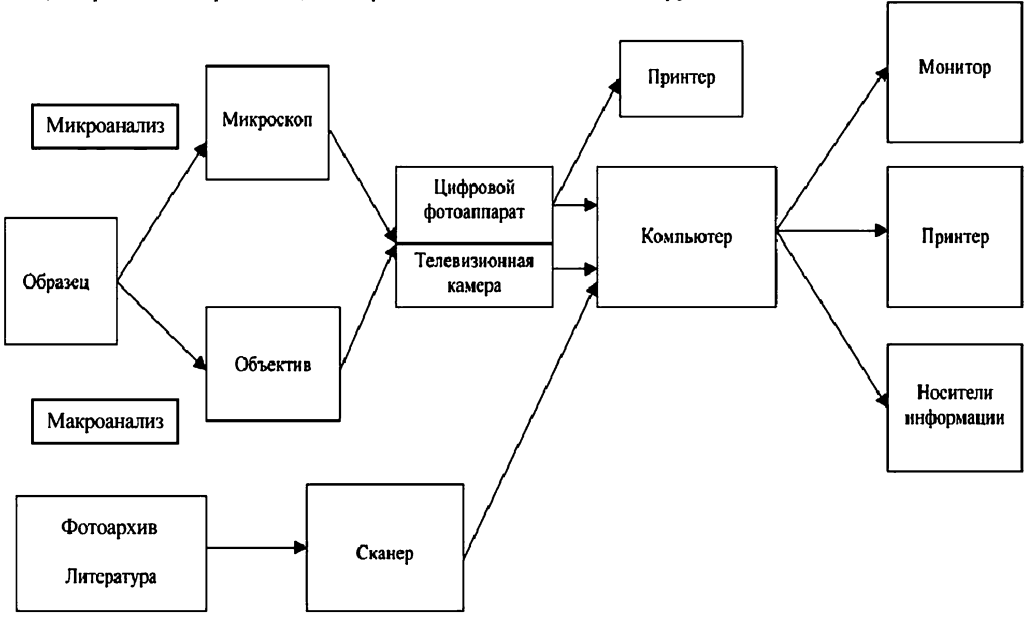


Рис. 1.2.22. Схема получения и компьютерной обработки металлографических изображений

В настоящее время прикладные программы для автоматизированного металлографического контроля разрабатывают в МИФИ (ГУ), МГУ, МИСиС, НИИ Интроскопии МНПО "СПЕКТР" (г. Москва), ГОУ СПб ГПУ, ООО "Видео Тест" (г. С.-Петербург), УПИ (г. Екатеринбург) и в других организациях страны.

В практике работы металлографической лаборатории ОАО "НПО ЦНИИТМАШ" широко используется система для анализа и обработки изображений в металлографическом анализе, разработанная совместно МИФИ (ГУ) и ОАО "НПО ЦНИИТМАШ" (рис. 1.2.23).

Для реализации подобной системы, помимо оптического микроскопа с каналом вывода изображения и оптическим переходником, необходим компьютер на базе "Pentium" с частотой не менее 1 ГГц, оперативной памятью не менее 128 Мбайт, винчестером емкостью не менее 20 Гбайт, платой ввода изображения и монитором с экраном размером не менее 17" с разрешением не менее 1024×768 пикселей при частоте регенерации экрана не менее 85 Гц.

Используемая в системе компьютерная программа «АТЛАНТ-МЕТ» позволяет вводить изображение, как из файлов, так и с телевизионной камеры при просмотре изображений в реальном режиме времени. Реализована удобная схема сохранения, систематизации изображений и создания архива.

Возможна оптимизация изображения с помощью контраста, яркости, гамма-коррекции и с использованием стандартных редакторов изображения.

Предусмотрена уникальная возможность компьютерной "склейки" изображения из нескольких кадров, что позволяет получать неискаженные изображения объектов (областей), не умещающиеся в формате одного кадра, обеспечивая при этом более высокое разрешение.

В программе есть необходимая для количественного анализа функция коррекции изображения методом "выравнивания" и "вычитания" фона, позволяющая устранять нежелательную неравномерность яркости изображения, обусловленную краевыми завалами плоскости шлифа, неравномерностью освещения по полю зрения микроскопа, дефектами и загрязнениями оптики, неравномерностью светочувствительности матрицы телевизионной камеры.

Программа позволяет осуществлять предварительную калибровку системы для всех возможных увеличений микроскопа и проводить измерения линейных размеров, используя оригинальный метод, повышающий точность фиксации начальной и конечной точек измеряемого отрезка.

В качестве примера на рис. 1.2.24 представлен экран монитора при работе программы в режиме выделения (бинаризации) и обсчета элементов изображения. В этом режиме программа выделяет элементы изображения, попадающие в заданные диапазоны размеров, коэффициентов формы и уровня яркости. Бинаризованное изображение может быть отредактировано с помощью специальных функций программы.

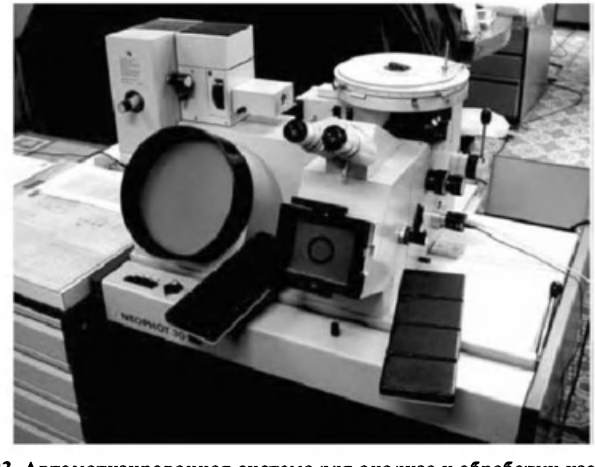


Рис. 1.2.23. Автоматизированная система для анализа и обработки изображений

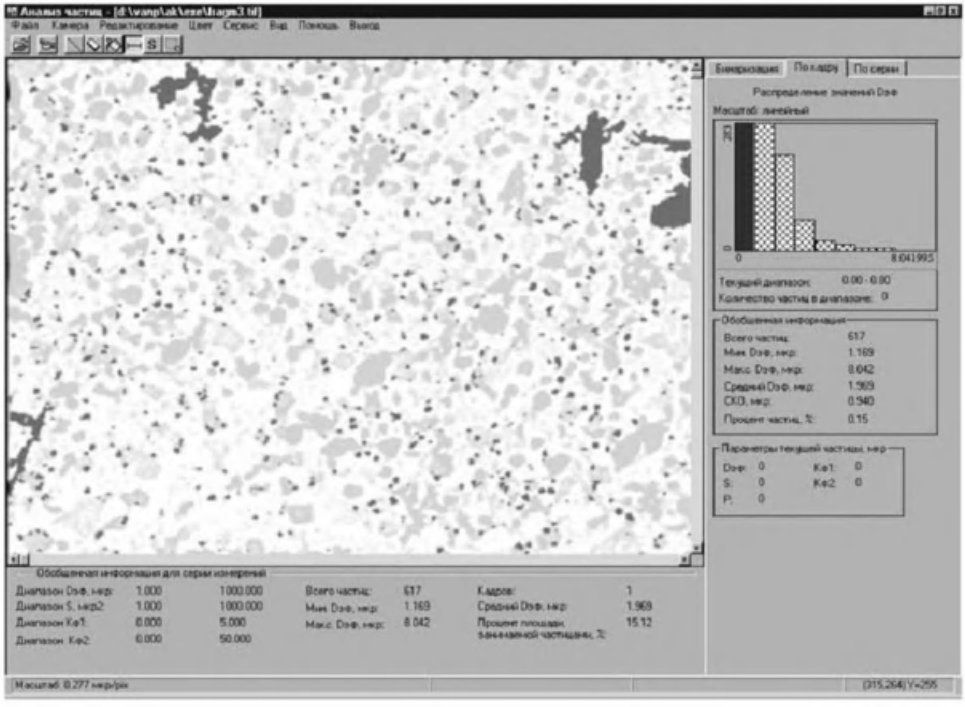


Рис. 1.2.24. Экран компьютера с изображением микроструктуры и результатами обработки изображения по кадру

Программа позволяет определять эффективный диаметр, площадь, периметр, коэффициент формы частиц, число частиц, параметры которых находятся в рамках допустимых диапазонов (частицы, принимаемые во внимание), процент площади, занимаемой частицами (процент частиц) и гистограммы распределения вычисляемых параметров.

Отдельная программа позволяет анализировать величину зерна по ГОСТ 5639.

В ОАО "НПО ЦНИИТМАШ" разработан компьютерный вариант атласа неметаллических включений, в котором неметаллические включения классифицированы по составу и металлографическим признакам.

1.2.4. ПРОСВЕЧИВАЮЩАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ

Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) является одним из наиболее информативных методов исследования микро- и субструктуры материалов, в котором сочетаются возможности получения в одном эксперименте изображений с высоким разрешением (вплоть до 0,1 нм, т.е. до разрешения атомной структуры) и дифракционных картин одного и того же участка образца (этот участок, как правило, монокристаллический). В ПЭМ используются "быстрые" электроны с энергией 100…300 кэВ, распространение которых описывается как волновой процесс при длине волны порядка 10^{-3} нм, что обеспечивает указанную высокую разрешающую способность при изучении структуры. Скорость таких электронов составляет десятые доли скорости света, а длина волны, нм, (пренебрегая релятивистскими поправками)

$$\lambda = 1{,}225/\sqrt{U}\,, \qquad (1.2.3)$$

где U – ускоряющее напряжение, В.

При U = 100 кВ λ = 0,0037 нм, что в 10^5 раз меньше длины волны видимого света.

С помощью электромагнитных линз электронного микроскопа формируется увеличенное изображение освещаемого участка, которое создается в основном электронами, упруго (без изменения длины волны) рассеянными атомами образца.

Главной характеристикой любого метода микроскопии является разрешение т.е. воз-

можность получения раздельного изображения элементов структуры, находящихся на предельно малом разрешаемом расстоянии друг от друга. Эта характеристика определяется природой излучения (свет, электронный луч и т.д.), взаимодействующего с объектом и несущего информацию о нем, и качеством оптической системы конкретного прибора. Аберрации (хроматические и геометрические), а также дифракция на объекте приводят к размытию точек или контуров в изображении объекта. В современной световой микроскопии удается практически полностью исправить аберрации линзовых систем объектива и окуляра однако дифракционное размытие неустранимо, так как обусловлено самой природой света – соотношением длины волны света и размера элементов структуры объекта: для желто-зеленой части спектра световых лучей $\lambda = 0{,}55$ мкм; по теории Аббе при этом разрешаемое расстояние не может быть менее 0,1... 0,2 мкм. Поэтому кардинальное улучшение разрешающей способности возможно только при использовании для освещения объекта лучей с существенно более короткой длиной волны, например "быстрых" электронов. Однако, разрешающая способность современных ПЭМ пока только в 10^3 раз лучше, чем светового микроскопа. Это объясняется тем, что аберрации электронных линз не удается устранить так эффективно, как в световом микроскопе. Уменьшение влияния аберраций возможно при уменьшении апертуры, однако при этом увеличивается размытие изображения из-за дифракционных явлений. Оптимальная апертура объектива в ПЭМ оказывается около $10^{-2}...10^{-3}$ рад, т.е. на несколько порядков меньше апертуры светового микроскопа. Тем не менее малой апертурой объясняется важное преимущество ПЭМ перед световой микроскопией – очень большая глубина фокуса изображения.

Разрешаемое расстояние современных электронных микроскопов высокого разрешения достигает 0,2...0,3 нм, что достаточно для получения изображения решетки кристаллических объектов.

Контраст изображения в ПЭМ. Возможности создания контраста в изображении разных элементов структуры объекта оказываются особенно большими в случае кристаллических объектов благодаря дифракции электронов на кристаллической решетке. В связи с особой ролью дифракции в формировании изображения кроме термина "просвечивающая электронная микроскопия" часто применяют термин "дифракционная электронная микроскопия".

Образование контраста в ПЭМ как кристаллических, так и некристаллических (аморфных) объектов обусловлено процессами рассеяния электронов при их прохождении через вещество, т.е. изменением направления движения электронов без изменения их скорости (упругое рассеяние). Электроны в значительно большей степени, чем рентгеновские лучи, взаимодействуют с атомами. С этим связано ограничение толщины объекта. Кроме того, процессы поглощения, когда электроны теряют свою энергию, не только вызывают эффект хроматической аберрации, но и могут привести к нагреву и изменению структуры объекта и даже его разрушению.

Схемы на рис. 1.2.25 иллюстрируют изменение эффекта рассеяния электронов при увеличении толщины объекта. Таким же образом влияет увеличение плотности объекта. Диафрагма, расположенная после объекта в "выходном зрачке" объектива, пропускает тем меньше электронов, чем толще (или плотнее) объект. Это приводит к уменьшению яркости изображения.

На рис. 1.2.26 показаны схемы формирования изображения кристаллического объекта (светлопольного (рис. 1.2.26, *а*) и темнопольного (рис. 1.2.26, *б*)) без разрешения атомно-кристаллической структуры – случай дифракционного амплитудного контраста, который позволяет различать области объекта, различающиеся по своей кристаллической структуре или ориентации к направлению падающего пучка электронов, а также наблюдать такие дефекты кристаллического строения, как дислокации, дефекты упаковки, границы блоков и зерен (без их внутренней структуры). Это объясняется тем, что при рассеянии на кристаллических объектах интенсивность дифрагированного пучка $I_д$ (пучок *2*д) зависит от ориентации участка образца по отношению к падающему пучку электронов *1* с интенсивностью I_0. Чем ближе для каких-либо кристаллографических плоскостей локальный угол падения пучка с интенсивностью I_0 к углу, определяемому из уравнения Вульфа–Брэгга, тем больше $I_д$, и следовательно, меньше ин-

тенсивность пучка $I_{пр}$, рассеянного образцом: $I_{пр} = I_0 - I_д$ (пучок, идущий за образцом прямо вниз – см. рис. 1.2.26). Значит тем меньше оказывается освещенность этого участка на светлопольном микроскопическом изображении, которое формируется проходящим пучком. Таким образом, яркость какого-либо участка изображения в случае рассматриваемого контраста определяется ориентацией изучаемой области образца к падающему пучку. Поэтому для анализа микроскопических изображений необходимо знать эту ориентацию, т.е. всегда регистрировать не только микроскопическое изображение участка объекта, но и картину микродифракции (электронограмму) от него.

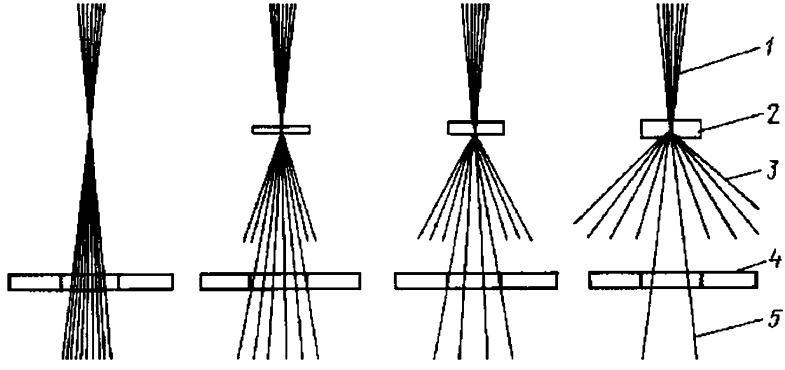


Рис. 1.2.25. Схемы рассеяния электронов в зависимости от толщины объекта:
1 – пучок электронов от осветительной системы микроскопа; *2* – объекты различной толщины; *3* – электроны после прохождения через объект; *4* – "выходной зрачок" объективной линзы и апертурная ("объективная") диафрагма; *5* – электроны, образующие изображение данного участка объекта на флуоресцирующем экране (фотопленке)

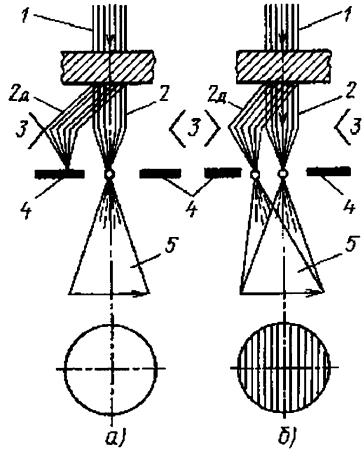


Рис. 1.2.26. Схемы рассеяния электронов в случае кристаллического объекта:
1 – падающий пучок; *2*, *2д* – прямой и дифрагированные пучки после прохождения через объект (монокристалл); *3* – главная плоскость объективной линзы; *4* – выходной зрачок объектива и апертурная ("объективная") диафрагма; *5* – пучок, формирующий изображение в режиме светлого поля (*а*) и в режиме получения изображения кристаллической решетки (*б*)

Схема формирования изображения в режиме дифракционного фазового контраста (прямое изображение кристаллической решетки) с участием двух или более пучков – прямого и дифрагированного или нескольких дифрагированных (см. рис. 1.2.26, *б*) – реализуется только в ПЭМ с повышенной разрешающей способностью (высокоразрешающий электронный микроскоп) и при тщательной процедуре приготовления объекта и его установки в микроскопе. Обычно же дифрагированные лучи, проходя через периферийную часть объективной линзы, так сильно меняют свою фазу из-за аберраций, что интерференция этих лучей не дает правильного изображения атомной структуры кристалла.

Конструкция и основные режимы работы ПЭМ. Оптическая схема микроскопа показана на рис. 1.2.27. Собственно микроскоп с осветительной системой, всеми линзами, диафрагмами и регистрирующим устройством – флуоресцирующим экраном визуального наблюдения или фотокамерой – собирается из отдельных узлов в виде колонны с вакуумными уплотнениями и шлюзами между отдельными частями. Значительная часть функций,

связанных с юстировкой оптической системы, выполняется автоматически или полуавтоматически с помощью электромагнитных устройств, управляемых компьютером. Особенностью современных приборов является возможность использования мониторов и видеозаписи изображений.

Электронная пушка *1* включает в себя источник электронов – катод (обычно раскаленная вольфрамовая нить), который находится под высоким отрицательным потенциалом U по отношению к земле; фокусирующий электрод и анод, имеющий потенциал земли. Таким образом, электронная пушка представляет собой трехэлектродную электростатическую линзу, фокусирующее действие которой имеет своим оптическим аналогом комбинацию собирательной и рассеивающей линз, а назначением является создание слабо расходящегося пучка быстрых электронов с одинаковой энергией $E = eU$, где e – заряд электрона.

Двухлинзовый конденсор *2* и линзы собственно микроскопа (объективная линза *5*, промежуточная линза *8* и проекционная линза *9*) являются электромагнитными. Каждая из линз образует отдельный узел с электрическим питанием соленоида и системой водяного охлаждения.

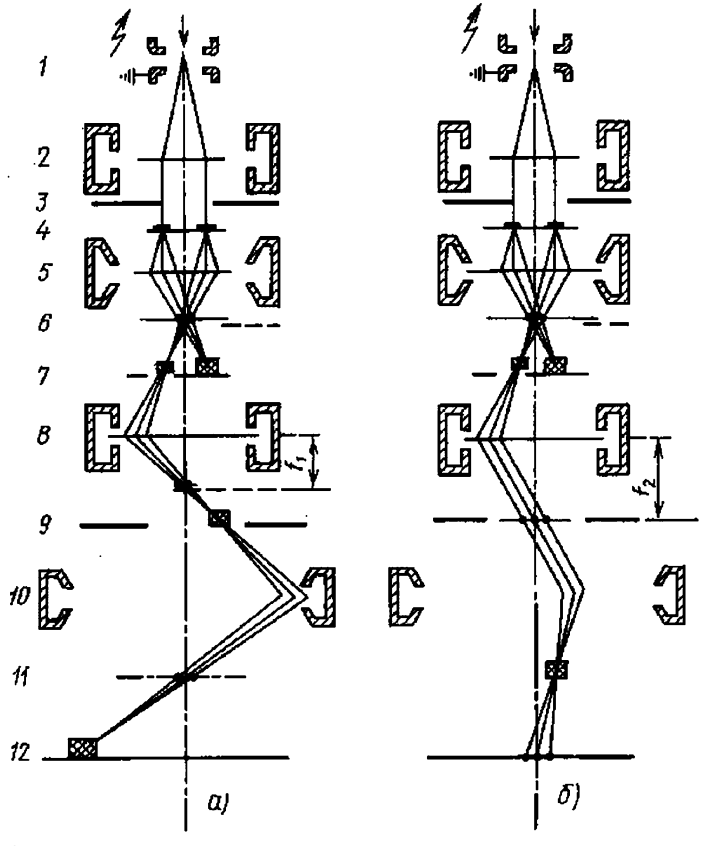


Рис. 1.2.27. Оптическая схема просвечивающего электронного микроскопа с промежуточной линзой, согласованно работающего в режиме получения микроскопического изображения (*а*) и в режиме получения дифракционной картины объекта (*б*):

1 – электронная пушка; *2* – конденсорная линза; *3* – диафрагма конденсорной линзы; *4* – объект (на схеме две кристаллические частицы с одинаковыми структурой и ориентированием); *5* – объективная линза; *6* – выходной зрачок объектива и апертурная диафрагма; *7* – микроскопическое изображение объекта и селекторная диафрагма; *8* – промежуточная линза; f_1 – фокусное расстояние промежуточной линзы в режиме получения микроскопического изображения; f_2 – то же в режиме наблюдения дифракционной картины; *9* – полевая диафрагма; *10* – проекционная линза; *11* – задний главный фокус проекционной линзы; *12* – флуоресцирующий экран (или фотопленка)

Пучок быстрых электронов, сформированный осветительной системой *1 – 3*, попадает на образец *4*, который располагается в передней фокальной плоскости объективной линзы, рассеивается на нем (см. рис. 1.2.27) и преломляется объективной линзой *5*. В результате в задней фокальной плоскости этой линзы формируется дифракционное изображение объекта (электронограмма). В этой плоскости располагается апертурная диафрагма *6*. В плоскости *7*, где находится селекторная диафрагма, формируется перевернутое и увеличенное примерно в 100 раз микроскопическое изображение объекта. Проекционная система *8 – 10* переносит с увеличением около 1000 одно из этих изображений на экран или фотопленку *12*.

Оптическая схема ПЭМ подобна схеме светового микроскопа биологического (просвечивающего) типа, но отличается тем, что содержит не две ступени увеличения – "объектив" и "окуляр" (проекционная линза), а три: добавляется "промежуточная" линза, которая позволяет легко получить большое увеличение (около 10^5), достаточное для выполнения юстировки прибора. Однако, главная функция

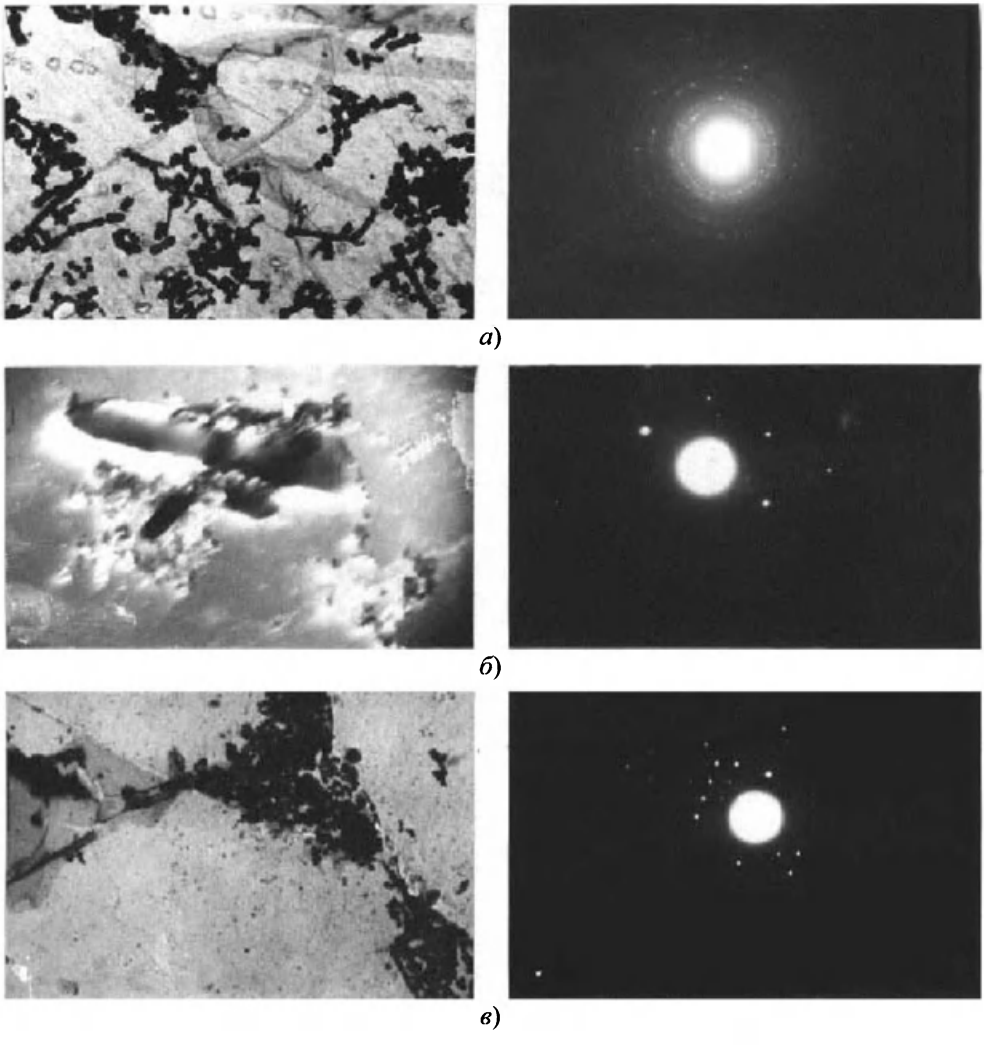


Рис. 1.2.28. Дисперсные выделения карбидов TiC (*а*, *б*) и $M_{23}C_{26}$ (*в*) в стали 08Х18Н12Т:
слева – расположение частиц карбидов, экстрагированных из образца методом реплик,
справа – электронограммы от этих частиц

этой линзы состоит в обеспечении перехода от наблюдения микроскопического изображения объекта к наблюдению дифракционной картины от заранее выбранной области объекта. Размер этой области задается селекторной диафрагмой. Переход от наблюдения микроскопического изображения к наблюдению картины дифракции ("микродифракции") осуществляется при изменении фокусного расстояния промежуточной линзы (от f_1 до f_2) уменьшением силы тока в обмотке линзы и выведении апертурной диафрагмы. В режиме наблюдения микроскопического изображения "в светлом поле" апертурная диафрагма устанавливается так, чтобы пропустить прямой пучок и отсечь дифрагированные лучи (см. рис. 1.2.26, *а*). "Темнопольное" изображение получается, если диафрагма задерживает прямой пучок и пропускает дифрагированные лучи. Для кристаллического объекта с гетерофазной структурой в этом случае легко установить связь каждого дифрагированного луча (пятна на электронограмме) с определенным элементом структуры объекта и таким образом определить природу каждой фазы.

Электрическая схема ПЭМ содержит две основные части: высоковольтную ($U \approx 100$ кВ и выше) для питания электронной пушки и низковольтную для питания электромагнитных линз.

Вакуумная система обеспечивает не только отсутствие разрядов в электронной пушке, но и предупреждает загрязнение объекта продуктами конденсации в колонне микроскопа.

Микроскоп может комплектоваться приспособлениями для термического и механического воздействия на образец и исследования объектов "на месте" – при нагреве и охлаждении, а также при деформировании.

Для размещения ПЭМ и его обслуживания требуется несколько помещений: одно с затемнением для микроскопа, второе для фоторабот и третье – для подготовки объектов.

Приготовление объектов для ПЭМ. Главное ограничение применения ПЭМ в материаловедении состоит в том, что из-за сильного взаимодействия электронов с веществом толщина объекта должна быть очень малой. Например, для веществ, состоящих из элементов Периодической системы с $Z = 25...45$ (сплавы на основе железа и меди), и микроскопов с ускоряющим напряжением 100 кВ прозрачные для электронов объекты имеют толщину порядка 0,1 мкм.

Объектодержатель рассчитан на установку образца, поперечные размеры которого не должны обычно превышать 2...3 мм. Образец может иметь вид диска диаметром около 3 мм и толщиной по краю до 0,5 мм, а в центральной части должен иметь участки толщиной около 0,1 мкм. Вместо предметных диафрагм-дисков для установки объектов можно использовать металлические сетки (медные или никелевые с числом ячеек около 8 на 1 мм).

Вследствие ограничения толщины объекта, с одной стороны, и большого разнообразия подлежащих исследованию материалов, с другой, применяют различные приемы препарирования образцов.

Существует несколько методов исследования:

прямой – исследование достаточно тонких пленок или высокодисперсных частиц;

косвенный – приготовление и изучение прозрачного для электронов отпечатка – реплики, воспроизводящей рельеф поверхности объекта (шлиф после травления, излом и т.д.);

полупрямой (см. рис. 1.2.28) – исследование реплики "с извлечением" для анализа гетерофазных материалов. В этом случае дисперсные частицы, выступающие над поверхностью протравленного шлифа, обволакиваются материалом реплики и отделяются вместе с ней. По отношению к этим частицам метод реплик оказывается прямым.

Возможности современной электронной микроскопии в отношении разрешения, использования дифракционных методик и анализа элементного состава в самых малых объемах образца настолько велики, что метод реплик применяется в тех случаях, когда возникают большие трудности подготовки прозрачного для электронов объекта.

Подготовка объектов для прямого исследования:

порошки подвергают диспергированию и наносят на предметную сетку, предварительно покрытую пленкой-подложкой, либо осаждением сухого порошка, находящегося во взвешенном состоянии в воздухе, либо осаждением из суспензии. В качестве жидкости для суспензии обычно используют дистиллированную воду или этиловый спирт. Наиболее эффективными способами диспергирования порошков являются распыление суспензии с помощью струи сжатого газа или применение ультразвука;

тонкие пленки или отдельные частицы получают конденсацией из пара на пленку-подложку;

тонкие оксидные слои или покрытия отделяют от основы путем химического или электролитического растворения последней. При изучении микроструктуры основы оксидная пленка может быть использована в качестве реплики. В этом случае ее собственная микроструктура ("зернистость") должна быть гораздо тоньше микроструктуры сплава. Метод оксидных реплик успешно применяется для изучения структуры сплавов на основе алюминия и никеля;

тонкие слои материалов подвергают расщеплению (типа слюды);

тонкие срезы материалов получают с помощью ультрамикротома – прибора, широко применяемого в биологии и снабженного подходящими для резки исследуемого материала ножами (кромка свежего скола стекла, специальная сталь, алмазный инструмент). Так изучают срезы синтетических волокон, минералов, пористых катализаторов. Для металлов этот метод мало пригоден из-за их высокой пластичности и искажений вследствие этого структуры в результате деформирования при резке;

тонкие фольги металлов, полупроводников и других материалов получают утонением образцов методами, не оказывающими влияния на структуру материала. Подготовка объекта состоит из нескольких этапов: первоначальной резки на небольшие кусочки (площадь определяется объектодержателем) толщиной 1 мм на установках типа "Микротом"; ручного шлифования до достижения толщины 0,1... 0,15 мм и окончательного утонения электрополированием. Методу тонких фольг отдают предпочтение при применении ПЭМ для исследования металлов, полупроводников и керамических материалов.

Основные области применения ПЭМ. Из указанных выше случаев формирования изображения главным в современной практике является дифракционный амплитудный контраст. Дифракционная природа контраста в изображении кристаллических объектов определяет наиболее эффективные области применения ПЭМ: анализ разного рода нарушений кристаллической структуры, анализ элементов микроструктуры высокой дисперсности, различающихся по кристаллической структуре или только по кристаллической ориентации.

Основные области использования метода ПЭМ:

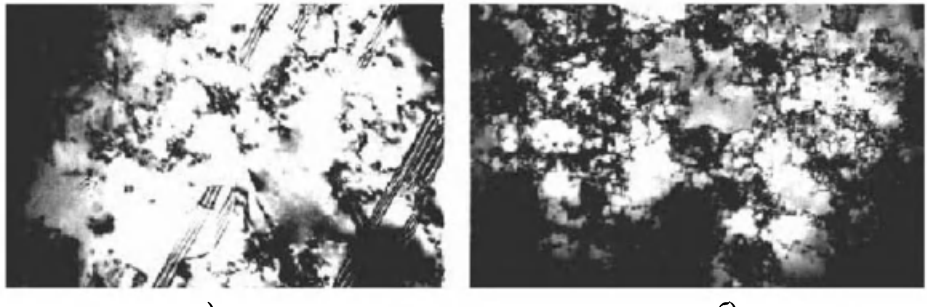
изучение зеренной структуры материалов, включая исследования субмикронных и нанокристаллических материалов, исследование границ зерен, процессов рекристаллизации;

изучение взаимодействия дефектов кристаллического строения (границ зерен и дислокаций) с примесями, выявление расщепления дислокаций (образование дефектов упаковки), образование атмосфер и частиц выделений на дислокациях и т.п. (рис. 1.2.29);

исследование субструктуры (структуры внутри зерен), дислокационной структуры, полигонизации и рекристаллизации (рис. 1.2.30, 1.2.31);

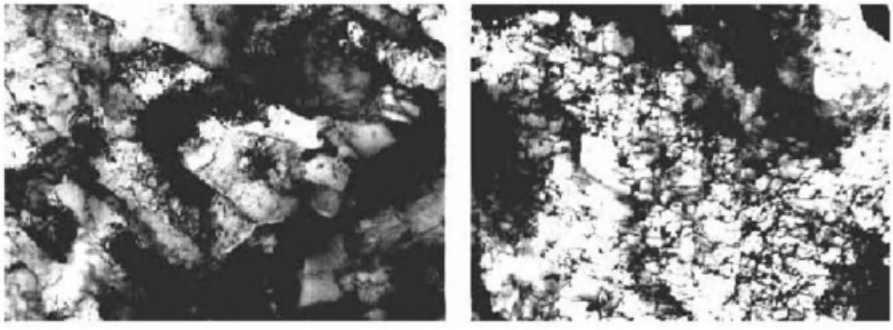
анализ структуры гетерофазных (гетерогенных) сплавов: морфология и распределения включений, фазовый состав, особенно при малом количестве второй фазы и (или) ее высокой дисперсности (рис. 1.2.32);

анализ ориентационного соотношения, габитуса и характера сопряжения частиц фазы и матрицы;



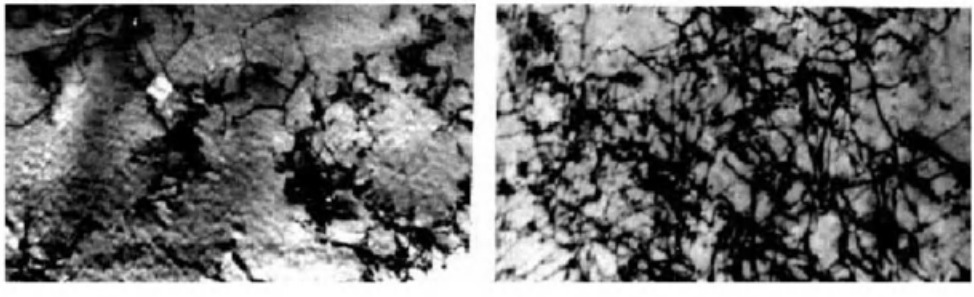
а) *б*)

Рис. 1.2.29. Дислокационная структура стали 08Х18Н10Т-ВД. Полосчатый контраст на дефектах упаковки, чередующиеся темные и светлые полосы параллельны линиям пересечения плоскости дефекта с верхом и низом фольги, ×50 000 (*а*); ячеистая структура, характерная для деформированного состояния материала, ×33 000 (*б*)



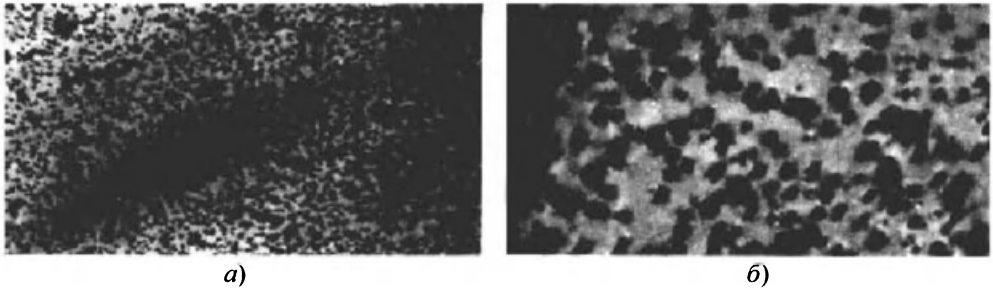
а) *б*)

Рис. 1.2.30. Дислокационная структура металла коллектора парогенератора ПГВ-1000, сталь 10ГН2МФА; субзеренная структура, частицы M_3C толщиной 0,3...1 мкм, дисперсная фаза в объеме зерен – Mo_2C и VC, ×10 000 (*а*); взаимодействие дисперсной фазы с дислокациями, ×17 000 (*б*)



а) *б*)

Рис. 1.2.31. Дислокационная структура (темные линии – изображение дислокаций) латуни Л63 после растяжения на 1 % (*а*) и 5 % (*б*), ×40 000; плоскости типа {111} находятся в отражающем положении



а) *б*)

Рис. 1.2.32. Выделения частиц фазы Ni_3Ti в сплаве 03Х24Н4Т после закалки с 1050 °С в воду и старения при 550 °С, 1,5 ч. Изображение одного и того же места при ×22 000 (*а*) и ×45 000 (*б*). Частицы гексагональной фазы Ni_3Ti (более крупные) видны в основном благодаря ориентационному контрасту, а мелкие частицы выделения кубической фазы Ni_3Ti (сверхрешетка) – благодаря дифракционному контрасту

анализ фазовых превращений непосредственно при наблюдении в микроскопе в процессе нагрева (охлаждения) или деформирования (мартенситные превращения, старение, кристаллизация аморфных сплавов, рекристаллизация и др.);

анализ структуры упорядочивающихся сплавов, определение характеристик доменной структуры, выявление ближнего и локального дальних порядков, определение особенностей структуры дислокаций и их расположения при наличии ближнего и дальнего порядков.

Существует много проблем, решаемых совокупным применением методов структурного анализа (растровая электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ, световая микроскопия), где применение ПЭМ весьма эффективно. К ним относится разработка новых материалов и технологий их получения с применением высокоэнергетических воздействий.

1.2.5. РАСТРОВАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ

Растровая электронная микроскопия – один из наиболее универсальных методов изучения микроструктуры материалов с помощью сфокусированного узкого пучка быстрых электронов, который обегает заданную площадь образца.

По числу используемых приборов растровая электронная микроскопия опережает просвечивающую, а по количеству выполненных этим методом фотографий микроструктуры приближается к световой микроскопии, хотя первые промышленно изготовленные растровые электронные микроскопы появились только в 60-е годы XX в.

Принцип работы растрового электронного микроскопа (РЭМ)[*]. РЭМ имеет электронно-оптическую систему, состоящую, как и в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ), из электронной пушки и нескольких электромагнитных линз. Однако назначение этой системы, в отличие от ПЭМ, состоит в том, чтобы сформировать и сфокусировать на поверхности образца стабильный во времени ускоренный с помощью варьируемого напряжения 1...50 кВ пучок электронов (зонд) диаметром 5...10 нм.

При взаимодействии электронов зонда с образцом возникают ответные сигналы разного рода, например, вторичные электроны (ВЭ), "отраженные" электроны (ОЭ), Оже-электроны, характеристическое рентгеновское излучение (РИ) (рис. 1.2.33), которые содержат информацию об особенностях облучаемой "точки" объекта. Размер этой "точки", а точнее области, определяется видом ответного сигнала, регистрируемого соответствующим детектором (рис. 1.2.34).

Для получения изображения в определенном сигнале зонд с помощью генератора сканирования "обегает" заданный участок образца по принципу телевизионной построчной развертки, а соответствующий детектор улавливает ответный сигнал. Синхронно с разверткой зонда происходит перемещение электронного луча на экране электронно-лучевой (телевизионной) трубки (ЭЛТ), управляемое тем же генератором сканирования. Таким образом, точка экрана ЭЛТ соответствует определенной точке площади, обегаемой зондом на объекте.

Яркость свечения ЭЛТ в каждой точке модулируется усиленным сигналом детектора. Таким образом, на экране ЭЛТ точка за точкой создается (в определенном ответном сигнале) изображение сканируемой площади объекта с линейным увеличением $M = l/L$, где l – сторона квадратной развертки на образце; L – сторона развертки на экране ЭЛТ (обычно L = 100 мм).

Увеличение изображения просто и плавно варьируется в очень широких пределах (20...100 000 раз) при изменении l. Однако предельное полезное увеличение $M_{\text{пред}}$ определяется разрешением d, которое зависит от вида сигнала, используемого для получения изображения, и объекта ($M_{\text{пред}} = d_{\text{г}}/d$, где $d_{\text{г}}$ = 0,2 мм – разрешение нормального глаза человека) и составляет порядка 10^4, 10^3 и 10^2 для изображений соответственно в ВЭ, в ОЭ и в РИ.

При любом виде сигнала характерной для РЭМ является чрезвычайно большая глубина фокуса (примерно равная размеру

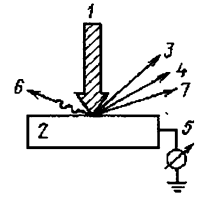


Рис. 1.2.33. Ответные сигналы, используемые для формирования изображения в РЭМ:
1 – электронный зонд; *2* – образец; *3* – ОЭ; *4* – ВЭ; *5* – "поглощенные" электроны (ток образца); *6* – РИ; *7* – Оже-электроны

[*] Растр – это совокупность близко расположенных параллельных отрезков, покрывающих определенную площадь, что объясняет название прибора – РЭМ.

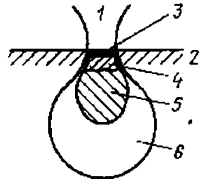


Рис. 1.2.34. Области генерации в образце ответных сигналов, используемых для формирования изображения в РЭМ:
1 – электронный зонд; *2* – поверхность объекта; *3* – Оже-электроны; *4* – ВЭ (разрешение примерно равно диаметру зонда); *5* – ОЭ (разрешение около 10 диаметров зонда); *6* – РИ (разрешение 0,5...1 мкм)

изображаемого участка образца и в $10^3...10^4$ раз превышающая глубину фокуса в световом микроскопе) вследствие очень малой апертуры.

Конструкция РЭМ. Принципиальная схема РЭМ приведена на рис. 1.2.35. Электронно-оптическая система, состоящая из электронной пушки, электромагнитных линз и ограничивающих диафрагм, формирует на образце пучок быстрых электронов – зонд диаметром до 5 нм. Отклоняющие катушки, управляемые генератором сканирования, заставляют этот зонд построчно сканировать определенную площадь поверхности образца. Ответный сигнал улавливается детектором и усиливается. Специальный блок генератора сканирования управляет увеличением, изменяя отношение амплитуд напряжения развертки луча в ЭЛТ и зонда по образцу. Обычно микроструктуру наблюдают при увеличении до 20 000 раз, а большее увеличение применяют для юстировки электронно-оптической системы.

При сканировании (число строк в кадре составляет 500...1000) применяют быструю (как в телевизионных системах) и медленную развертку. В последнем случае ЭЛТ для визуального наблюдения должна обладать длительным послесвечением в отличие от ЭЛТ для фотографирования. Время сканирования изменяется от нескольких секунд (при визуальном наблюдении) до минут (при фотографировании).

Электроны, идущие от образца, улавливаются детектором Эверхарта-Торнли, рис. 1.2.36, в котором между сеткой с переменным потенциалом –100...+400 В и сцинтиллятором (потенциал + 12 кВ) создано электростатическое поле. Основная часть детектора – сцинтиллятор, генерирующий вспышки света при попадании на него электронов с энергией 10 кэВ

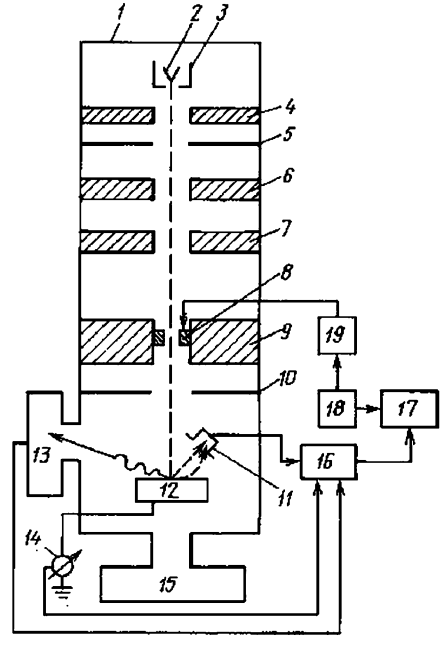


Рис. 1.2.35. Принципиальная схема РЭМ:
1 – колонна РЭМ; *2* – катод; *3* – фокусирующий электрод; *4* – анод; *5* – ограничивающая диафрагма; *6* – первая конденсорная линза; *7* – вторая конденсорная линза; *8* – отклоняющие катушки; *9* – объективная линза; *10* – объективная (апертурная) диафрагма; *11* – детектор электронов; *12* – образец; *13* – рентгеновский спектрометр; *14* – измеритель силы тока образца; *15* – вакуумная система; *16* – усилитель сигналов; *17* – ЭЛТ; *18* – генератор сканирования; *19* – устройство изменения увеличения

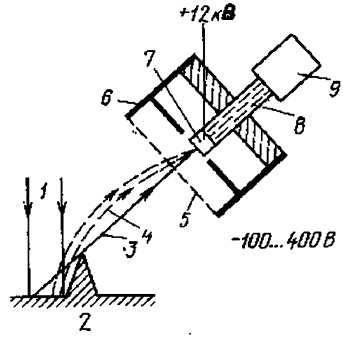


Рис. 1.2.36. Схема детектора электронов Эверхарта-Торнли:
1 – электронный зонд; *2* – образец; *3* – траектория ОЭ; *4* – траектория ВЭ и Оже-электронов; *5* – сетка; *6* – металлический стакан; *7* – сцинтиллятор; *8* – световод; *9* – фотоэлектронный умножитель

и более. Электроны с меньшей энергией разгоняются полем "сетка – сцинтиллятор" и также вызывают свечение в сцинтилляторе. Вспышки от сцинтиллятора по световоду попадают в фотоэлектронный умножитель, в котором они преобразуются в импульсы напряжения.

Исследуемый образец (диаметром до 25 мм и толщиной до 10 мм) располагается в специальной камере вакуумированной колонны РЭМ (давление 0,1...0,01 Па) и может перемещаться оператором в плоскости, нормальной к зонду (оси *X* и *Y*), вдоль зонда (ось *Z*), наклоняться до 90° и поворачиваться на 360° в плоскости *XY*. Размеры камеры образцов позволяют разместить там специальные устройства для различных воздействий на образец: механического нагружения, нагрева – охлаждения, изменения среды (атмосферы) и т.п.

Формирование изображения в РЭМ (типы контраста). Наиболее часто для формирования изображения объекта используют электроны (собственно РЭМ) и характеристическое рентгеновское излучение (РЭМ с рентгеноспектральным анализом, см. подразд. 1.1.3.4).

В облучаемом зондом объеме образца образуются вторичные и Оже-электроны. Их энергия составляет всего десятки электрон-вольт, поэтому размер области их выхода почти совпадает с диаметром зонда (см. рис. 1.2.34).

Кроме того, часть электронов зонда упруго (или с малой потерей энергии) рассеивается ядрами атомов образца по всем направлениям, в том числе и обратно – это "отраженные" электроны (ОЭ). Их энергия близка к энергии электронов зонда, т.е. составляет десятки килоэлектронвольт. Размер области их выхода примерно на порядок больше диаметра зонда (см. рис. 1.2.34). Поглощенные электроны создают в образце ток, который также регистрируется.

Электроны зонда возбуждают характеристическое рентгеновское излучение атомов в объеме образца диаметром около 0,5 мкм.*

Контраст изображения в ВЭ. Число выходящих из облучаемого зондом участка образца вторичных (и отраженных) электронов определяется углом, который зонд составляет с поверхностью. Изменения этого угла на 1...2° достаточно для заметного изменения числа выходящих электронов. Следовательно, яркость изображения, создаваемого сигналом детектора электронов, определяется рельефом поверхности. Наибольшее число электронов выходит из области выступов, наименьшее – из впадин. Поэтому выступы на изображении оказываются светлее впадин.

Существует аналогия между контрастом рассматриваемого изображения в РЭМ и закономерностями восприятия светооптического изображения глазом. В обоих случаях яркость участка изображения определяется в основном локальным наклоном падающего пучка (электронов или света) к поверхности объекта. Этим и объясняется та легкость, с которой глаз почти автоматически воспринимает изображение рельефа поверхности в ВЭ как трехмерное.

При подаче на сетку детектора электронов (см. рис. 1.2.36) положительного потенциала 100...300 В ВЭ движутся от образца по сильно искривленным траекториям, а ОЭ (энергия примерно в 1000 раз выше) не отклоняются таким слабым полем и движутся прямолинейно. Следовательно, те участки поверхности, которые нельзя соединить с детектором прямой линией, можно наблюдать только в ВЭ. Однако ОЭ также вносят небольшой вклад в изображение рельефа поверхности, создавая на изображении тени от выступов. Разрешение на изображении в ВЭ, как отмечалось, близко к размеру зонда и составляет 5... 10 нм.

Контраст изображения в ОЭ. Коэффициент "отражения" (рассеяния назад) быстрых электронов зависит от среднего атомного номера облучаемого объема образца (рис. 1.2.37). Таким образом, контраст изображения в ОЭ определяется как рельефом поверхности, так и различием в химическом (элементном) составе области, активируемой зондом. Так как размер

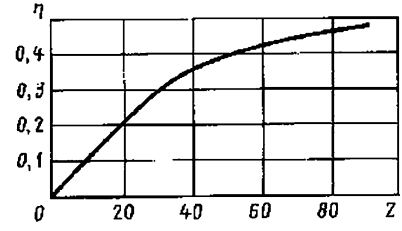


Рис. 1.2.37. Зависимость коэффициента "отражения" электронов η от атомного номера элемента *Z*

* С учетом флуоресцентного возбуждения характеристического рентгеновского излучения тормозным (сплошным) спектром этот объем еще возрастает.

этой области на порядок больше размера зонда, разрешение изображения в ОЭ составляет около 50...100 нм.

Для выявления химической неоднородности следует использовать полированный шлиф, а на сетку детектора электронов подавать отрицательный потенциал (–100 В), чтобы предотвратить попадание в детектор низкоэнергетических ВЭ. Если приготовить полированную поверхность нельзя (например, при исследовании изломов), то для разделения химического и топографического контраста используют парный детектор электронов: два идентичных детектора располагают симметрично над образцом по разные стороны зонда. Сигналы, вызванные химическим контрастом, одинаковы в обоих детекторах, а топографическим – противоположны, так как детекторы "видят" поверхность с разных сторон. Суммирование сигналов детекторов увеличивает химический контраст и резко уменьшает топографический, а вычитание их, наоборот, – подавляет химический и усиливает топографический контраст, если яркость свечения ЭЛТ модулируется суммарным (или разностным) сигналом парного детектора.

Контраст изображения в РИ. Зонд возбуждает в области образца РИ всех его атомов. Если с помощью детектора выделить одну (аналитическую) линию спектра РИ какого-либо элемента и использовать ее интенсивность при сканировании для модуляции яркости свечения экрана ЭЛТ, то получится картина распределения этого элемента по площади сканирования. Разрешение такого изображения составляет 0,5...1 мкм. Оно позволяет изучать изменение элементного состава (качественно) в поверхностном слое толщиной около 0,5 мкм.

Некоторые специальные источники контраста. *Каналирование электронов.* Периодичность расположения атомов в кристаллических объектах приводит к тому, что в зависимости от ориентации кристалла по отношению к зонду меняется эмиссионная способность. Это влияние заметно в слое толщиной не более 50 нм и проявляется в появлении на экране ЭЛТ псевдо-Кикучи-линий – системы полос, расположение которых определяется ориентацией кристалла, а их ширина – его совершенством*. Современные приборы позволяют получить картины каналирования от участка размером около 1 мкм, если в дополнении к сканированию по площади проводится сканирование по углу, который зонд образует с участком поверхности образца.

Магнитный контраст позволяет наблюдать доменную структуру ферромагнитных материалов. Траектория движения ВЭ в значительной степени изменяется под действием силы Лоренца, поэтому домены с противоположным направлением вектора магнитной индукции будут иметь различную яркость. Разрешение изображения магнитных доменов составляет несколько микрометров.

Контраст потенциала. Траектория движения ВЭ, а значит их число, попадающее в детектор, зависит от разности потенциалов между сеткой детектора и облучаемой зондом области образца. Если на поверхности образца потенциал варьируется (как, например, в полупроводниковых приборах), то меняется и яркость изображения, что позволяет изучать изменение электрических свойств образца.

Подготовка образцов для исследования в РЭМ. Образец по размерам должен соответствовать камере объектов, чтобы не препятствовать необходимым перемещениям. Другое важное требование к образцу – он должен иметь хороший электрический контакт с держателем. Часто такой контакт достигается с помощью электропроводящего клея, которым образец приклеивается к предметному столику.

Если нет хорошего электрического контакта между поверхностью объекта и заземленной камерой образцов, то при многократном сканировании на поверхности накапливаются поглощенные электроны, что приводит к появлению заряженных областей. Эти области могут нерегулярно отклонять зонд и даже значительно изменять электронную эмиссию. Оба эффекта значительно искажают изображение.

Проводящие объекты. Металлографический (зеркально полированный) шлиф готовят обычным путем, удаляя затем искаженный поверхностный слой электролитическим или химическим полированием. При правильном шлифовании и механическом полировании толщина искаженного слоя составляет 0,1 мм. Возможно проведение только электролитического или химического полирования. После этого с поверхности шлифа удаляют продукты полирования, промывая его в подходящем растворителе (обычно в дистиллированной

* В случае монокристаллического или крупнозернистого образца.

воде, а затем в этиловом спирте) и используя, если необходимо, ультразвуковую ванну. Таким образом, препарированный объект пригоден для изучения неоднородности химического состава по контрасту изображения в ОЭ.

Для изучения микроструктуры так же, как в световой микроскопии, на поверхности шлифа травлением создается рельеф. Однако, в связи с большей глубиной фокуса в РЭМ, глубина травления выбирается больше. Продукты травления (особенно неэлектропроводные) следует удалить. Для выявления микроструктуры в РЭМ применяют те же реактивы, что и в световой микроскопии, но концентрация кислот в них обычно увеличена. Так, например, для сплавов на основе Fe часто используют 50 %-ный раствор HNO_3 в воде (травление – 2 мин, промывание в концентрированной HCl, затем в воде и этиловом спирте), а для углеродистых сталей – 90 %-ный раствор HNO_3 в этиловом спирте (травление – 10 с, промывание в воде и спирте).

Травители, приводящие к выявлению структуры благодаря изменению отражательной способности света различными составляющими микроструктуры в световом микроскопе (т.е. окрашивающие, а не создающие рельеф), непригодны при приготовлении объектов для РЭМ.

Реактивы для полирования и травления большого числа сталей и сплавов и режимы обработки можно найти в справочниках.

При выявлении микроструктуры для РЭМ успешно используют травление в вакууме ионами благородных газов (энергия около 10 кэВ), обеспечивающее малую шероховатость поверхности и выявление тонких деталей рельефа.

Если предметом изучения является уже имеющийся на поверхности рельеф (изломы, поверхность после механической обработки или трения, следы скольжения), то такую поверхность следует лишь осторожно (не нарушая рельеф) очистить в растворителях.

Непроводящие объекты. Изучение в РЭМ керамики, стекол и других диэлектрических объектов возможно, если не допустить образования описанного выше заряда поверхности. Это можно осуществить тремя способами:

1) нанести на поверхность тонкое (10…50 нм) проводящее покрытие из C, Au, Al, Pd или Ni термическим или катодным распылением в вакууме;

2) проводить наблюдение при малом ускоряющем напряжении (около 1 кВ). При таком низком напряжении, однако, параметры РЭМ существенно ухудшаются, так как снижается электронная яркость источника;

3) использовать однокадровую экспозицию – исследуемое поле зрения (выбранное, например, с помощью светового микроскопа) сканируется один раз, а сигнал записывается на экране запоминающей ЭЛТ или в компьютере. Затем зонд убирается с объекта. Обычно первый проход зонда является удовлетворительным, так как при этом поверхностный заряд только формируется. Через несколько минут заряд "стекает", и можно снимать следующий кадр. В большинстве случаев при этом способе не удается набрать необходимого для элементного анализа числа рентгеновских квантов.

Второй и третий из описанных приемов позволяют анализировать непроводящие объекты без напыления поверхности. Все три метода можно использовать при изучении пластмасс. Однако, следует иметь в виду, что последние, из-за плохого отвода энергии пучка электронов, могут нагреваться выше температуры плавления и распыляться. Поэтому более предпочтителен метод напыления пластмасс проводящей пленкой с одновременным уменьшением силы тока зонда и ускоряющего напряжения (до 10…15 кВ).

Электронная обработка сигналов, формирующих изображение в РЭМ. Используют следующие методы обработки сигнала:

подавление постоянной составляющей. Это дает возможность "растянуть" носитель информации – переменную составляющую – на весь видимый диапазон изменения яркости изображения;

усиление узкого диапазона сигнала (нелинейное, или γ-усиление), близкого к минимальному. Это позволяет выявить информацию на затененных участках изображения;

Y-модуляция. В этом режиме сигнал вместо изменения яркости изображения вызывает пропорциональное ему отклонение луча постоянной яркости вдоль вертикали экрана ЭЛТ. В результате каждая строка растра превращается в волнистую линию – осцилограмму амплитуды яркостного сигнала. В таком режиме удается выявить слабые градации яркости, которые незаметны на обычном изображении. Таким образом повышается контраст при наблюдении слабо развитого рельефа. Яркост-

ный сигнал может быть переведен в цифровую форму, что позволяет обрабатывать изображение с помощью компьютера. Это не только улучшает качество изображения, но и дает возможность ускорить и даже автоматизировать его интерпретацию.

Основные области применения РЭМ в материаловедении:

– металлография. Изображение, создаваемое с помощью вторичных электронов, характеризуется разрешением на два порядка лучшим, чем достижимое в световом микроскопе, и при этом очень большой глубиной фокуса. В связи с этим РЭМ применяют при изучении морфологии дисперсных структур массивных образцов, создавая рельеф травлением, или порошков (рис. 1.2.38). При изучении неметаллических включений часто используют катодолюминесценцию;

– фрактография. Благодаря большой глубине фокуса и возможности использования больших увеличений, фрактография является важной областью применения РЭМ, позволяя наблюдать и тонкое строение изломов. Главные задачи фрактографического анализа следующие: контроль качества материала; исследование причин эксплуатационного разрушения деталей и элементов конструкций; изучение механизма разрушения. На рис. 1.2.39 показаны полученные в РЭМ изображения изломов;

– изучение рельефа поверхности созданного механической обработкой, а также образовавшегося при трении;

– анализ химической неоднородности, которую можно наблюдать с помощью изображения нетравленных шлифов в ОЭ, Оже-электронах и РИ определенного элемента*. РЭМ позволяет получать как содержание выбранного химического элемента по любой строке растра, так и его распределение по всей сканируемой площади (рис. 1.2.40);

– изучение изменения кристаллографической ориентировки. Для этого используют эффект каналирования электронов. Применение компьютера для анализа картины псевдо-Кикучи линий позволяет определить кристаллографическую ориентировку сканируемого участка, периоды кристаллической решетки и, иногда, различие в концентрации дефектов кристаллического строения разных участков поверхности (разных зерен или субзерен размером более нескольких мкм).

Кроме статических наблюдений в РЭМ, оснащенном соответствующими приставками для воздействия на образец, возможно динамическое изучение in situ изменений структуры и состава при пластической деформации, усталостных испытаниях, испытаниях на изнашивание, коррозии, термических, электрических и магнитных воздействиях. Происходящие на поверхности образца изменения регистрируют с помощью ЭЛТ с быстрой разверткой и записывают на видеомагнитофон.

Основные преимущества и недостатки РЭМ. Ниже кратко суммированы те преимущества РЭМ, которые обеспечили бурное развитие растровой электронной микроскопии:

высокое разрешение изображения рельефа поверхности в ВЭ (5...100 нм) и, как следствие этого, возможность наблюдения микроструктуры при полезном увеличении, превышающем более, чем в 20 раз увеличение в световой микроскопии;

большая глубина фокуса в сочетании с легкостью интерпретации изображения в ВЭ позволяет изучать объекты с развитым рельефом поверхности (изломы) при достаточно больших увеличениях (несколько тысяч раз);

простота подготовки объектов (в сравнении с ПЭМ), обеспечивающая высокую производительность и отсутствие артефактов;

быстрое, простое и плавное изменение увеличения, позволяющее легко проводить детальное изучение участка поверхности;

возможность анализа элементного состава микрообъемов и использование специальных методов создания контраста;

возможность изучения динамики процессов непосредственно при наблюдении;

возможность получения изображения в цифровом виде и его компьютерный анализ.

В то же время методу растровой электронной микроскопии присущи и недостатки, из которых следует отметить:

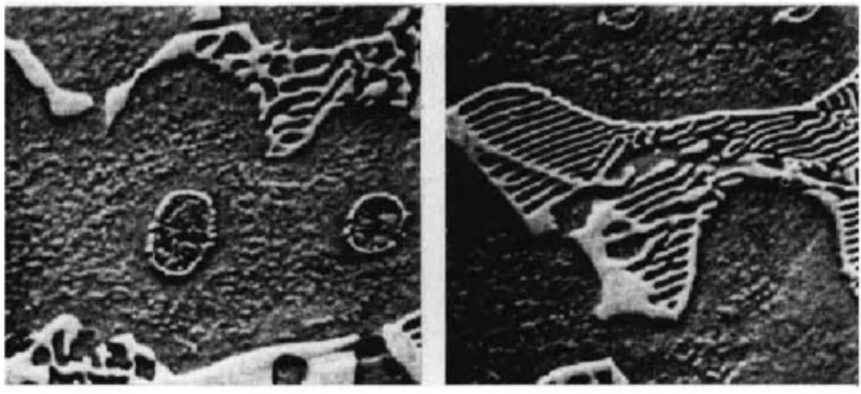
невозможность выявлять структуру внутри образца;

радиационное и вакуумное воздействие на образец, что не позволяет изучать некоторые объекты (например, жидкие пробы);

затруднения при изучении непроводящих объектов;

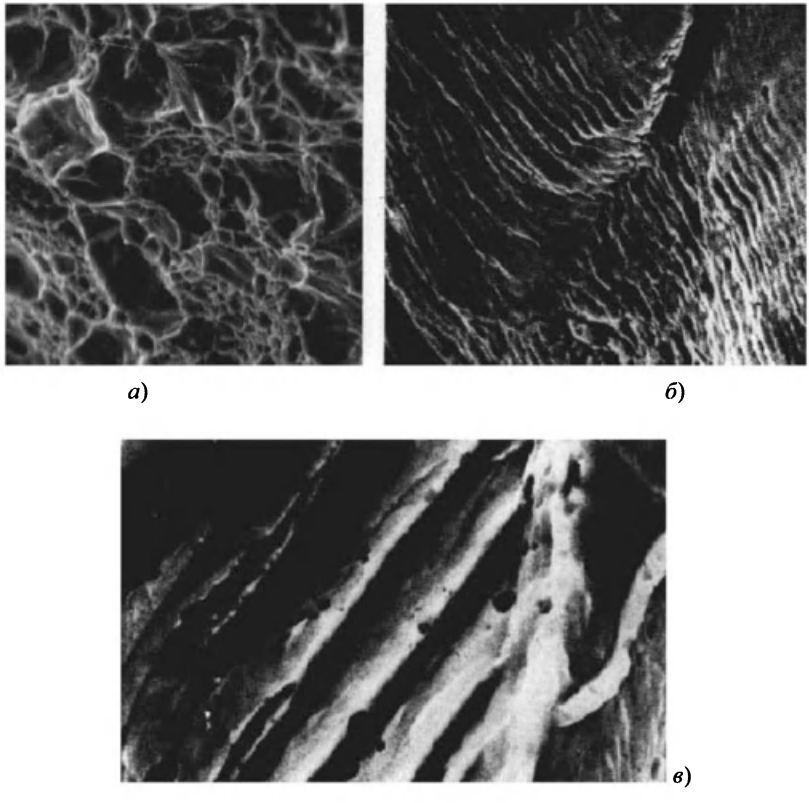
отсутствие цветного сигнала.

* Все современные РЭМ могут комплектоваться приставками для микрорентгеноспектрального анализа (см. подразд. 1.1.3.4).



а) *б*)

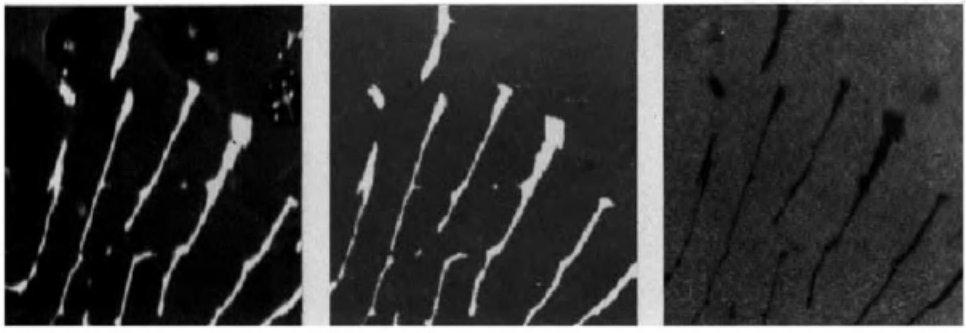
Рис. 1.2.38. Микроструктура быстрорежущей стали Р18 в литом состоянии, полученная в ВЭ. Основа – мартенсит + дельта + эвтектоид + ледебуритная эвтектика:
а – в центре – дельта; *б* – в центре – ледебуритная эвтектика



а) *б*)

в)

Рис. 1.2.39. Характерные изломы (изображение в ВЭ):
а – вязкий излом сплава ХН77ТЮР; *б*, *в* – усталостный излом низкоуглеродистой стали, разное увеличение



а) *б*) *в*)

Рис. 1.2.40. Микроструктура отливки из природнолегированного чугуна, ×400:
а – изображение в "поглощенных" электронах (контраст обратен изображению в ОЭ); *б*, *в* – изображение того же участка в рентгеновском излучении соответственно титана и железа

1.2.6. СКАНИРУЮЩАЯ ТУННЕЛЬНАЯ МИКРОСКОПИЯ

Первый сканирующий туннельный микроскоп (СТМ) был создан в 1982 г.

Интерес к СТМ объясняется его уникальным разрешением, позволяющим проводить исследования на атомном уровне. При этом для работы микроскопа не требуется высокий вакуум в отличие от электронных микроскопов других типов. Он может работать на воздухе и даже в жидкой среде.

С помощью СТМ можно выявить особенности кристаллического строения поверхности различных материалов, определить параметр ее шероховатости с нанометровым разрешением, наблюдать закономерности образования зародышей при выращивании пленок и т.д.

Принцип работы сканирующего туннельного микроскопа для исследования структуры поверхности материала или шлифа, основанный на использовании в качестве инструмента измерения туннельного тока, был сформулирован в начале XX в. после открытия основных положений квантовой механики.

По своей природе электрон обладает как волновыми, так и корпускулярными свойствами. Его поведение описывается с помощью уравнения Шредингера – волновой функции, квадрат модуля которой характеризует плотность вероятности нахождения электрона в данной точке пространства в данный момент времени.

Расчеты показывают, что волновые функции электронов в атоме отличны от нуля и за пределами сферы, соответствующей эффективному поперечному сечению атома (размеру атома). Поэтому при сближении атомов волновые функции электронов перекрываются раньше, чем начинает существенно сказываться действие межатомных сил отталкивания. Появляется возможность перехода электронов от одного атома к другому. Таким образом, возможен обмен электронами и между двумя телами, сближенными без соприкосновения, т.е. без механического контакта.

Для обеспечения направленного движения электронов (электрического тока) между такими телами необходимо выполнение двух условий:

у одного тела должны быть свободные электроны (электроны проводимости), а у другого – незаполненные электронные уровни, куда могли бы перейти электроны;

между телами требуется приложить разность потенциалов, и ее значение несоизмеримо мало по сравнению с тем, которое требуется для получения электрического разряда при пробое воздушного диэлектрического зазора между двумя телами.

Электрический ток, возникающий при заданных условиях, объясняется туннельным эффектом и называется туннельным током.

На практике явление туннелирования в СТМ реализуется, когда один из проводников представляет собой иглу (зонд) *1*, а другой – поверхность исследуемого объекта *3* (рис. 1.2.41).

Для того чтобы электроны проводимости на острие зонда *1* перешли в зону проводимости объекта *3*, необходима определенная энергия, которая зависит от расстояния L между зондом и поверхностью объекта, разности потенциалов U между ними и работы выхода

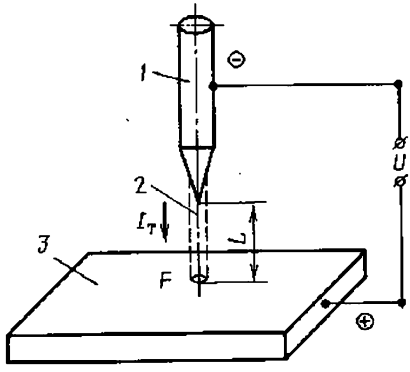


Рис. 1.2.41. Схема протекания туннельного тока между зондом и объектом:
1 – зонд; *2* – пучок электронов; *3* – объект (образец); *U* – разность потенциалов между зондом и объектом; $I_т$ – туннельный ток; *L* – расстояние между зондом и объектом; *F* – площадь туннельного контакта

электронов W_1 и W_2 соответственно с поверхности зонда и поверхности исследуемого объекта.

При сближении зонда и поверхности объекта на расстояние $L \approx 0{,}5$ нм (когда волновые функции электронов ближайших друг к другу атомов зонда и объекта перекроются) и приложении разности потенциалов $U \approx 0{,}1...1$ В между зондом и объектом возникает ток, обусловленный туннельным эффектом. Сила этого тока

$$I_т \approx envDF . \qquad (1.2.4)$$

Здесь $e = 1{,}6 \cdot 10^{-19}$ Кл – заряд электрона; $n \approx 10^{28}$ м$^{-3}$ – концентрация электронов проводимости; v $\approx 10^6$ м/с – скорость электронов; *F* – площадь поперечного сечения пучка электронов, м^2; *D* – вероятность прохождения электронов через зазор *L* в режиме туннельного эффекта;

$$D \approx \mathrm{e}^{2k_0 L}, \qquad (1.2.5)$$

где

$$k_0 = \sqrt{\frac{2m\Phi}{\hbar^2}}, \qquad (1.2.6)$$

где $m = 9{,}1095 \cdot 10^{-31}$ кг – масса электрона; Φ – эффективный энергетический барьер системы зонд–объект, Дж; $\hbar = 1{,}05 \cdot 10^{-34}$ Дж·с – постоянная Планка.

Туннельный ток экспоненциально зависит от расстояния между зондом и образцом. Расстояние *L* входит в показатель степени экспоненциальной зависимости *D* от *L* [см. формулу (1.2.5)] и, соответственно, влияет на значение $I_т$ [см. формулу (1.2.4)]. Поэтому, например, при увеличении расстояния *L* только на 0,1 нм показатель *D* и, соответственно, сила туннельного тока $I_т$ уменьшаются почти в 10 раз. Это обеспечивает высокую разрешающую способность микроскопа по высоте объекта, поскольку незначительные изменения по высоте рельефа поверхности вызывают существенное увеличение или уменьшение силы туннельного тока.

При работе СТМ расстояние между объектом и зондом $L \approx (0{,}3...1)$ нм, поэтому вероятность нахождения между ними молекул воздуха при нормальных условиях очень мала, и считается, что протекание туннельного тока происходит в вакууме. Окружающая среда влияет только на чистоту исследуемой поверхности, определяя химический состав адсорбционных слоев и окисление ее активными газами атмосферы.

Устройство сканирующего туннельного микроскопа. Структурная схема СТМ, работающего в режиме постоянного туннельного тока, представлена на рис. 1.2.42.

Зонд перемещается в плоскости объекта *XY* и перпендикулярно ей по оси *Z* с помощью трех двигателей *1*. Объект подводится к острию зонда с помощью двигателя *2*.

От цифроаналогового преобразователя ЦАП подаются напряжения U_X и U_Y на *X*-, *Y*-двигатели *1*, управляющие сканированием зонда в плоскости *XY* объекта. На *Z*-двигатель *1* подается напряжение $U_Z = f(I_т)$ обратной связи, и двигатель начинает перемещать зонд по нормали к поверхности объекта до тех пор, пока туннельный ток $I_т$ цепи зонд – образец не будет стабилизирован на заданном уровне. Таким образом, изменение U_Z при сканировании поверхности, т.е. $U_Z = f(U_X, U_Y)$, будет количественно отражать характер изменения рельефа поверхности, т.е. $z = f(x, y)$. Для регистрации этих зависимостей используется компьютер, обрабатывающий сигнал из аналого-цифрового преобразователя АЦП.

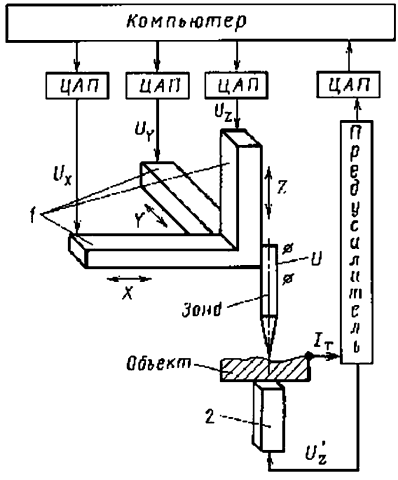


Рис. 1.2.42. Структурная схема сканирующего туннельного микроскопа:
1 – двигатели для перемещения зонда по осям *X*, *Y*, *Z*; *2* – двигатель для перемещения объекта по оси *Z*; U_X, U_Y, U_Z – напряжение, подаваемое на двигатели *1*; U'_Z – напряжение, подаваемое на двигатель *2*; *U* – разность потенциалов между зондом и объектом; $I_т$ – туннельный ток

Это позволяет быстро менять параметры эксперимента, проводить математическую обработку трехмерного массива данных, запоминать и выводить данные в различной форме. Сигнал на аналого-цифровой преобразователь поступает из промежуточного усилителя, который служит для усиления туннельного тока.

Электронные устройства, используемые в СТМ, традиционны, и вся специфика прибора в основном связана с конструкцией двигателей перемещения зонда и образца.

К этим двигателям предъявляются жесткие и отчасти противоречивые требования. Во-первых, они должны обеспечивать, по возможности, большие перемещения при высокой жесткости устройства, что необходимо для защиты СТМ от механических вибраций. Поэтому они должны обладать высокими частотами собственных механических колебаний, что желательно также и для обеспечения быстродействия.

Во-вторых, задаваемые перемещения должны быть воспроизводимы и, по возможности, линейно зависеть от управляющего напряжения.

В-третьих, учитывая, что даже в термоскомпенсированной конструкции локальные источники тепла приводят к изменению температуры по направлению (появлению градиента температур) и вызывают искажения линейных размеров деталей конструкции микроскопа, необходимо уменьшать мощность управляющих сигналов.

Этим требованиям наиболее полно удовлетворяют двигатели из пьезокерамики, обладающей высоким коэффициентом преобразования электрической энергии в механическую (до 40 %).

Технические возможности сканирующего туннельного микроскопа. Основными техническими характеристиками СТМ являются разрешение по нормали к исследуемой поверхности объекта и разрешение в плоскости *XY*.

Высокое разрешение СТМ по нормали к поверхности ($\Delta z < 0{,}01$ нм) определяется крутой экспоненциальной зависимостью силы туннельного тока от расстояния между объектом и зондом [см. формулы (1.2.4) и (1.2.5)], а в плоскости *XY* объекта – диаметром пучка электронов (см. рис. 1.2.41), т.е. прежде всего – качеством острия зонда и шагом сканирования в этой плоскости.

Для вольфрамовых зондов, используя технологию химического полирования, можно сформировать на конце острия лишь один атом и при многократном прохождении зонда с шагом сканирования примерно 0,02 нм достигнуть разрешения около 0,03 нм (размеры атомов) в плоскости *XY* объекта.

Реальное разрешение СТМ зависит от ряда факторов, основными из которых являются внешние вибрации, акустические шумы и качество приготовления зондов.

В обычных (не виброзащищенных) лабораторных помещениях при использовании в качестве зондов платиновых игл легко реализуется уровень разрешения в 1 нм по плоскости *XY* и 0,5 нм по высотам рельефа образца.

Помимо разрешения микроскопа его важной характеристикой является полезное увеличение

$$N = d_г / d_м , \qquad (1.2.7)$$

где $d_г$ = 0,2 мм – разрешение глаза; $d_м$ = = 0,03 нм – максимальное разрешение микроскопа в плоскости *XY*.

Для СТМ теоретическое полезное увеличение составляет около 7 млн раз (для сравнения: у светового микроскопа – 1000 раз).

Другие важные характеристики СТМ – максимальный размер поля сканирования в плоскости XY и максимальное перемещение зонда по нормали к поверхности. Первые конструкции СТМ имели очень малое поле сканирования (не более 1×1 мкм). У современных СТМ эта характеристика на два порядка выше.

Технические возможности СТМ могут быть существенно расширены. С этой целью проводят энергетический анализ туннелирующих электронов, т.е. получают спектральную зависимость туннельного тока.

Туннелирование электронов происходит с занятых энергетических уровней атомов, расположенных на острие иглы, на свободные энергетические уровни атомов на поверхности объекта (при обратной полярности потенциала туннелирование идет из объекта). По разности потенциалов между иглой и образцом определяют, электроны какого энергетического уровня атомов иглы будут туннелировать и на какой энергетический уровень атомов объекта.

Следовательно, при заданной разности потенциалов туннельный ток определяется плотностью электронных состояний материалов иглы и объекта. Изменяя разность потенциалов и измеряя одновременно силу туннельного тока, можно определить плотность электронов на различных энергетических уровнях.

С этой целью после фиксации зонда над определенной точкой поверхности с заданной силой туннельного тока быстро меняют напряжение (развертку), приложенное между объектом и зондом в заданном диапазоне, в том числе с переходом из одной полярности в другую. При этом измеряют силу туннельного тока и строят вольт-амперную характеристику туннельного перехода $I_т = f(U)$. На самом деле игла вибрирует с какой-то амплитудой и частотой относительно объекта вследствие действия на головку микроскопа внешних вибраций. Поэтому для уменьшения погрешностей при снятии вольт-амперной характеристики необходима высокая быстрота развертки.

Характер изменения зависимости $I_т = f(U)$ и величина $dI_т/dU$ позволяют найти распределение энергетических уровней электронов с атомарным разрешением. Это дает возможность судить о типе проводимости, в частности для полупроводников, установить валентную зону, зону проводимости, примесную зону. Кроме того, можно определить химический тип связи между атомами поверхности объекта и, что наиболее практически важно, – химический состав поверхностного слоя объекта (СТМ-спектроскопия). Для реализации СТМ-спектроскопии требуется свести до минимума уровень помех, т.е. провести исследования в специальных виброзащищенных помещениях.

Требования к объектам исследования и методы их подготовки. К объектам для исследования на СТМ предъявляют два основных требования: низкая шероховатость поверхности и хорошая проводимость материала.

Требования к шероховатости поверхности регламентируются возможностью перемещения зонда сканера по нормали к поверхности объекта, т.е. технической характеристикой микроскопа.

Для существования туннельного тока между зондом и поверхностью ее электрическое сопротивление, измеренное между щупами тестера, расположенными на расстоянии около 1 см, не должно превышать 2 кОм.

Из требований к исследуемой поверхности вытекают методы ее подготовки. Во-первых, желательно, чтобы поверхность образца была полированной (с $Ra \approx 0{,}025$ мкм). Во-вторых, если сопротивление поверхности превышает 2 кОм, то на нее напыляют тонкую проводящую пленку (часто из графита) толщиной 1…4 нм. При этом разрешение изображения структуры поверхности уменьшается на значение, соответствующее толщине пленки.

Необходимо иметь в виду, что на большинстве металлов и их сплавов с течением времени образуются оксидные пленки. Пока их толщина мала, они не мешают наблюдать за поверхностью металла. Это объясняется тем, что радиус нахождения поверхностного электрона (дебаевский радиус) проводящей поверхности объекта увеличивается до 10…20 нм при контакте этой поверхности с диэлектрическим твердым телом – оксидной пленкой.

При больших толщинах пленки происходит "срыв" туннельного тока. Для большинства металлов толщина оксидных пленок начинает превышать 10…20 нм через 10…30 мин после очистки поверхности, поэтому рекомендуется исследовать образцы на СТМ сразу же после их подготовки.

Требования к размерам исследуемых объектов определяются конструкциями головки СТМ и держателя образцов.

Области использования сканирующей туннельной микроскопии:

1) физика и химия поверхности на атомном уровне. С помощью туннельной микроскопии удалось осуществить реконструкцию атомного строения поверхности многих материалов. СТМ позволяет получать спектр электронных состояний с атомным разрешением и определять химический состав поверхностного слоя, распределение потенциалов при протекании тока через образец и т.д.;

2) нанометрия – исследования с нанометровым разрешением шероховатости поверхности образца, что чрезвычайно важно для оценки качества прецизионной обработки;

3) нанотехнология – исследования, изготовление и контроль приборных структур в микроэлектронике. На основе СТМ, в частности, возможны запись и воспроизведение информации. При записи используют эффект локального воздействия зонда на поверхность носителя информации. Это воздействие может быть механическим, создающим на поверхности искусственный рельеф в виде ямок – битов памяти. Искусственный рельеф может создаваться и путем термодесорбции. В этом случае зонд служит носителем материала для создания битов информации. Зонд может использоваться также и как точечный источник электронов для осуществления электронной литографии, химических или структурных локальных перестроек поверхности.

При записи информации методом электронной литографии (нанолитографии) через острие зонда пропускают кратковременно большой силы туннельный ток $I_т$ при повышенной разности потенциалов U, происходит эмиссия электронов или ионов с острия на поверхность объекта или наоборот, и образуются на поверхности ямки или впадины, которые несут бит информации. Плотность записи достигает 10^{12} бит/см^2. Для сравнения: плотность записи на современном накопителе информации, где использован магнитный эффект (магнитные диски), составляет 10^7 бит/см^2, при лазерном воздействии – 10^9 бит/см^2;

4) материаловедение – при изучении микро-, суб- и нанокристаллических структур различных материалов. Объектами для исследования структуры материалов на СТМ могут быть, как и в других случаях (световая и электронная микроскопия), микрошлифы. Рельеф микрошлифа, получаемый при травлении, будет отражать структуру материала (рис. 1.2.43).

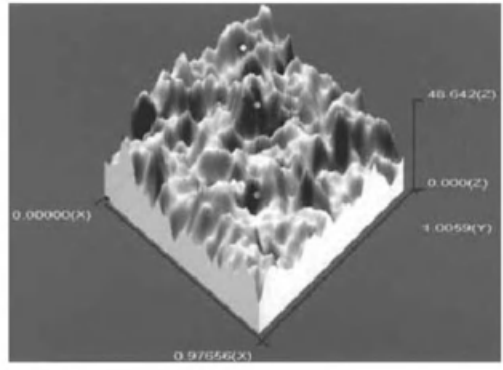


Рис. 1.2.43. Скан поверхности пленки никеля, нанесенной на стеклянную подложку. Площадь скана 1×0,97 мкм, максимальная высота неровности 48,64 нм

Исследование рельефа на СТМ с высоким разрешением позволит выявить особенности прежде всего субструктурного строения. Очевидно, что метод сканирующей туннельной микроскопии откроет широкие возможности для исследования дефектов кристаллического строения (вакансий, дислокаций и т.д.), различных сегрегаций атомов, в том числе при фазовых превращениях, особенно на их ранних стадиях. Этот метод позволяет наряду с изучением структуры материала определить химический состав локальных зон поверхностного слоя объекта (СТМ-спектроскопия), т.е. он может конкурировать с растровой электронной микроскопией, микрорентгеноспектральным анализом, превосходя последний по уровню разрешения.

С помощью СТМ возможно исследование пленок металлов толщиной от 0,5 нм, дифракционных решеток (изготовленных методами микроэлектроники и голографии), полупроводников, ферритовых головок, усталостных трещин в металлических материалах, углеродных микропористых фильтров, алмазоподобных пленок, металлических монокристаллов, теплоизолирующих материалов на основе спеченных кварцевых волокон, порошковых материалов, алмаза и других природных камней, фуллеренов и др. Эти исследования в основном связаны с выявлением структуры различных материалов.

Развитие микроскопии ближнего поля и расширение областей ее применения. Микроскопия ближнего поля – это методы исследования, принцип работы которых основан на использовании диафрагмы с малым

отверстием, обеспечивающей излучение малого диаметра, или зонда, расположенных близко к изучаемому объекту.

Сканирующий туннельный микроскоп также относится к приборам микроскопии ближнего поля.

Благодаря уникальным возможностям СТМ обеспечивает:

неразрушающий характер анализа поверхности материала, обусловленный отсутствием механического контакта образца с зондом и низкой энергией туннелирующих электронов;

разрешение на атомном уровне;

получение реального трехмерного изображения рельефа поверхности;

работу не только в вакууме, но и на воздухе. Однако область применения СТМ ограничивается проводящими объектами. Это ограничение связано с использованием эффекта туннелирования электронов для регистрирующего (сенсорного) и управляющего устройств. Использование сенсорных устройств, основанных на других физических принципах, позволяет расширить область применения микроскопов ближнего поля с острием в качестве зонда.

Микроскоп атомных сил (МАС). В этом микроскопе в качестве сенсора использованы силы отталкивания (примерно 10^{-9} Н), которые возникают при приближении зонда к поверхности на межатомное расстояние и являются результатом взаимодействия волновых функций электронов атомов зонда и образца.

Последнее достижение в этой области – *лазерный силовой микроскоп* который измеряет силы отталкивания до 10^{-11} Н, на расстоянии до 20 нм, с разрешением порядка 5 нм. Такой инструмент удобен для исследования, например, неровностей поверхности элементов микросхем на всех этапах их изготовления.

Микроскоп магнитных сил (ММС). В приборе использован принцип силового микроскопа ближнего поля, где в качестве зонда применяется намагниченное острие. Его взаимодействие с поверхностью образца позволяет регистрировать магнитные микрополя и представлять их в качестве карты намагниченности. Разрешение микроскопа составляет около 25 нм при размере доменов около 200 нм.

Микроскоп электростатических сил (МЭС). Острие и образец рассматриваются как конденсатор, а с помощью лазерного силового микроскопа измеряется изменение емкости до 10^{-22} Ф с полосой пропускания 1 Гц. Микроскоп позволяет изучать изменение потенциала вдоль поверхности образца бесконтактным методом.

Световой микроскоп ближнего поля. Принцип ближнего поля – малой диафрагмы, поднесенной близко к рассматриваемому объекту, – дает возможность повысить разрешение микроскопа.

Максимальная разрешающая способность светового микроскопа

$$d = \lambda/(2A), \qquad (1.2.8)$$

где λ – длина волны света; A – числовая апертура объектива.

Для освещения объекта наиболее часто применяют белый свет, длину волны которого можно принять равной $\lambda \approx 550$ нм. Максимальная числовая апертура, достигаемая при пользовании иммерсии, составляет $A = 1{,}44$. В соответствии с условием (1.2.8) предельная разрешающая способность светового микроскопа $d \approx 200$ нм.

Если освещать образец через диафрагму с диаметром D отверстия, намного меньшим длины волны падающего света, и регистрировать интенсивность проходящего через объект или отраженного от него излучения, то размер диафрагмы будет определять разрешение прибора. Так, для $D << 550$ нм получено разрешение около 500 нм, что существенно выше, чем у светового микроскопа.

Расширение областей использования микроскопов ближнего поля происходит благодаря их применению для записи и воспроизведения информации. Все перечисленные выше способы получения изображения в принципе могут быть использованы для этой цели. В качестве элемента, несущего один бит информации, в зависимости от используемого микроскопа могут выступать: искусственный рельеф с минимальным размером элемента, равным диаметру одного атома; магнитная структура поверхности ферромагнетика с минимальным размером, равным размеру магнитного домена; неоднородность потенциала или заряда.

1.2.7. РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ

Основной задачей рентгеноструктурного анализа (РСА) является определение кристаллической структуры вещества. Вместе с тем

существует обширная область прикладного РСА, связанная с разрешением материаловедческих задач:

определение фазового состава материала, что особенно важно для современных многокомпонентных и многофазных сплавов;

анализ преимущественных ориентировок зерен в поликристаллическом материале (кристаллографическая текстура);

анализ неразрушающим методом остаточных напряжений;

изучение разного рода нарушений кристаллической структуры в реальных материалах, включая анализ некристаллических (аморфных и квазикристаллических) веществ;

измерение неразрушающим методом толщины тонких пленок и покрытий.

РСА широко используется при разработке новых материалов и технологических процессов. Вместе с тем анализ ряда особенностей кристаллической структуры, в том числе нарушений, позволяет применить РСА и для контроля качества материалов и технологических процессов производства конкретных изделий.

Кристаллическая структура металлов. Металлы в твердом состоянии обычно имеют кристаллическую структуру. Это означает, что ионы металлического кристалла образуют дискретную периодическую пространственную систему. Геометрическим образом кристаллической структуры является пространственная решетка, представляющая собой трехмерную периодически повторяющуюся систему точек (узлов решетки), совпадающих с центрами масс ионов, которая характеризуется в определенной системе координат шестью величинами: тремя некомпланарными осевыми трансляциями (периодами решетки) a, b, c и тремя углами α, β, γ между ними (рис. 1.2.44). В векторном представлении решетку можно описать соответствующими трансляционными векторами **a**, **b** и **c**.

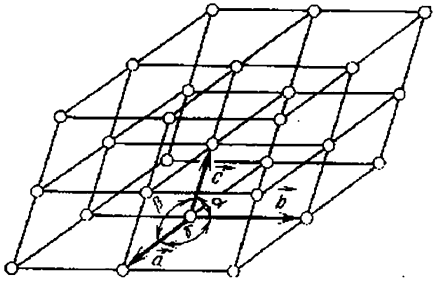


Рис. 1.2.44. Пространственная решетка кристаллической структуры

Наличие трансляций у решетки (трансляционной симметрии) означает, что при параллельном переносе вдоль любого трансляционного вектора решетка полностью совмещается сама с собой. Параллелепипед, сторонами которого являются осевые трансляции, называется элементарной ячейкой решетки. Переносом элементарной ячейки вдоль осевых трансляций можно "выстроить" всю пространственную решетку.

Все существующие решетки подразделяются на семь систем (сингоний) в зависимости от соотношений между периодами решетки и осевыми углами. Например, для кубической сингонии $a = b = c$ и $\alpha = \beta = \gamma = 90°$, для гексагональной $a = b \neq c$ и $\alpha = \beta = 90°$. $\gamma = 120°$.

В каждой из семи сингоний существует своя примитивная решетка Браве, отличающаяся от других либо соотношением между величинами периодов a, b, c, либо осевыми углами α, β, γ, либо и тем, и другим.

Координаты узлов решетки. Для полного описания решетки данного вещества, кроме сингонии и периодов решетки, необходимо указать расположение частиц в элементарной ячейке. С этой целью вводится система координат, оси которой X, Y и Z совпадают соответственно с векторами **a**, **b** и **c**. Тогда любой узел решетки может быть охарактеризован вектором $\mathbf{R}_m = m_1\mathbf{a} + m_2\mathbf{b} + m_3\mathbf{c}$. Три числа m_1, m_2 и m_3 называют координатами узла. При написании координат узла их принято заключать в двойные квадратные скобки: $[[m_1, m_2, m_3]]$.

Кристаллографические индексы плоскостей и направлений. Прямые и плоскости, проходящие через узлы решетки, называют узловыми. Вследствие присущей решетке трансляционной симметрии в ней имеется семейство параллельных кристаллографически идентичных плоскостей. Эти плоскости имеют одинаковые индексы. Под индексами плоскости понимают три взаимно простых и целых числа h, k, l, обратно пропорциональных длине отрезков, отсекаемых данной плоскостью на координатных осях. При этом длина отрезков выражается в долях соответствующих периодов решетки, принятых за осевые единицы. Для плоскостей, параллельных какой-нибудь координатной оси, соответствующий индекс принимается равным нулю (отсекаемый отрезок равен бесконечности). Некоторые плоскости кубической решетки показаны на рис. 1.2.45, *а*, *б*. Индексы плоскости заключают в круглые скобки и пишут без разделительных знаков (hkl).

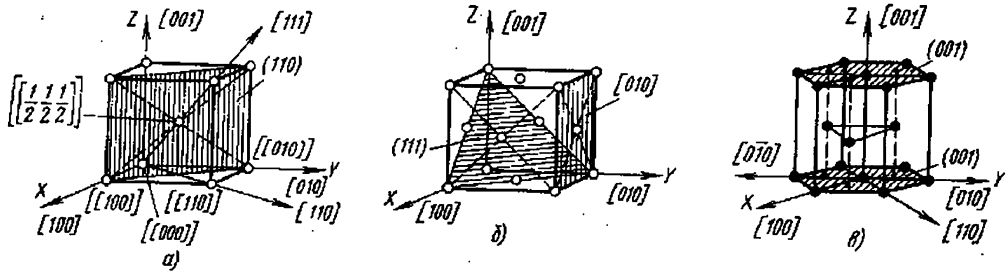


Рис. 1.2.45. Объемно-центрированная кубическая (*а*), гранецентрированная кубическая (*б*) и гексагональная плотноупакованная (*в*) решетки

Каждое семейство параллельных и кристаллографически идентичных плоскостей (*hkl*) характеризуется межплоскостным расстоянием d_{hkl}, равным расстоянию между ближайшими плоскостями этого семейства.

Для кубической сингонии

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}; \qquad (1.2.9)$$

для гексагональной сингонии

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{\frac{4}{3}\left(h^2 + k^2 + hk\right) + l^2 \frac{a^2}{c^2}}}. \qquad (1.2.10)$$

Плоскости (*hkl*), имеющие одинаковые межплоскостные расстояния, но различно ориентированные в пространстве, принадлежат к одной совокупности плоскостей *hkl*.

При нахождении индексов направления необходимо учитывать, что все параллельные между собой направления в решетке считаются кристаллографически идентичными. Под индексами данного направления понимают три целых взаимно простых числа *u*, *v*, *w*, пропорциональных координатам любого узла, лежащего на направлении, проходящем через начало координат, параллельно данному. Индексы направления заключают в квадратные скобки и пишут без разделительных знаков [*uvw*]. На рис. 1.2.45 показан ряд направлений в кубической и гексагональной решетках и указаны их индексы.

Важнейшие типы решеток металлов. Наиболее распространены среди металлов решетки Браве гранецентрированная кубическая (ГЦК), объемноцентрированная кубическая (ОЦК) и гексагональная плотноупакованная (ГП). Элементарные ячейки этих решеток показаны на рис. 1.2.45. ОЦК- и ГЦК-решетки, кроме атомов* в вершинах куба, имеют атомы соответственно в его центре и центрах граней. Атом внутри элементарной ячейки ГП-решетки имеет координаты $\left[\left[\frac{2}{3}\,\frac{1}{3}\,\frac{1}{2}\right]\right]$. Некоторые металлы, имеющие ОЦК-, ГЦК- и ГП-решетки, указаны в табл. 1.2.6.

Многие металлы (например, Fe, Co, Ti) кристаллизуются в различных решетках в зависимости от таких внешних условий, как температура и давление (явление полиморфизма). Каждая кристаллическая модификация металла обозначается определенной греческой буквой например, α-Fe, γ-Fe, β-Ti.

Интерметаллические соединения, а также соединения металлов с неметаллами имеют более сложные решетки.

В последнее время многочисленные исследования посвящены изучению металлических материалов с аморфной структурой. В отличие от кристаллических тел в твердых телах с аморфной структурой упорядоченное

1.2.6. Структура некоторых металлов

Тип решетки Браве	Металлы
ОЦК ГЦК ГП	V, Cr, Mo, W, Ta, α-Fe, β-Ti, K, Al, γ-Fe, β-Co, Ni, Cu, Pd, Pt, Au Zn, Cd, α-Ti, α-Co, α-Be, Re

* Для частиц, расположенных в узлах решетки металла, в литературе обычно употребляется термин "атом". Однако этот термин применяется с известной долей условности, поскольку в узлах решетки находятся ионы.

расположение атомов наблюдается лишь на небольших расстояниях (несколько межатомных). Аморфные металлические материалы получают очень быстрым охлаждением (со скоростью $10^5...10^8$ К/с) расплавов (закалкой из жидкого состояния), облучением, осаждением из плазмы и другими способами. В аморфных сплавах фиксируется атомная структура, свойственная жидкости. Эти материалы не являются стабильными, и нагрев выше определенной температуры ведет к их кристаллизации. Некоторые металлические сплавы с аморфной структурой обладают уникальными механическими, физическими и химическими свойствами, в частности, имеют очень высокие пластичность и коррозионную стойкость.

Некоторые соединения (например, Al_4Mn, $(Ti, V)_2Ni$, Al_6Li_3Cu) имеют квазикристаллическую структуру. Для них характерно упорядоченное расположение атомов в пространстве, но без трансляционной симметрии.

Дифракция рентгеновских лучей на кристаллах. Кристалл представляет собой трехмерное периодическое расположение частиц (атомов, ионов, молекул, радикалов и т.п.) в пространстве и является дифракционной решеткой для излучения рентгеновского диапазона, так как длина волны соизмерима с межатомными расстояниями. Под действием электромагнитного излучения электроны атомов колеблются с частотой, равной частоте изменения напряженности электрического поля падающей электромагнитной волны. Гармонически колеблющийся электрон является генератором сферических электромагнитных волн, частота которых равна частоте колебаний электрона, т.е. частоте падающего рентгеновского излучения, а фаза отстает от него на $\pi/2$. Таков механизм рассеяния кристаллом падающих рентгеновских лучей (РЛ).

В результате интерференции рассеянных каждым электроном кристалла рентгеновских лучей в некоторых направлениях, определяемых длиной падающей волны и межплоскостным расстоянием в кристалле, возникают максимумы интенсивности – дифракционные максимумы.

Условия образования этих максимумов поясняет рис. 1.2.46. Пусть плоская монохроматическая волна с длиной λ от источника F падает на параллельные кристаллографические плоскости (hkl) под углом ϑ. Тогда рассеянные лучи $1'$ и $2'$ попадут в точку наблюдения P "в фазе" (т.е. с разностью фаз $2\pi m$), если они выходят из кристалла под тем же углом ϑ, а разность хода $\delta = MB + BN = n\lambda$, где m, n – любые целые числа. Так как $AB = d_{hkl}$, т.е. межплоскостному расстоянию для плоскостей (hkl), то условие появления дифракционного максимума ($MB = BN = d_{hkl}\sin\vartheta$) следующее:

$$2d_{hkl}\sin\vartheta = n\lambda. \qquad (1.2.11)$$

Соотношение (1.2.11) называется уравнением Вульфа – Брэгга и показывает направление максимума интенсивности РЛ, рассеянных плоскостями (hkl) кристалла.

Угол между продолжением падающего луча FQ и направлением на максимум интенсивности BP ($\angle PBQ$) равен 2ϑ. Это справедливо и в том случае, когда падающий и рассеянный лучи образуют разные углы α и δ с поверхностью образца (несимметричная съемка) (рис. 1.2.47), причем $\alpha + \delta = 2\vartheta$.

Большинство технических материалов являются поликристаллами, т.е. состоят из множества малых кристаллов – зерен, хаотически (если нет текстуры) ориентированных в пространстве. Поэтому рентгеновские лучи, рассеянные плоскостями (hkl) в каждом зерне

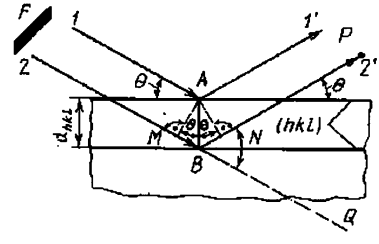


Рис. 1.2.46. К выводу условия формирования дифракционного максимума:
(hkl) – индексы отражающих кристаллографических плоскостей; F – источник РЛ; A, B – точки рассеяния падающих лучей 1 и 2; P – точка регистрации рассеянных лучей; Q – точка, лежащая за образцом на продолжении падающего луча

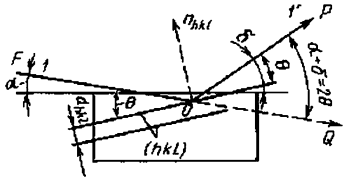


Рис. 1.2.47. Схема хода лучей при несимметричной съемке (см. рис. 1.2.46)

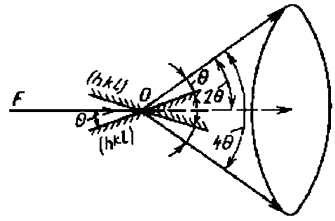


Рис. 1.2.48. Схема образования дебаевского конуса при дифракции от поликристалла: (*hkl*) – кристаллографические плоскости

в соответствии с уравнением (1.2.11), будут образующими конуса с углом раствора 4θ – конуса Дебая (рис. 1.2.48), так как условие (1.2.11) выполняется только для таких ориентаций плоскостей (*hkl*) в пространстве, которые получаются вращением одной плоскости вокруг падающего на поликристалл пучка *FO*.

Рентгеновские лучи поглощаются в веществе тем сильнее, чем больше толщина слоя, через который прошло излучение. Математически это выражает закон ослабления интенсивности излучения слоем толщиной *t*:

$$I_t = I_0 \mathrm{e}^{-\mu t}, \qquad (1.2.12)$$

где I_0 и I_t – соответственно интенсивности падающего и прошедшего через материал излучения; μ – линейный коэффициент ослабления РЛ, обратный толщине слоя, ослабляющего интенсивность в **e** раз. Величина μ зависит от химического состава материала, его плотности и длины волны излучения.

Так как ослабляется и выходящее (рассеянное образцом на глубине *t*) излучение, то толщина анализируемого с помощью рентгеновской дифракции слоя составляет примерно $1/\mu$. Расчет показывает, что глубина анализируемого слоя

$$h \approx 3/\mu k, \qquad (1.2.13)$$

где $k = 1/\sin\alpha + 1/\sin\delta$, что составляет (в зависимости от материала, λ и ϑ) от десятых долей до десятков микрометров.

Интегральная интенсивность (мощность рассеянных РЛ) дифракционного максимума зависит от интенсивности I_0 падающего пучка, его длины волны λ, структуры кристалла (расположения атомов в элементарной ячейке) и облучаемого им объема *V*. Интегральную интенсивность дифракционной линии (мощность отраженного потока) при съемке на дифрактометре поликристаллического объекта большой толщины ($t \geq 5/\mu$) обычно записывают в виде произведения сомножителей – факторов интенсивности для рефлекса *HKL* ($H = nh, K = nk, L = nl$, где n – порядок отражения):

$$I_{HKL} = kI_0 K\lambda^3 F_{HKL}^2 p_{HKL} A(\vartheta)/V_{\text{яч}}^2 . \qquad (1.2.14)$$

Здесь k – коэффициент; K – множитель, зависящий от угла ϑ; F_{HKL}^2 – структурный фактор, зависящий от кристаллической структуры; p_{HKL} – фактор повторяемости, равный числу плоскостей (*hkl*) в совокупности {*hkl*}; $A(\vartheta) = S_0/(\mu k \sin\alpha)$ – фактор поглощения – объем, отражающий рентгеновские лучи, где S_0 – площадь сечения падающего пучка; $V_{\text{яч}}$ – объем элементарной ячейки кристалла.

Получение дифракционной картины. В рентгеноструктурном анализе обычно используют излучение длиной волны 0,05... 0,25 нм. Хотя в настоящее время применяют и синхротронное излучение. Наиболее распространенным источником РЛ является отпаянная рентгеновская трубка (рис. 1.2.49). Электроны, испущенные нагретым до 2200 °С вольфрамовым катодом, под действием ускоряющего напряжения U = 15...60 кВ бомбардируют анод, изготовленный из меди и покрытый слоем чистого металла (V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Mo, Ag). В результате испускаются характеристические РЛ (используется *K*-серия) материала, нанесенного на анод, и тормозное рентгеновское излучение. Эти лучи выходят из рентгеновской трубки через окна, закрытые бериллиевой фольгой (в трубке создано давление около 0,01 Па). Неиспользуемое излучение поглощается металлическим корпусом трубки.

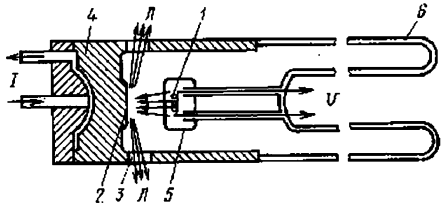
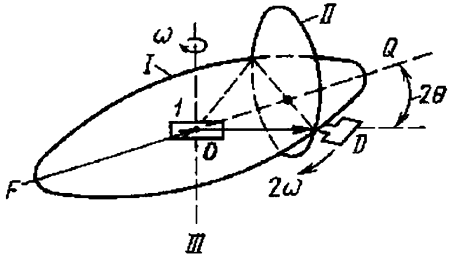


Рис. 1.2.49. Схема отпаянной электронной рентгеновской трубки типа БСВ:
1 – катод; *2* – анод; *3* – окна; *4* – защитный цилиндр; *5* – фокусирующий колпачок; *6* – стеклянный корпус; *Л* – выходящие из трубки рентгеновские лучи; *I* – охлаждение

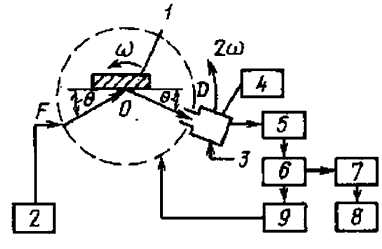
Мощность современной рентгеновской трубки составляет 1...2,5 кВ·А, а ее КПД – около 1 %, поэтому анод трубки для предотвращения оплавления охлаждается (обычно проточной водой). С целью значительного увеличения (на порядок) мощности испускаемого трубкой излучения разработаны рентгеновские трубки, в которых анод вращается с частотой 2000...3000 мин$^{-1}$ (трубки с вращающимся анодом). В этом случае необходима непрерывная откачка трубки, а питающий ее генератор должен иметь мощность не ниже 50 кВт. Поэтому такие устройства не получили широкого распространения.

Регистрация дифракционного спектра (зависимость интенсивности рассеяния от угла дифракции θ) может проводиться с помощью пленки, чувствительной к рентгеновскому излучению, в специальных рентгеновских камерах. Для регистрации используют рентгеновские дифрактометры – приборы, в которых интенсивность измеряется с помощью счетчика квантов рентгеновского излучения (чаще всего сцинтилляционных детекторов).

Принцип регистрации дифракционной картины от поликристалла (дифрактограммы) пояснен на рис. 1.2.50, *а*, а структурная схема рентгеновского дифрактометра приведена на рис. 1.2.50, *б*. Детектор и образец синхронно поворачиваются вокруг оси гониометра (устройство для измерения угла поворота) *О*, причем угловая скорость детектора в 2 раза больше угловой скорости образца. Поворот осуществляется с помощью электродвигателя либо равномерно и непрерывно (регистрация на диаграммную ленту потенциометра), либо дискретно на определенный шаг $\Delta\theta$ (детектор $\Delta 2\theta$) с регистрацией при каждом угле 2θ интенсивности рассеяния в течение заданного времени (шаговое сканирование). В этом случае оператор с помощью управляющей и регистрирующей ЭВМ задает углы начала и конца сканирования, шаг и время регистрации в точке. На экране дисплея компьютера отображается график зависимости "число зарегистрированных квантов – угол поворота детектора", и эти же данные запоминаются ЭВМ в виде соответствующей таблицы. Регистрация в режиме шагового сканирования является предпочтительной, так как позволяет сразу получать исходные данные в виде, удобном для последующей компьютерной обработки.



а)



б)

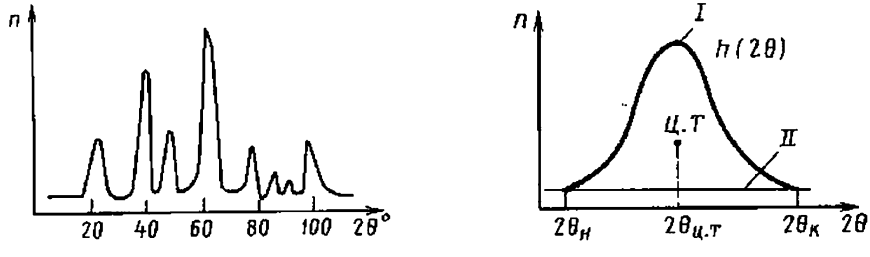
Рис. 1.2.50. Схема регистрации дифракционной картины на рентгеновском дифрактометре (*а*) и структурная схема прибора (*б*):
1 – исследуемый образец; *2* – источник РЛ; *3* – источник питания детектора; *4* – детектор; *5* – усилитель сигнала от детектора; *6* – дискриминатор; *7* – интенсиметр; *8* – электронный самопишущий потенциометр; *9* –управляющая ЭВМ; *I* – окружность гониометра; *II* – основание дебаевского конуса; *III* – ось гониометра; ω и 2ω – угловая скорость синхронного поворота соответственно образца и детектора вокруг оси гониометра; 2θ – угол между продолжением направления падающего пучка *FQ* и пучком, регистрируемым в данный момент детектором *D*

При рентенографировании образца с плоской изучаемой поверхностью используют расходящийся пучок и геометрическую фокусировку по Брэггу – Брентано: РЛ, расходящиеся из точки F, после "отражения" от образца сходятся в одну точку приемной щели детектора D. Условия такой фокусировки выполняются, если (см. рис. 1.2.50, *б*) точка F, центр образца O и D все время лежат на такой окружности, что $FO = OD = R_г$, где $R_г$ – радиус гониометра. В этом случае плоскости (hkl), "отражение" от которых формирует максимум интенсивности, параллельны плоской поверхности образца. "Отражающие" плоскости (hkl) всегда расположены так, что нормаль к ним является биссектрисой угла между падающим и "отраженным" лучами. Поэтому при несимметричной съемке (см. рис. 1.2.47) они наклонены к плоскости образца под углом $\theta - \alpha$ (при $\alpha < \theta$) или $\theta - \delta$ (при $\delta < \theta$).

На рис. 1.2.51, *а* представлена дифрактограмма, полученная в режиме шагового сканирования. График, показанный на рис. 1.2.51, *б* для одного дифракционного максимума, называется профилем дифракционной линии HKL (получена при "отражении" РЛ от одной совокупности плоскостей $\{hkl\}$) и характеризуется следующими параметрами: интегральной интенсивностью (I_{HKL}), пропорциональной площади, ограниченной профилем линии $h(2\theta)I$ и линией фона II от $2\theta_н$ до $2\theta_к$; интегральной шириной B, равной отношению I_{HKL} к интенсивности линии в максимуме; абсциссой центра тяжести профиля ($2\theta_{ц.т}$), которая показывает угловое положение дифракционного максимума.

Наряду с точечными детекторами (одновременное измерение числа рентгеновских квантов при данном угле 2θ, т.е. в одной точке дифракционного спектра) используются координатные детекторы. Линейные координатные детекторы позволяют регистрировать одновременно интенсивность, рассеянную в определенном угловом диапазоне (до 100° в 2θ) с угловым разрешением около 0,1° (в 2θ). Они значительно ускоряют регистрацию дифракционной картины, но не могут применяться для регистрации большой интенсивности, часто наблюдаемой при использовании в качестве источника РЛ синхротронного излучения.

Двумерные координатные детекторы (ДКД) позволяют сделать видимой картину дифракции не только в зависимости от угла дифракции 2θ, но и в тангенциальном направлении, заменяя, таким образом, рентгеновскую пленку. Современные ДКД представляют собой CCD-детекторы (Charge-Coupled-Device). В люминофоре детектора, закрытом бериллиевой фольгой, поглощенные РЛ возбуждают фотоны света, которые с помощью оптических волокон передаются на CCD-чип. В кремниевой пластине p-типа они создают пары "электрон–дырка". Образующиеся заряды накапливаются (а затем через определенные временные интервалы считываются) во множестве микроконденсаторов чипа. В качестве диэлектрика в них служит пленка диоксида кремния, нанесенная на кремниевую пластину. Таким образом, каждая точка люминофорного экрана соответствует определенному микроконденсатору, чей заряд пропорционален



а) *б*)

Рис. 1.2.51. Дифрактограммы с дифракционными максимумами (линиями) (*а*) и профиль одной линии (*б*):

I – профиль линии; *II* – линия фона; *n* – скорость счета; ц.т. – центр тяжести

числу рентгеновских квантов, поглощенных этим пикселем за интервал считывания (1...10 с в зависимости от числа пикселей на всей площади люминофорного экрана). Промышленно производимые сейчас КД, позволяют собирать информацию с площади 90×90 мм^2 с помощью 2048×2048 независимых каналов регистрации интенсивности с разрешением около 40 мкм на экране люминофора.

Фазовый анализ. Большинство конструкционных материалов являются многофазными. Поэтому контроль фазового состава материалов является важнейшей научной и практической задачей. Рентгеноструктурный анализ позволяет решить эту задачу. Качественный фазовый анализ предусматривает определение того, какие фазы содержатся в исследуемом материале. Его проведение включает несколько этапов: 1) подготовку образца для рентгеновской съемки; 2) получение рентгенограммы образца; 3) анализ рентгенограммы, который выполняется путем ее сравнения с известными, "табличными" рентгенограммами различных фаз. Если (в пределах погрешностей эксперимента) экспериментальная и "табличная" рентгенограммы совпадают, то это позволяет идентифицировать фазу, присутствующую в материале.

Среди "табличных" наибольшей надежностью обладают рентгенограммы, рассчитанные для данных условий съемки с учетом информации о сингонии, периодах решетки фазы и о положении атомов в ее элементарной ячейке. "Табличные" рентгенограммы приведены в справочниках или хранятся в компьютерных базах данных. Наибольший банк "табличных" рентгенограмм различных фаз на электронном и "бумажном" носителях (картотека) собран Joint Committee for Powder Diffraction Standard (JCPDS). Этот банк данных является продолжением известной картотеки ASTM (American Society for Testing and Materials). Созданная в МИСиС (Москва) база данных PHAN содержит более 100 тысяч рентгенограмм различных фаз, а также сведения об их кристаллической структуре, периодах решетки, плотности, массовых коэффициентах поглощения. Эта база данных составлена с использованием картотеки JCPDS. Программа PHAN вместе со своим банком позволяет автоматизировать процесс определение фазового состава.

Фазовый анализ обычно проводится с помощью съемки дифрактограммы поликристаллического образца. Причем анализируемая поверхность образца должна быть плоской, а ее типичные размеры 1×1 см. Кроме того, для съемки можно использовать порошковый образец, который засыпается и уплотняется в специальной кювете.

Рентгенограмма многофазного материала представляет собой суперпозицию (наложение) рентгенограмм от каждой фазовой составляющей, причем интенсивность линий данной фазы пропорциональна ее объемной доле. Чувствительность рентгеновского фазового анализа обычно составляет около 1 %.

Для успешного проведения фазового анализа следует знать химический состав исследуемого материала или, по крайней мере, его компоненты, режимы термообработки, виды воздействия, которым подвергался материал, и т.п.

Количественный фазовый анализ основан на том, что интенсивность линий данной фазы пропорциональна ее объемной доле в сплаве. Например, для двухфазного сплава отношение интенсивностей дифракционных линий первой и второй фаз равно $kc/(1-c)$, где k – параметр, который может быть рассчитан для данной системы или определен экспериментально посредством рентгеновской съемки сплава с известным содержанием данных фаз; c – объемная доля первой фазы.

Количественный фазовый анализ проводится с применением рентгеновских дифрактометров, позволяющих измерять с высокой точностью интенсивность дифракционных линий. Он требует учета как систематических, так и случайных ошибок. К последним следует отнести не только статистическую погрешность счета рентгеновских квантов и нестабильность работы аппаратуры, но и наличие текстуры в материале, большой размер зерна и другие факторы. Вполне достижимая точность количественного анализа 5...10 % относительных.

Разработаны компьютерные методы количественного фазового анализа. Например, "метод подгонки спектра" позволяет определить объемную долю каждой из фаз, присутствующих в спектре, путем минимизации квадратичной формы, являющейся суммой квадратов разностей экспериментального и модельного (теоретического) спектров в каждой точке дифрактограммы с учетом статистического веса точки. В свою очередь, модельный спектр

представляется суммой модельных спектров отдельных фаз, вклад от которых пропорционален объемным долям фаз. Продолжительность обработки одной дифрактограммы обычно составляет 10...20 мин.

Определение ориентации кристаллов и анализ текстуры. Некоторые изделия машиностроения (например, лопатки газовых турбин) имеют монокристаллическую структуру, причем наиболее высокие эксплуатационные свойства наблюдаются при определенной ориентации кристалла, т.е. при определенном расположении его решетки (кристаллографических плоскостей, направлений) относительно внешних координатных осей. Нахождение ориентации кристалла – задача рентгеноструктурного анализа.

Из рис. 1.2.47 следует, что нормаль n_{hkl} к отражающей плоскости (hkl) является биссектрисой угла, образованного падающим EO и отраженным OP рентгеновскими лучами. Поэтому, определив при заданном направлении падающего луча направления распространения лучей, отраженных от различных кристаллографических плоскостей, можно найти положения в пространстве нормалей к этим плоскостям и, в конечном итоге, определить ориентацию кристалла. С помощью рентгеновского дифрактометра достаточно легко можно определить, на какой угол отклоняется данное кристаллографическое направление в кристалле от данной внешней координатной оси, например, насколько отклоняется направление <001> в пере лопатки газовой турбины от ее оси.

В поликристаллическом теле без текстуры лучи, отраженные от плоскостей $\{hkl\}$ в различных зернах, распространяются вдоль конической поверхности с осью, совпадающей с прошедшим пучком и углом при вершине 4θ (см. рис. 1.2.48), где $\theta = \theta_{hkl}$ – угол дифракции для дифракционного максимума HKL, $H = nh$, $K = nk$, $L = nl$, где n – порядок отражения. Таким образом, дифракционное отражение HKL на плоском экране, расположенном перпендикулярно падающему лучу, представляет собой окружность (дебаевское кольцо) с однородным распределением интенсивности.

В случае преимущественной ориентации зерен в поликристалле это распределение интенсивности будет неоднородным, вплоть до присутствия лишь нескольких точечных рефлексов на воображаемом дебаевском кольце или даже их отсутствия. Относительная интенсивность линий на дифрактограмме текстурированного материала может сильно отличаться от относительной интенсивности линий на дифрактограмме бестекстурного образца.

Обычно ориентацию плоскости $\{hkl\}$ в текстурированном материале описывают функцией распределения полюсной плотности $p(\alpha, \beta)$, где α и β – соответственно радиальный и азимутальный углы во внешней сферической системе координат, причем обычно полагают, что нормаль к поверхности образца характеризуется углами $\alpha = \beta = 0$. Объемная доля зерен, у которых направление нормали к плоскости $\{hkl\}$ лежит в интервале углов $\alpha...\alpha + d\alpha$ и $\beta...\beta + d\beta$,

$$\left(\frac{dV}{V}\right)_{\alpha,\beta} = p(\alpha,\beta)\sin\alpha d\alpha d\beta. \quad (1.2.15)$$

Таким образом, величина $p(\alpha, \beta)$ представляет собой плотность вероятности совпадения нормали к плоскости $\{hkl\}$ с внешним направлением, характеризующимся углами α и β.

Функция $p(\alpha, \beta)$ может быть найдена по формуле

$$p(\alpha, \beta) = \frac{I(\alpha, \beta)}{\int_0^{\frac{\pi}{2}}\int_0^{\pi} I(\alpha, \beta)\sin\alpha d\alpha d\beta}, \quad (1.2.16)$$

где $I(\alpha, \beta)$ – интенсивность отражения HKL, измеренная при ориентации нормали к поверхности исследуемого образца под углами α и β. Графическое представление функции $p(\alpha, \beta)$ называют прямой полюсной фигурой $\{hkl\}$.

Кроме того, с помощью рентгенографической съемки можно определить вероятность совпадения различных кристаллографических направлений с заданным внешним направлением, например, с нормалью к поверхности образца. Эту вероятность принято называть полюсной плотностью для обратной полюсной фигуры.

Используя две – четыре функции распределения полюсной плотности $p(\alpha, \beta)$, определенные для различных плоскостей, можно рассчитать функцию распределения ориентаций (ФРО), равную плотности вероятности присутствия в материале объема с данной ориентацией решетки. Если известна зависимость какого-либо показателя свойства от ориентации решетки кристалла $F(g)$, то среднее значение этого показателя в текстурированном материале может быть определено так:

$$\overline{F} = \int F(g) f(g) dg, \quad (1.2.17)$$

где величина g описывает ориентацию решетки, а $f(g)$ представляет собой ФРО.

Многие свойства текстурованного материала могут заметно отличаться от свойств поликристалла без текстуры. Это объясняется тем, что большинство физических и механических свойств являются анизотропными величинами, т.е. зависят от того, в каком кристаллографическом направлении они определяются.

Рентгеновский анализ внутренних напряжений. Воздействие внешних сил в процессе изготовления деталей приводит к изменению межплоскостных расстояний, т.е. к деформации решетки. Если эта деформация однородна по значительному объему, т.е. характеризуется однородным растяжением или сжатием, то говорят о макродеформации, которая может рассматриваться как результат наличия в материале остаточных макронапряжений (напряжений I рода).

Если деформация изменяется по величине и знаку от одного микрообъема к другому (например, в результате смещений атомов, вызываемых дислокациями и другими дефектами кристаллического строения), то такую микродеформацию можно характеризовать усредненной величиной. Иногда эту величину связывают в соответствии с законом Гука с наличием в материале микронапряжений (напряжений II рода). Такая трактовка, однако, скорее всего некорректна, так как закон Гука справедлив для макрообъема. Поэтому обычно неоднородную локальную деформацию принято характеризовать средней величиной микродеформаций решетки (МКД), а не микронапряжениями.

Рентгеновский анализ макронапряжений. Макродеформация приводит к однородному изменению межплоскостного расстояния d_0 для совокупности плоскостей $\{hkl\}$ на величину Δd. Как следует из уравнения (1.2.11), это вызывает изменение углового положения максимума интенсивности на величину $\Delta\theta$. Так как $2\Delta d \sin\theta + 2d_0 \cos\theta\Delta\theta = 0$, то деформация $\varepsilon = \Delta d/d_0 = -\mathrm{ctg}\theta_0\Delta\theta$. С другой стороны, как следует из обобщенного закона Гука для плосконапряженного состояния, при котором главные напряжения σ_1 и σ_2 лежат в плоскости поверхности детали, а $\sigma_3 = 0$, деформация вдоль нормали к поверхности $\varepsilon_3 = -\nu(\sigma_1 + \sigma_2)/E = -\mathrm{ctg}\theta_0\Delta\theta$. Откуда

$$\sigma_1 + \sigma_2 = (E/\nu)\mathrm{ctg}\theta_0\Delta\theta, \quad \Delta\theta = \theta - \theta_0, \quad (1.2.18)$$

где $\sigma_1 + \sigma_2$ – сумма главных напряжений на поверхности; E – модуль Юнга; ν – коэффициент Пуассона, а θ и θ_0 – углы центра тяжести дифракционного максимума HKL соответственно для напряженного и ненапряженного образцов.

Поскольку глубина проникновения РЛ в материал мала по сравнению с толщиной детали, то $\sigma_3 \approx 0$ по всей глубине анализируемого слоя, и использовать уравнение (1.2.18) для рентгеновского определения макронапряжений.

Если θ_0 неизвестно или если необходимо определить значения напряжений вдоль заданного направления на поверхности детали (например, вдоль оси листовой рессоры после обработки дробью), то используют метод "$\sin^2\psi$".

Суть метода заключается в том, что для плосконапряженного состояния деформация вдоль направления, составляющего с осями координат углы ψ и φ (рис. 1.2.52), равна

$$\varepsilon_{\psi,\varphi} = (1+\nu)\sigma_\varphi \sin^2\psi/E - \nu(\sigma_1 + \sigma_2)/E, \quad (1.2.19)$$

где σ_φ – макронапряжения вдоль направления, составляющего угол φ с σ_1 (рис. 1.2.52).

Определяя исходное положение (ψ, φ) одного и того же дифракционного максимума

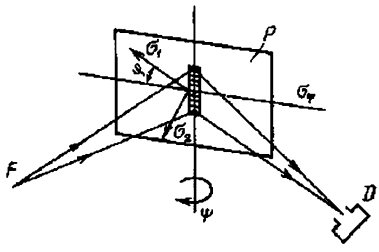


Рис. 1.2.52. Схема съемки на дифрактометре при анализе макронапряжений

HKL при различных углах ψ (поворот вокруг оси гониомстра O (см. рис. 1.2.48), отклонение от симметричного положения $\alpha = \delta = \theta$, при котором $\psi = 0$), находят $d_{\psi,\varphi}$ по формуле (1.2.11) и затем определяют $\varepsilon = \left(d_{\psi,\varphi} - d_0\right)/d_0$. Далее строят зависимость $\varepsilon_{\psi,\varphi}$ от $\sin^2\psi$ и по отсекаемому на оси ординат отрезку находят из формулы (1.2.19) $\sigma_1 + \sigma_2$, а по наклону прямой – σ_φ.

Для нахождения распределения напряжений по глубине применяют послойный анализ, предусматривающий постепенное удаление (обычно электрохимическое) поверхностного слоя детали. В некоторых случаях при описании напряженного состояния поверхностного слоя детали необходимо учитывать напряжение σ_3, в других – требуется учет изменения напряжений по толщине анализирусмого слоя.

Рентгеновский анализ микродеформаций решетки. Неоднородные микродеформации характеризуются неодинаковым по всему объему межплоскостным расстоянием d_0 для плоскостей совокупности $\{hkl\}$, а непрерывно изменяющимся от $d_0 - \Delta d_m$ до $d_0 + \Delta d_m$, где Δd_m – усредненное по всему анализируемому объсму максимальное изменение межплоскостного расстояния. Области с измененным d будут, в соответствии с (1.2.11), давать дифракционный максимум под углом θ, отличным от исходного угла θ_0. А так как d меняется непрерывно, то кристалл будет "отражать" в угловом диапазоне $\theta_0 \pm \Delta\theta_m$, т.е. интегральная ширина максимума β возрастет. Продифференцировав уравнение (1.2.11), получим

$$\beta = 4e\,\mathrm{tg}\theta_0, \qquad (1.2.20)$$

где $e = \Delta d_{\text{ср}}/d_0$ – средняя микродеформация, причем $\Delta d_{\text{ср}}$ – среднее изменение межплоскостного расстояния в анализируемом объеме, а β измеряется в углах поворота детектора, т.е. в углах 2θ. Интервал значений e, поддающийся измерению по ширине профиля, составляет от $2\cdot10^{-4}$ до 10^{-2}. Если связать микродеформации с дислокациями плотностью ρ, то получим

$$\beta \approx 1{,}4b\,\mathrm{tg}\theta_0\sqrt{\rho}, \qquad (1.2.21)$$

где b – вектор Бюргерса дислокаций.

По ширине дифракционного максимума можно анализировать плотность дислокаций в интервале $10^9 \ldots 10^{12}$ см$^{-2}$.

Еще одним источником уширения может быть измельчение частиц (блоков). В этом случае

$$\beta = \lambda \sec\theta_0/D, \qquad (1.2.22)$$

где λ – длина волны используемых РЛ; D – средний по анализируемому объему размер блоков вдоль нормали к "отражающей "плоскости. Интервал D, вызывающий измеримое уширение максимума составляет 0,005... 0,2 мкм.

При регистрации профиля линиидля расчета параметров "тонкой кристаллической структуры" (ТКС) D и e следует учитывать и аппаратурный (инструментальный) источник уширения максимумов, связанный главным образом с расходимостью пучка РЛ и некоторыми другими факторами. Поэтому экспериментально определяется интегральная ширина профиля B, а не β – ширина "физического" профиля.

Применение РСА для контроля технологических процессов. РСА широко используется в научных исследованиях для определения фазового состава материалов, атомной структуры фаз, характеристик текстуры и пр. Получение детальной информации о структурном состоянии материалов обычно требует проведения достаточно длительных исследований. Однако, в ряде случаев для определения важных с практической точки зрения характеристик возможно использование экспрессных

методов, которые могут быть применены в промышленности для контроля технологических процессов.

Ряд методов основан на установленных эмпирических связях между контролируемой в данном технологическом процессе величиной и параметрами дифракционных линий материала. Например, существуют методы контроля штампуемости листовой низкоуглеродистой стали и технологической пластичности сталей. Первый метод позволяет определить фактор нормальной пластической анизотропии R с точностью около 5 % по уравнению

$$R = 1{,}32 + 0{,}177 \lg(I_{222}/I_{200}), \quad (1.2.23)$$

где I_{222} и I_{200} – интегральная интенсивность линий соответственно (222) и (200) феррита.

Связь между описанными величинами объясняется тем, что штампуемость определяется в основном кристаллографической текстурой. Причем к благоприятным ориентировкам зерен параллельно плоскости листа относят безусловно {111}, а к неблагоприятным – {100}. Величину R обычно определяют с помощью механических испытаний. Время, необходимое для определения R с погрешностью 10 % в случае использования автолиста из стали 08 посредством механических испытаний, составляет около 3 ч на одну партию стали, а с помощью рентгенографического контроля – около 15 мин на одну партию.

Для конструкционных материалов установлена корреляция между относительным равномерным удлинением при растяжении $\delta_р$, получаемым при механических испытаниях, и физическим уширением рентгеновской линии β в исходном (до растяжения) состоянии в виде

$$1/\delta_р = A + C\beta^n, \quad (n = 1...2). \quad (1.2.24)$$

Значения параметров A, C и n для сталей, при использовании для оценки β дифракционной линии (211), снятой в $Fe_{K\alpha}$-излучении, представлены в табл. 1.2.7.

Однократное определение величины $\delta_р$ по β занимает не более 3 мин. Применение соотношения (1.1.24) для стали 40Х показало надежность корреляции и позволило установить, что при $\delta_р \le 2{,}5$ % ($\beta_{211} \ge 7{,}5 \pm \pm 0{,}2$ мрад) технологическая пластичность прутков неудовлетворительна и приводит при холодной высадке крепежных деталей к браку в виде V-образных надрывов, трещин на головках болтов или недопустимо большому износу высадочного инструмента.

Определение толщины покрытий. Нанесение покрытий на детали – один из наиболее эффективных путей повышения их эксплуатационных свойств. Создание и применение технологии нанесения покрытий обязательно предполагает разработку способов контроля толщины нанесенного покрытия. Рентгеновские способы определения толщины покрытий характеризуются относительной простотой, быстротой и относятся к неразрушающим методам. Они пригодны для измерения толщины покрытий от десятых долей до десятков микрометров. Эти способы можно разделить на две группы: 1) способы, основанные на измерении интенсивности отражения от кристаллической подложки; 2) способы, основанные на измерении интенсивности отражения от кристаллического покрытия.

Первые позволяют с погрешностью 5...10 % определить толщину любого (поликристаллического, монокристаллического, аморфного) покрытия, элементный состав и плотность которого известны. Их реализация возможна на любом рентгеновском дифрактометре общего назначения (на рис. 1.2.47 приведена схема хода лучей при несимметричной съемке на дифрактометре плоского образца).

Регистрируемая счетчиком дифрактометра интенсивность рефлекса HKL от "бесконечно толстой" подложки (I_{HKL}) ослабляется покрытием толщиной h по сравнению с интенсивностью того же рефлекса от подложки без покрытия (I^0_{HKL}):

$$I_{HKL} = I^0_{HKL} \exp[-\mu_л kh], \quad (1.2.25)$$

1.2.7. Параметры A, C и n

Марка стали	A	C	n
35	0,044	0,029	1,7
40Х	0,070	0,012	1,7
40ХН	0,055	0,029	1,5

где $\mu_п$ – линейный коэффициент ослабления монохроматического излучения в покрытии; h – толщина покрытия; $k = (1/\sin\alpha + 1/\sin\delta)$ – геометрический параметр. Варьируя угол α (или δ, так как $\alpha + \delta = 2\theta$), можно добиться того, чтобы интенсивность отражения HKL от подложки стала равной интенсивности фона. Пусть это произошло при $\alpha = \alpha_0$. Тогда:

$$h = 3/(\mu_п k_0). \qquad (1.2.26)$$

Выражение (1.2.26) можно использовать для измерения толщины покрытия, если в подложке нет ярко выраженной кристаллографической текстуры. При наличии текстуры в подложке толщину покрытия можно измерить как отношение интенсивностей двух порядков отражения, полученных от одной совокупности кристаллографических плоскостей $\{hkl\}$. Это отношение не зависит от текстуры. В этом случае из (1.2.25) следует (для $\alpha = \delta = \theta_0$ и отражений HKL и $2H2K2L$, для которых $\sin\theta_{0\ 2H2K2L} = 2\sin\theta_{0HKL}$), что

$$I_{HKL}/I_{2H2K2L} = D = (I_{0HKL}/I_{0\ 2H2K2L}) \times \times \exp(-\mu_п h/\sin\theta_{0HKL}). \qquad (1.2.27)$$

Рассчитав $I_{0HKL}/I_{0\ 2H2K2L}$ (по формулам кинематической теории рассеяния рентгеновских лучей) или определив это отношение экспериментально для подложки без покрытия при тех же параметрах съемки, можно по измеренной величине D найти из (1.2.27) толщину покрытия h.

В некоторых случаях необходимо определить толщину тонкого покрытия ($h \approx \approx 10^{-1}...10^{0}$ мкм), сформированного на поверхности любой подложки (в том числе и аморфной). Применение традиционных микроскопических методов в этом случае затруднено. Однако, если на поверхности подложки сформировано сплошное однородное покрытие толщиной h, то интенсивность отражения HKL от него

$$I_{HKL} = I_{БТHKL}[1 - \exp(-\mu_п hk)], \qquad (1.2.28)$$

где $I_{БТHKL}$ – интенсивность того же отражения от "бесконечно толстого" покрытия того же состава, кристаллической структуры и текстуры (на самом деле толщина такого покрытия $h_{БТ} \geq 10/\mu_п$). В таком случае при съемке с фокусировкой по Брэггу – Брентано ($\alpha = \delta = \theta$) $k = 2/\sin\theta_{0\,HKL}$ и

$$h = (\sin\theta_{HKL}/2\mu_п)\ln[1 - I_{HKL}/I_{БТHKL}]. \qquad (1.2.29)$$

В качестве примера на рис. 1.2.53 приведена зависимость h от $I_{HKL}/I_{БТHKL}$ для покрытия из TiN.

Определить h из выражения (1.2.29) можно, если в тех же экспериментальных условиях измерена величина $I_{БТHKL}$ "бесконечно толстого" покрытия или массивного образца (можно и порошкового). В том случае, когда экспериментальное определение $I_{БТHKL}$ невозможно или в покрытии имеется явно выраженная текстура, или оно является монокристаллическим, то измерение его толщины возможно по отношению интенсивностей отражений разных порядков от покрытия. Измеряя, например, при симметричной съемке I_{HKL}/I_{2H2K2L} и рассчитывая (или находя экспериментально) величину $(I_{HKL}/I_{2H2K2L})_{БТ} = C$, как это указано выше для подложки, можно, используя для расчета обеих интенсивностей уравнение вида (1.2.28) рассчитать толщину h из (1.2.30):

$$\frac{I_{HKL}}{I_{2H2K2L}} = C\frac{1 - \exp(-2\mu_п h/\sin\vartheta_{HKL})}{1 - \exp(-\mu_п h/\sin\vartheta_{HKL})}. \qquad (1.2.30)$$

где все величины относятся к покрытию.

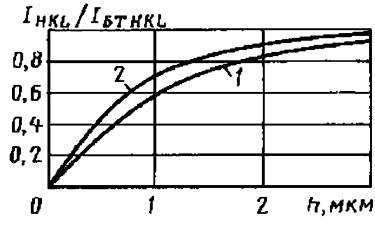


Рис. 1.2.53. График для определения толщины пленки TiN при съемке линии 111:
1 – $Fe_{K\alpha}$-излучение; *2* – $Cu_{K\alpha}$-излучение

1.2.8. ЭЛЕКТРОНОГРАФИЯ

Электронография применяется для определения структуры анализируемого вещества и его идентификации.

Сущность электронографического метода заключается в использовании явления дифракции электронов, которое возникает в результате когерентного рассеяния кристаллической решеткой пучка электронов (диаметром 20…500 мкм), проходящего через тонкие слои анализируемого объекта, с образованием дифракционной картины (электронограммы). Электронография может рассматриваться как аналог рентгенографии при определении кристаллической структуры вещества, используя при этом меньшее количество анализируемого вещества. Основным различием этих методов являются длины волн применяемого излучения: около 0,1 нм в рентгеноструктурном анализе и 0,005...0,007 нм в электронографии.

Длина волны λ электронного пучка может изменяться в широких пределах с помощью изменения ускоряющего напряжения в соответствии с формулой

$$\lambda = h/\left(\sqrt{2meV}\right) = 1{,}23/\sqrt{U}\,, \quad (1.2.31)$$

где h – постоянная Планка; m – масса; e – заряд электрона; U – ускоряющее напряжение.

При очень высоком напряжении необходимо учитывать релятивистскую поправку, а при обычно применяемом напряжении (50…75 кВ) формула достаточно точна.

Электронный пучок одним и тем же веществом рассеивается в 10^4 раз интенсивнее, чем рентгеновские лучи, и длины его волн значительно меньше. Поэтому с помощью электронографии можно получить сведения об областях меньшего размера, чем при использовании рентгеноструктурного метода. Благодаря тому, что электронография обладает принципиально большей разрешающей способностью, она является основным методом анализа кристаллической структуры и состава поверхностных слоев исследуемого материала (тонкие свободные пленки толщиной примерно до 100 мкм и поверхностные слои толщиной от 2 нм). Теория рассеяния электронов, основы электронно-графического анализа разработаны Б.К. Вайнштейном и З.Г. Пинскером.

Дифракционные аппараты выпускаются в комбинации с электронными микроскопами или как самостоятельное оборудование – электронографы ЭР-100, ЭМР-102.

Главными узлами электронографа являются электронная пушка (под отрицательным потенциалом), система щелей, система линз, держатель образца, фотокамера и система вакуумирования. В качестве источника электронов используют вольфрамовую нить – горячий катод, являющийся одним из трех электродов электростатической линзы – электронной пушки. Скорость электронов определяется разностью потенциалов между катодом и анодом. Для достижения наилучшей разрешающей способности пучок электронов фокусируют в точку в плоскости фотографической пластинки или экрана, используя электромагнитные линзы. Режим работы электронографа изменяют увеличением или уменьшением силы тока в фокусирующих электромагнитных линзах. Электронограф может работать и как электронный микроскоп, позволяя получать теневые электронно-оптические изображения в расходящемся пучке.

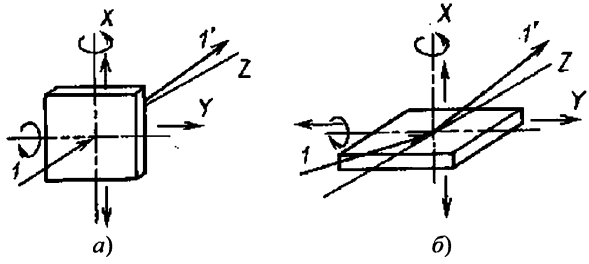
Большинство электронных микроскопов может быть использовано для получения электронно-дифракционной картины. Ограниченность возможных перемещений образца при исследованиях с помощью микроскопа, а также меньшая точность определения межплоскостных расстояний из-за неконтролируемых изменений режима работы линз, расположенных между объектом и фотокамерой, накладывают ограничения на применение электронного микроскопа в качестве электронографа.

Столик электронографа обеспечивает перемещение образца в плоскости, перпендикулярной к оси прибора, и вращение его вокруг оси прибора (рис. 1.2.54).

Точность определения параметров решетки в электронографии составляет около 1 % и повышается с увеличением расстояния между фотопластинкой и образцом.

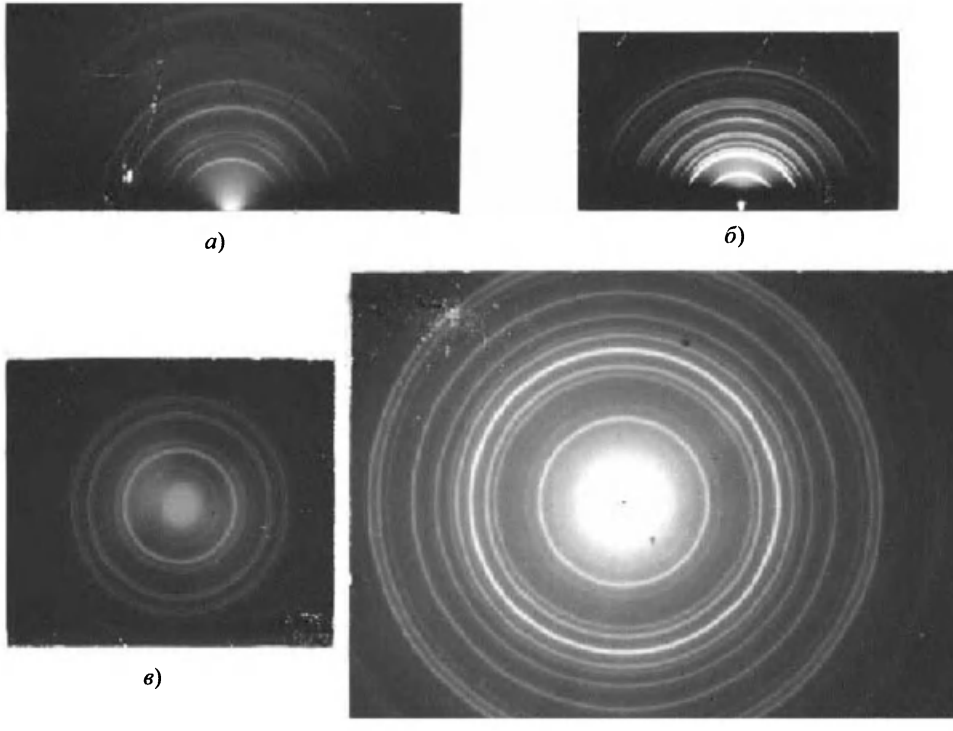
Электронограммы представляют собой совокупность колец, дуг или пятен различной формы и расположения. Типичные электронограммы от массивных образцов и тонких пленок приведены на рис. 1.2.55, *а – г*.

Расчет электронограмм, представленных на рис. 1.2.55, *а* и *б*, показал, что образцы покрыты соответственно диоксидом титана TiO_2 и оксидом рения Re_2O_5; а на рис. 1.2.55, *в* – что иттрий полностью окислился до полуторакосида Y_2O_3 и что на рис. 1.2.55, *г* пленка представляет собой иттрий-алюминиевый оксид $Y_3Al_5O_{12}$.



а) *б*)

Рис. 1.2.54. Схема расположения образца при съемке электронограмм "на просвет" (*а*) и "на отражение" (*б*). Стрелками показаны направления первичного (*I*) и дифрагированного (*I'*) пучков, а также направления возможных перемещений образца



а) *б*) *в*) *г*)

Рис. 1.2.55. Электронограммы:

а – от поверхности массивного образца титана, окисленного при 600 °С на воздухе в течение 25 ч (съемка "на отражение"); *б* – от поверхности окисленного на воздухе массивного образца рения (съемка "на отражение"); *в* – от тонкой (около 50 нм) пленки иттрия, окисленной на воздухе при 600 °С (съемка "на просвет"); *г* – от двухслойной иттрий-алюминиевой тонкой (около 60 нм) пленки, окисленной на воздухе

Техника проведения электронографического фазового анализа наиболее проста для электронограмм с резкими дифракционными кольцами. Прежде всего определяют постоянную прибора λL по формуле

$$2\lambda L = dD, \qquad (1.2.32)$$

где L – расстояние от объекта до фотопластины, мм; D – диаметр дифракционного кольца, мм; d – соответствующее этому кольцу межплоскостное расстояние эталонного вещества, нм.

Затем измеряют диаметры дифракционных колец на электронограммах (от образцов в виде тонких пленок и слоев) или радиусы этих

колец на электронограммах (от массивных образцов). Для этого используют обычную линейку (точность до 0,1...0,2 мм) или компаратор (точность до 0,01 мм). Центром дифракционных колец является след центрального электронного пучка в виде ямки на фотоэмульсии и черной точки. Можно определять центр с помощью шаблонов (набора колец или полуколец на прозрачной пластине с радиусами, вычисленными для различных межплоскостных расстояний d при известной постоянной прибора) или координатным методом. Далее вычисляют межплоскостные расстояния d, соответствующие значениям диаметров или радиусов по формуле

$$d/n = 2\lambda L/D, \qquad (1.2.33)$$

где L, D – в мм, а λ – в нм; n – порядок дифракции (порядковый номер кольца).

Возможен более точный расчет величины d.

Интенсивность дифракционных линий определяется либо визуальной относительной оценкой, либо фотометрированием. При этом следует учитывать неравномерность распределения интенсивности фона на электронограммах (фон особенно интенсивен в области центрального пятна, и некоторые кольца сильной интенсивности, попавшие в эту область, могут быть не обнаружены или иметь слабую интенсивность). В таких случаях следует для центральной части дифракционной картины применять меньшую экспозицию, чем для периферийной, и обе части снимать раздельно. Для более точного определения применяют счетчики и фотоумножители с приспособлениями для ослабления фона.

Фазовый анализ заканчивается сопоставлением вычисленных значений межплоскостных расстояний d_{hkl} с табличными для предполагаемого соединения. Как правило, табличные значения – результаты рентгенографического анализа. Однако необходимо помнить о неполном соответствии значений межплоскостных расстояний d_{hkl} и интенсивности соответствующих дифракционных колец на электронограммах I_{hkl}, получаемых от дифракции рентгеновских и электронных лучей, обусловленных различной природой излучений и проявлением эффектов, свойственных только электронным лучам. Одним из таких эффектов является преломление электронных пучков из-за внутреннего потенциала образца, проявляющееся в дроблении пятен на электронограммах в направлении к краю тени для очень гладких поверхностей и в появлении линий Кикучи. Эта специфическая дифракционная картина может возникать из-за того, что когерентные длины пучков электронов в кристалле достаточно велики и не создают линий, необходимых для наблюдения интенсивности.

Несмотря на очень высокую абсолютную чувствительность электронографии (можно получить дифракционную картину от вещества массой 10^{-12} г), погрешность ее при определении фазового состава не менее погрешности рентгенографии и равна 1...5 %.

Важной областью использования дифракции электронов является изучение аморфных веществ, в которых атомы не упорядочены регулярным образом (отсутствует дальний порядок). Электронограммы от аморфных пленок не содержат выраженных рефлексов, а представляют собой размытые сферически симметричные гало. В результате Фурье-анализа зависимости рассеянных электронов от угла рассеяния получают функцию радиального распределения атомов (ФРР). Эта функция (рис. 1.2.56), характеризуя вероятность встречи с атомами того или иного типа, находящимися на некотором расстоянии r от расчетного, дает информацию о структуре ближнего порядка, имеющего место в аморфных веществах (межатомных расстояниях, среднем числе ближайших соседей, среднем угле). Максимумы соответствуют расстояниям

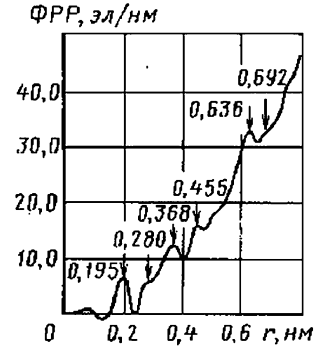


Рис. 1.2.56. Функция радиального распределения для аморфной пленки диоксида титана

до соседних атомов "первой очереди" (ближайших), "второй очереди" и т.д. По значениям площади под максимумом можно рассчитать число соседей.

1.2.9. ЭЛЕКТРОННАЯ ОЖЕ-СПЕКТРОСКОПИЯ И РЕНТГЕНОВСКАЯ ФОТОЭЛЕКТРОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ

Сведения о таких фундаментальных свойствах поверхности, как состав, атомная и электронная структуры, получают методами, базирующимися на взаимодействии первичного излучения (рентгеновского, электронного, ионного и др.) с изучаемым объектом и анализе вторичного или рассеянного излучения.

Таких методов исследования поверхности известно в настоящее время более пятидесяти. Из них наибольшее распространение получили электронная Оже-спектроскопия (ЭОС), рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия и масс-спектрометрия вторичных ионов.

Выпускаемые в настоящее время промышленностью для этих целей анализаторы представляют собой приборы, позволяющие использовать несколько методов, например, Оже-спектроскопию и дифракцию медленных электронов, фотоэлектронную спектроскопию и масс-спектрометрию вторичных ионов (ADES 400, SIMSLAB, ESCALAB, SOLAR SYSTEM 300 английской фирмы VACUUM GENERATORS, LAS 3000, LAS 2000, LAS 600 французской фирмы RIBER; LH 10 SAM, LH 10 немецкой фирмы LEYBOLD HEPEAUS; JAMP-10, JAMP-10S, JAMP-30 японской фирмы JE01; PHI 5000, PHI 4300 американской фирмы Physical Electronic Industries и др.).

Электронная Оже-спектроскопия. Этот метод позволяет исследовать элементный состав поверхности твердого тела и приповерхностных слоев толщиной 0,5...3,0 нм со средней чувствительностью к содержанию элементов около 0,1 % (ат.). Метод основан на измерении энергии и количества Оже-электронов, образующихся вследствие бомбардировки поверхности анализируемых объектов электронным зондом. Выход Оже-электронов в вакуум является результатом выбивания электронов из внутренних электронных оболочек.

При бомбардировке поверхности электронами с энергией, достаточной для ионизации одной из внутренних оболочек атома, образуется первичная вакансия, заполняющаяся за $10^{-14}...10^{-16}$ с электроном, перешедшим из внешней оболочки атома, в результате чего образуется вторичная вакансия. Возникающая избыточная энергия расходуется либо на радиационный переход (испускание кванта рентгеновского излучения), либо на безизлучательный Оже-переход (передается электрону внешней оболочки атома). Этот электрон эмитируется в вакуум и регистрируется как Оже-электрон (рис. 1.2.57). Вероятность его выхода зависит от порядкового номера Z атомов анализируемого материала.

Вероятность радиационного перехода возрастает с повышением Z (пропорционально Z^4), а вероятность Оже-перехода уменьшается (для легких элементов эта вероятность составляет около 95 %, а для элементов с $Z < 70$ – не более 10 %). Энергии Оже-переходов, определяющиеся набором энергетических уровней в атоме, являются характеристикой материала и не зависят от энергии первичного пучка. На рис. 1.2.58 приведены энергии наиболее интенсивных Оже-пиков для различных элементов.

Имеются эмпирические формулы вычисления энергии электронов E_A. Хотя расчетные и экспериментальные значения E_A различаются на 5...10 эВ, достижимая экспериментально точность измерения их энергии достаточна для определения химической природы элементов.

Спектры Оже-электронов зарегистрированы для всех элементов Периодической системы элементов Д.И. Менделеева, кроме водорода и гелия, не образующих Оже-электронов. Значения E_A для различных элементов располагаются в широком интервале от нескольких электронвольт до сотен электронвольт.

Количественная электронная Оже-спектроскопия (ЭОС) базируется на предположении о пропорциональности числа эмитированных Оже-электронов числу атомов, участвующих в Оже-переходе. В простейших случаях эта зависимость линейная, но вообще сложная

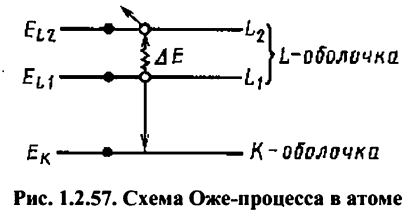


Рис. 1.2.57. Схема Оже-процесса в атоме (образование KLL-Оже-электронов):
E – энергия электронов на уровнях L_1, L_2, K

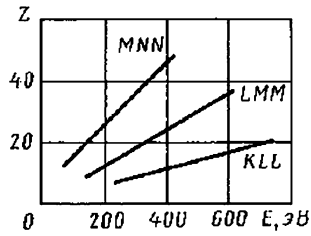


Рис. 1.2.58. Взаимосвязь энергии наиболее интенсивных Оже-пиков и атомного номера элемента для уровней *MNN*, *LMM* и *KLL*

вследствие влияния множества физических и аппаратурных факторов на ток Оже- электронов.

ЭОС дает возможность идентифицировать по энергиям Оже-электронов элементы с атомным номером $Z > 2$ и используется прежде всего для анализа химического состава поверхностных слоев материалов толщиной 2...4 атомных слоя. ЭОС позволяет обнаружить примерно 10^{-2} монослойного покрытия посторонними атомами. Абсолютная чувствительность метода составляет около 10^{-14} г, а относительная чувствительность по примесям объемного происхождения около 10^{-3}.

Для получения информации о распределении элементов в приповерхностной области толщиной до 2 нм строят профили распределения. Для анализа распределения элементов в толстых (2...200 нм) слоях регистрируют Оже-спектры по мере удаления поверхностных слоев ионной бомбардировкой инертными газами с энергиями пучка от нескольких сотен электронвольт до нескольких килоэлектронвольт при плотности тока в пучке 1...20 мкА/см^2 и скорости распыления около 0,1 мм/мин.

На рис. 1.2.59 приведены Оже-спектры от поверхностных слоев коррозионно-стойкой стали, испытанной в кипящей серной кислоте. Из спектров, приведенных на рис. 1.2.59, *а*, можно определить изменение концентраций основных компонентов стали, а также серы, кислорода и углерода по глубине (0...70,0 нм). Анализ низкоэнергетических пиков никеля, хрома и железа (рис. 1.2.59, *б*) позволяет судить о связи их с кислородом: хром находится в окисленном состоянии (энергии пиков 31 и 45 эВ) как на поверхности (спектр 1), так и на глубине 10,0 нм (спектр 2), а на глубине 250,0 нм – он в металлическом состоянии (спектр 4).

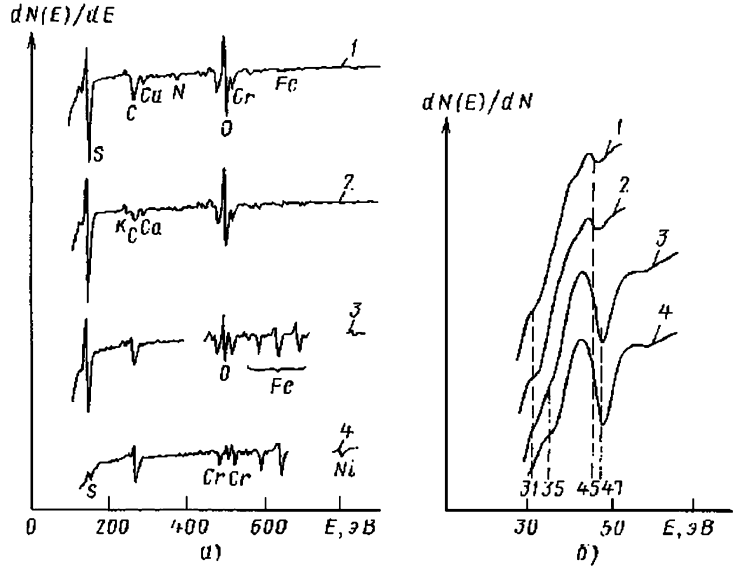


Рис. 1.2.59. Оже-спектры поверхностных слоев стали 12Х18Н10Т после выдержки в кипящей серной кислоте (*а*) и изменение формы низкоэнергетических Оже-пиков хрома и никеля в поверхностном слое (*б*). Время бомбардировки ионами аргона Ar^+, мин:
1 – 0; *2* – 5; *3* – 18; *4* – 130

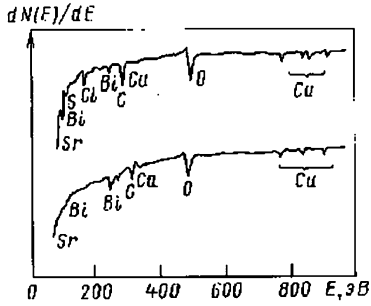


Рис. 1.2.60. Оже-спектры поверхности высокотемпературного сверхпроводящего висмутового керамического покрытия на серебре (верхний спектр – исходное покрытие, нижний – после бомбардировки ионами аргона Ar^+ в течение 5 мин)

На рис. 1.2.60 представлены типичные Оже-спектры от поверхностных слоев керамического покрытия на серебре, полученные на Оже-спектрометре с четырехсеточным полусферическим анализатором, схема которого представлена на рис. 1.2.61.

Распределение элементов на поверхности материала определяется с помощью сканирования поверхности пучком электронов с диаметром 0,03...300 мкм при одновременной регистрации Оже-пиков. Совмещение сканирования с бомбардировкой позволяет получать картину распределения элементов на поверхности и профиль распределения их по глубине.

ЭОС позволяет получать не только качественный, но и количественный анализ химического состава посредством установления зависимости тока Оже-электронов или амплитуды Оже-пиков анализируемого элемента от концентрации его в поверхностной зоне расчетным путем либо сравнения амплитуды

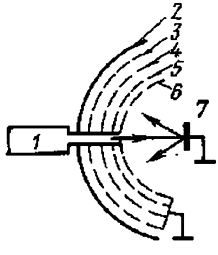


Рис. 1.2.61. Схема полусферического анализатора с нормальным падением пучка первичных электронов:
1 – электронная пушка; *2* – коллектор; *3* – *6* – полусферические сетки; *7* – образец

Оже-пиков анализируемого элемента с построением градуировочных кривых. Абсолютная погрешность расчетных способов колеблется в широком диапазоне 10...50 %. Эмпирические способы позволяют получать точность количественного анализа около 5...10 %.

Особенностью ЭОС является чувствительность Оже-перехода к химической природе взаимодействия анализируемых элементов на поверхности или в приповерхностных слоях материала, отражающегося на Оже-спектрах в виде химических сдвигов и(или) изменении формы Оже-пиков и появлении новых пиков, соответствующих Оже-переходам между внутренними оболочками и валентной зоной. ЭОС поэтому широко используется для изучения электронной структуры поверхности и адсорбированных слоев.

ЭОС применяется для изучения адсорбции, десорбции, эпитаксиального роста тонких пленок, катализа, окисления, трения, износа, диффузии примесей из объема к поверхности, миграции атомов на поверхность, определения изменения физико-химического состояния поверхности при электронной и ионной бомбардировке, сегрегаций примесей на границах зерен при термообработке.

Конструкции Оже-спектрометров разнообразны. Структурная схема Оже-спектометра представлена на рис. 1.2.62. Схема цилиндрического зеркального анализатора и структурая схема Оже-спектрометра с таким анализатором приведены соответственно на рис. 1.2.63 и 1.2.64.

Простейший Оже-спектрометр состоит из сверхвысоковакуумной (давление не более $1{,}33 \cdot 10^{-8}$ Па) камеры с электронной пушкой, энергоанализатора, системы регистрации. Современные приборы дополнены манипуляторами для крепления и юстировки образца, системами ионной бомбардировки и термической очистки поверхности образца и шлюзования, приспособлениями для ломания или скола образцов в вакууме.

В растровых Оже-спектрометрах используется устройство сканирования электронного пучка по поверхности. Такие анализаторы позволяют: 1) на экранах электронно-лучевых трубок визуально наблюдать топографию поверхности в поглощенных электронах для металлических образцов или за счет тока наведенной проводимости – для полупроводниковых материалов; 2) изучать распределение какого-либо элемента по поверхности образца

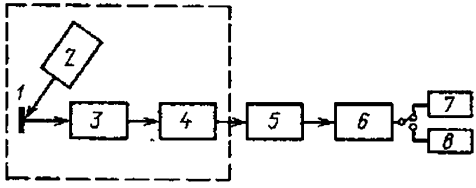


Рис. 1.2.62. Структурная схема Оже-спектрометра:
1 – образец; *2* – электронная пушка; *3* – энергоанализатор; *4* – вторично-электронный умножитель; *5* – предусилитель; *6* – синхронный детектор; *7* – осциллограф; *8* – самописец

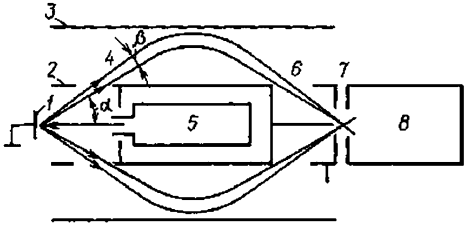


Рис. 1.2.63. Схема цилиндрического зеркального анализатора:
1 – образец; *2* – внутренний цилиндр; *3* – внешний цилиндр; *4* – входная щель; *5* – электронная пушка; *6* – выходная щель; *7* – выходная диафрагма; *8* – коллектор

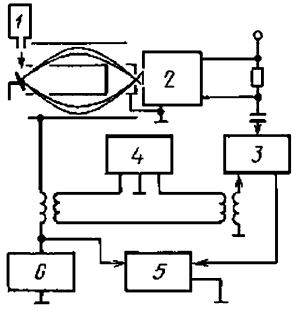


Рис. 1.2.64. Структурная схема Оже-спектрометра с цилиндрическим зеркальным анализатором:
1 – электронная пушка; *2* – электронный умножитель; *3* – синхронный детектор; *4* – генератор синусоидального напряжения; *5* – двухкоординатный самопишущий потенциометр; *6* – генератор пилообразного напряжения

посредством пропускания элементов с энергией, соответствующей Оже-переходу данного химического элемента через энергоанализатор. Площадь сканирования не более 0,5×0,5 мм^2.

Анализаторы для послойного анализа снабжаются ионными пушками, состоящими из источника ионов с внешним магнитным концентратором, системы вытягивания и фокусировки, системы отклонения ионного пучка.

Разностные Оже-спектрометры предназначены для измерений в низкоэнергетической области Оже-спектра, где для дифференциальной кривой энергораспределения характерен большой наклон, что снижает чувствительность анализа. Такие спектрометры работают с попеременным отклонением пучка на эталон и анализируемый образец. Получаемый в результате вычитания Оже-пиков от этих двух объектов разностный сигнал соответствует масс. доле примеси большей, чем ее масс. доля.

Двухканальные Оже-спектрометры используются для компенсации фона вторичных электронов. При этом, если фон описывается линейной функцией, то он компенсируется полностью, если нелинейной, – то сглаживается.

Призменные Оже-спектрометры (с призменными энергоанализаторами) обладают энергоразрешением (0,1…0,2 %) для энергий анализируемых Оже-электронов 150…2300 эВ.

Возможности Оже-спектрометров значительно возрастают при использовании ЭВМ, и современные анализаторы снабжены системами автоматизации с применением ЭВМ, сопряженных с центральной ЭВМ, или на базе микропроцессоров. Автоматизированы не только обработка данных, но и управление экспериментом.

ЭОС наиболее широко используется для анализа поверхности в материаловедении, металлургии, химии, полупроводниковой технике благодаря возможностям его сочетания с другими методами спектроскопии, послойного анализа при ионной бомбардировке, высокой локальности, обеспечивающей получение картин распределения химических элементов в микрообъемах.

Рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия (РФЭС), называемая также электронной спектроскопией для химического анализа (ЭСХА), базируется на явлении внешнего фотоэффекта (эмиссии электронов твердыми телами под действием электромагнитного излучения) и заключается в определении работы выхода электрона. Количественной характеристикой фотоэлектронной спектроскопии является число фотоэлектронов, приходящихся на один падающий квант, которое определяется свойствами твердого тела и длиной волны (энергией) излучения.

Метод состоит в получении фотоэлектронных спектров (энергораспределения) фотоэлектронов, эмитируемых твердыми телами при облучении потоком монохроматического излучения. Работу выхода φ определяют по формуле $E_{max} = h(\nu - \nu_{min}) - \varphi$.

Более точно φ определяют по зависимости фототока I от частоты электромагнитного излучения ν:

$$\lg\left(I/T^2\right) = k + \Phi\left[(h\nu - \varphi)/(kT)\right], \quad (1.2.34)$$

где h – постоянная Планка; k – коэффициент, характеризующий взаимосвязь поглощения падающего излучения и вероятность выхода электронов; ν_{min} – пороговое значение частоты излучения, при котором возможен фотоэффект; Ф – табулированная функция.

Эффективная глубина выхода фотоэлектронов характеризует толщину приповерхностного слоя (1...2 нм), исследуемого с помощью РФЭС.

РФЭС применяют для измерения энергии связи электронов (точность определения составляет 0,1 эВ) и для определения химического состава поверхности и приповерхностных слоев посредством сопоставления определяемой энергии связи электронов анализируемого вещества с известными энергиями связи для чистых элементов (относительная чувствительность около 1 %, абсолютная $10^{-6}...10^{-8}$ г и точность 5...10 %).

Послойный анализ в РФЭС с разрешением, близким к глубине выхода фотоэлектронов, осуществляют с помощью последовательной ионной бомбардировки или посредством изменения углов падения рентгеновского излучения и измерения фотоэлектронного потока.

В РФЭС используют фотоэлектронные спектрометры, состоящие из источника электромагнитного излучения, энергоанализатора, коллектора фотоэлектронов, системы управления.

Структурная схема фотоэлектронного спектрометра представлена на рис. 1.2.65, а структурные схемы фотоэлектронных спектрометров с полусферическим секторным и цилиндрическим зеркальным энергоанализаторами – соответственно на рис. 1.2.66 и 1.2.67.

Источники излучения должны обеспечивать монохроматическое излучение с энергией, достаточной для ионизации внутренних оболочек всех элементов Периодической системы. Монохроматическое рентгеновское излучение применяют потому, что ширина пиков

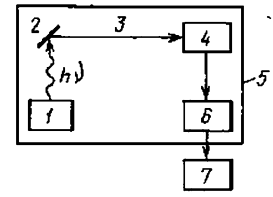


Рис. 1.2.65. Структурная схема фотоэлектронного спектрометра:
1 – источник электромагнитного излучения; *2* – образец; *3* – фотоэлектроны; *4* – энергоанализатор; *5* – вакуумная камера; *6* – коллектор фотоэлектронов; *7* – система управления

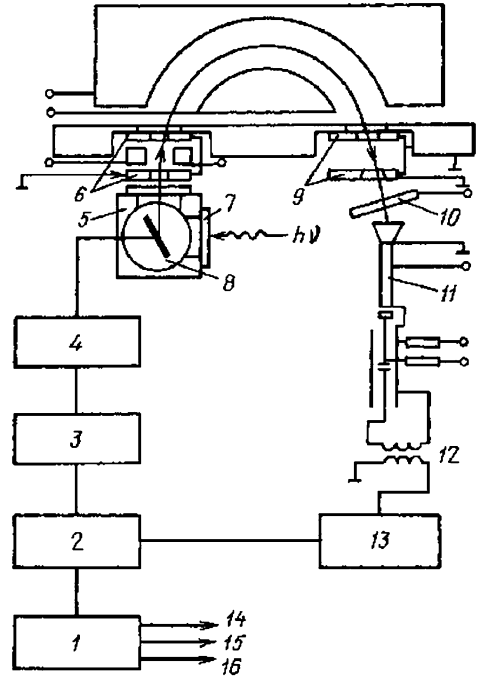


Рис. 1.2.66. Структурная схема фотоэлектронного спектрометра с полусферическим секторным энергоанализатором:
1 – 1024-канальный накопитель; *2* – программатор; *3* – программируемый источник напряжения (0 – 1500 В); *4* – источник постоянного тока (+1387 В); *5* – камера образца; *6, 9* – щели; *7, 10* – вольфрамовые сетки; *8* – образец; *11* – канальный электронный умножитель; *12* – усилитель; *13* – дискриминатор; *14* – выход к осциллографу; *15* – выход к самописцу; *16* – выход к перфоратору

фотоэлектронных спектров и, соответственно, разрешающая способность фотоэлектронного спектрометра зависят от энергораспределения излучения. Обычно в качестве источника используют магниевый, алюминиевый, натриевый или иттриевый анод рентгеновской камеры. Работа рентгеновских монохроматоров, используемых в фотоэлектронных спектрометрах, основана на дифракции рентгеновского луча в изогнутом по дуге кристалле. Используют три способа монохроматизации: щелевую фильтрацию, компенсацию дифракции, тонкую фокусировку. Дополнительная монохроматизация излучения дает возможность уменьшить полуширину линии примерно до 0,2 эВ.

Фотоэлектронные спектры обычно получают с помощью электростатических энергоанализаторов с отклоняющим или тормозящим полем. В первом случае используют полусферический секторный анализатор или цилиндрический зеркальный. Полусферический позволяет получать фотоэлектронные спектры электронов, эмитируемых в малом телесном угле, а зеркальный – в большом. Энергетическое разрешение, определяемое собственным разрешением энергоанализатора и немонохроматичностью энергии излучения, составляет 1,2 эВ, причем при высокой монохроматизации излучения может достигать 0,3 эВ.

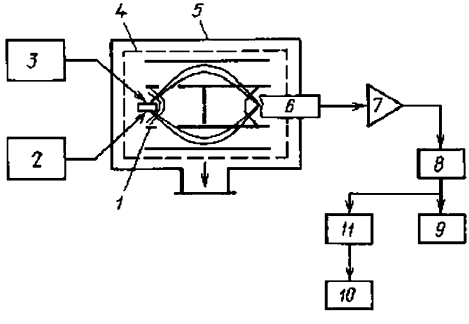


Рис. 1.2.67. Структурная схема фотоэлектронного спектрометра с цилиндрическим зеркальным энергоанализатором:
1 – тормозящая щель; *2* – источник ультрафиолетового излучения; *3* – источник рентгеновского излучения; *4* – экран; *5* – цилиндрический зеркальный энергоанализатор; *6* – вторично-электронный умножитель; *7* – усилитель; *8* – одноканальный анализатор; *9* – измеритель скорости света; *10* – таймер; *11* – самописец

РФЭС позволяет сочетать методы Оже- и рентгеноэлектронной спектроскопии, поскольку одновременно наблюдаются Оже- и фотоэмиссия, инициированные рентгеновским излучением, и на рентгеноэлектронном спектре регистрируются как фотоэлектронные, так и Оже-пики. Сопоставление химических сдвигов для сходственных пиков позволяет судить о различиях в начальном и конечном состояниях атомов при их ионизации.

1.2.10. МАГНИТНАЯ ФЕРРИТОМЕТРИЯ

Применяемая в фазовом анализе коррозионно-стойких хромоникелевых сталей аустенитного и аустенитно-ферритного классов магнитная ферритометрия (МФ) – комплекс методов и средств количественного определения содержания ферритной фазы (СФФ) в структуре этих сталей. В системе управления качеством изделий из этих сталей МФ – совокупность теоретических разработок и практических рекомендаций по обеспечению в производственных условиях (главным образом при сварке) выполнения норм и требований по контролю содержания ферритной фазы в применяемых материалах и готовых изделиях. МФ основана на различии магнитных свойств ферритной фазы и других фаз в сталях.

Ферритная фаза, или феррит (дельта-феррит), в хромоникелевых сталях возникает при их кристаллизации в процессе охлаждения из жидкого состояния при температуре около 1400 °С. Феррит имеет объемно-центрированную кубическую решетку. При металлографическом анализе выявляется в структуре стали в виде случайно распределенных в аустенитной матрице мелких частиц неопределенной, чаще вытянутой, формы и различного размера или в виде участков дендритов. В относительно быстро охлаждаемом металле сварного шва частицы дельта-феррита имеют длину около $(2...50)\cdot10^{-3}$ мм и толщину около $(0{,}5...3{,}0)\cdot10^{-3}$ мм; в литом и в горячедеформированном металле эти размеры могут быть значительно выше.

В состав феррита помимо ферромагнетиков (60...70 % Fe и 4...15 % Ni) могут входить антиферромагнетики (20...35 % Cr и 1...2 % Mn), а также в пределах от долей до нескольких процентов парамагнетики (Mo, Ti, Nb, V, W, Al), диамагнетик Cu и др.

Феррит – сильный магнитномягкий ферромагнетик, тогда как аустенитная матрица и другие фазы в аустенитных и аустенитно-

ферритных сталях остаются парамагнитными вплоть до 20 °С и более низких температур.

В зависимости от химического состава магнитное насыщение феррита достигается при напряженности магнитного поля $H \approx 20...24$ кА/м. Удельная намагниченность насыщения феррита σ_s^{ϕ} (где s означает насыщение, ф – феррит) может составлять 90... 150 А·м^2/кг (т.е. примерно 0,4...0,7 от намагниченности насыщения чистого железа). Точка Кюри феррита зависит от его состава и составляет 530...630 °С. Коэрцитивная сила H_c не превышает 40...60 А/м. Относительная магнитная проницаемость μ может достигать максимальных значений 150...200 в полях напряженностью 2,5...4,0 кА/м и убывает практически до нуля в полях напряженностью порядка 24 кА/м. Частицы феррита, включая наиболее мелкие, обладают доменной структурой. Эти данные подтверждены более поздними исследованиями, проведенными в США, в том числе на разработанных в России образцах сталей аустенитного и аустенитно-ферритного классов с различным СФФ и рекомендованных к использованию в качестве международных стандартных образцов СФ.

Термин "ферритная фаза" используют также для обозначения следующих структурных составляющих с ОЦК-решеткой в хромоникелевых сталях: α-феррит (α-фаза), возникающий из аустенита в результате фазового превращения в твердом состоянии в процессе его охлаждении при температуре около 910 °С; α'-фаза – обогащенная хромом неферромагнитная фаза, возникающая в результате "спинодального распада" феррита в процессе длительной выдержки при повышенных температурах (наиболее интенсивно в районе 475 °С); ферромагнитный мартенсит, возникающий из аустенита в результате его пластического деформирования при температурах ниже температуры начала мартенситного превращения при деформировании.

Необходимость контроля СФФ. В зависимости от назначения сталей аустенитного и аустенитно-ферритного классов требуемый уровень их технологических и эксплуатационных характеристик может обеспечить отсутствие либо наличие феррита в строго заданных пределах. Выход СФФ за эти пределы приводит, соответственно, к снижению характеристик сталей. Например, при СФФ менее 1...2 % или ее отсутствии известна склонность металла аустенитных сварных швов к образованию так называемых "горячих трещин" в процессе его кристаллизации. При СФФ более 8 % наблюдается тенденция к снижению характеристик пластичности и ударной вязкости сталей аустенитного и аустенитно-ферритного классов после выдержки при повышенных температурах (600...800 °С) из-за образования хрупкой σ-фазы. Присутствие феррита может ухудшать служебные свойства сталей в области криогенных температур, но благотворно влиять на них в условиях коррозии под напряжением. Установлено также охрупчивание основного металла и сварных швов некоторых аустенитных и особенно аустенитно-ферритных сталей при СФФ более 4...5 % в процессе длительной выдержки при сравнительно низких температурах (300...350 °С) из-за возникновения в феррите охрупчивающей G-фазы в форме дисперсных частиц.

Контроль СФФ в сталях аустенитного и аустенитно-ферритного классов выполняется с целью обеспечения качества материалов и изделий ответственного назначения, прежде всего их сварных соединений, в атомном, энергетическом и химическом машиностроении. Измерения СФФ при проведении научных исследований выполняются на стадии разработки новых материалов, технологических процессов, нормативно-технической документации с целью установления оптимальных значений СФФ и его регламентирования, а в производственных условиях – с целью определения соответствия материалов, заготовок и изделий требованиям нормативной документации.

Методы определения СФФ можно разделить на методы, использующие сильные (магнитные поля насыщения) и относительно слабые магнитные поля. В сильных полях, которые реализуются в стационарных установках, результат измерений СФФ не зависит от морфологии ферритной фазы – размеров, формы и ориентации ферритных частиц по отношению к направлению магнитного поля.

В более слабых полях, реализуемых в переносных приборах, результат измерений зависит от морфологии феррита и напряженности магнитного поля. Это приводит к большим расхождениям при сравнении результатов измерений СФФ.

Метод, использующий сильные магнитные поля. Магнитное насыщение сталей

со случайно распределенными и ориентированными частицами, характерными для металла сварного шва, происходит в магнитных полях напряженностью порядка 400...500 кА/м. При этом выполняется следующее соотношение между СФФ в стали (масс. доля, %) и удельной намагниченностью насыщения исследуемого образца $\sigma_s^{обр}$:

$$СФФ = \left(\sigma_s^{обр} / \sigma_s^{ф}\right) \cdot 100\%, \quad (1.2.35)$$

где $\sigma_s^{ф}$ – удельная намагниченность насыщения феррита данной стали.

Образцовый метод магнитного насыщения. На практике и в этом случае могут наблюдаться расхождения в получаемых значениях СФФ из-за различий в оценке труднодоступной для исследований удельной намагниченности насыщения феррита исследуемой стали.

Для решения этой проблемы был разработан образцовый метод магнитного насыщения.

На специально приготовленных образцах были выполнены систематические экспериментальные исследования магнитных свойств многокомпонентных опытных сплавов, идентичных по составу с ферритной фазой наиболее известных сталей аустенитного и аустенитно-ферритного классов. С помощью множественного регрессионного анализа большого массива данных и с применением планирования эксперимента получены эмпирические формулы (1.2.36) и (1.2.37), описывающие влияние различных химических элементов на значения $\sigma_s^{ф}$ и T_c (°С) феррита, в которых символ элемента означает его массовую долю (%) в феррите:

$$\sigma_s^{ф} = 217{,}75 - 2{,}7Cr - 3{,}33Ni - 2{,}62Mo - 6{,}75Ti - 5{,}04Nb - 6{,}15Si - 6{,}35Al - 2{,}62Mn - 6{,}05V - 2{,}22W - 1{,}01Cu - 5{,}04P - 1{,}01(C+N) \pm 3{,}0; \quad (1.2.36)$$

$$T_c = 630 - 12(Cr + Ni) - 10Mo - 27Ti - 15Nb - 23Si - 25Al - 16V \pm 5, \quad (1.2.37)$$

где 217,75 – удельная намагниченность насыщения железа в А·м^2/кг.

Как видно из формул (1.2.36) и (1.2.37), все химические элементы, независимо от их магнитной природы в изученных пределах изменения содержания этих элементов, характерных для их содержания в коррозионно-стойких хромоникелевых сталях типа 08Х18Н10, снижают ферромагнитные свойства феррита. При этом влияние всех элементов аддитивно.

Формула (1.2.36) была подтверждена в США в 1988 г. работами Ливерморской национальной лаборатории и Массачусетского технологического института как наиболее эффективная из предложенных в практике МФ.

В табл. 1.2.8 приведены данные о химическом составе и величине $\sigma_s^{ф}$ некоторых модельных сплавов, близких по составу к широко используемым сталям.

Для сталей аустенитного класса типа 18–8 величина $\sigma_s^{ф}$ принимается равной 126 А·м^2/кг.

Для опытных плавок сталей 03Х18Г18 и 03Х25Н20Ю5, не относящихся к сталям типа 18-8, вместо формулы (1.2.36) были установлены соотвстственно соотношения: $\sigma_s^{ф}$ = = 217,75 – 2,92Cr – 0,71 Mn А·м^2/кг и $\sigma_s^{ф}$ = = 217,75 – 2,82 Cr – 1,97Ni – 3,58Al А·м^2/кг.

Величина $\sigma_s^{ф}$/100 рассматривается в МФ как "магнитный эквивалент 1 % ферритной фазы" данной стали. При необходимости величина $\sigma_s^{ф}$ может быть установлена с помощью разработанной методики для стали любого химического состава или принята для группы сталей близкого химического состава.

Применение для измерений СФФ "образцового" метода магнитного насыщения, который опирается на естественное и наглядное истолкование единицы измерения – 1 % феррита, и в котором используются соотношения (1.2.35) и (1.2.36), предусмотрено ГОСТ 26364 и ГОСТ 8.518.

Независимость получаемых предложенным методом результатов от особенностей аппаратуры и конкретных методик измерений, используемых в лабораториях разных стран, подтверждена в работах Международного института сварки при подготовке международного стандарта ИСО 8249–1985 "Сварка. Определение ферритного числа в металле сварного шва аустенитных сталей, наплавленном хромоникелевыми электродами".

Метод определения СФФ в относительно слабых магнитных полях. Метод магнитного насыщения для практического применения в производственных условиях недостаточно удобен. В связи с этим применяется метод

определения СФФ в относительно слабых магнитных полях. На его основе разработаны переносные приборы-ферритометры различных конструкций для применения в производственных условиях. Ферритометры можно подразделить на группы по принципу действия: магнитоиндукционные приборы (действующие по принципу скомпенсированного дифференциального трансформатора); приборы, основанные на измерении силы отрыва постоянного магнита от поверхности образца; приборы с использованием измерительной системы постоянный магнит-феррозонд и другие.

Для определения СФФ используются также *расчетный* и *металлографический методы*.

В расчетном методе СФФ определяют по специальным структурным диаграммам на основании данных о фактическом или предполагаемом химическом составе металла сварного шва. Наиболее известная и удобная из них – диаграмма Шеффлера. Каждый из элементов, входящих в состав металла, обладает в той или иной степени феррито- или аустенитообразующей активностью, которые характеризуются значениями их хромового или никелевого эквивалентов [Cr] и [Ni]. Хром – основной ферритообразующий элемент, никель – основной аустенитообразующий элемент, определяющие структурный состав сталей аустенитного и аустенитно-ферритного классов и их сварных швов. В зависимости от численного соотношения хромового и никелевого эквивалентов всех элементов, входящих в состав стали, по диаграмме устанавливают СФФ. Точность определения СФФ при этом зависит от достоверности используемых значений хромового и никелевого эквивалентов химических элементов и от достоверности данных химического анализа металла.

В металлографическом методе в обоих его вариантах – ручном и автоматизированном – на выбранном участке металлографического шлифа выполняется подсчет относительной доли площади, занятой ферритной фазой. Точность определения СФФ зависит от выбора участка для наблюдения, качества подготовки шлифа и от выбора состава реактива и режимов травления для выявления ферритной фазы. Согласование металлографического метода с магнитным рекомендуется осуществлять путем использования "образцов сравнения", имеющих различное СФФ, аттестованных методом магнитного насыщения.

Магнитный, расчетный и металлографический методы имеют преимущества и недостатки и взаимно дополняют друг друга.

Типы магнитных приборов для контроля СФФ. Ферритометры по своим техни-

1.2.8. Удельная намагниченность насыщения феррита некоторых сталей

Сталь (опытные плавки)	Масс. доля элементов в ферритной фазе сталей (опытных плавок), %							Удельная намагниченность насыщения ферритной фазы $\sigma_s^{ф}$, А·м²/кг
	Cr	Ni	Mo	Mn	Cu	Ti	Al	
03Х18Н8	24,5	4,2	–	–	–	–	–	135
03Х19Н9	27,5	4,5	–	–	–	–	–	126
03Х25Н13	32,9	9,0	–	–		–	–	100
03Х19Н11М2	25,0	6,9	2,4	–	–	–	–	114
03Х25Н13Г2Т	30,0	8,5	–	1,2	–	0,5	–	99
03Х18Н7М3Д3	22,2	4,2	3,8	–	2,0	–	–	131
03Х18Г18	21,4	–	–	13,8	–	–	–	144
03Х25Н20Ю5	34,4	10,6	–	–	–	–	1,26	94

ческим характеристикам должны соответствовать ГОСТ 26364. Для получения достоверных и сопоставимых результатов измерений СФФ необходима их первичная калибровка при выпуске из производства и периодическая поверка в процессе эксплуатации по ГОСТ 8.518 с помощью стандартных образцов СФФ, аттестованных методом магнитного насыщения.

По конструкции и функциональному назначению магнитные ферритометры подразделяются на два типа (ГОСТ 26364: 1) объемные, с проходным измерительным преобразователем, предназначенные для выполнения измерений в объеме образцов; 2) локальные, с накладным измерительным преобразователем, предназначенные для измерений "от точки к точке" на поверхности заготовок, деталей и готовых изделий.

Наиболее известны объемные ферритомстры ФЦ-2 конструкции ОАО НПО "ЦНИИТМАШ". Зарубежными стандартами применение ферритомстров объемного типа не предусмотрено.

Наиболее известные локальные ферритометры следующие: магнитоиндукционные приборы ФВД-2 конструкции ОАО НПО "ЦНИИТМАШ" и МФ-51НЦ фирмы "АКА-контроль", магнетоскоп фирмы "Ферстер" (Германия) и ферритоскоп фирмы "Фишер" (Германия); альфа-фазомстр ФА-1 и его модификации конструкции НИИХИМмаш, а также прибор "Магнс гейдж" фирмы "АМИНКО" (США). Приборы ФА-1 и "Магне гейдж" основаны на измерениях силы отрыва постоянного магнита от поверхности образца, приборы МФ-10Ф конструкции МНПО "Спектр" используют измерительную систему магнит-феррозонд.

Требования к точности измерений ферритометрии. Отечественный и зарубежный опыт показывает, что для ферритометров, используемых для контроля СФФ в научных исследованиях и в производственных условиях, допустимая относительная погрешность не должна превышать 10 %.

Метрологическое обеспечение и стандартизация измерений СФФ. К образцовым средствам измерений в МФ относятся аттестованные аппаратура для измерения намагниченности насыщения образцов и государственные стандартные образцы (ГСО) СФФ. Относительная погрешность аттестации ГСО СФФ не должна превышать 3 %. ГСО СФФ изготовлены из специального однородного металла, полученного из центробежно-литых трубных заготовок аустенитных сталей с заданным СФФ, представляют собой комплект образцов цилиндрической формы для объемных ферритометров либо прямоугольной формы для локальных ферритометров. СФФ в этих образцах определено образцовым методом магнитного насыщения. По результатам проведенных Международным институтом сварки (МИС) сравнительных испытаний по нескольким программам "Раунд Робин", данный метод изготовления стандартных образцов СФФ признан в наибольшей мере отвечающим требованиям, предъявляемым к международным стандартным образцам СФФ в аустенитных и аустенитно-ферритных сталях.

Опыт регламентирования и контроля СФФ обобщен в действующих нормативно-технических документах, в том числе в ГОСТ 26364, ГОСТ 8.518, ГОСТ 2246, ГОСТ 9466, ГОСТ 11878.

Сопоставление стандартов по МФ в России и за рубежом. За рубежом, преимущественно в США, МФ развивалась не столько как научная проблема, а как инженерная задача достоверного и удобного для практики контроля магнитной характеристики этой стали, заведомо связанной с СФФ. В качестве такой характеристики была выбрана сила отрыва постоянного магнита от поверхности металла, выраженная в условных единицах, называемых ферритным числом. При определенных значениях этой характеристики, как показал опыт, обеспечивается необходимое качество сварных швов сталей.

В пояснении Исследовательского совета по сварке США к национальному стандарту США ANSI/AWS A4.2-86 на магнитный метод контроля СФФ указывается, что введение в США такой условной величины, как ферритное число, продиктовано необходимостью единства измерений в США, а затем и в других странах, даже ценой отказа от измерений величины, имеющей точный физический смысл, каким несомненно является процентное содержание феррита в металле сварного шва.

В ходе сотрудничества ведущих индустриально развитых стран в рамках Международного института сварки (МИС) с участием России была преодолена сложившаяся ситуация, когда расхождение результатов контроля СФФ в этих странах достигало настолько высокого уровня, что теряло смысл предъявлять единые требования к СФФ при поставках ма-

териалов и изделий. Поставщики и потребители фактически годной продукции могли на основании собственных данных о СФФ забраковать ее: одни считая СФФ недостаточным, а другие – избыточным.

Разработанный МИС стандарт ИСО 8249-1985 (после пересмотра – ИСО 8249-2000), основанный на национальных стандартах США, существенно отличается от российских стандартов. В этом стандарте используются: измерения СФФ-ферритное число; метод измерения силы отрыва постоянного магнита от поверхности образца – в качестве образцового метода; локальный ферритометр "Магне гейдж" в качестве образцового средства измерений. Применяют также двухступенчатую систему стандартных образцов: 1) "первичные" образцы – эталоны толщины немагнитного покрытия на магнитной основе, рекомендованные национальным стандартом США ASTM B 499 для калибровки прибора "Магне гейдж"; 2) "вторичные" образцы – образцы, изготовленные по разработанной в России технологии, для калибровки остальных ферритометров.

Возможность согласования стандартов России, США и ИСО по магнитной ферритометрии рассматривается в МИС. Проведенная в Кембридже в Институте сварки (Англия) и в Национальном институте стандартов и технологий (США) проверка российских стандартных образцов СФФ показала, что они могут быть рекомендованы в качестве международных стандартных образцов СФФ в сталях аустенитного и аустенитно-ферритного классов.

В новую редакцию стандарта ИСО 8249-2000 (взамен ИСО 8249-1985) включена рекомендация использовать российские стандартные образцы СФФ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Автоматизация** металлографического контроля в отраслях машиностроительного комплекса / К.В. Фролов, Д.В. Шальнов, Л.Н. Сумароков и др. // Заводская лаборатория, 1987. № 1. С. 1 – 3.

2. **Акшенцева А.П.** Металлография коррозионно-стойких сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1991. 286 с.

3. **Баранова Л.В., Демина Э.Л.** Металлографическое травление металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1986. 256 с.

Раздел 2

ОСНОВНЫЕ ФИЗИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА. МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ИСПЫТАНИЙ

Глава 2.1

ОСНОВНЫЕ ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

2.1.1. ПЛОТНОСТЬ. ТЕРМИЧЕСКОЕ РАСШИРЕНИЕ

Плотностью ρ называется физическая величина, определяемая для однородного вещества его массой в единице объема:

$$\rho = m/V. \qquad (2.1.1)$$

Для неоднородного вещества плотность равна отношению массы малого элемента dm вещества объемом dV к этому объему:

$$\rho = dm/dV.$$

Среднюю плотность неоднородного вещества определяют по формулс (2.1.1). Единица плотности в системе СИ – кг/м^3.

Относительную плотность для твердых и жидких веществ определяют обычно по отношению к плотности дистиллированной воды при 4 °С.

В качестве характеристики плотности используют также обратную ей величину – удельный объем $V_{уд}$, представляющий собой объем единицы массы вещества, $V_{уд} = 1/\rho$.

При анализе химических реакций с участием металлов, а также фазовых превращений в металлах при их термической обработке и (или) деформировании пользуются понятием молярного объема V_M (объема одного моля вещества).

$$V_M = M/\rho, \qquad (2.1.2)$$

где M – молярная масса, кг/моль. Размерность молярного объема в СИ – м^3/моль.

Частное от деления V_M на число Авогадро N_A = 6,022045·10^{23} моль$^{-1}$ дает величину объема, занимаемого одной молекулой вещества (одним атомом элемента).

Для определения плотности металлов измеряют массу и объем испытуемого образца. Массу измеряют с помощью аналитических весов. Объем измеряют разными методами.

При пикнометрическом методе определяют объем вытесненной жидкости при погружении в нее испытуемого образца. Жидкость помещают в пикнометр – мерную колбу с делениями. Объем определяют по разности показаний пикнометра после и до погружения образца в жидкость. Для заполнения пикнометра в качестве жидкости используют воду, спирт, бензин, керосин. Погрешность определения объема в обычном варианте этого метода составляет около 1 %.

Разновидностью этого метода является метод трехкратного взвешивания. Он заключается в том, что сначала определяется масса образца на воздухе (m_1), затем масса пикнометра, заполненного жидкостью (m_2), и масса пикнометра, заполненного жидкостью после внесения в него испытуемого образца (m_3). При определении m_2 и m_3 уровень жидкости в пикнометре должен быть одинаковым. Плотность определяется по формуле

$$\rho = [m_1(\rho_ж - \rho_в)/(m_2 - m_3 + m_1) + \rho_в], \quad (2.1.3)$$

где $\rho_ж$ – плотность жидкости; $\rho_в$ – плотность воздуха.

Пикнометрический метод трехкратного взвешивания позволяет достичь точности определения плотности до 10^{-3} %.

При гидростатическом методе, основанном на законе Архимеда, определяют при взвешивании массу испытуемого образца на воздухе (m_1) и при погружении в жидкость (m_2). Объем образца

$$V = (m_1 - m_2)/\rho_ж.$$

С учетом поправки на плотность воздуха плотность образца определяют по формуле

$$\rho = [m_1(\rho_ж - \rho_в)/(m_1 - m_2)] + \rho_в. \quad (2.1.4)$$

Плотность металла можно рассчитать, зная массу и объем элементарной ячейки кристаллической решетки металла:

$$\rho = nm_а/V_я = 1{,}66043 \cdot 10^{-24} An/V_я, \quad (2.1.5)$$

где n – число атомов в элементарной ячейке; m_a – масса атома; $V_я$ – объем элементарной ячейки; A – атомная масса.

Масса атома m_a равна произведению его атомной массы A на 1/12 массы нуклида углерода ^{12}C, равной $1{,}66043 \cdot 10^{-24}$ г.

Объем элементарной ячейки $V_я$ вычисляют по ее параметрам (периодам решетки a, b, c и углам α, β, γ).

Изменение температуры и внешнего давления приводит к непрерывному изменению среднего межатомного расстояния в кристаллических решетках металлов и, соответственно, к изменению плотности металлов.

Изменение плотности при изменении температуры и давления количественно характеризуется соответствующими коэффициентами: объемным коэффициентом термического расширения β и коэффициентом объемной сжимаемости χ. Оба коэффициента определяются как производные от объема тела соответственно по температуре и давлению:

$$\beta = 1/V(dV/dT)_p, \qquad (2.1.6)$$

$$\chi = -1/V(dV/dp)_T. \qquad (2.1.7)$$

Величина, обратная коэффициенту объемной сжимаемости, называется модулем объемной упругости или модулем объемного сжатия: $K = 1/\chi$.

Значения коэффициента объемной сжимаемости χ большинства переходных металлов, в том числе группы железа и тугоплавких металлов, составляют $(3\ldots10) \cdot 10^{-6}$ см^2/Н. Аномально высокой сжимаемостью обладают щелочные металлы, их коэффициент сжимаемости изменяется от $86 \cdot 10^{-6}$ см^2/Н для лития до $365 \cdot 10^{-6}$ см^2/Н для цезия. Значения коэффициента сжимаемости большинства металлов приведены, например, в книге Б.Г. Лившица, В.С. Крапошина, Я.Л. Линецкого.

Термическим расширением называется изменение размеров тела в процессе его нагрева. В инженерной практике широко используется температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) α, связанный с коэффициентом объемного термического расширения приближенным соотношением

$$\beta \approx 3\alpha. \qquad (2.1.8)$$

Средний температурный коэффициент линейного расширения

$$\alpha_{ср} = (l_2 - l_1)/(T_2 - T_1)l_1, \qquad (2.1.9)$$

где l_1, l_2 – длины стержня из испытуемого металла при температурах T_1 и T_2. Истинный температурный коэффициент линейного расширения

$$\alpha = (dl/dT)(1/l_T), \qquad (2.1.10)$$

где l_T – длина стержня при температуре T.

Определение ТКЛР сводится к измерению изменений длины испытуемого образца и его температуры (дилатометрия). Поскольку значения температурных коэффициентов линейного расширения металлов находятся в пределах от $4{,}5 \cdot 10^{-6}$ К$^{-1}$ (тугоплавкие металлы) до $30 \cdot 10^{-6}$ К$^{-1}$ (легкоплавкие металлы), столь малые абсолютные изменения длины образца определяют современными оптическими интерференционными методами. При этом точность определения α достигает $(2\ldots4) \cdot 10^{-8}$ К$^{-1}$ в температурном интервале, равном 100 К.

В технике применяют относительный метод измерения удлинения образца, сравнивая его удлинение при нагреве до заданной температуры с удлинением эталонного образца. Для эталонного образца температурный коэффициент линейного расширения определяют высокоточным оптическим методом. Относительные измерения удлинения образца проводят на специальных приборах – дилатометрах, которые в зависимости от метода регистрации удлинения бывают механическими, оптическими и электрическими. При нагреве со скоростью 1…5 К/мин погрешность измерения среднего ТКЛР составляет $(0{,}5\ldots2) \cdot 10^{-7}$ К$^{-1}$ в зависимости от l диапазона температур и типа дилатометра.

Средние значения ТКЛР чистых металлов при разных температурах приведены на рис. 2.1.1.

При аллотропических превращениях и плавлении металлов их плотность меняется скачкообразно. Соответствующее изменение удельного объема составляет около 1 % при аллотропических превращениях и 2…6 % при плавлении. Для некоторых металлов (Bi, Sb, Ga) удельный объем при плавлении уменьшается, как и при плавлении льда.

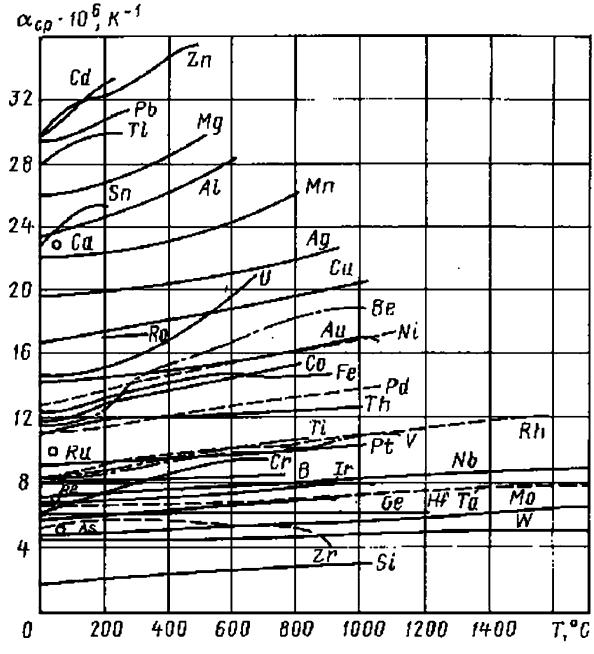


Рис. 2.1.1. Зависимость средних значений температурных коэффициентов линейного расширения чистых металлов от температуры

Плотность сплавов разных металлов в некоторых случаях можно вычислить по плотности компонентов. Если сплав представляет собой гетерогенную смесь двух фаз, то удельный объем изменяется линейно в зависимости от массовой доли этих фаз. Тогда удельный объем сплава $V_{уд}$, представляющего собой двухфазную смесь компонентов A и B с удельными объемами соответственно $V_{удA}$ и $V_{удB}$, можно определить по формуле

$$V_{уд} = 1/100\left[(100-x)V_{удA} + xV_{удB}\right], \quad (2.1.11)$$

где x – массовая доля (%) компонента B.

Соответственно можно выразить плотность сплава через плотности его компонентов ρ_A и ρ_B:

$$\rho = 100\rho_A\rho_B / \left[x\rho_A + (100-x)\rho_B\right]. \quad (2.1.12)$$

Приведенные формулы относятся к гетерогенным сплавам, в которых отсутствуют пористость и остаточные напряжения. Формулы не применимы к гетерогенным системам с зонной неоднородностью, например к сплавам, содержащим зоны Гинье-Престона или находящимся в состоянии неоднородного твердого раствора.

Плотность стали (в определенных пределах) описывается линейной зависимостью от массовой доли углерода, легирующих элементов и примесей:

$$\rho = \rho_0 + \Delta\rho x, \quad (2.1.13)$$

где ρ_0 – плотность основного металла; $\Delta\rho$ – приращение плотности на 1 % легирующего элемента или примеси; x – массовая доля легирующего элемента или примеси.

Величина $\Delta\rho$ определяется только эмпирическим путем.

В табл. 2.1.1 приведены изменения плотности $\Delta\rho$ при увеличении на 1 % масс. долей легирующих элементов и примесей в отожженной стали, а также указаны предельные масс. доли элементов по формуле (2.1.13).

Плотность стали зависит также от микроструктуры, образующейся в результате термической обработки и пластической деформации. Плотность стали возрастает в ряду: мартенсит, смесь феррит + цементит, аустенит. Увеличение объема стали при закалке на мартенсит тем больше, чем больше углерода в стали, и составляет 0,40…1,20 %.

2.1.1. Изменение плотности стали (Δρ) при увеличении на 1 % масс. долей легирующих элементов и примесей

Элемент	Δρ, г/см^3	Предельные масс. доли элементов для расчетов по (2.1.13), %	Элемент	Δρ, г/см^3	Предельные масс. доли элементов для расчетов по (2.1.13), %
C	–0,040	1,55	Cr	+0,001	1,2
P	–0,117	1,1	W	+0,095	1,5
S	–0,164	0,2	Si	–0,073	4,0
Cu	+0,011	1,0	Al	+0,120	2,0
Mn	–0,016	1,5	As	+0,100	0,15
Ni	+0,004	5,0			

ТКЛР сплавов с гетерогенной двухфазной структурой $\alpha_{спл}$ можно вычислить по правилу смешения по ТКЛР α_i и объемных долей фазовых составляющих V_i, если эти составляющие имеют близкие упругие свойства:

$$\alpha_{спл} = \alpha_1 V_1 + \alpha_2 V_2. \qquad (2.1.14)$$

Если нормальные модули упругости фаз сплава E_1 и E_2 заметно различаются, упругое взаимодействие между фазами может вызвать отклонение экспериментальных значений ТКЛР от значений, вычисленных по формуле (2.1.14). В этом случае правило смешения должно быть преобразовано:

$$\alpha_{спл} = (\alpha_1 V_1 E_1 + \alpha_2 V_2 E_2)/(V_1 E_1 + V_2 E_2). \qquad (2.1.15)$$

Следует отметить сплавы с заданным коэффициентом линейного расширения. В этих сплавах систем Fe-Ni и Fe-Ni-Co на значение ТКЛР оказывают влияние некоторые аномалии магнитного взаимодействия между компонентами сплава, так что ниже точки Кюри этих ферромагнитных сплавов их ТКЛР может снижаться до $(0{,}8...1{,}0) \cdot 10^{-6}$ К$^{-1}$. При масс. доле Ni 35...36 % ТКЛР этих сплавов–инваров, имеет резко выраженный минимум в интервале температур, близком к 20 °С. Особенно важно, что ТКЛР инварных сплавов не только очень мал, но и практически неизменен в интервале температур –100...+100 °С, –60... +100 °С. Поэтому эти сплавы широко используют в электронике и вакуумной технике, приборостроении для соединения со стеклом и керамикой, а также для изготовления деталей приборов, размеры которых не должны меняться с изменением температуры.

Значения ТКЛР этих сплавов в определенном диапазоне температур приведены в ГОСТ 14080, ГОСТ 14081, ГОСТ 14082. Так, для инвара 36Н при температурах –60...100 °С $\alpha = 1{,}5 \cdot 10^{-6}$ К$^{-1}$, для суперинвара 31Н6К (с 6 % Со) $\alpha = 1{,}0 \cdot 10^{-6}$ К$^{-1}$ при T = 20...60 °С, для платинита с 48 % Ni – 48Н $\alpha = 9{,}0 \cdot 10^{-6}$ К$^{-1}$, что равно α платины и стекла.

2.1.2. ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА

Теплоемкость C – физическая величина, равная отношению количества теплоты dQ, сообщаемого телу при бесконечно малом изменении его состояния, к соответствующему изменению температуры тела, т.е.

$$C = dQ / dT. \qquad (2.1.16)$$

Единица теплоемкости в СИ – Дж/К. Отношение теплоемкости C к массе тела m называется удельной теплоемкостью: $c = C/m$.

Теплоемкость 1 моля вещества называется молярной теплоемкостью $C_м$

$$C_м = Mc = MC/m, \qquad (2.1.17)$$

где M – молярная масса вещества, г/моль.

Единица молярной теплоемкости – Дж/(моль·К).

Теплоемкость зависит от химического состава вещества, условий, в которых оно находится, процесса теплопередачи.

Различают теплоемкость при постоянном объеме (c_V) и при постоянном давлении (c_p). В первом случае вся поглощаемая телом теплота идет на увеличение внутренней энергии (в основном, на увеличение амплитуды колебаний атомов в узлах решетки), во втором часть теплоты расходуется на производство работы расширения тела. Эти величины связаны соотношением

$$c_p - c_V = \beta^2 VT / K , \qquad (2.1.18)$$

где β – температурный коэффициент объемного расширения; K – коэффициент объемного сжатия; V – объем; T – абсолютная температура.

Для жидкостей и твердых тел разность между c_p и c_V сравнительно мала и приближенно может быть оценена по соотношению

$$c_p \approx c_V (1 + 10^{-4} T), \qquad (2.1.19)$$

т.е. при низких температурах разность очень мала и возрастает с температурой.

Экспериментально обычно определяют c_p, так как определение c_V затруднительно. По классической теории теплоемкость кристаллов не зависит от температуры и равна $c_V = 3R \approx$ $\approx$ 25 Дж/(моль·К), где R = 8,31441 Дж/(моль·К) – универсальная газовая постоянная. Это справедливо при температурах выше некоторой характеристической температуры, называемой также температурой Дебая θ_D. Эта температура

$$\theta_D = h\nu_D / k_Б .$$

Здесь h – постоянная Планка; ν_D – предельная частота упругих колебаний кристаллической решетки (дебаевская частота), $\nu_D = \overline{u}(3n/4\pi)^{1/3}$, $\overline{u}$ – средняя скорость звука в твердом теле; n – число атомов в единице объема; $k_Б$ – постоянная Больцмана.

При понижении температуры теплоемкость кристаллических веществ понижается в соответствии с квантовой теорией Дебая (рис. 2.1.2) до нуля при T = 0. Характеристическая температура θ_D является мерой сил межатомных связей в кристаллической решетке металла. Теплоемкость обусловлена колебаниями атомов относительно их средних положений в кристаллической решетке. Общая теплоемкость металла включает еще и вклад от теплоемкости коллективизированных электронов, который заметен лишь при температурах вблизи абсолютного нуля.

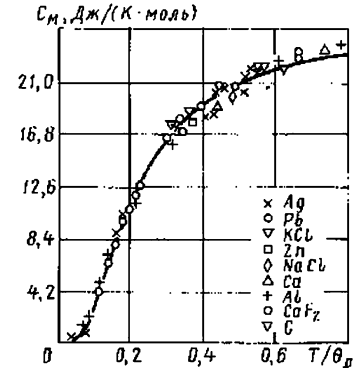


Рис. 2.1.2. Температурная зависимость молярной теплоемкости металлов $C_м$. Температурная шкала нормирована на характеристическую температуру Дебая θ_D

При фазовых переходах плавное изменение поглощенного количества теплоты Q при увеличении температуры нарушается, соответственно зависимость теплоемкости от температуры или имеет разрыв (фазовые переходы I рода) или на ней выявляется острый пик, т.е. теплоемкость значительно увеличивается в узком интервале температур, достигая хотя и большого, но конечного значения (фазовые переходы II рода).

На рис. 2.1.3 показано изменение теплоемкости железа при нагреве, иллюстрирующее разрывы теплоемкости при полиморфных превращениях и плавлении и пик при переходе железа из ферромагнитного в парамагнитное состояние.

Отклонения от плавного изменения теплоемкости с увеличением температуры наблюдаются также при изменении атомного упорядочения, при структурных переходах, что используется при термическом анализе для изучения процессов в сталях и сплавах при нагреве и охлаждении (отпуск, старение и т.п.). Измерение теплоемкости осуществляется с помощью калориметров, которые можно разделить на три типа по методике измерения: изотермические (температура калориметрической системы $T_{к.с}$ и температура оболочки T_0 постоянны), адиабатические ($T_{к.с} = T_0$) и калориметры с постоянным теплообменом (разность $T_{к.с} = T_0$ постоянна).

Данные об удельной теплоемкости ряда материалов приведены в табл. 2.1.2, 2.1.3.

Для измерения теплоемкости и изучения тепловых процессов в металлах в широком диапазоне температур используется калориметр Кальве (с постоянным теплообменом).

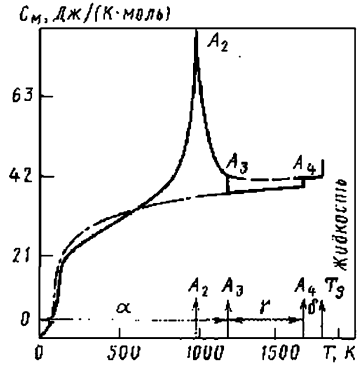


Рис. 2.1.3. Изменение молярной теплоемкости железа при нагреве:
α, γ, δ – области существования соответственно объемно-центрированной кубической (α, δ) и гранецентрированной кубической (γ) модификаций железа; A_2 – точка Кюри железа; A_3 – температура полиморфного превращения α–γ; A_4 – температура полиморфного превращения γ–δ; T_s – температура плавления железа

Калориметр Кальве представляет собой металлический блок с каналами, в который помещены цилиндрические ячейки (рис. 2.1.4). В одну ячейку помещают образец, во вторую – эталон. Металлический блок, температура которого поддерживается постоянной или изменяется точно с заданной скоростью, играет роль оболочки – теплообменника. На каждой ячейке смонтированы по две термобатареи, одна из которых служит для компенсации тепловой мощности исследуемого процесса на основе эффекта Пелтье, а другая служит для измерения нескомпенсированной части теплового потока. В этом случае прибор работает как дифференциальный компенсационный калориметр.

Теплопроводность. Теплопроводностью λ называется один из видов переноса теплоты от более нагретых частей тела к менее нагретым, приводящий к выравниванию температуры. Перенос энергии осуществляется в результате непосредственной передачи энергии от частиц

2.1.2. Средняя удельная теплоемкость [кДж/(кг · °С)]

Металл	$\bar{c}_p$ в интервале температур, °С							
	20...200	20...400	20...600	20...800	20...1000	20...1200	20...1400	20...1600
Be	2,02	2,23	2,36	2,47	–	–	–	–
V	0,511	0,523	0,54	0,55	0,565	0,59	0,64	–
W	0,136	0,138	0,140	0,142	0,144	0,146	0,149	0,151
Mo	0,260	0,268	0,272	0,278	0,283	0,288	0,293	0,303
Cr	0,481	0,520	0,545	0,565	0,591	0,616	0,635	–
Fe	0,481	0,524	0,573	0,663	0,678	–	–	–
Ni	0,475	0,503	0,511	0,524	0,528	–	–	–
Cu	0,398	0,406	0,415	0,429	0,473	–	–	–
Al	0,980	1,050	1,130	–	–	–	–	–
Ti	0,565	0,586	0,595	0,620	–	–	–	–
Mn	0,498	0,542	0,584	0,624	0,680	–	–	–

2.1.3. Средняя удельная теплоемкость $\bar{c}_p$ [кДж/(кг ·°С)] легкоплавких металлов

Материал	$\bar{c}_p$ в интервале температур, °С					
	0	20...50	20...100	20...200	20...300	20...400
Na	1,200	1,223	–	–	–	–
Sn	0,222	0,226	0,230	0,241	–	–
Pb	0,127	0,128	0,130	0,133	0,135	–
Zn	0,383	0,383	0,392	0,402	0,411	0,418

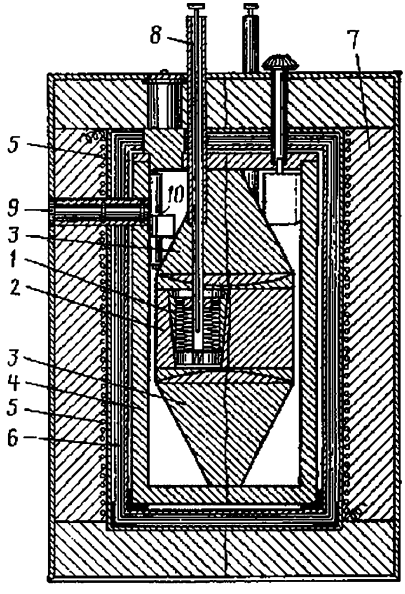


Рис. 2.1.4. Схема калориметра Кальве:
1 – калориметрическая ячейка с батареями термопар; *2* – блок калориметра; *3* – металлические конусы для создания однородного поля температур; *4* – оболочка; *5* – нагреватель для термостатирования прибора; *6* – тепловые экраны; *7* – термоизоляция; *8* – трубка для введения образца; *9* – окно для отсчета показания гальванометра *10*

(молекул, атомов, ионов, электронов), обладающих большей энергией, к частицам с меньшей энергией. Теплопроводностью называется также величина, характеризующая теплопроводные свойства материала и входящая в виде коэффициента пропорциональности в закон Фурье:

$$q = -\lambda \operatorname{grad} T, \qquad (2.1.20)$$

где q – плотность теплового потока.

Теплопроводность зависит от природы вещества, проводящего тепловой поток, его структурно-фазового состояния, давления, температуры и не зависит от градиента температур.

Из (2.1.20) следует, что теплопроводность λ равна количеству теплоты, проходящей в теле через сечение площадью 1 см^2 на длине 1 см в течение 1 с при разности температур в 1 °С.

Единица теплопроводности в СИ – Вт/(м·К).

В металлах перенос тепловой энергии в общем случае осуществляется двумя типами носителей: электронами проводимости и колебаниями кристаллической решетки (фононами). Соответственно теплопроводность металла может быть представлена как сумма электронной $\lambda_{эл}$ и решеточной $\lambda_{реш}$ составляющих теплопроводности. Превалирующим механизмом теплопроводности металлов и сплавов является перенос теплоты электронами проводимости, решеточная составляющая теплопроводности чистых металлов приблизительно в 30 раз меньше электронной.

Высокая теплопроводность, как и электропроводность, является характерным признаком металлического состояния. Общность механизмов электропроводности и теплопроводности металлов выражается правилом Видеманна-Франца, согласно которому отношение теплопроводности λ к удельной электропроводности σ является для разных металлов величиной постоянной.

В отличие от температурной зависимости электросопротивления температурная зависимость величины $1/\lambda_{эл}$ (теплового сопротивления) не является монотонной функцией. При температурах, заметно меньших характеристической температуры Дебая θ_D, величина $1/\lambda_{эл}$ описывается функцией вида

$$1/\lambda_{эл} = \beta/T + \alpha T^2, \qquad (2.1.21)$$

где α и β – постоянные.

Составляющая β/T описывает тепловое сопротивление, обусловленное рассеянием электронов на примесях и дефектах решетки, составляющая αT^2 – рассеяние на колебаниях решетки (фононах). Совместное действие этих слагаемых приводит к появлению максимума на кривой температурной зависимости теплопроводности.

На рис. 2.1.5 показана типичная кривая для меди. При увеличении чистоты металла максимум теплопроводности смещается в сторону более высоких температур. При температурах, значительно превышающих характеристическую, $\lambda_{эл}$ уменьшается медленнее, чем $1/T$.

Теплопроводность (Вт/см·К) электролитического железа: при 100 °С – 0,874, при 200 °С – 0,773, при 300 °С – 0,659; при 400 °С – 0,568, при 500 °С – 0,504.

В табл. 2.1.4 приведены значения теплопроводности чистых поликристаллических металлов при 20 °С. Абсолютное значение теплопроводности весьма чувствительно к

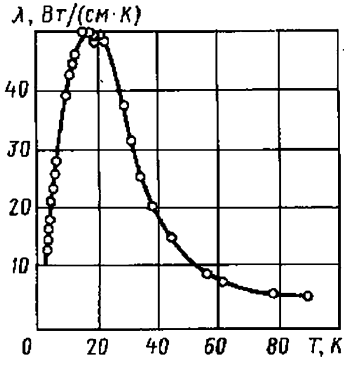


Рис. 2.1.5. Зависимость теплопроводности меди от температуры

2.1.4. Теплопроводность λ, Вт/(см·К), чистых поликристаллических металлов при 20 °С

Металл	λ	Металл	λ	Металл	λ
Li	0,7	W	0,69	Sn	0,66
Na	1,4	Fe	0,94	Pb	0,35
K	1,0	Co	1,0	Sb	0,19
Be	1,95	Ni	0,62	Bi	0,10
Mg	1,72	Cu	4,20	Y	0,15
Al	2,30	Zn	1,31	La	0,15
Ga	0,41	Ag	4,15	Pr	0,13
In	0,40	Cd	0,98	Nd	0,13
Tl	0,51	Au	3,19	Sm	0,10
Ti	0,20	Pd	0,76	Gd	0,09
V	0,33	Pt	0,70	Tb	0,10
Cr	0,9	Rh	1,51	Dy	0,10
Zr	0,22	Re	0,49	Lu	0,16
Nb	0,53	Os	0,88	U	0,26
Mb	1,37	Ir	1,48	Pu	0,05
Ta	0,63	Hg	0,104	Th	0,36

микронапряжениям, дефектам решетки, содержанию примесей, числу пор, пустот, микротрещин и других дефектов. Высокотемпературная теплопроводность тугоплавких металлов включает значительную решеточную составляющую. Теплопроводность металлов, как и электропроводность, меняется под действием внешнего магнитного поля; возможно как ее увеличение, так и уменьшение.

Экспериментально теплопроводность определяют стационарными или динамическими методами. Наибольшее распространение имеют стационарные методы. Их сущность заключается в том, что температура в отдельных точках испытуемого стержня не меняется в процессе эксперимента. При стационарных методах на концах стержня, по которому проходит тепловой поток, поддерживают различные, но неизменные в процессе эксперимента, температуры. Температура любой точки зависит только от ее координат, но не от времени. Стационарные методы делятся на абсолютные, относительные (сравнение с эталоном) и косвенные.

При низких (ниже нуля) и средних температурах применяют метод, в котором один конец испытуемого стержня нагревают пропусканием электрического тока (мощность P), в то время как температура другого конца стержня остается постоянной. При хорошей теплоизоляции можно считать, что через любое сечение стержня площадью S передается вся мощность P. Установившуюся разность температур $T_1 - T_2$ между двумя сечениями, находящимися на расстоянии l, можно измерить при помощи дифференциальной или двух обычных термопар. Теплопроводность для средней температуры $(T_1 - T_2)/2$ вычисляется из уравнения

$$\lambda = Pl[S(T_1 - T_2)] \qquad (2.1.22)$$

и относится к средней температуре $(T_1 + T_2)/2$.

Распространенным вариантом стационарного метода является метод Кольрауша. Он основан на определении теплоты, образующейся в самом испытуемом стержне при прохождении через него электрического тока. Ток пропускается по стержню, концы которого поддерживаются при постоянной температуре. В этих условиях в стержне происходит стационарное повышение температуры от его концов к середине, где температура максимальна. Зная разность температур между серединой и концами стержня ΔT, теплопроводность вычисляют по формуле Кольрауша:

$$\lambda = U^2/(8\rho_1 \Delta T), \qquad (2.1.23)$$

где U – разность потенциалов на концах стержня; ρ_1 – его удельное электросопротивление.

Теплопроводность чугунов λ, [(Вт/см·К)] при 20 °С следующая: графитизированного (черносердечного) ковкого – 0,67, обезуглероженного (светлосердечного) ковкого чугуна – 0,46...0,50; серого нелегированного чугуна – 0,63; серого чугуна закаленного – 0,34. В сером чугуне, содержащем 3...3,5 % С и 2...3 % Si, каждый процент хрома понижает теплопроводность на 0,084 Вт/см·К. Особенно сильно теплопроводность чугуна снижается при легировании никелем и алюминием. Теплопроводность жаростойкого чугуна, содержащего 18,65 % Ni, 6,42 % Si и 2 % Cr при 100 °С составляет 0,294 Вт/см·К, а при 400 °С 0,265 Вт/см·К.

Температуропроводность. При теплотехнических расчетах пользуются понятием температуропроводности a,

$$a = \lambda/(c_p \rho), \qquad (2.1.24)$$

где c_p – теплоемкость при постоянном давлении; ρ – плотность.

Единица коэффициента температуропроводности в СИ – см^2/с, т.е. такая же, как у коэффициента диффузии примеси. Температуропроводность a характеризует скорость изменения температуры в пространстве и времени ("коэффициент диффузии тепла"). Зависимость температуропроводности от состава подобна зависимости теплопроводности, так как произведение $c_p\rho$ незначительно зависит от состава. Зависимости температуропроводности и теплопроводности от термической обработки не всегда совпадают, так как λ и c_p сталей и сплавов под действием обработки могут значительно изменяться. Это иллюстрируют данные для закаленной эвтектоидной стали для температуры 200...400 °С (рис. 2.1.6).

Один из методов непосредственного измерения температуропроводности основан на определении скорости распространения тепловой волны, посланной импульсом инфракрасного лазера. Образец в форме диска диаметром 12...15 мм и толщиной L = 2 мм нагревается в печи до заданной температуры и облучается лазерным импульсом длительностью порядка миллисекунды. Приваренная к противоположной стороне диска термопара фиксирует изменение во времени температуры на задней поверхности образца.



Рис. 2.1.6. Температуропроводность стали У8 в закаленном и отожженном состояниях:
—○— – отожженная сталь;
—×— – закаленная сталь

Решив известное уравнение теплопроводности для мгновенного распределения температур, получим выражение для температуропроводности в зависимости от толщины образца L и времени нагрева задней поверхности до температуры, равной половине максимально достигаемой температуры за время лазерного нагрева $t_{1/2}$:

$$a = 1{,}37\, L^2/(\pi^2 t_{1/2}). \qquad (2.1.25)$$

Погрешность экспериментального определения температуропроводности составляет около 3 %.

2.1.3. ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ

Электропроводность – способность вещества проводить постоянный электрический ток под действием не изменяющегося во времени электрического поля. В зависимости от носителей электрического заряда различают проводимость электронную (металлы), дырочную (полупроводники) и ионную (жидкие и твердые электролиты). Единица электропроводности в СИ – См.

Электропроводность – величина, обратная электрическому сопротивлению.

Высокая электропроводность металлов связана с наличием в металлических кристаллах свободных электронов или электронов проводимости, способных перемещаться (дрейфовать) в кристалле под действием приложенного электрического поля, создавая тем самым электрический ток.

Электронная проводимость имеет пропорциональную зависимость от средней длины

свободного пробега электронов, которая уменьшается при наличии в кристаллической решетке дефектов строения и примесных атомов и при увеличении амплитуды тепловых колебаний атомов. Поэтому

а) удельное электросопротивление ρ_i сплавов всегда выше, чем чистых металлов (рис. 2.1.7);

б) удельное электросопротивление металлов в деформированном состоянии выше, чем в отожженном (рис. 2.1.8);

в) удельное электросопротивление возрастает при повышении температуры (рис. 2.1.9). Процессы изменения структуры (рекристаллизация, упорядочение) и фазового состава металлов и сплавов сопровождаются изменениями электросопротивления.

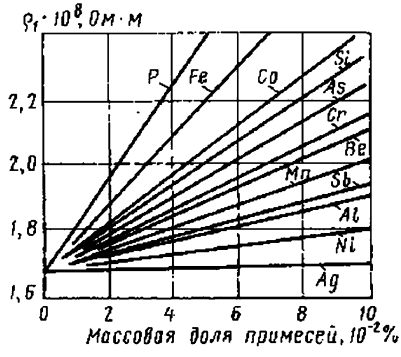


Рис. 2.1.7. Влияние примесей на удельное электросопротивление ρ_i меди

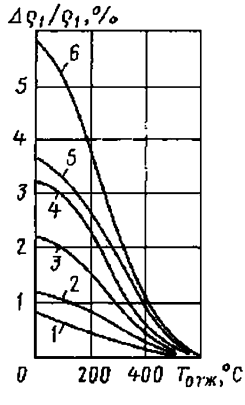


Рис. 2.1.8. Изменение удельного электросопротивления ρ_i (%) чистого железа в зависимости от температуры отжига:
1 – 44 %; *2* – 80 %; *3* – 93,5 %; *4* – 96,7 %; *5* – 97,8 %; *6* – 99,8 %; $T_{отж}$ – температура отжига

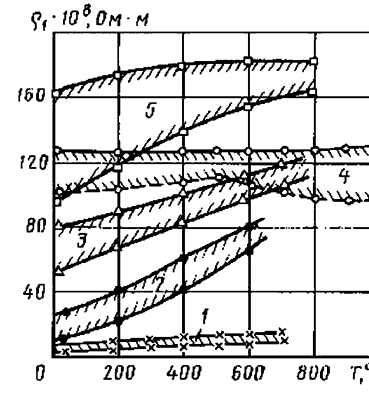


Рис. 2.1.9. Температурная зависимость удельного электросопротивления некоторых групп материалов стали:
1 – сплавы на основе меди; *2* – углеродистые и легированные стали; *3* – коррозионно-стойкие аустенитные и ферритные стали; *4* – жаропрочные сплавы на основе никеля; *5* – сплавы на основе титана

В технике наряду с материалами, обладающими низким удельным электросопротивлением (проводниковыми), используются металлы и сплавы с высоким электросопротивлением (сплавы для резисторов и нагревателей, например, нихром Х20Н80, константан и др.), с линейной зависимостью удельного электросопротивления от температуры для датчиков электрических термометров сопротивления (никель, платина), а также неметаллические проводящие материалы – графит, карбиды тугоплавких металлов (табл. 2.1.5).

Удельное электросопротивление металлов при 20 °С составляет 0,015…1,50 мкОм·м. Удельное электросопротивление полупроводников в 10^6…10^{12} раз больше удельного электросопротивления металлов, удельное электросопротивление диэлектриков в 10^6…10^{12} больше удельного электросопротивления полупроводников.

Показанный в табл. 2.1.5 разброс значений удельного электросопротивления алмаза связан с чистотой кристаллов: чем больше в алмазе примесей, тем ниже его электросопротивление.

Все методы измерения электросопротивления основаны на одновременном измерении падения напряжения U на отрезке проводника и проходящего по нему тока I. Для измерения чаще всего применяются методы простого и двойного моста, в которых сопротивление измеряемого образца сравнивается с известным (эталонным) сопротивлением, и

2.1.5. Удельное электросопротивление (мкОм·м) некоторых материалов при 20 °С

Материал	ρ_t	Материал	ρ_t
Ag	0,016	Константан	0,49
Au	0,022	(45 % Ni + 55 % Cu)	
Pt	0,110	Графит прессованный	8…64
Cu	0,017	Графит кристаллический:	
Al	0029	по оси *a*	2,4
Mo	0,050	по оси *c*	5000
Ti	0,053	Карбид титана	0,6
W	0,055	Асбест	10^{10}
Ni	0,069	Алмаз	$10^{13} - 10^{22}$
Fe	0,098	Стекло	10^{14}
Сплав Х20Н80	1,11	Кварц плавленый	$2 \cdot 10^{16}$
Сплав Х23Ю5	1,37	Слюда	10^{17}

которые в зависимости от приборного исполнения могут обеспечивать точность измерения до 10^{-4} %.

При понижении температуры ниже характеристической θ_D электросопротивление чистых металлов меняется с изменением температуры, что соответствует взаимодействию электронов проводимости с колебаниями решетки (фононами). При достижении температуры абсолютного нуля электросопротивление чистого металла должно обратиться в нуль. Однако существует класс металлов, сплавов, интерметаллических соединений, нитридов, оксидов, сульфидов, электросопротивление которых ниже некоторой критической температуры $T_к$, скачкообразно уменьшается до нуля (фазовый переход II рода). Это явление называется сверхпроводимостью. Под действием сильного магнитного поля сверхпроводимость нарушается, поэтому наряду с температурой сверхпроводящего перехода $T_к$ важнейшими характеристиками сверхпроводников являются критическое магнитное поле напряженностью $H_к$ и критическая плотность тока $j_к$, которую сверхпроводник может пропустить без перехода в сверхпроводящее состояние (проходящий по сверхпроводнику ток создает магнитное поле, нарушающее сверхпроводимость.

В табл. 2.1.6 приведены значения $T_к$ и $H_к$ некоторых металлических сверхпроводников, имеющих практическое значение. Критическая плотность тока $j_к$ лучших металлических сверхпроводников составляет $10^3 \ldots 10^7$ А/см^2.

2.1.6. Критические параметры некоторых сверхпроводящих металлов и сплавов

Металл	$T_к$, К	$H_к$, кА/м
Hg	4,2	
Pb	7,2	64,2
Sn	3,7	24,5
Ta	4,5	66,4
Al	1,2	7,9
Nb	9,25	320
Сплав Ni–Ti–Zr	9,7	$8 \cdot 10^3$
Сплав Ni–Ti	9,8	$8 \cdot 10^3$
Nb(N,C)	15…18	–
V_3Ga	14,5	$2{,}5 \cdot 10^4$
Nb_3Sn	18,0	$2{,}5 \cdot 10^4$
Nb_3Ge	23	$4{,}0 \cdot 10^4$

В 1986 г. обнаружены сверхпроводящие сложные оксиды (типичный состав $YBa_2Cu_3O_7$), имеющие критическую температуру 90 К и более, что позволяет использовать жидкий азот для их практического применения. Однако их широкое практическое применение сдерживается относительно низкими значениями $j_к$ (порядка 100 А/см^2).

2.1.4. МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА

Магнитные свойства всех веществ проявляются при их взаимодействии с внешним магнитным полем. Основной характеристикой магнитного поля является вектор магнитной индукции, который определяет силу, действующую на элемент длины проводника с током, помещенного в магнитное поле (закон Ампера). Напряженность магнитного поля – это векторная величина, характеризующая магнитное поле, созданное движущимися зарядами и токами, и не зависящая от магнитных свойств среды. Если имеется замкнутый плоский контур с током, ему соответствует вектор магнитного момента, направленный по нормали к плоскости контура и численно равный произведению площади, охватываемой контуром, на ток. Магнитные свойства веществ обусловлены наличием у составляющих их частиц (ионов, атомов, молекул) магнитных моментов и различаются характером их взаимодействия с внешним магнитным полем. Основными магнитными характеристиками вещества являются его намагниченность J, равная магнитному моменту единицы объема вещества, и магнитная восприимчивость χ, определяющая изменение намагниченности вещества под действием внешнего магнитного поля напряженностью H:

$$J = \chi H.$$

Единица намагниченности в СИ – А/м.

Удельная намагниченность σ – это магнитный момент, приходящийся на 1 г вещества:

$$\sigma = \mu_0 J / \rho, \qquad (2.1.26)$$

где ρ – плотность вещества; $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м – магнитная постоянная, равная магнитной проницаемости вакуума.

По характеру взаимодействия магнитных моментов с внешним магнитным полем металлические элементы можно разбить на два больших класса: 1) магнитно-неупорядоченные (элементарные магнитные моменты ориентированы хаотично); 2) магнитно-упорядоченные (ориентирование элементарных магнитных моментов упорядочено).

Первый класс включает парамагнитные и диамагнитные металлы, второй – ферромагнитные, антиферромагнитные и ферримагнитные металлы. У ферромагнетиков элементарные магнитные моменты ориентированы параллельно друг другу. У антиферромагнетиков имеются два антипараллельных ориентирования элементарных магнитных моментов, периодически чередующихся в пространстве. Если значения антипараллельно ориентированных магнитных моментов различны, вещество называется ферримагнитным.

Магнитная восприимчивость металлов первого класса мала ($10^{-5}...10^{-6}$) и в обычных условиях не зависит от величины приложенного магнитного поля. Для парамагнетиков $\chi > 0$ (намагниченность направлена вдоль приложенного поля), для диамагнетиков $\chi < 0$ (намагниченность направлена навстречу полю).

Среди металлических элементов имеются диамагнетики (медь и висмут), ферромагнетики (Fe, Co, Ni, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tu) и антиферромагнетики (Cr, Mn, Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, Eu). Ферромагнетизм веществ сохраняется до некоторой критической температуры (точка Кюри T_c), при нагреве до которой вещество скачком переходит в другое магнитное состояние (обычно парамагнитное). При температурах выше 20 °С ферромагнитны Fe, Co, Ni, Gd, их точки Кюри составляют: 1121 °С для Co, 770 °С для Fe, 354 °С для Ni, 25 °С для Gd. Остальные металлические элементы при 20 °С являются парамагнетиками.

Ферро- и антиферромагнетиками являются многие металлические сплавы и интерметаллические соединения. Некоторые сплавы алюминия, марганца и бора являются ферримагнетиками. На практике используются магнитные свойства только ферромагнитных металлов и сплавов и некоторых ферримагнитных оксидов железа, например, ферримагнетиком является известный с античных времен материал для постоянных магнитов (Fe_3O_4).

Основные особенности ферромагнитного поведения вещества заключаются в явлении магнитного гистерезиса (запаздывания). Это иллюстрирует рис. 2.1.10, где показаны начальная кривая намагничивания Oab' и замкнутая петля магнитного гистерезиса $b_s cdefgb_s$ ферромагнетика в координатных осях B, H. Здесь B – магнитная индукция, являющаяся суммой намагниченности вещества J и внешнего магнитного поля напряженностью H:

$$B = \mu_0 (J + H), \qquad (2.1.27)$$

где μ_0 – магнитная проницаемость в вакууме.

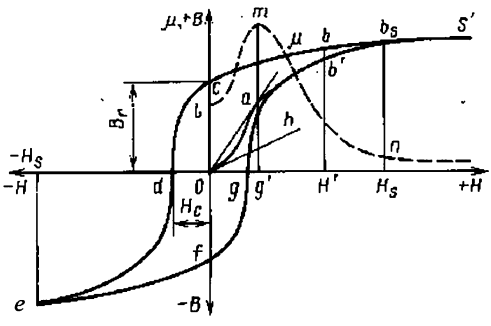


Рис. 2.1.10. Кривая намагничивания и петля гистерезиса. Штриховая линия – изменение магнитной проницаемости в процессе намагничивания

Напряженность магнитного поля сначала увеличивается от нуля до некоторого значения, затем уменьшается до нуля и вновь увеличивается, но в противоположном (отрицательном) направлении. Вид замкнутой кривой $B = f(H)$ и несовпадение ее с начальной кривой намагничивания иллюстрируют необратимость процессов перемагничивания ферромагнетика.

Единица напряженности магнитного поля и намагниченности в СИ – А/м, а магнитной индукции – 1 Тл = $[1000/(4\pi)]\cdot 10^4$ А/м.

Отношение магнитной индукции B к напряженности внешнего поля H называется магнитной проницаемостью μ.

Магнитную проницаемость можно определить из выражения

$$B = \mu_0 \mu H. \qquad (2.1.28)$$

В соответствии с определением магнитной восприимчивости χ

$$\mu = \chi + 1. \qquad (2.1.29)$$

Согласно рис. 2.1.1: 1) ферромагнетик по сравнению с парамагнетиком имеет не постоянную по полю и очень большую восприимчивость, так как согласно опытным данным B и J имеют соизмеримые значения; 2) после снижения внешнего магнитного поля до нулевого значения ферромагнетик сохраняет остаточную намагниченность J_r. Из-за этого для получения нулевого значения индукции необходимо приложить внешнее магнитное поле в противоположном первоначальному направлении и в некотором (отрицательном) поле (точка d) будет достигнуто состояние, когда $B = 0$.

Коэрцитивная сила количественно определяется как напряженность внешнего магнитного поля H_c, необходимого для изменения намагниченности тела от значения остаточной намагниченности до нуля, т.е. полного размагничивания.

Изменение магнитной проницаемости показано на рис. 2.1.10 штриховой линией. В качестве характеристик магнитных материалов используют также: начальную проницаемость μ_a, равную тангенсу угла касательной в начальной точке кривой намагничивания с осью абсцисс (угол hOg), и максимальную проницаемость μ_m, равную тангенсу угла aOg. Касательная Oa из всех прямых, соединяющих точки кривой намагничивания с началом координат, образует наибольший угол с осью абсцисс.

Другой особенностью ферромагнетика является то, что его намагниченность I может возрастать лишь до определенного значения, при дальнейшем увеличении напряженности внешнего поля она будет оставаться постоянной и равной индукции насыщения B_s, являющейся характеристикой материала.

Измерение характеристик магнитных свойств всегда основано на явлении электромагнитной индукции, состоящем в том, что в проводящем контуре, находящемся в переменном магнитном поле, возникает электродвижущая сила (ЭДС) индукции. Если контур замкнут, в нем возникает электрический ток, называемый индукционным током. Согласно закону Фарадея ЭДС электромагнитной индукции численно равна и противоположна по знаку скорости изменения магнитного потока через поверхность, ограниченную этим контуром. Вариации методов магнитных измерений зависят от методов изменения магнитного потока и регистрации ЭДС индукции. Магнитный поток может измениться в результате изменения силы тока, проходящего через первичную катушку возбуждения, в результате взаимного пространственного перемещения измерительной катушки и испытуемого ферромагнетика (методы сбрасывания и вибрационной магнитометрии). Схема регистрации возникающей ЭДС индукции может включать оптические элементы, что существенно повышает точность измерений.

На практике ферромагнитные материалы применяются для преобразования энергии из одного вида в другой, в качестве чувствительных элементов датчиков положения или пере-

мещения объектов в пространстве, для навигации транспортных средств.

По эксплуатационным свойствам магнитные материалы делят на две большие группы: магнитно-мягкие и магнитно-твердые материалы. Границей между магнитно-мягкими и магнитно-твердыми материалами является значение коэрцитивной силы H_c. В качестве граничного значения условно принимают H_c = = 1200 А/м. Магнитно-мягкие материалы имеют H_c < 1200 А/м и используются в качестве магнитопроводов для преобразования магнитного потока в пространстве, поток генерируется каким-либо источником. Магнитно-твердые материалы имеют H_c > 1200 А/м и сами создают магнитный поток в некотором участке пространства (рабочем зазоре) благодаря собственной остаточной намагниченности.

При работе магнитопровода в трансформаторе на переменном токе важной характеристикой ферромагнитного материала является площадь, ограниченная петлей гистерезиса, так как площадь пропорциональна работе, затрачиваемой на перемагничивание.

Магнитно-мягкие сплавы. Для работы на переменном токе промышленной частоты 50...60 Гц применяются электротехнические стали, легированные кремнием с масс. долей до 3,8 % для уменьшения потерь на вихревые токи (благодаря увеличению электросопротивления). Основными эксплуатационными параметрами этих сталей являются индукция в полях напряженностью 100...3000 А/м и общие удельные потери на перемагничивание и вихревые токи. Удельное электросопротивление электротехнических сталей составляет 0,5...0,6 мкОм·м. В табл. 2.1.7 приведены указанные характеристики отечественных марок трансформаторной текстурованной стали (3414, 3415, 3416), содержащих 2,8...3,8 % Si и изотропной (нетекстурованной) динамной стали, содержащей до 0,4 % Si (марка 2011), 0,4...0,8 % Si (марка 2112), 0,8...1,8 Si (марка 2212), 1,8...2,8 % Si (марка 2312) и 2,8...3,8 % Si (марка 2412). Числитель индекса при обозначении потерь – это индукция, Тл, а знаменатель – частота, Гц, при которых измерены потери.

2.1.7. Удельные потери и магнитная индукция электротехнической стали

Марка стали	Толщина, мм	Удельные потери P, Вт/кг, не более			Магнитная индукция B, Тл, при H, А/м, не менее		
		$P_{1.0/50}$	$P_{1.5/50}$	$P_{1.7/50}$	100	250	2500
3414	0,50	0,70	1,5	2,2	1,60	1,70	1,88
	0,35	0,50	1,1	1,6	1,60	1,70	1,88
	0,30	–	1,03	1,5	1,60	1,70	1,88
3415	0,50	0,46	1,03	1,5	1,61	1,71	1,90
	0,35	–	0,97	1,4	1,61	1,71	1,90
	0,30	–	0,95	1,38	1,61	1,71	1,90
3416	0,28	–	0,89	1,30	1,61 (H = 1000)	1,70 (H = 2500)	1,90 (H = 5000)
2011	0,65	3,8	9,0	–	1,48	1,60	1,7
	0,50	3,5	8,0	–	1,49	1,60	1,7
2112	0,65	3,5	8,0	–	1,46	1,59	1,67
	0,50	2,6	6,0	–	1,46	1,60	1,68
2212	0,65	2,6	6,3	–	1,42	1,58	1,67
	0,50	2,2	5,0	–	1,42	1,60	1,68
2312	0,65	2,4	5,6	–	1,38	1,54	1,64
	0,50	1,75	4,0	–	1,40	1,56	1,66
2412	0,50	1,30	3,1	–	1,35	1,50	1,60
	035	1,15	2,5	–	1,35	1,50	160

В табл. 2.1.8 и 2.1.9 приведены магнитные свойства тончайших лент электротехнической стали с электроизоляционным покрытием (для уменьшения потерь на вихревые токи), пригодных для использования в трансформаторах на частотах 400...1000 Гц (марки 3423 и 3424) и 3...10 кГц (марка 3441).

Для высоких частот применяются сплавы системы Ni–Fe с высокой проницаемостью в слабых полях (пермаллои). Имеются две группы пермаллоев в зависимости от масс. доли Ni: 1) 70...85 % Ni, 2) 50 % Ni.

Высоконикелевые пермаллои обладают высокими начальной и максимальной проницаемостями – соответственно 10^4...10^5 Гн/см и 10^5...10^6 Гн/см – H_c = 0,05...0,003 А/см. Индукция насыщения B_s этих сплавов невысока (0,52...0,75 Тл), так как в их составе преобладает никель. Для повышения электросопротивления эти сплавы легируют Mo, W, V, Cr. Наиболее распространен сплав 79НМ, содержащий 78,5...80 % Ni, 3,8...4,1 % Mo, остальное Fe. Его удельное электросопротивление составляет 0,55...0,70 мкОм · м.

2.1.8. Магнитные свойства ленты из электротехнической стали толщиной 0,08 мм с электроизоляционным покрытием в переменном поле 400 Гц

Марка стали	$P_{1.0/400}$	$P_{1.5/400}$	Магнитная индукция B, Тл, в магнитном поле напряженностью H, А/м, не менее					
	Вт/кг, не более		40	80	200	400	1000	2500
3423	7,5	17	0,8	1,05	1,4	1,5	1,65	1,82
3424	–	16	0,8	1,10	1,4	1,55	1,65	1,82

2.1.9. Магнитные свойства ленты из стали марки 3441 в переменном токе с частотой 3 кГц

Толщина, мм	Удельные потери $P_{0.5/3000}$, Вт/кг, не более	Индукция B_{2500}*, Тл, не менее
0,03	30	1,8
0,02	35	1,7
0,01	40	1,6

* B_{2500} – магнитная индукция, Тл, при $H \geq 2500$ А/м.

Сплавы с 50 % Ni применяются в тех случаях, когда требуется более высокая индукция, так как они содержат больше железа. Типичный сплав 50 Н (50 % Ni и 50 % Fe) имеет индукцию насыщения B_s = 1,5 Тл, μ_a = 2500...3750 Гн/см, μ_m = 25 000...44 000 Гн/см.

В табл. 2.1.10 и на рис. 2.1.11 приведены магнитные свойства некоторых пермаллоев. Высокие магнитные свойства этих сплавов достигаются только в отожженном состоянии, и даже очень слабое пластическое деформирование приводит к потере магнитных свойств. Предел прочности пермаллоев $\sigma_в$ = 300...650 МПа, условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ = 15...25 МПа.

2.1.10. Магнитные свойства промышленных пермаллоев (холоднокатаная лента)

Сплав	Толщина, мм	μ_a, Гн/см	μ_m, Гн/см	H_c, А/см	B_s, Тл
79НМ	0,01	$25 \cdot 10^3$	$150 \cdot 10^3$	2,4	0,73
	0,02	$31 \cdot 10^3$	$190 \cdot 10^3$	1,6	
	0,1	$38 \cdot 10^3$	$250 \cdot 10^3$	1,2	
	0,2	$38 \cdot 10^3$	$280 \cdot 10^3$	1	
80НХС	0,01	$31 \cdot 10^3$	$110 \cdot 10^3$	3,2	0,63
	0,02	$38 \cdot 10^3$	$150 \cdot 10^3$	1,6	
	0,1	$56 \cdot 10^3$	$250 \cdot 10^3$	1,0	
	0,35	$63 \cdot 10^3$	$310 \cdot 10^3$	0,8	

Окончание табл. 2.1.10

Сплав	Толщина, мм	μ_a, Гн/см	μ_m, Гн/см	H_c, А/см	B_s, Тл
81НМА	0,02	$88 \cdot 10^3$	$210 \cdot 10^3$	1,6	0,5
	0,05	$125 \cdot 10^3$	$380 \cdot 10^3$	0,56	
	0,1	$150 \cdot 10^3$	$440 \cdot 10^3$	0,4	
	0,2	$150 \cdot 10^3$	$440 \cdot 10^3$	0,4	
50НП	0,01	–	$75 \cdot 10^3$	15	1,52*
	0,02		$95 \cdot 10^3$	13	
	005		$100 \cdot 10^3$	11	

* Коэффициент прямоугольности петли гистерезиса $B_r/B_s = 0{,}91 \ldots 0{,}94$.

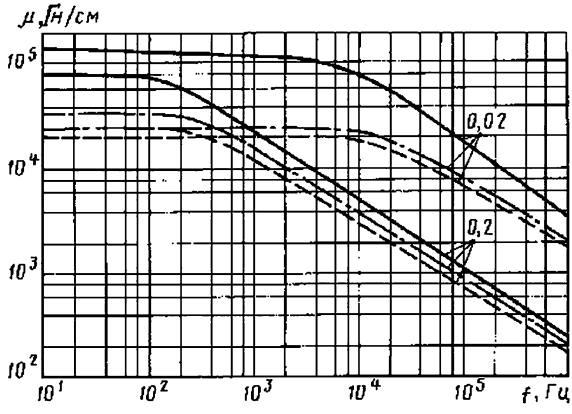


Рис. 2.1.11. Зависимость магнитной проницаемости в поле 0,08 А/м от частоты магнитного поля для сплавов 81НМА (сплошная), 79НМ (штриховая) и 80НХС (штрих-пунктир):
0,02 и 0,2 – толщина ленты в мм

К магнитно-мягким сплавам относятся также сплавы с повышенной индукцией насыщения. Индукция насыщения чистого железа составляет около 2,1 Тл. Введение кобальта повышает ее до 2,4 Тл. Сплавы этой группы называются пермендюры. Их свойства приведены в табл. 2.1.11.

К магнитно-мягким материалам относятся также аморфные и нанокристаллические сплавы, получаемые по технологии закалки из жидкого состояния разливкой струи расплава на вращающийся с окружной скоростью около 30 м/с закалочный барабан. Скорости охлаждения расплава составляют $10^5 \ldots 10^6$ °С/с при толщинах получаемой ленты 25...35 мкм. В этом случае структура сплавов характеризуется отсутствием кристаллического порядка. Основным условием получения аморфной структуры является протекание эвтектического превращения при затвердевании сплава. Для обеспечения эвтектического превращения эти сплавы содержат наряду с ферромагнитными металлами Fe, Co, Ni в определенной комбинации элементы-аморфизаторы (B, C, Si), их суммарная масс. доля 3...5 %. Наилучшие магнитные свойства некоторых сплавов достигаются в нанокристаллическом состоянии, когда их структура содержит кристаллические частицы ферромагнитной фазы размером в несколько нанометров в аморфной матрице.

2.1.11. Магнитные свойства пермендюров (холоднокатаная лента)

Сплав	Толщина, мм	Магнитная индукция B, Тл, не менее в поле с H = 150 А/м	H_c, А/м, не более	μ, Гн/см, не менее в поле с H = 0,8 А/м
27КХ	0,2…0,7	2,15	–	–
49К2Ф	0,1…0,7	2,25	160	880

Такая структура формируется в результате специальной термической обработки аморфной ленты после закалки расплава. Магнитные свойства аморфных и нанокристаллических сплавов приблизительно такие же, как пермаллоев, но вследствие сильного разупорядочения их атомной структуры они обладают повышенным удельным электросопротивлением (1,3…1,5 мкОм·м), высокой механической прочностью ($\sigma_в$ = 2000…3500 МПа) и соответственно слабой чувствительностью магнитных свойств к малым пластическим деформациям. Повышенное удельное электросопротивление является причиной более низких, чем у пермаллоев, потерь на вихревые токи. Вследствие этого аморфные и нанокристаллические сплавы имеют преимущества перед пермаллоями в области частот 10^5…10^6 Гц. Развитие технологии закалки расплава в область получения аморфных лент пониженной толщины (менее 15 мкм) позволит расширить применение аморфных сплавов в мегагерцовом диапазоне.

В табл. 2.1.12 приведены магнитные свойства некоторых типичных марок аморфных сплавов и нанокристаллического сплава 5БДСР. В табл. 2.1.13 приведены основные физические свойства аморфных сплавов, а также температура кристаллизации, т.е. перехода из аморфного в кристаллическое состояние при нагреве. При этом структура сплава становится двухфазной и высокие магнитные свойства необратимо ухудшаются.

Магнитно-твердые сплавы (сплавы для постоянных магнитов). Основное назначение постоянного магнита – создание магнитного потока в рабочем пространстве между его полюсами (зазоре). Использование магнита без зазора невозможно, так как силовые линии его магнитного потока будут полностью замкнуты внутри магнита. Поскольку выходящие из полюсов разомкнутого магнита магнитные силовые линии замыкаются через воздушный зазор, на магнит будет действовать собственное размагничивающее поле, направленное против его остаточной индукции (размагничивающий фактор). Поэтому создаваемый магнитом в зазоре магнитный поток будет определяться не произведением остаточной магнитной индукции B_r на площадь его поперечного сечения S, а произведением B_0S, где B_0 –

2.1.12. Магнитные свойства аморфных и нанокристаллических магнитно-мягких сплавов

Сплав	μ_a, Гн/см	μ_m, Гн/см	H_c, А/м	B_s, Тл	B_r / B_s
10НСР	–	5000	0,15	1,35	–
82КЗХСР	$1000 \cdot 10^3$	–	0,48	0,43	–
84КСР	$(12,5…37,5) \cdot 10^3$	$(62,5…150) \cdot 10^3$	0,4…1,2	0,7	0,3…0,55
84КХСР	$(25…75) \cdot 10^3$	$(125…500) \cdot 10^3$	0,3…0,8	0,58	0,4…0,65
5БДСР*	$(37,5…75) \cdot 10^3$	$(125…1000) \cdot 10^3$	1…2,5	1,3	0,2…0,9
30КСР	–	–	4…12	1,6	0,05…0,9

* Нанокристаллический сплав.

2.1.13. Физические свойства аморфных сплавов с наивысшей магнитной проницаемостью в слабых полях

Сплав	ρ, г/см^3	ρ_1, мкОм·м	Точка Кюри, T_C, °С	Температура кристаллизации, °С*2	HV, ГПа
82К2ХСР	7,5	1,6	90	570	–
82К3ХСР	7,5	1,7	140	500	–
84КХСР	7,5	1,16	250	530	12,0
84КСР	7,5	0,94	340	540	11,0
30КСР	7,5	1,1	450	520	–
5БДСР*1	7,5	1,35	350	520	6,0

*1 Нанокристаллический сплав.
*2 При скорости нагрева 20 °С/мин.

индукция магнита в его рабочей точке, определяемой пересечением линии сдвига OS с участком петли гистерезиса во втором квадранте (рис. 2.1.12). Наклон линии сдвига зависит от формы магнита, в частности, от отношения его длины к поперечному сечению. Поэтому увеличение потока в зазоре достигается также и увеличением коэрцитивной силы магнита, что видно из сравнения на рис. 2.1.12 кривых размагничивания двух постоянных магнитов, имеющих одинаковую форму (одинаковый размагничивающий фактор) и одинаковую остаточную индукцию B_r, но разную коэрцитивную силу H_c. Индукция в рабочей точке выше у магнита с более высокой коэрцитивной силой ($B_2 > B_1$). Свойства сплава для постоянных магнитов тем лучше, чем больше его остаточная индукция и коэрцитивная сила. Увеличение остаточной индукции позволяет уменьшить площадь сечения магнита, а благодаря увеличению коэрцитивной силы можно сблизить магнитные полюса магнита, т.е. сделать его короче. В связи с этим качество магнитно-твердого материала характеризуют максимальным энергетическим произведением $(BH)_{max}$ (максимальной магнитной энергией), определяемой по кривой размагничивания на участке петли гистерезиса от B_r до H_c (рис. 2.1.13).

Магнитные свойства наиболее широко применяемых магнитно-твердых сплавов приведены в табл. 2.1.14.

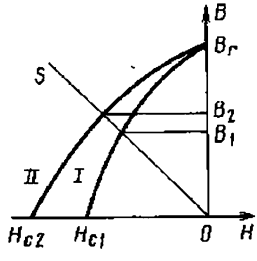


Рис. 2.1.12. Участки петель магнитного гистерезиса двух сплавов с одинаковой остаточной индукцией B_r и разными H_c. Материал с большей коэрцитивной силой создает в рабочем зазоре более высокий магнитный поток при одинаковой конструкции магнита ($B_2 > B_1$)

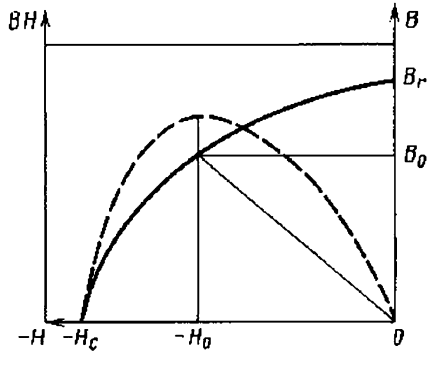


Рис. 2.1.13. Часть петли гистерезиса от B_r до H_c (сплошная) и кривая магнитной энергии BH (штриховая)

2.1.14. Магнитные свойства магнитно-твердых сплавов

Сплав	H_c, кА/м	B_r, Тл	$(BH)_{max}$ /2, кДж/м^3
ЮНД4	40	0,5	3,6
ЮНДК18	55	0,9	9,7
ЮН14ДК24	48	1,2	18
ЮНДК35Т5Б	96	0,75	16
ЮНДК35Т5БА*1	110	1,0	36
26Х15КМТ	46,4	1,20	18
26Х15КМЮ	46,4	1,20	18
21Х15К3ФТ*2	44...48	1,45...1,50	24...28
$SmCo_5$	720	0,9	80
Сплавы Nd–Fe–B	500...540	1,0...1,15	35...40

*1 Буква А означает применение направленной кристаллизации при получении отливок.

*2 Проволока диаметром 0,52 мм.

Сплавы типа ЮНДК (стареющие) системы Fe–Co–Ni–Al очень хрупки, и изделия из них получают только методами фасонного литья. Наилучшие магнитные свойства достигаются в результате проведения направленной кристаллизации для получения столбчатой структуры и термомагнитной обработки (термической обработки в магнитном поле). Для получения окончательных размеров изделия и финишной обработки этих сплавов можно применять лишь шлифование.

Стареющие сплавы типа КХ (К15Х28БЮ, К23Х31С1 и др.) – это сплавы системы Fe–Cr–Co, их структура и термическая обработка такие же, как для сплавов системы Fe–Co–Ni–Al, но они отличаются от сплавов типа ЮНДК способностью к горячему и холодному пластическому деформированию и возможностью обработки резанием (до проведения окончательного старения).

Сплавы с редкоземельными элементами имеют наибольшие значения магнитной энергии $(BH)_{max}$ из всех известных магнитно-твердых сплавов. Эти сплавы на основе интерметаллических соединений $SmCo_5$ и $Nd_2Fe_{14}B$ получают методами порошковой металлургии, они очень хрупки, их можно обрабатывать только шлифованием. Такая большая коэрцитивная сила позволяет настолько сблизить полюсы магнита, что из этих соединений можно изготовлять пленочные магниты.

2.1.5. УПРУГОСТЬ

Упругость – свойство тел изменять форму и размеры под действием нагрузок и самопроизвольно восстанавливать исходную конфигурацию после прекращения действия приложенных нагрузок. Основные характеристики упругого поведения материалов следующие: E – модуль продольной упругости (модуль Юнга); G – модуль сдвига; K – модуль объемного сжатия; μ – коэффициент Пуассона.

Эти четыре характеристики упругости связаны между собой двумя соотношениями:

$$G = E/2(\mu+1); \qquad (2.1.30)$$

$$K = E/3(1-2\mu). \qquad (2.1.31)$$

Три модуля E, G, K характеризуют пропорциональность между напряжениями и упругой деформацией соответственно при растяжении, сдвиге и всестороннем сжатии (закон Гука для деформаций в упругой области):

$$\sigma_1 = E\delta, \quad \sigma_2 = Gg, \quad \sigma_3 = K\Delta V/V, \qquad (2.1.32)$$

где σ_1, σ_2, σ_3 – напряжение: нормальное, касательное и всестороннего сжатия; δ, g, $\Delta V/V$ – относительные удлинение, сдвиг и изменение объема.

Коэффициент Пуассона μ характеризует изменение объема тела при упругой деформации: увеличение при растяжении и уменьшение при сжатии. Он численно равен отношению относительных изменений поперечных и продольных размеров дела призматической формы. Для большинства металлов μ = 0,25…0,35. Значения μ и модуля сдвига G приведены в табл. 2.1.15.

2.1.15. Модуль сдвига G и коэффициент Пуассона μ металлов

Металл	G, ГПа	μ	Металл	G, ГПа	μ
Li	4,3	0,36	W	152	0,30
Na	3,5	0,32	α–Mn	88,4	0,24
K	1,33	0,35	Tc	179	0,26
Rb	0,45	0,35	Re	187	0,26
Cs	0,39	0,35	α–Fe	84,1	0,29
Be	14,6	0,08	α–Co	77,9	0,31
Mg	17,6	0,28	Ni	78,4	0,31
Ca	7,6	0,31	Ru	172	0,25
Sr	6,3	0,28	Rh	153	0,26
Ba	5,0	0,28	Pd	46,2	0,39
Sc	–	–	Os	224	0,25
Y	26,1	0,27	Ir	214	0,26
α–Ti	39,9	0,36	Pt	62,8	0,39
α–Zr	36,4	0,33	Cu	46,4	0,35
α–Hf	54,4	0,30	Ag	29,4	0,37
V	47,3	0,37	Au	28,3	0,42
Nb	38,2	0,39	Zn	37,7	0,25
Ta	69,9	0,35	Cd	24,6	0,29
Cr	92,5	0,30	Al	26,8	0,34
Mo	133	0,30	Ga	4,1	0,46
In	3,7	0,46	Gd	22,4	0,26
α–Tl	2,8	0,46	Tb	22,8	0,26
α–Sn	20,8	0,33	Dy	25,2	0,25
Pb	5,8	0,44	Ho	26,9	0,25
Sb	20	–	Er	30,3	0,21
Bi	13,5	0,29	Tm	–	–
La	15,0	0,28	Yb	6,91	0,29
Ce	11,9	0,26	Lu	–	–
Pr	13,7	0,29	Th	29,1	0,28
Nd	14,6	0,30	α–U	74,0	0,22
Sm	13,0	0,31	α–Pu	44,1	0,15
Eu	–	–			

Модули упругости определяют главным образом динамическими методами – резонансными и импульсными. В резонансных методах в стержневых образцах длиной l и плотностью ρ возбуждают собственные колебания частотой 1...25 кГц. Для возбуждения используют пьезоэлектрические, магнитострикционные или электростатические системы. По резонансной частоте продольных колебаний f_p можно рассчитать модуль упругости E:

$$E = (2lf_p)^2\rho. \qquad (2.1.33)$$

По резонансной частоте крутильных колебаний рассчитывают модуль сдвига G. Резонансные методы используют для определения упругих характеристик поликристаллических образцов. Точность определения модулей составляет десятые доли процента. Для монокристаллических образцов используют импульсные методы. В этом случае измеряют время прохождения звуковой волны Δt в образце длиной l и рассчитывают скорость звука $v = 2l/\Delta t$.

Скорости продольных v_l и поперечных v_t звуковых волн связаны с модулями упругости поликристаллических образцов соотношениями

$$\rho(v_l)^2 = 1/3(3K + 4G) = G(4G - E)/(3G - E); \qquad (2.1.34)$$

$$\rho(v_t)^2 = G. \qquad (2.1.35)$$

Точность определения модулей импульсными методами составляет около 0,5 %.

Статические методы определения упругих характеристик основаны на измерении напряжений и деформаций. Их точность относительно невысока, их применяют для определения характеристик технических сплавов, главным образом пружинных, поскольку при этом используются обычные испытательные машины. Результатами этих измерений являются не модули упругости, а предел пропорциональности $\sigma_{пц}$ и предел упругости σ_y.

Предел пропорциональности $\sigma_{пц}$ – условное напряжение, соответствующее отклонениям от линейного хода кривой деформации, задаваемым определенным допуском. В качестве допуска чаще всего применяют увеличение тангенса угла наклона кривой деформации к оси напряжения на 25 или 50 % по сравнению с наклоном на упругом линейном участке.

Предел упругости σ_y – условное напряжение, соответствующее появлению остаточных деформаций определенной заданной величины, обычно это 0,001; 0,003 или 0,005 %. Допуск на остаточную деформацию указывают в виде нижнего индекса, например $\sigma_{0,005}$. Форма образцов и условия испытаний для определения $\sigma_{пц}$ и σ_y регламентированы. Эти величины характеризуют сопротивление материала малым пластическим деформациям. Предел упругости обычно определяется с более высокой точностью, чем предел пропорциональности, так как для нахождения σ_y измеряется только остаточная деформация после разгрузки.

В табл. 2.1.16 приведены значения модулей упругости некоторых металлов и сплавов для поликристаллических образцов. Характеристики упругости имеют особое значение для специальных пружинных сплавов, основным назначением которых является выполнение определенной работы благодаря энергии упругой деформации. Силочувствительные элементы, изготовляемые из этих материалов, обычно имеют малые сечения. Поэтому для них применяются специальные методы измерения предела упругости: метод продольного изгиба и кинематического чистого изгиба (КЧИ). Метод продольного изгиба прост, однако при этом пластическая деформация сосредоточена в центральной области образца, в результате чего оценивается в основном качество материала в этой области. Метод КЧИ свободен от этого недостатка. В этом методе нагружение гибкого образца осуществляется перемещением захватов по определенному кинематическому закону, и образец непрерывно деформируется по дуге окружности.

Схема испытания методом КЧИ представлена на рис. 2.1.14. Образец закреплен (положение I) в неподвижном *1* и подвижном *2* захватах, установленных на сопряженных шестернях *3* и *4* таким образом, что эксцентриситет (расстояние захвата от центра шестерни) $A = mL$. Деформирование образца при обкатывании шестерни *4* по неподвижной шестерне *3* при коэффициенте $m = 0{,}17...0{,}18$ осуществляется по дуге окружности, т.е. по чистому изгибу. Образцу последовательно (по нарастанию) задается угловая деформация (положение II). После каждого нагружения измеряется остаточная деформация образца. Для этого захват *2* переводится в исходное положение (рис. 2.1.14, *б*), образец освобождается от

2.1.16. Модули упругости поликристаллических материалов при 20 °С

Материал	μ	$E \cdot 10^9$, Па	$G \cdot 10^9$, Па	Модуль объемной упругости $K \cdot 10^{-9}$, Па
Al	0,345	70,6	26,2	75,2
Fe (отожженное)	0,293	211,4	81,6	169,8
Mg	0,291	44,7	17,3	35,6
Cu	0,343	129,8	48,3	137,8
Mo	0,293	324,8	125,6	261,2
Ni	0,312	199,5	76,0	177,3
Nb	0,397	104,9	37,5	170,3
Ag	0,367	82,7	30,3	103,6
Ta	0,342	185,7	69,2	196,3
Ti	0,361	120,2	45,6	108,4
Zn	0,249	104,5	41,9	69,4
Дуралюмин	0,345	70,8	26,3	75,4
Латунь (70 % Cu, 30 % Zn)	0,350	100,6	37,3	111,8
Инвар (36 % Ni, 63,8 % Fe, 0,02 C)	0,259	144,0	57,2	99,4
Сталь низкоуглеродистая	0,291	211,9	82,2	169,2
Сталь отожженная (0,75 % C)	0,293	210,0	81,1	168,7
Сталь закаленная	0,296	201,4	77,8	165,0

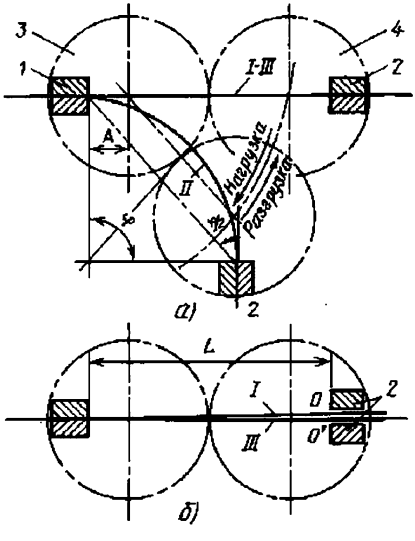


Рис. 2.1.14. Схема испытаний способом кинематического чистого изгиба для определения предела упругости

зажимов захвата *2* и измеряется остаточный прогиб f образца в конце рабочей части. Благодаря тому, что образец подвергается чистому изгибу, он равномерно деформируется по всей рабочей длине, и расчеты сравнительно просты. Напряжение σ и соответствующая остаточная деформация $\varepsilon_{ост}$ определяются по формулам:

$$\sigma = Eh\varphi/(2L), \qquad (2.1.36)$$

$$\varepsilon_{ост} = h\varphi_{ост}/2L, \qquad (2.1.37)$$

где E – модуль продольной упругости; h, L – соответственно толщина и длина рабочей части образца; φ и $\varphi_{ост} = f/L$ – соответственно текущий и остаточный углы изгиба образца в радианах.

По результатам испытании строится зависимость остаточной деформации от напряжения, по которой графически определяют пределы упругости с заданным допуском на остаточную деформацию.

В ферромагнитных металлах и сплавах существуют аномалии упругого поведения, обусловленные явлением магнитострикции: объем тела изменяется при переходе из парамагнитного состояния в ферромагнитное при охлаждении. При этом происходит изменение линейных размеров. Относительное изменение размеров тела называется магнитострикционной деформацией, или магнитострикцией. Линейные размеры ферромагнитного вещества меняются также и при его намагничивании. Наличие в ферромагнетиках магнитострикции приводит к тому, что они имеют пониженный модуль упругости:

$$E_{\text{ф}} = E_{\text{н}} - E'. \qquad (2.1.38)$$

Приближение к точке Кюри при нагреве и переход в парамагнитное состояние устраняют ферромагнитную отрицательную составляющую модуля упругости E'. В некотором температурном интервале модуль упругости $E_{\text{ф}}$ может даже возрастать при нагреве вследствие того, что E' уменьшается быстрее, чем $E_{\text{н}}$. Намагничивание ферромагнетика до насыщения устраняет аномалию упругости. Однако имеется ряд сплавов, у которых низкий модуль упругости и аномальная температурная зависимость сохраняются даже после их намагничивания до насыщения. Эти сплавы называются элинварами. Типичный состав элинвара 58 % Fe + 42 % Ni. Элинвары легируют хромом, титаном, алюминием, углеродом для повышения механических свойств. По типу упрочнения различают элинвары дисперсионно-твердеющие и деформационно-твердеющие (старение после холодного деформирования).

Дисперсионно-твердеющие коррозионностойкие и теплостойкие сплавы для упругих чувствительных элементов (плоского и мембранного типа), датчиков давления, перемещения и других являются основным элементом, преобразующим упругую деформацию в показания приборов. Из них сплавы типа 36НХТЮ (36НХТЮ5М, 2НГХТЮМ и др.) на основе Fe–Ni–Cr обеспечивают работоспособность при температуре до 250...350 °С. Сплавы типа 70НХБМЮ (на Ni–Cr основе) – до 500...550 °С).

Элинвары 42НХТЮ, 46НХТЮ и др. для высокоточных упругих чувствительных элементов (независимых от температуры) контрольно-измерительной аппаратуры могут эксплуатироваться при температуре 200...250 °С. Более высокотемпературные элинвары – типа 43НКТЮ, 30Н25КТЮ и 29Н26КХБТЮ могут быть использованы до 230...350 °С. Основное применение элинваров – линии задержки, звукопроводы и гироскопические приборы.

На рис. 2.1.15 показано изменение температурного коэффициента модуля упругости e от температуры отпуска для дисперсионно-твердеющего сплава 42НХТЮ и деформационно-твердеющего сплава 36НХТ.

Некоторые сплавы этой группы являются материалами для медицинской техники.

Сплав 40КХНМ обладает высокой коррозионной стойкостью в организме человека (в тканях и плазме крови), физиологическом растворе и биологических средах. Область его применения в медицине широка: акупунктурные иглы, скобки для сшивания кровеносных сосудов тканей и органов, гвозди для скрепления костей, противотромбозные фильтры и другие имплантанты длительного действия.

Сплавы 40К27ХНМ с танталом и 40КХН10МТЮ используют для изготовления токоподводящих электродов кардиостимуляторов и стимуляторов других органов. Они обладают высокой живучестью и коррозионной стойкостью в условиях прохождения электрического тока.

Экономно-легированные сплавы следующие:

18ХНАГС используют для изготовления эндохирургического инструмента – урологических экстракторов камней, медицинских проводников, пункционных, биопсийных, атравматических и других игл;

23ХНАГС (без кобальта) – полноценный заменитель сплава типа 40КХНМ как по коррозионной стойкости, так и по упругим свойствам.

Эти сплавы применяются и для изготовления силовых пружин и пружинных двигателей (часовых пружин).

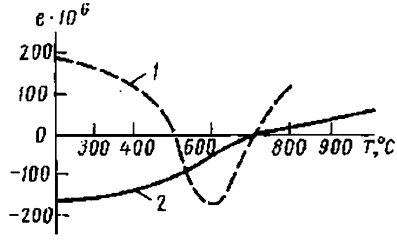


Рис. 2.1.15. Зависимость температурного коэффициента модуля упругости:
1 – сплав 42НХТЮ; *2* – сплав 36НХТ

2.1.6. НЕУПРУГОСТЬ И ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ

Неупругость представляет собой отклонение от упругости при деформировании тела, когда остаточные деформации отсутствуют. Появление таких отклонений связано с фактором времени. Идеально упругое поведение (закон Гука) проявляется только при очень медленном нагружении образца. Если действие нормального σ или касательного τ напряжения кратковременно, то образец деформируется на величину ε', и модуль продольной упругости будет равен $E_н = \sigma/\varepsilon'$. Если затем образец выдерживать под напряжением σ до момента установления равновесия, то появится дополнительная деформация образца ε'' и модуль упругости $E_р = \sigma/(\varepsilon' + \varepsilon'')$. Очевидно, что $E_н > E_р$. $E_н$ называется нерелаксированным модулем, $E_р$ – релаксированным. Это различие связано с протеканием в процессе нагружения образца с конечной скоростью релаксационных процессов, т.е. процессов установления термодинамического равновесия. В данном случае релаксация соответствует переходу части упругой энергии в теплоту. При деформировании с конечной скоростью в теле возникает отклонение от теплового равновесия. Например, при изгибе равномерно нагретого двухопорного стержня прямоугольного сечения часть стержня выше нейтральной плоскости растянута, а ниже – сжата. В условиях мгновенного адиабатического нагружения верхняя часть стержня охлаждается, а нижняя нагревается. Таким образом, упругое деформирование вызывает нарушение теплового равновесия. При последующей выдержке под нагрузкой выравнивание температуры вследствие теплопроводности приведет к тому, что растянутая часть стержня нагревается, следовательно, дополнительно расширяется. Сжатая часть охлаждается и испытывает дополнительное сжатие. В этом сущность релаксации, которая будет увеличивать стрелу прогиба до некоторого предельного значения при постоянном напряжении.

На рис. 2.1.16 показано изменение деформации ε и напряжения σ (пунктир) во времени. Здесь $\varepsilon_0 = \varepsilon' + \varepsilon''$. Скорость релаксации деформации от ε' до ε_0 при σ = const описывается уравнением

$$d\varepsilon / dt = (\varepsilon_0 - \varepsilon)/t_\sigma, \qquad (2.1.39)$$

где t_σ – время релаксации при постоянном напряжении.

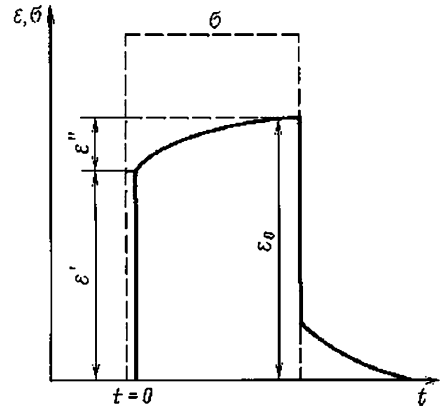


Рис. 2.1.16. Изменение напряжения σ и деформации ε при изменении времени t в процессе релаксации деформации

Аналогично скорость и релаксация напряжения при постоянной деформации

$$d\sigma / dt = (\sigma_0 - \sigma)/t_\varepsilon, \qquad (2.1.40)$$

где t_ε – время релаксации при постоянной деформации.

На рис. 2.1.16 видно также, что при мгновенном падении σ до нуля деформация мгновенно снижается до $\varepsilon'' = \varepsilon_0 - \varepsilon'$ и затем постепенно уменьшается до нуля.

Релаксация – макроскопический процесс, обусловленный запаздыванием различных микроскопических процессов в атомно-кристаллической структуре образца при его деформировании: перемещение дефектов (вакансий, дислокаций), примесных и собственных атомов, границ магнитных доменов ферромагнитных сплавов и др. Изменение состояния металла оценивают измерением внутреннего трения.

Если в теле одновременно происходит несколько релаксационных процессов, каждый из них характеризуется своим временем. Совокупность всех времен релаксации отдельных релаксационных процессов образует релаксационный спектр этого материала. Каждое структурное изменение в образце изменяет релаксационный спектр. Внутреннее трение измеряют по затуханию свободных колебаний (продольных, поперечных, крутильных, изгибных). Для металлов наиболее распространенным методом является метод крутильных колебаний.

На рис. 2.1.17 схематически показано возникновение петли гистерезиса (запаздывания) при кручении длинного стержня. При

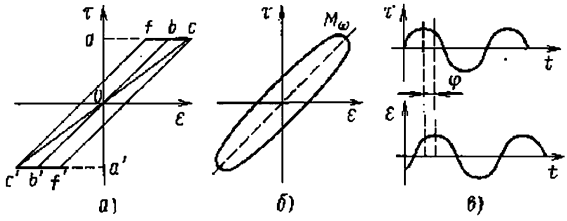


Рис. 2.1.17. Схема петли гистерезиса при мгновенном приложении и снятии напряжения (прерывистое кручение) в координатах τ – ε (*а*), реальная петля, наблюдаемая при конечной скорости деформирования (*б*) и сдвиг по фазе τ и ε (*в*)

мгновенном приложении касательного напряжения $\tau = (Oa)$ получается прямая упругой деформации Ob ($ab = \varepsilon$) (рис. 2.1.17, *а*). Тангенс угла наклона этой прямой Oa / ab равен нерелаксированному модулю сдвига $G_н$. Выдержка при напряжении $\tau = Oa$ приводит к релаксации деформации, которая увеличится до $\varepsilon_0 = \varepsilon' + \varepsilon''$ ($\varepsilon'' = bc$). Наклон линии Oc характеризует релаксированный модуль $G_р < G_н$. После мгновенного изменения напряжения от τ до $-\tau$ ($=Oa'$) деформация будет равна $\varepsilon = -a'f'$. После выдержки под касательным напряжением τ вследствие релаксации получается дополнительная деформация (отрезок $f'c'$). При очень быстром изменении напряжения от $-\tau$ до τ (от Oa' до Oa) деформация примет значение, соответствующее отрезку af, а после выдержки под постоянным напряжением деформация увеличится до ε_0, т.е. до величины ac.

При повторении такого цикла получается петля $fcf'c'f$ – петля упругого гистерезиса. Площадь этой петли равна потерям за один замкнутый цикл упругого деформирования (в данном случае кручения). При измерении внутреннего трения в реальных условиях напряжение τ и деформация ε циклически изменяются с конечной скоростью и получается петля в виде эллипса (рис. 2.1.17, *б*), длинная ось которого наклонена к оси абсцисс под некоторым углом. Тангенс этого угла равен динамическому модулю M_ω. Значение M_ω находится между релаксированным $M_р$ и нерелаксированным $M_н$ модулями. При циклическом деформировании с частотой ω величина M_ω в указанных пределах зависит от частоты.

На рис. 2.1.17, *в* видно, что деформация и напряжение во времени меняются синусоидально и сдвинуты по фазе на некоторый угол φ. Тангенс этого угла пропорционален площади петли и характеризует потери за один цикл. Потери циклической деформации, возникающей под влиянием касательных напряжений, определяются по логарифмическому декременту затухания θ свободных колебаний:

$$\theta = \ln A_n / A_{n-1}.$$

Здесь A_n, A_{n-1} – амплитуды двух последовательных колебаний, где n – число колебаний.

Относительные потери упругой энергии U вследствие ее превращения в теплоту равны $Q^{-1} = \Delta U/U = 2\pi \mathrm{tg}\varphi$ или $Q^{-1} = 2\pi\varphi$ при малом угле φ. При использовании метода крутильного маятника ему задают первоначальную амплитуду $A_0 = 10^{-5}...10^{-6}$ и измеряют амплитуду A_n через n колебаний. При этом

$$Q^{-1} = Q/(\pi n). \qquad (2.1.41)$$

Теоретически доказано, что зависимость $Q^{-1} = f(\omega)$ описывается кривой с максимумом при $\omega\tau = 1$ (рис. 2.1.18). Величина τ задается релаксационным спектром образца, для получения максимума нужно выбрать ω. Экспериментально проще менять не ω, а τ посредством изменения температуры образца. Зависимость времени релаксации от температуры T описывается выражением:

$$\tau = \tau_0 \exp(E/RT), \qquad (2.1.42)$$

где E – энергия активации релаксационного процесса; R – газовая постоянная; τ_0 – предэкспоненциальный множитель.

Если эксперимент проводить при двух частотах, то максимумы Q^{-1} получатся при двух температурах. Таким образом можно определить энергию активации релаксационного процесса. По высоте пика внутреннего трения можно определить также малые (на

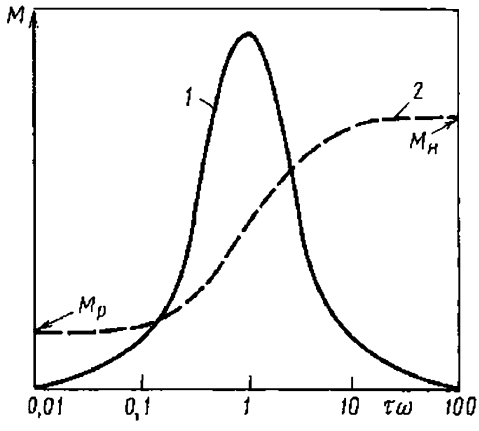


Рис. 2.1.18. Зависимость внутреннего трения (*1*) и динамического модуля (*2*) от величины τω

уровне 10^{-3} %) масс. доли атомов внедрения (углерода, азота) в металлах и коэффициент диффузии.

Метод внутреннего трения широко используется в физическом металловедении для исследования дефектов решетки и их взаимодействия между собой. Разрабатываются специальные сплавы с высоким уровнем внутреннего трения, которые можно использовать для гашения упругих колебаний, в том числе звуковых. Например, сплавы системы Fe–Al, дополнительно легированные медью и ниобием, имеют логарифмический декремент затухания 20...30 % при пределе текучести 340...420 МПа (сплавы высокого демпфирования).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Внутреннее** трение и тонкое строение металлов и неорганических материалов: сб. статей / под ред. Ф.Н. Тавадзе. М.: Наука, 1985. 286 с.

2. **Калачев И.Б., Дробышев Б.А.** Метод механических испытаний токолистовых материалов // Заводская лаборатория, 1986, № 2. С. 81 – 84.

3. **Кекало И.Б., Самарин Б.А.** Физическое материаловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами. М.: Металлургия, 1989. 496 с.

4. **Кунце Х.И.** Методы физических измерений. М.: Мир, 1989. 324 с.

5. **Лившиц Б.Г., Крапошин В.С., Линецкий Я.Л.** Физические свойства металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1980. 320 с.

6. **Лившиц Б.Г., Лилеев А.С.** Физические методы исследования (тепловые, объемные, электрические, магнитные). Т. 1.2 // Металловедение и термическая обработка стали: справочник / под ред. Бернштейна М.Л. и Рахштадта А.Г. С. 47 – 115. М.: Металлургия, 1983.

7. **Марочник** сталей и сплавов / А.С. Зубченко, М.М. Колосков, Ю.В. Каширский и др.; под ред. А.С. Зубченко. М.: Машиностроение, 2003. 784 с.

8. **Металловедение** и термическая обработка стали: справочник / под ред. М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахштадта. М.: Металлургия, 1991. Т. 1, кн. 1, 304 с.; Т. 1, кн. 2, 462 с.

9. **Метод** внутреннего трения в металловедческих исследованиях: справочник / М.С. Блантер, Ю.В. Пигузов и др. М.: Металлургия, 1991. 248 с.

10. **Прецизионные** сплавы: справочник / под ред. Б.В. Молотилова. М.: Металлургия, 1983. 438 с.

11. **Рахштадт А.Г.** Пружинные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1982, 400 с.

12. **Свойства** неорганических соединений: справочник / А.И. Ефимов и др. Л.: Химия, 1983.484 с.

13. **Сидоров И.И., Скорняков С.В.** Трансформаторы бытовой радиоэлектронной аппаратуры: справ. изд. М.: Радио и связь, 1994. 320 с.

14. **Теплопроводность** твердых тел: справочник / А.С. Охотин, Р.П. Боровикова, Т.В. Нечаева, А.С. Пушкарский; под ред. А.С. Охотина. М.: Энергоатомиздат, 1984. 320 с.

15. **Теплофизические** свойства материалов при низких температурах: справочник / Л.А. Новицкий, И.Г. Кожевников. 2-е изд. М.: Машиностроение, 1982. 672 с.

16. **Физические** величины / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Брашковский и др.; под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.

17. **Gupta S.V.** Practical Density Measurement and Hydrometry. Taylor & Francis, CRC Press, 2002. 352 pp.

18. **Kittel C.** Introduction to Solid State Physics, 7th edn. N.Y.: Wiley, 1995. 320 pp.

19. **Puskar A.** Internal Friction of Materials. Cambridge International Science Publishing, 1999. 350 pp.

20. **Taylor R.E.** Thermal Expansion of Solids, Cindas Data Series on Material Properties, Vol. 1 – 4, ASM International, Ohio, USA, 1998. 1236 pp.

Глава 2.2

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

2.2.1. ИСПЫТАНИЯ НА РАСТЯЖЕНИЕ

Испытания на одноосное статическое растяжение позволяют установить следующие основные характеристики материала: предел пропорциональности $\sigma_{пц}$, предел упругости $\sigma_{0,05}$ (условный предел упругости, при котором остаточное удлинение составляет 0,05 %), модуль упругости E, предел текучести физический $\sigma_т$, верхний $\sigma_{тв}$ и нижний $\sigma_{тн}$, условный $\sigma_{0,2}$ (при котором остаточное удлинение составляет 0,2 %), временное сопротивление $\sigma_в$, относительное равномерное удлинение, относительное удлинение после разрыва, относительное равномерное сужение и относительное сужение поперечного сечения после разрыва ψ.

Методы статических испытаний на растяжение металлов и изделий из них для определения характеристик механических свойств при 20 °С устанавливаются стандартами (ГОСТ 1497), при повышенных до 1200 °С (ГОСТ 9651) и пониженных от 20 до –100 °С (ГОСТ 11150) температурах, на испытания сварных соединений (ГОСТ 6996). Существует специальный стандарт на растяжение листов и лент толщиной до 3 мм (ГОСТ 11701).

Места вырезки заготовок для образцов, их число, направление продольной оси образцов по отношению к заготовке, припуски при вырезке указываются в нормативно-технической документации на правила отбора проб, заготовок и образцов или на металлопродукцию. При определении характеристик механических свойств металла в термообработанном состоянии вырезка производится после проведения окончательной термообработки.

При изготовлении образцов на металлорежущих станках принимают меры (охлаждение, соответствующие режимы обработки), исключающие возможность изменения свойств металла при нагреве или наклепе в результате механической обработки. У плоских образцов должны сохраняться поверхностные слои проката, если не имеется иных указаний в нормативно-технической документации на правила отбора проб, заготовок и образцов или на металлопродукцию.

У обработанных поверхностей на рабочей части цилиндрических образцов должен быть $Ra \le 1{,}25$ мкм, а у боковых поверхностей рабочей части плоских образцов $Rz \le 20$ мкм. Требования к шероховатости поверхности литых образцов и готовых изделий должны соответствовать требованиям к шероховатости поверхности литых заготовок и металлопродукции, испытываемой без предварительной механической обработки.

Для испытаний на растяжение применяют пропорциональные цилиндрические или плоские образцы диаметром или толщиной в рабочей части 3,0 мм и более с начальной расчетной длиной $l_0 = 5{,}65\sqrt{F_0}$ или $l_0 = 11{,}3\sqrt{F_0}$, где F_0 – начальная площадь поперечного сечения в рабочей части. Применение коротких образцов предпочтительнее.

При наличии указаний в нормативно-технической документации на металлопродукцию допускается применять непропорциональные образцы, для которых начальная расчетная длина l_0 устанавливается независимо от начальной площади поперечного сечения образца F_0.

Для плоских образцов соотношение между шириной и толщиной в рабочей части образца не должно превышать 8 : 1.

Форма и размеры головок и переходных частей цилиндрических и плоских образцов определяются способом крепления образцов в захватах испытательной машины. Способ крепления должен предупреждать проскальзывание образцов в захватах, смятие опорных поверхностей, деформацию головок и разрушение образца в местах перехода от рабочей части к головкам и в головках.

Рабочая длина образцов должна составлять: от $l_0 + 0{,}5d_0$ до $l_0 + 2d_0$ – для цилиндрических образцов; от $l_0 + 1{,}5\sqrt{F_0}$ до $l_0 + 2{,}5\sqrt{F_0}$ – для плоских образцов.

Образцы маркируют вне рабочей длины образца.

Начальную расчетную длину l_0 с погрешностью до 1 % ограничивают на рабочей длине образца кернами, рисками или иными метками. Для пересчета относительного удлинения после разрыва δ и для определения относительного равномерного удлинения $\delta_р$ по всей рабочей длине образца рекомендуется наносить риски, керны или иные метки, например, через каждые 5 или 10 мм.

Предел пропорциональности $\sigma_{пц}$ – наибольшее напряжение, которое материал образца выдерживает без отклонения от закона Гука. Его определяют с помощью тензометров (расчетный способ) и графическим способом – по начальному участку диаграммы, записанной с помощью силоизмерителя и измерителя деформации.

Тензометр или измеритель деформации устанавливают на образец после приложения к нему начальной нагрузки P_0, соответствующей напряжению, равному 10...15 % от предполагаемого предела пропорциональности $\sigma_{пц}$.

При определении предела пропорциональности $\sigma_{пц}$ *расчетным способом* после установки тензометра проводят нагружение образца равными ступенями до нагрузки, соответствующей напряжению, равному 70...80 % от предполагаемого предела пропорциональности $\sigma_{пц}$. Число ступеней нагрузки должно быть не менее четырех. Время выдержки на каждой ступени – до 5...7 с. Дальнейшее нагружение осуществляют мелкими ступенями. Когда приращение удлинения для малой ступени нагружения превысит среднее приращение удлинения (при той же ступени нагрузки) дальнейшее нагружение прекращают. Определяют среднее приращение удлинения на малую ступень нагружения. Найденную величину увеличивают в соответствии с принятым допуском. Определяют нагрузку $P_{пц}$, соответствующую подсчитанному приращению удлинения. Допускается применение метода линейной интерполяции для уточнения значения $P_{пц}$. Обычно допуск при определении $\sigma_{пц}$ задают по уменьшению тангенса угла наклона, образованного касательной к кривой растяжения в точке, соответствующей нагрузке $P_{пц}$, с осью удлинения по сравнению с тангенсом на начальном упругом участке. Стандартный допуск 50 %. Поэтому предел пропорциональности $\sigma_{пц}$ – это напряжение, при котором отступление от линейной зависимости между нагрузкой и удлинением достигает такой величины, что тангенс угла наклона, образованного касательной к кривой нагрузка–удлинение в точке $P_{пц}$ с осью нагрузки, увеличивается на 50 % от своего значения на упругом (линейном участке).

Графическим способом (рис. 2.2.1) предел пропорциональности $\sigma_{пц}$ определяют по начальному участку диаграммы растяжения,

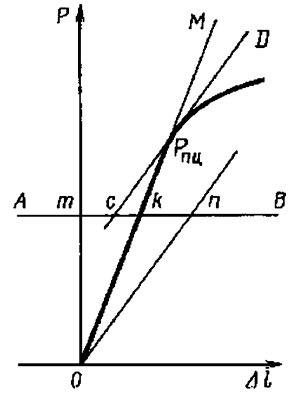


Рис. 2.2.1. Схема определения предела пропорциональности при растяжении:
P – нагрузка; Δl – удлинение

записанной с помощью силоизмерителя и измерителя деформации. Удлинение определяется на участке, равном базе измерителя деформации. Масштаб по оси удлинения должен быть не менее 100:1 при базе измерителя деформации 50 мм и более и не менее 200:1 при базе измерителя менее 50 мм; по оси нагрузки 1 мм диаграммы должен соответствовать не более 10 МПа.

Из начала координат проводят прямую *OM*, совпадающую с начальным линейным участком диаграммы растяжения. Затем на произвольном уровне проводят прямую *AB*, параллельную оси абсцисс, и на этой прямой откладывают отрезок *kn*, равный половине отрезка *km* .Через точку *n* и начало координат проводят прямую *On* и параллельно ей проводят касательную *CD* к диаграмме растяжения. Точка касания определяет искомую нагрузку $P_{пц}$.

Предел пропорциональности $\sigma_{пц}$ вычисляют по формуле $\sigma_{пц} = P_{пц}/F_0$.

Модуль упругости E определяют расчетным способом – с помощью тензометров или графическим способом – по начальному участку диаграммы растяжения, записанной с помощью силоизмерителя и измерителя деформации.

После установки тензометра проводят нагружение образца равными ступенями до нагрузки, соответствующей напряжению, равному 70...80 % от предполагаемого предела пропорциональности $\sigma_{пц}$. Ступень нагружения должна соответствовать напряжениям, составляющим 5...10 % от предполагаемого предела

пропорциональности $\sigma_{пц}$. По результатам испытаний определяют среднюю величину приращения удлинения образца $\Delta l_{ср}$ на степень нагружения ΔP. Модуль упругости E вычисляют по формуле $E = \Delta P l_0 / (F_0 / \Delta l_{ср})$.

При определении модуля упругости E графическим способом к образцу прикладывают нагрузку P, соответствующую напряжению, равному 70...80 % от предполагаемого предела пропорциональности $\sigma_{пц}$. Масштаб по оси удлинения должен быть не менее 100:1 при базе измерителя деформации 50 мм и более, и не менее 200:1 при базе измерителя менее 50 мм; по оси нагрузки 1 мм диаграммы должен соответствовать не более 10 МПа. Участок диаграммы деформирования $P - \Delta l$ аппроксимируют прямой, проведенной из начала координат. Модуль упругости E определяют по формуле $E = l_0 \operatorname{tg}\varphi / F_0$, где $\operatorname{tg}\varphi = P / \Delta l$ – тангенс угла наклона данной прямой к оси удлинений.

Предел текучести физический $\sigma_т$, верхний предел текучести $\sigma_{тв}$ и нижний предел текучести $\sigma_{тн}$ определяют по диаграмме растяжения, полученной на испытательной машине (если 1 мм диаграммы по оси нагрузок соответствует не более 10 МПа) при наличии на диаграмме площадки и зуба текучести (рис. 2.2.2, 2.2.3). Физический нижний предел текучести $\sigma_{тн}$ – наименьшее напряжение, при котором образец деформируется под действием практически неизменной нагрузки (площадка текучести на кривой деформирования). При контрольно-сдаточных испытаниях допускается нагрузку $P_т$ определять по явно выраженной остановке стрелки силоизмерительного устройства испытательной машины, обусловленной удлинением образца без заметного увеличения нагрузки.

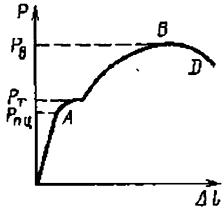


Рис. 2.2.2. Диаграмма деформирования при растяжении с площадкой текучести

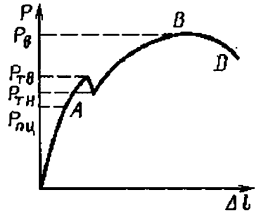


Рис. 2.2.3. Диаграмма деформирования при растяжении с зубом текучести

Верхний предел текучести $\sigma_{тв}$ – напряжение, соответствующее первому пику нагрузки, отмеченному до начала текучести рабочей части образца. Образование площадки и зуба текучести проявляется следующим образом. При растяжении плавное увеличение нагрузки происходит до достижения $\sigma_{тв}$, затем возникает относительно резкий спад напряжений до $\sigma_{тн}$ (рис. 2.2.3) и последующее деформирование (обычно на 0,1...1 %) идет при постоянной нагрузке, т.е. образуется площадка текучести. При деформациях, соответствующих площадке текучести, образец на рабочей длине покрывается характерными полосами Чернова–Людерса, в которых происходит локальное течение. Наличие зуба текучести связано с происходящими в материале процессами деформационного старения и зависит от скорости деформирования. Если деформационное старение успевает проходить в процессе деформирования, то на диаграмме деформирования может появиться несколько зубов. При определении пределов текучести $\sigma_т$, $\sigma_{тв}$ и $\sigma_{тн}$ скорость относительной деформации рабочей части образца на стадии текучести устанавливается с учетом характеристики упругой податливости испытательной машины K = 0,00025...0,0025 $с^{-1}$, если в нормативно-технической документации на металлопродукцию не имеется других указаний.

Пределы текучести (МПа) $\sigma_т$, $\sigma_{тв}$, $\sigma_{тн}$ вычисляют по формуле $\sigma_{т,\,тв,\,тн} = P_{т,\,тв,\,тн} / F_0$.

Предел текучести условный $\sigma_{0,2}$ с допуском на величину пластической деформации при нагружении 0,2 % определяют расчетным способом – с применением тензометров или графическим способом – по диаграмме растяжения, полученной на испытательной машине.

Для определения условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ по диаграмме растяжения, полученной на испытательной машине, вычисляют остаточное удлинение с учетом установленного допуска, исходя из рабочей длины образца. Найденную величину увеличивают пропорционально масштабу диаграммы и отрезок полученной длины откладывают по оси удлинения от точки O (рис. 2.2.4).

Начальная криволинейная часть диаграммы исключается. Из точки E проводят прямую параллельно прямой OA. Точка пересечения B с диаграммой растяжения определяет нагрузку $P_{0,2}$, соответствующую условному пределу текучести при заданном допуске на

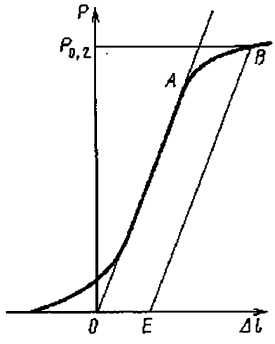


Рис. 2.2.4. Схема определения условного предела текучести при растяжении

величину остаточного удлинения. Масштаб диаграммы по оси удлинения должен быть не менее 50:1. Допускается использовать диаграммы с масштабом 10:1 при применении образцов с рабочей длиной не менее 50 мм.

При определении условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ скорость нагружения должна быть 1,0...30,0 МПа/с, если в нормативно-технической документации на металлопродукцию не имеется других указаний. Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ вычисляют по формуле $\sigma_{0,2} = P_{0,2}/F_0$.

Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ определяют только при отсутствии площадки текучести, если не имеется иных указаний в нормативно-технической документации на металлопродукцию.

Для определения **временного сопротивления** $\sigma_в$ образец подвергают растяжению под действием плавно возрастающей нагрузки до разрушения. За временное сопротивление принимается напряжение, соответствующее максимальному полученному значению нагрузки P_{max}, предшествующему разрыву образца. При определении временного сопротивления $\sigma_в$ скорость деформирования должна быть не более 0,5 от начальной расчетной длины образца, выраженной в мм/мин. Временное сопротивление $\sigma_в$ вычисляют по формуле $\sigma_в = P_{max}/F_0$.

Относительное равномерное удлинение $\delta_р$ определяют на образцах с начальной расчетной длиной $l_0 \geq 11{,}3\sqrt{F_0}$. Перед испытанием на образец с равномерным шагом наносятся керны или риски. Для определения относительного равномерного удлинения $\delta_р$ выбирают бóльшую из частей образца после его разрыва. Отступив от места разрыва не менее чем на $2d_0$ или $2b_0$ (d_0 – диаметр цилиндрического образца; b_0 – ширина плоского образца), отмечают первую метку участка образца на его рабочей части $l_{нр}$, на котором определяют относительное равномерное удлинение $\delta_р$. Отсчитывая число меток, соответствующее начальной длине участка $l_{нр} = 2d_0$ (или $1{,}5b_0$), определяют его конечную длину после разрыва $l_{кр}$, на котором определяют $\delta_р$ (рис. 2.2.5).

Относительное равномерное удлинение $\delta_р$ (%) вычисляют по формуле

$$\delta_р = \frac{l_{кр} - l_{нр}}{l_{нр}} \cdot 100\ \%.$$

Допускается определять относительное равномерное удлинение $\delta_р$ по диаграмме растяжения, как соответствующее наибольшей нагрузке P_{max}.

Относительное удлинение образца после разрыва δ (%) вычисляют по формуле

$$\delta = \frac{l_к - l_0}{l_0} \cdot 100\ \%,$$

где $l_к$ – конечная расчетная длина образца после разрыва.

Для определения $l_к$ разрушенные части образца плотно складывают так, чтобы их оси образовали прямую линию.

При наличии указаний в нормативно-технической документации на металлопродукцию для малопластичных материалов ($\delta < 5$ %) определяют:

абсолютное удлинение $l_к - l_0$. Перед испытанием около одного из концов рабочей длины образца ставят метку. Из центра метки проводят дугу радиусом, равным начальной расчетной длине образца. После разрыва обе половины образца прижимают друг к другу и из той же метки проводят дугу того же радиуса.

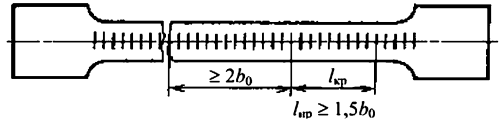


Рис. 2.2.5. Схема разметки образца при определении его относительного равномерного удлинения

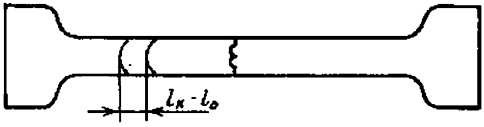


Рис. 2.2.6. Схема определения абсолютного удлинения образца после разрыва для малопластичных материалов

Расстояние между дугами, равное абсолютному удлинению (рис. 2.2.6), измеряют с помощью микроскопа или других средств измерений;

конечную расчетную длину $l_к$ по диаграмме растяжения с масштабом по оси удлинения не менее 50:1 или по расстоянию между головками образца или метками на переходных частях с применением расчетных формул.

Для определения **относительного сужения** ψ цилиндрического образца после разрыва измеряют минимальный диаметр образца в двух взаимно перпендикулярных направлениях. По среднему арифметическому из полученных значений вычисляют площадь поперечного сечения образца после разрыва $F_к$. Относительное сужение (%) после разрыва вычисляют по формуле

$$\psi = (F_0 - F_к) \cdot 100 / F_0 .$$

При оценке механических свойств сварных соединений указанные выше характеристики – $\sigma_т$, $\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$, δ, ψ (на пятикратных образцах) – могут быть определены для металла различных участков (металла шва, зоны термического влияния) при всех видах сварки плавлением. Рабочее сечение образцов всех типов должно полностью состоять из металла испытуемого участка. Все образцы располагают вдоль продольной оси испытуемого участка.

На рис. 2.2.7 в качестве примера показана схема расположения образцов для металла стыковых односторонних и двусторонних симметричных и несимметричных швов (при толщине металла a = 5...15 мм).

Испытания на растяжение проводятся также для определения характеристик прочности наиболее слабого участка стыкового или нахлесточного соединения. В этом случае определяют временное сопротивление и место разрушения образца (металл шва, металл околошовной зоны, основной металл).

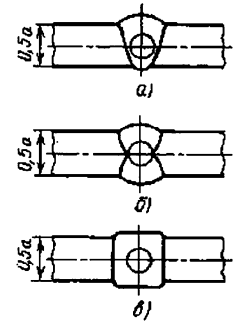


Рис. 2.2.7. Схема вырезки образцов из металла шва стыкового сварного соединения:
а – односторонний несимметричный шов;
б – двусторонний симметричный шов;
в – двусторонний симметричный шов с принудительным формированием

Кроме отмеченных основных характеристик механических свойств материала в ГОСТ 11701 (методы испытаний на растяжение тонких листов и лент) приведены некоторые дополнительные расчетные величины – коэффициент пластической анизотропии R, отражающий соотношение между пластическими свойствами в плоскости прокатки и по толщине образца, относительная деформация которого равна δ, показатель деформационного упрочнения металла при равномерной пластической деформации и показатель неравномерности пластической деформации рабочей части образца.

Результаты испытаний на растяжение не учитывают:

при разрыве образца по кернам (рискам), если при этом какая-либо характеристика механических свойств не отвечает установленным требованиям в нормативно-технической документации на металлопродукцию;

при разрыве образца в захватах испытательной машины или за пределами расчетной длины образца (при определении относительного равномерного удлинения $\delta_р$ и относительного удлинения при разрыве δ);

при разрыве образца вследствие дефектов металлургического производства и получении при этом неудовлетворительных результатов испытаний.

При отсутствии иных указаний в нормативно-технической документации на металлопродукцию выполняют повторные испытания взамен не учитываемых на таком же числе образцов.

Для определения рассмотренных характеристик механических свойств при высоких и низких температурах используют устройства для нагрева и охлаждения образцов. При проведении испытаний на растяжение при повышенных температурах нагревательное устройство должно обеспечивать равномерный нагрев образца по его рабочей части до достижения заданной температуры испытания и поддержание этой температуры на протяжении всего испытания. Предельные отклонения от установленной температуры испытания в точках замера по длине расчетной части образца без учета погрешностей измерения температуры, обусловленных термоэлектрическим преобразователем и вторичными приборами, не должны превышать:

±5 °С – при температуре испытания до 600 °С;

±7 °С – при температуре испытания свыше 600 до 900 °С;

±8 °С – при температуре испытания свыше 900 до 1200 °С.

При разногласиях в оценке качества металла предельные отклонения температуры от установленной при испытании в любой точке расчетной длины образца должны быть на 2 °С ниже.

Для измерения температуры на образец устанавливают:

два первичных термопреобразователя (термопары) – при $l_0 < 100$ мм (у меток, ограничивающих начальную расчетную длину образца l_0);

три первичных термопреобразователя (термопары) – при $l_0 > 100$ мм (у меток, ограничивающих начальную расчетную длину образца l_0 и в середине ее).

За исключением разногласий в оценке качества металла допускается устанавливать на образце с начальной расчетной длиной $l_0 \leq 50$ мм один первичный термопреобразователь (термопару) в средней части начальной расчетной длины образца l_0.

Продолжительность нагрева образца до достижения температуры испытания и время выдержки при этой температуре указываются в нормативно-технической документации на металлопродукцию. При отсутствии таких указаний продолжительность нагрева до достижения температуры испытания должна составлять не более 1 ч, время выдержки 20…30 мин.

При наличии указаний в нормативно-технической документации на металлопродукцию допускается проводить испытания в защитной атмосфере (нейтральные газы).

При проведении испытаний на растяжение при пониженных температурах конструкция криокамеры должна обеспечивать равномерное охлаждение рабочей части образца.

Охлаждение образца до достижения заданной температуры испытания и испытание проводят в жидкой среде. Допускается охлаждение образца до заданной температуры испытания и испытание проводить в охлажденной газообразной среде.

В качестве жидкой среды применяют этиловый ректификованный спирт, охлажденный твердым диоксидом углерода или жидким азотом, или льдом. Для охлаждения образцов до температуры –70 °С применяют этиловый ректификованный спирт, охлажденный твердым диоксидом углерода или жидким азотом, а до температур ниже –70 до –100 °С – жидкий азот. Для охлаждения образцов до температур ниже 20 °С до 0 °С допускается применять этиловый ректификованный спирт, охлажденный льдом.

Охлаждение газообразной среды (воздух, нейтральный газ) в криокамере происходит благодаря испарению жидкого азота, вводимого в рабочее пространство криостата.

Для измерения температуры среды применяют термометры жидкостные (не ртутные) с ценой деления не более 1 °С или термоэлектрические преобразователи со вторичными приборами класса точности не ниже 0,5.

Температуру среды в криостате на требуемом уровне поддерживают путем периодического введения небольших дополнительных порций охладителя при интенсивном перемешивании среды или путем непрерывной подачи охладителя при заданной температуре.

Время выдержки образца при заданной температуре испытания должно указываться в нормативно-технической документации на металлопродукцию. При отсутствии таких указаний время выдержки при охлаждении образцов в жидкой среде должно составлять:

не менее 10 мин – для цилиндрических образцов диаметром 6,0 мм и менее и для плоских образцов толщиной 4,0 мм и менее;

не менее 15 мин – для цилиндрических образцов диаметром более 6,0 мм и для плоских образцов толщиной более 4,0 мм.

При охлаждении образцов в газообразной среде время выдержки устанавливается экспериментально в зависимости от конструкции криостата и способа ввода охладителя.

Требования стандартов РФ на проведение испытаний образцов при растяжении в основном соответствуют требованиям соответствующих американских стандартов Е8–83, Е21–79. Однако в отличие от последних в российских стандартах в качестве основных указываются образцы пятикратной, а не четырехкратной длины. Кроме того, допускается определение условного предела текучести по машинным диаграммам "нагрузка–удлинение".

Наряду с определением отмеченных выше стандартных характеристик механических свойств важное значение при проведении испытаний на растяжение имеют также регистрация и представление в удобной для расчетов форме собственно диаграмм деформирования. Это необходимо для проведения расчетов напряженно-деформированного состояния с учетом пластических деформаций и упрочнения материала. Машинная диаграмма деформирования может быть представлена в условных напряжениях и деформациях "$\sigma - \delta$", где напряжение $\sigma = P/F_0$, и деформация $\varepsilon = (l_к - l_0) / l_0$ определены соответственно без учета изменения площади образца и базы измерения деформаций.

Более объективную информацию о свойствах материала можно получить, если кривую деформирования представить в истинных напряжениях и деформациях $S - \varepsilon_и$ (рис. 2.2.8), где истинное напряжение S – это отношение текущей нагрузки P к текущей площади поперечного сечения F ($S = P / F$), а истинная деформация определяется с учетом изменения базы измерения деформаций:

$$\varepsilon_и = \int_{l_0}^{l} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} = \ln(1+\varepsilon).$$

По аналогии с условной диаграммой на истинной диаграмме деформирования можно выделить точки, соответствующие истинному пределу текучести $S_{0,2}$, истинному пределу прочности $S_в$ и истинному сопротивлению разрыву $S_к$. Последняя характеристика определяется как отношение силы в момент разрушения к площади поперечного сечения образца в месте разрыва $F_к$: $S_к = P_к / F_к$. Различие между указанными условной и истинной диаграммами проявляется особенно существенно в области больших деформаций. Указанные напряжения в случае образования выраженной шейки также условны в связи с неравномерностью их распределения по сечению образца и отличием напряженного состояния в шейке от линейного. Для их уточнения предложен ряд аналитических зависимостей. Численные методы, например, метод конечных элементов, позволяют получить диаграмму $S - \varepsilon_и$ по условной диаграмме на основе решения обратной упругопластической задачи о растяжении образца с учетом больших деформаций и смещений.

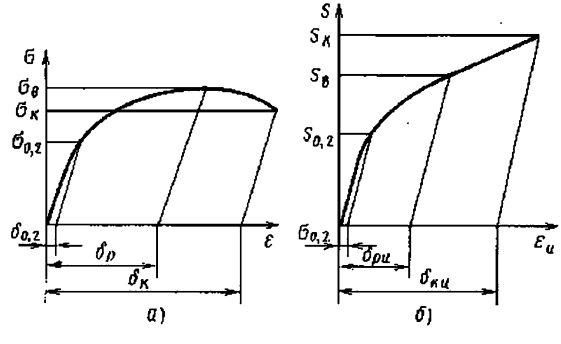


Рис. 2.2.8. Условная (*а*) и истинная (*б*) диаграммы деформирования:
$\sigma_к$ – предельное напряжение при разрыве; $\delta_{0,2}$ – допуск на пластическую деформацию;
$\delta_р$, $\delta_{ри}$ – равномерная деформация соответственно на условной и истинной диаграммах;
$\delta_к$, $\delta_{ки}$ – предельная деформация на условной и истинной диаграммах

Для аналитического описания диаграмм деформирования в упругопластической области используют различные виды аппроксимаций – в виде степенной, линейной, кусочно-линейной зависимости, сплайн-функций и др. Наибольшее распространение получили степенная и линейная зависимости. В этом случае связь между напряжениями и деформациями в упругопластической области (при $\sigma > \sigma_т$) выражается следующими уравнениями:

$$\sigma / \sigma_т = (\varepsilon / \varepsilon_т)^m ;$$

$$\sigma = \sigma_т + G_т(\varepsilon - \varepsilon_т),$$

где $\varepsilon_т$ – деформация, соответствующая пределу текучести; m – показатель степени; $G_т$ – модуль упрочнения.

Температура испытаний и скорость нагружения оказывают влияние на характеристики механических свойств материалов. Как правило, при понижении температуры происходит увеличение модуля упругости, показателей прочности и снижение пластических свойств. Повышение скорости нагружения также вызывает увеличение прочностных и снижение пластических характеристик. При испытании деформационностарсющих металлов, например малоуглеродистых низколегированных сталей, некоторых жаропрочных никелевых сплавов в диапазоне температур деформационного старения, наблюдается эффект потери пластичности и повышения прочностных характеристик. В связи с этим изменение механических свойств в зависимости от температуры может носить немонотонный характер. Степень изменения механических свойств в диапазоне температур деформационного старения увеличивается с увеличением общего времени деформирования. В приложении к гл. 2.2 приведены справочные данные по влиянию температуры испытаний на механические свойства некоторых сталей.

Определяемые при статическом растяжении стандартных образцов характеристики механических свойств используются не только для оценки качества материалов и расчетов на статическую прочность, но и для прогнозирования свойств материалов при более сложных случаях нагружения. Для различных классов материалов установлены эмпирические зависимости, связывающие механические свойства при растяжении с пределом выносливости, параметрами кривых малоцикловой усталости и циклического упругопластического деформирования, характеристиками разрушения тел с трещинами.

2.2.2. ИСПЫТАНИЯ НА СЖАТИЕ

По результатам испытаний образцов на сжатие (ГОСТ 25.503) определяют следующие характеристики механических свойств: модуль упругости; предел пропорциональности; предел упругости; физический предел текучести; условный предел текучести; предел прочности; кривую упрочнения и ее параметры.

Для испытания на сжатие используют цилиндрические образцы следующих типов: с гладкими торцами I – III типов (рис. 2.2.9) и торцовыми выточками IV типа (рис. 2.2.10) диаметром d_0 = 10...30 мм. Образцы типа I (d_0 = 20 мм, высота h_0 = 160 мм) применяются для определения модуля упругости; типа II (d_0 = 10...30 мм, h_0 = 30...90 мм) – предела пропорциональности и предела упругости; типа III (d_0 = 10...30 мм) – физического и условного предела текучести и построения кривой упрочнения; типа IV (d_0 = 10...30 мм) – для построения кривой упрочнения.

Высоту образца h_0 для образцов типов III и IV определяют по формуле

$$h_0 = 2{,}24 d_0 \sqrt{n} / \nu ,$$

где n = 0,1...0,5 – показатель деформационного упрочнения материала при сжатии, для сталей n = 0,15...0,25; ν – коэффициент; ν = 0,5 для образцов типа III и ν = 0,76 для образцов типа IV. Для образцов типа IV ширину буртика u_0 принимают равной 0,5...0,8 мм; высоту буртика t_0 определяют по формуле $t_0 = 2{,}3\, u_0 \mu^{1,4}$, где μ – коэффициент Пуассона.

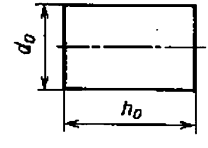


Рис. 2.2.9. Образец с гладкими торцами для испытаний на сжатие

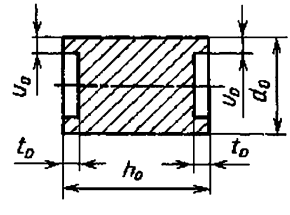


Рис. 2.2.10. Образец с торцовыми выточками для испытаний на сжатие

Для определения модуля упругости, пределов упругости и пропорциональности при сжатии иногда используют образцы в виде пластин толщиной 2...5 мм, которые испытывают в специальных приспособлениях, обеспечивающих их продольную устойчивость.

Образцы обрабатывают на металлорежущих станках. Глубина резания при последнем проходе не должна превышать 0,3 мм. Термическая обработка металла должна проводиться до финишных операций изготовления образцов. Предельное отклонение твердости после термической обработки не должно превышать HB ± 10 или HRC ± 1.

При проведении испытаний на сжатие испытательная машина должна быть оснащена:

преобразователем силы и тензометром или преобразователями силы и перемещений с самопишущим прибором – при определении характеристик E^c, $\sigma^c_{пц}$, $\sigma^c_{0,05}$.* При этом установка тензометра проводится на образце, а самопишущий прибор предназначен для записи диаграммы "$P^c = f(\Delta h)$";

преобразователями силы и перемещений с самопишущим прибором – при определении характеристик ($\sigma^c_т$, $\sigma^c_{0,2}$, $\sigma^c_в$) и построении кривой упрочнения на образцах III типа. При этом преобразователь перемещений устанавливают на активном захвате испытательной машины. Допускается измерять абсолютную деформацию образца Δh измерительными приборами и инструментом;

преобразователем силы и измерительными приборами и инструментом – при построении кривой упрочнения на образцах IV типа.

Погрешность измерения сжимающей нагрузки P^c преобразователем силы не должна превышать ±1 % значения измеряемой величины, начиная с 0,2 от наибольшего значения каждого диапазона измерения. Суммарная погрешность измерения и регистрации преобразователями силы и перемещений с самопишущим прибором сжимающей нагрузки P^c и абсолютной деформации Δh не должна превышать ±2 % от измеряемой величины.

Самопишущий прибор должен обеспечивать запись диаграммы "$P^c = f(\Delta h)$" со следующими парамстрами:

высотой ординаты диаграммы, соответствующей наибольшему предельному значению диапазона измерения нагрузок, не менее 250 мм;

масштабами записи по оси абсолютной деформации от 50:1 до 500:1.

Погрешность измерения конечного диаметра образца $d_к$ должна быть не более: 0,01 мм – для $d_к \le 10$ мм; 0,05 мм – для $d_к > 10$ мм.

Для ограниченного объема испытаний и оценки только среднего значения характеристики механических свойств число образцов должно быть не менее трех. Для оценки параметров функции распределения характеристики механических свойств число образцов определяют исходя из нормального закона распределения.

Испытание образцов на сжатие проводят в приспособлении (см., например, рис. 2.2.11).

Выбор материала для деформирующих плит приспособления проводят, исходя из условия отсутствия на них пластических отпечатков образцов после испытания. Твердость деформирующих плит должна превышать твердость упрочненных во время испытания образцов не менее чем на 5 HRC. На начальной

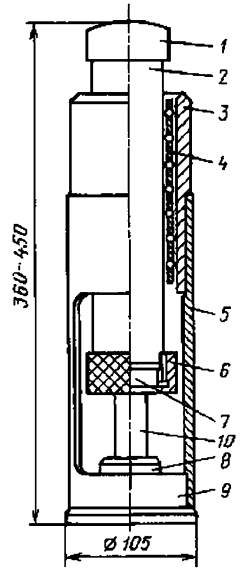


Рис. 2.2.11. Приспособление для испытаний на сжатие:
1 – накладка; *2* – пуансон; *3* – втулка; *4* – сепаратор; *5* – корпус; *6* – гайка; *7*, *8* – деформирующие плиты; *9* – основание; *10* – образец

* Индекс "с" в обозначениях характеристик означает, что они определены при испытаниях на сжатие.

стадии нагружения в области малых деформаций, как и при растяжении, реализуется линейное напряженное состояние. С увеличением сжимающей нагрузки на торцовых поверхностях образца возникают вызванные трением касательные напряжения, затрудняющие поперечную деформацию образца. В результате напряженное состояние в образце становится неоднородным и неодноосным. В связи с этим рекомендуется, чтобы соблюдалось одноосное сжатие. Отсутствие бочкообразования и вогнутости проверяют по неравенству

$$10\left[\left|\ln(h_0/h_к)\right| - \ln(A_к/A_0)\right] \Big/ \left|\ln(h_0/h_к)\right| < 1,$$

где h_0 и $h_к$ – соответственно начальная и конечная (после испытания) высота образца; A_0 и $A_к$ – соответственно начальная и конечная площадь поперечного сечения образца.

Если неравенство не выполняется, то считают, что на испытуемом металле характеристика механических свойств не может быть определена или необходимо изменить условия проведения эксперимента (выбрать новые размеры образца, изменить марку смазочного материала).

При испытании образцов I, II типов торцы образов обезжиривают, смазывание торцов этих образцов смазочным материалом недопустимо. При испытании образцов III типа допускается применение смазочного материала, а при испытании образцов IV типа применение смазочного материала является обязательным. При испытании образцов III типа в качестве смазочного материала используют машинное масло с графитом, смазочно-охлаждающую жидкость В-32К и Укринол 5/5. При испытании образцов IV типа в качестве смазочного материала применяют стеарин, парафин или воск. На образцы смазочный материал наносят в жидком состоянии. Толщина смазочного материала должна соответствовать высоте буртиков. Допускается применение других смазочных материалов, обеспечивающих уменьшение контактного трения между образцом и деформирующей плитой.

При испытании образцов на сжатие до предела текучести скорость относительного деформирования выбирают от 0,00025 до 0,0025 $с^{-1}$, за пределом текучести – не более 0,001 $с^{-1}$. Скорость относительного деформирования рекомендуется определять с учетом упругой податливости системы "испытательная машина – образец" (ГОСТ 1497). Если выбранная скорость относительного деформирования в области текучести не может быть достигнута непосредственно регулированием испытательной машины, то деформирование осуществляют с регулированием скорости нагружения от 3 до 30 МПа/с до начала области текучести образца.

В процессе испытаний контролируют стабильность задаваемых нагрузок, скорость деформирования, скорость нагружения и скорость перемещения деформирующей плиты.

Для определения характеристик механических свойств испытывают серию одинаковых образцов. Результаты испытаний серии образцов усредняют или подвергают статистической обработке.

Модуль упругости при сжатии определяют на образцах I типа. Порядок проведения испытаний образцов и методика построения диаграммы испытаний по показаниям преобразователя силы и тензометра следующие. Нагружают образец до напряжения $\sigma_0 = 0{,}10\,\sigma^{с}_{пц.ож}$. Напряжение $\sigma^{с}_{пц.ож}$ соответствует ожидаемому значению предела пропорциональности. При напряжении σ_0 на образец устанавливают тензометры и нагружают ступенчато-возрастающей силой до $(0{,}70\ldots0{,}80)\ P^{с}_{пц.ож}$, где $P^{с}_{пц.ож}$ – нагрузка на ожидаемом пределе пропорциональности. При этом перепад между соседними ступенями напряжения составляет $0{,}10\ P^{с}_{пц.ож}$.

По результатам испытаний строят диаграмму "$P^{с} = f(\Delta h)$". При построении диаграммы масштаб записи по оси абсолютной деформации Δh должен быть не менее 200 : 1 и по оси нагрузок должен соответствовать не более $A_0 \cdot 10$ МПа на 1 мм. Модуль упругости при сжатии определяют по формуле

$$E^{с} = \left[(\Delta P^{с})\,h_0\right] \Big/ (\Delta h_{ср} A_0), \quad (2.2.1)$$

где $\Delta P^{с}$ – ступень нагрузки, Н; $\Delta h_{ср}$ – средняя абсолютная деформация (укорочение), мм, образца при нагружении на $\Delta P^{с}$.

Для определения модуля упругости при сжатии по диаграмме "$P^{с} = f(\Delta h)$", записанной на самопишущем приборе, образец нагружают непрерывно до $P^{с} = (0{,}7\ldots0{,}8)\ P^{с}_{пц.ож}$.

Масштаб диаграммы "$P^c = f(\Delta h)$" по оси абсолютной деформации Δh не менее 200:1 и по оси нагрузок должен соответствовать не более $A_0 \cdot 10$ МПа на 1 мм. По диаграмме, используя формулу (2.2.1), определяют модуль упругости при сжатии E^c.

Предел пропорциональности при сжатии определяют на образцах II типа. Образец нагружают до напряжения $\sigma_0 = 0{,}10\,\sigma^c_{\text{пц.ож}}$. При напряжении σ_0 на образец устанавливают тензометр и нагружают ступенчато-возрастающей силой до $P^c_1 = (0{,}7\ldots0{,}8)\,P^c_{\text{пц.ож}}$. При этом перепад между соседними ступенями нагружения составляет $\Delta P^c_1 = (0{,}10\ldots0{,}15)\,P^c_{\text{пц.ож}}$. Далее образец нагружают ступенями нагрузки $\Delta P^c_2 = 0{,}02\,P^c_{\text{пц.ож}}$. Когда значение абсолютной деформации образца Δh на ступени нагружения $\Delta P^c_2 = 0{,}02\,P^c_{\text{пц.ож}}$ превысит среднее значение абсолютной деформации Δh (при той же ступени напряжения) на начальном линейном упругом участке в 2...3 раза, испытания прекращают. По результатам испытаний строят диаграмму и определяют предел пропорциональности при сжатии (рис. 2.2.12). Масштаб по оси абсолютной деформации должен быть не менее 200:1 и по оси нагрузок должен соответствовать не более $A_0 \cdot 10$ МПа на 1 мм. При построении диаграммы проводят прямую OM, совпадающую с начальным прямолинейным участком. Затем прямую AB на произвольном уровне, параллельно оси абсцисс. На этой прямой откладывают отрезок KN, равный

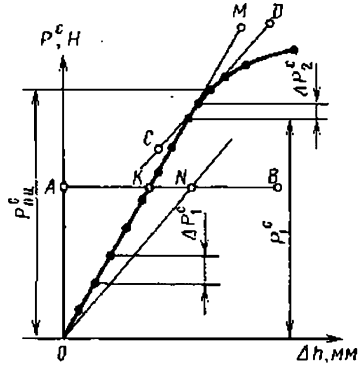


Рис. 2.2.12. Схема определения предела пропорциональности при сжатии

половине отрезка AK. Через точку N и начало координат проводят прямую ON и параллельно ей касательную CD к кривой. Точка касания определяет нагрузку $P^c_{\text{пц}}$, соответствующую пределу пропорциональности, который вычисляют по формуле

$$\sigma^c_{\text{пц}} = P^c_{\text{пц}} / A_0. \qquad (2.2.2)$$

Для определения предела пропорциональности при сжатии по диаграмме "$P^c = f(\Delta h)$", записанной на самопишущем приборе, образец нагружают непрерывно до напряжения, превышающего ожидаемое значение предела пропорциональности $\sigma^c_{\text{пц.ож}}$.

Диаграмму $P^c = f(\Delta h)$ записывают в масштабе по оси абсолютной деформации Δh не менее 200:1, масштаб по оси нагрузок должен соответствовать не более $A_0 \cdot 10$ МПа на 1 мм. По диаграмме, используя (2.2.2) и проведя описанные выше построения, определяют предел пропорциональности при сжатии $\sigma^c_{\text{пц}}$.

Предел упругости при сжатии $\sigma^c_{0,05}$ определяют на образцах II типа. Образец нагружают до напряжения $\sigma_0 = 0{,}10\,\sigma^c_{0,05\text{ож}}$. Напряжение $\sigma^c_{0,05\text{ож}}$ соответствует ожидаемому значению предела упругости при сжатии. При напряжении σ_0 на образец устанавливают тензометр и нагружают ступенчато-возрастающей силой до нагрузки $\Delta P^c_1 = (0{,}70\ldots0{,}80)\,P^c_{0,05\text{ож}}$, где $P^c_{0,05\text{ож}}$ – нагрузка на ожидаемом пределе упругости. При этом перепад между соседними ступенями нагрузки составляет $\Delta P^c_1 = 0{,}10\ldots0{,}15)\,P^c_{0,05\text{ож}}$. Далее, начиная с нагрузки $\Delta P^c_1 = (0{,}70\ldots0{,}80)\,P^c_{0,05\text{ож}}$, образец нагружают ступенями напряжения $\Delta P^c_2 = 0{,}02\,P^c_{0,05\text{ож}}$. Испытания прекращают, когда остаточное укорочение образца превысит заданный допуск. По результатам испытаний строят диаграмму и определяют предел упругости при сжатии (рис. 2.2.13). Масштаб записи по оси абсолютной деформации должен быть не менее 200:1 и по оси нагрузок должен соответствовать не более $A_0 \cdot 10$ МПа на 1 мм.

Для определения нагрузки $P_{0,05}$ вычисляют деформацию Δh, исходя из базы тензометра. Найденное значение увеличивают пропорционально масштабу диаграммы по оси абсолютной деформации и отрезок OE откладывают по оси абсцисс вправо от точки O. Из точки E проводят прямую EP, параллельную прямой OA. Точка пересечения P с диаграммой определяет высоту ординаты, т.е. нагрузку $P_{0,05}$, соответствующую пределу упругости, который вычисляют по формуле

$$\sigma^{c}_{0,05} = P^{c}_{0,05} / A_0 . \qquad (2.2.3)$$

Для определения предела упругости при сжатии $\sigma^{c}_{0,05}$ по диаграмме "$P^{c} = f(\Delta h)$", записанной на самопишущем приборе, образец нагружают непрерывно до напряжения, превышающего ожидаемое значение предела упругости $\sigma^{c}_{0,05ож}$. Диаграмму записывают в масштабе по оси абсолютной деформации Δh не менее 200:1, по оси нагрузок масштаб соответствует не более $A_0 \cdot 10$ МПа на 1 мм. По диаграмме, используя формулу (2.2.3) и рис. 2.2.13, определяют предел упругости при сжатии $\sigma^{c}_{0,05}$.

Физический предел текучести при сжатии $\sigma^{c}_{т}$ определяют на образцах III типа. Образец нагружают непрерывно до напряжения, превышающего ожидаемое значение $\sigma^{c}_{т.ож}$ и записывают диаграмму на самопишущем приборе. Масштаб по оси абсолютной деформации Δh не менее 200:1, по оси нагрузок масштаб соответствует не более $A_0 \cdot 20$ МПа на 1 мм.

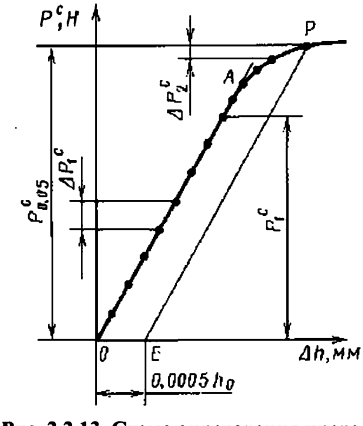


Рис. 2.2.13. Схема определения предела упругости при сжатии

Пример определения нагрузки $p^{c}_{т}$, соответствующей физическому пределу текучести, приведен на рис. 2.2.14. Физический предел текучести определяют по формуле

$$\sigma^{c}_{т} = P^{c}_{т} / A_0 .$$

Условный предел текучести при сжатии $\sigma^{c}_{0,2}$ определяют на образцах III типа. Образец нагружают непрерывно до напряжения, превышающего ожидаемое значение условного предела текучести $\sigma^{c}_{0,2ож}$, и записывают диаграмму на самопишущем приборе. Масштаб по оси абсолютной деформации не менее 200:1, масштаб по оси нагрузок соответствует не более $A_0 \cdot 20$ МПа на 1 мм.

На оси деформаций откладывается отрезок OE, равный допуску на пластическую деформацию (рис. 2.2.15). Из точки E проводят прямую EB, параллельную начальному линейному участку диаграммы до пересечения с ней.

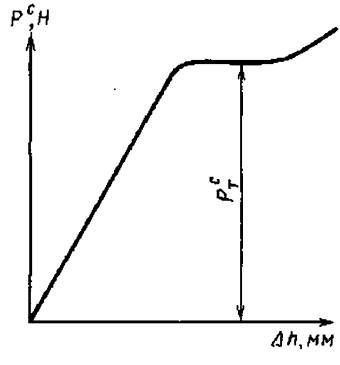


Рис. 2.2.14. Схема определения физического предела текучести при сжатии

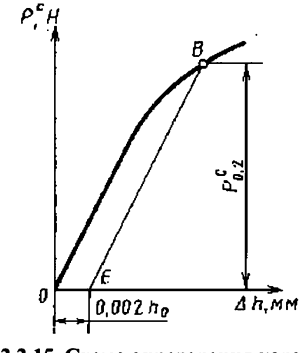


Рис. 2.2.15. Схема определения условного предела текучести при сжатии

Точка пересечения B определяет нагрузку, соответствующую условному пределу текучести при сжатии $P^c_{0,2}$, который вычисляют по формуле

$$\sigma^c_{0,2} = P^c_{0,2} / A_0 .$$

Для определения с высокой точностью пределов пропорциональности, упругости и текучести используют тензометры.

Предел прочности при сжатии $\sigma^c_в$ определяют на образцах III типа. Образец нагружают непрерывно до разрушения. Наибольшую нагрузку P^c_{max}, предшествующую разрушению образца, принимают за нагрузку $P^c_в$, соответствующую пределу прочности при сжатии, который вычисляют по формуле

$$\sigma^c_в = P^c_{max} / A_0 .$$

Значения прочностных характеристик при сжатии обычно выше, чем при растяжении.

Кривая упрочнения строится в координатах: "ордината – истинное напряжение течения S", "абсцисса – логарифмическая деформация $\varepsilon_и$" или в двойных логарифмических координатах $\lg S - \lg\varepsilon_и$. Для этого испытывают серию одинаковых образцов III или IV типов на нескольких уровнях заданных нагрузок. Напряжение течения S вычисляют по формуле

$$S = P^c / A_к .$$

где $A_к$ – конечная для данного уровня нагрузки площадь поперечного сечения.

Логарифмическую деформацию $\varepsilon_и$ вычисляют по формулам: $\varepsilon_и = \ln(h_0 / h_к)$ – для образцов III типа; $\varepsilon_и = \ln(A_к / A_0)$ – для образцов IV типа.

Для построения кривой упрочнения нагружают образец непрерывно до заданного значения нагрузки. Затем разгружают образец до нулевой нагрузки и измеряют конечный диаметр образца $d_к$ в двух взаимно перпендикулярных направлениях, а для образцов III типа также конечную высоту образца $h_к$. Для образцов IV типа при логарифмической деформации $\varepsilon_и > 1{,}2\ldots1{,}4$ применяют двухступенчатую осадку. Логарифмическая деформация между осадками должна быть не менее 0,60. При двухступенчатой осадке производят повторную заточку образца: изготовляют цилиндрический образец с торцовыми выточками (IV тип). Для образцов III типа допускается применять промежуточное повторное затачивание для двухступенчатого осаживания, при этом логарифмическая деформация между ступенями должна быть не менее 0,45. Напряжения течения S и соответствующие им значения логарифмических деформаций $\varepsilon_и$ для заданных уровней нагрузок определяют по вышеприведенным зависимостям.

В отличие от растяжения при сжатии истинное напряжение $S < \sigma$.

Испытание образцов считается недействительным в следующих случаях:

при отрыве буртиков во время нагружения образцов IV типа;

при разрушении образца вследствие дефектов металлургического производства (расслой, газовые раковины, плены и т.д.).

Число образцов для испытаний взамен признанных недействительными должно быть одинаковым.

Схема испытаний на сжатие используется в технологических пробах для оценки пластических свойств полуфабрикатов и изделий. Стандартизованы пробы на осадку (ГОСТ 8817) и расплющивание (ГОСТ 8818). С их помощью по появлению или отсутствию трещин после сжатия на заданную величину определяют пригодность материала.

2.2.3. ИСПЫТАНИЯ НА ИЗГИБ

Проведение испытаний на изгиб обусловлено широким распространением этого вида нагружения в реальных конструкциях. Данный вид нагружения более удобен по сравнению с растяжением для оценки свойств хрупких материалов, так как позволяет за счет варьирования размеров образца получить значение прогиба, достаточное для проведения корректных измерений.

При проведении испытаний на изгиб используются в основном две схемы нагружения образца: 1) трехточечный изгиб, когда нагружение осуществляется приложением сосредоточенной силы посередине расстояния между опорами; 2) чистый изгиб рабочей части образца, когда нагрузка прикладывается в двух точках на равном расстоянии от опор. Хотя трехточечный изгиб экспериментально более легко реализуем, испытания при чистом изгибе

позволяют получить более надежные результаты. При чистом изгибе узких образцов прямоугольного сечения реализуется напряженное состояние, близкое к одноосному (неоднородное по высоте сечения образца). При испытании широких образцов (с отношением ширины к высоте сечения больше трех) независимо от схемы нагружения создается двухосное напряженное состояние вследствие стеснения поперечной деформации.

Неоднородное напряженно-деформированное состояние, возникающее в образцах при изгибе, затрудняет оценку механических свойств при данном виде испытания. При проведении испытаний может быть записана диаграмма изгиба "нагрузка P – прогиб f" (рис. 2.2.16). При испытании хрупкого материала разрушение происходит в точке b. Пределы пропорциональности, упругости, текучести и прочности при изгибе, как и в случае растяжения, могут быть определены по нагрузкам в соответствующих точках диаграммы $P_{пц}$, $P_{упр}$, $P_т$ и P_b. При упругом деформировании напряжения рассчитывают по обычным формулам сопротивления материалов для заданной формы сечения образца. В области пластических деформаций расчет напряжений связан со значительными трудностями, в связи с чем при изгибе достаточно точную оценку можно получить только для предела пропорциональности и предела упругости. Графические методы определения прочностных характеристик по диаграмме изгиба аналогичны применяемым при растяжении. Допуски на деформации при определении $\sigma_{пц}^{изг}$, $\sigma_{0,05}^{изг}$, $\sigma_{0,2}^{изг}$ * задаются для всличины прогиба.

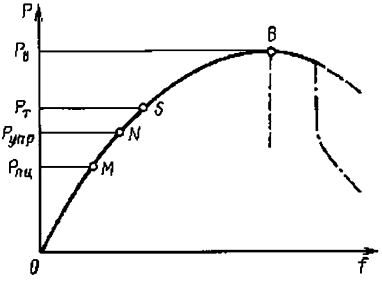


Рис. 2.2.16. Диаграмма изгиба

В связи с тем, что испытания на изгиб являются достаточно простыми и наглядными, их используют для оценки качества металла и металлопродукции. Технологические испытания на изгиб проводятся путем изгиба образца вокруг оправки под действием статической силы и служат для определения способности металла выдерживать заданную пластическую деформацию, характеризуемую углом изгиба, или для определения предельной пластичности металла, характеризуемой углом изгиба до появления первой трещины. Испытания проводят на образцах круглого, квадратного, прямоугольного или многоугольного сечений.

Испытания на изгиб проводят на универсальных испытательных машинах или прессах. При проведении испытаний применяют следующие приспособления:

в виде двух опор с оправкой (рис. 2.2.17);

в виде матрицы с V-образным углублением и оправкой (рис. 2.2.18).

Образцы толщиной менее 4 мм испытывают на изгиб в тисках вокруг жестко закрепленной оправки (рис. 2.2.19). Изгиб образца осуществляют с помощью рычага.

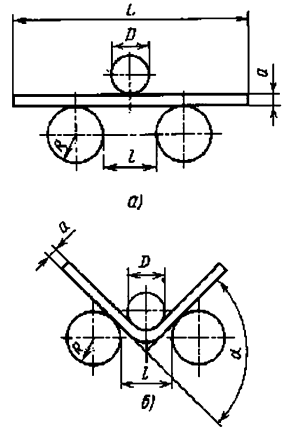


Рис. 2.2.17. Приспособление для изгиба в виде двух опор с оправкой:
а – до испытаний; *б* – после испытаний

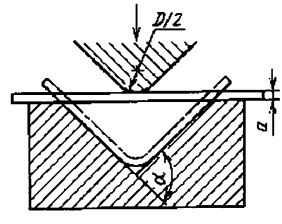


Рис. 2.2.18. Приспособление в виде матрицы с V-образным углублением и оправкой

* Индекс "изг" в обозначениях характеристик означает, что они определены при испытаниях на изгиб.

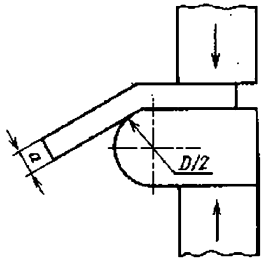


Рис. 2.2.19. Схема испытаний на изгиб в тисках с оправкой

Угол между наклонными поверхностями матрицы с V-образным углублением должен составлять 180° – α. Угол изгиба α (°) приводится в нормативно-технической документации на металлопродукцию.

Края матрицы должны быть закруглены с радиусом закругления, равным одной-двум толщинам (диаметрам) образца, и иметь твердость не менее 50 HRC.

Ширина оправки и опор должна быть больше ширины образца. Толщину оправки D устанавливают в соответствии с нормативно-технической документацией на металлопродукцию. При отсутствии таких указаний толщину оправки принимают равной двум толщинам (диаметрам) испытуемого образца. Радиус закругленной части оправки должен быть равен половине ее толщины. Радиус закругления опор R должен быть не менее толщины образца.

Расстояние между опорами ("в свету"), если оно не оговорено в нормативно-технической документации на металлопродукцию, принимают равным $D+2{,}5a$.

На средней трети длины образца не допускаются пороки металлургического производства и механические повреждения. Маркировка должна быть выполнена на концах образца.

Образец с постоянной площадью поперечного сечения подвергают изгибу под действием сосредоточенной нагрузки в середине пролета между опорами (рис. 2.2.17).

Расстояние между опорами (l) определяют с округлением до 5,0 мм и вычисляют по формуле

$$l = (D + 3a) \pm a/2,$$

где D – диаметр закругления (толщина) оправки; a – толщина или диаметр образца (диаметр вписанной окружности для многоугольного сечения), мм.

Ширина оправки и опор должна быть больше ширины образца.

Диаметр закругления (толщина) оправки и радиус закругления опор должны соответствовать требованиям нормативно-технической документации на металлопродукцию. При отсутствии таких указаний диаметр закругления (толщину) оправки принимают равным двум толщинам (диаметрам) образца, а радиус закругления опор – не менее толщины (диаметра) образца.

При испытаниях недопустимо смятие рабочих поверхностей оправки и опор.

Испытание на изгиб проводят:

до заданного угла изгиба;

до появления первой трещины в растянутой зоне образца с определением угла изгиба;

до достижения параллельности сторон;

до соприкосновения сторон.

Вид изгиба должен быть оговорен в нормативно-технической документации на металлопродукцию.

Испытания на изгиб выполняют при плавном увеличении нагрузки на образец. При испытании до появления первой трещины с определением угла изгиба скорость деформирования не должна превышать 15 мм/мин.

При испытаниях на изгиб на жестко закрепленной в тисках оправке образец одним концом зажимают в тисках и изгибают на заданный угол (см. рис. 2.2.19). Радиус оправки оговаривается в нормативно-технической документации на металлопродукцию.

При испытаниях до достижения заданного угла изгиба образец устанавливают на опоры (см. рис. 2.2.17) или на матрицу (см. рис. 2.2.18) и изгибают с помощью оправки до достижения заданного угла.

Угол изгиба измеряют без снятия нагрузки. Допускается измерять угол изгиба после снятия нагрузки (рис. 2.2.20).

Испытания на изгиб до появления первой трещины проводят по той же методике, что и испытания на изгиб до достижения заданного угла. Угол изгиба измеряют без снятия нагрузки. Допускается измерять угол изгиба после снятия нагрузки.

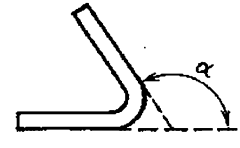


Рис. 2.2.20. Схема определения угла загиба

Испытания на изгиб до параллельности сторон проводят после предварительного изгиба образца на угол не менее 150° по схемам на рис. 2.2.17 – 2.2.19. Догиб продолжают между параллельными плоскостями до соприкосновения сторон образца с прокладкой, толщина которой равна толщине (диаметру) оправки (рис. 2.2.21).

Испытания на изгиб до достижения соприкосновения сторон проводят после изгиба образца на угол не менее 150° по схемам на рис. 2.2.17 – 2.2.19. Догиб продолжают между двумя параллельными плоскостями посредством приложения плавно нарастающей силы до достижения соприкосновения сторон образца и образования естественной петли. Длина опорных поверхностей должна быть больше половины длины образца (рис. 2.2.22).

Признаком того, что образец выдерживал испытания на изгиб, служит отсутствие излома, расслоений и трещин, видимых невооруженным глазом. При испытаниях на изгиб с целью определения предельной пластичности момент появления первой трещины устанавливают невооруженным глазом.

Испытания на изгиб проводят также для стыковых сварных соединений. Толщина образцов при толщине основного металла менее 50 мм должна равняться толщине основного металла. При толщине металла более 50 мм толщина образца устанавливается нормативно-технической документацией. Выпуклость шва по обеим сторонам образца снимается механический обработкой до достижения уровня основного металла с $Ra \leq 6{,}3$ мкм. Для стыковых

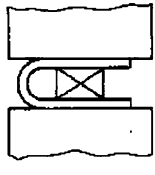


Рис. 2.2.21. Схема испытания на изгиб до достижения параллельности сторон образца с оправкой

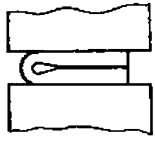


Рис. 2.2.22. Схема испытания на изгиб до достижения соприкосновения сторон образца без оправки

односторонних швов по требованию, оговоренному в стандартах или другой технической документации в растянутой зоне располагают поверхность наиболее широкого или корневого участка шва. При отсутствии специальных указаний в растянутой зоне должна располагаться поверхность шва.

Если в стандартах или другой технической документации нет иных указаний, то при двусторонних стыковых швах в растянутой зоне располагают сторону, где был выполнен последний проход.

При испытании на изгиб сварных соединений, помимо угла изгиба, определяют также место образования трещины или разрушения (основной металл, металл шва или околошовной зоны).

Кроме указанных выше технологических испытаний на изгиб (ГОСТ 14019), существуют также пробы на перегиб листа, ленты (ГОСТ 13813) и проволоки (ГОСТ 1579), в которых задается фиксированное число перегибов или определяется число перегибов до появления трещины или разрушения образца.

2.2.4. ИСПЫТАНИЯ НА КРУЧЕНИЕ

При кручении в рабочей части образцов возникает плоское напряженное состояние, при котором максимальные нормальные напряжения (равные по абсолютной величине и противоположные по знаку) действуют в плоскостях, ориентированных под углом 45° к оси образца, а максимальные касательные – в плоскостях, перпендикулярных к его оси, причем $\sigma_{max} = \tau_{max}$. В отличие от других видов испытаний напряженное состояние по всей длине скручиваемого образца в процессе нагружения до момента разрушения не изменяется. Постоянными сохраняются также длина рабочей части образца и его поперечное сечение. Особенно часто испытания на кручение используют для оценки свойств материала валов и проволоки.

Метод испытания на кручение образцов из любых материалов диаметром не менее 5 мм устанавливает ГОСТ 3565. Для испытаний на кручение в качестве основных применяют цилиндрические образцы с диаметром рабочей части 10 мм и с расчетной длиной 100 и 50 мм (их принимают за нормальные), с головками на концах для закрепления в захватах испытательной машины. Допускается испытание образцов и изделий, размеры которых пропорциональны нормальным, а также трубчатых

образцов. Результаты испытания трубчатых образцов могут быть использованы только при отсутствии потери их устойчивости.

По результатам испытаний образцов на кручение определяют следующие характеристики: модуль сдвига, предел пропорциональности, предел текучести, предел прочности (условный), предел прочности (истинный), максимальный остаточный сдвиг.

Испытания на кручение проводят на машинах, которые обеспечивают:

свободное кручение образцов без каких-либо дополнительных нагрузок на образец в течение всего процесса испытания;

центрирование образца в захватах с отклонением от соосности не более 0,01 мм на каждые 100 мм;

плавность статического нагружения (без толчков и ударов);

свободное перемещение одного из захватов вдоль оси образца;

измерение нагрузки с погрешностью, не превышающей ±1 % от измеряемой нагрузки, начиная с 0,1 наибольшего значения каждого диапазона, но не ниже 0,04 предельной нагрузки;

измерение угла закручивания с погрешностью, не превышающей 0,5 %.

Форма и размеры головок образца определяются способом крепления образца в захватах испытательной машины.

Переход от рабочей части образца к его головкам должен быть плавным с радиусом закругления не менее 3 мм.

Технология изготовления образцов не должна оказывать влияния на механические свойства исходного материала. Шероховатость поверхности рабочей части основных цилиндрических образцов должна соответствовать параметру $Ra < 0{,}63$ мкм.

При испытании на кручение нагрузку отсчитывают с точностью до одного деления шкалы силоизмерителя. Точность измерения углов соответствует цене деления угломера. Вычисление характеристик механических свойств по результатам испытаний проводится с точностью 1 %.

Определение модуля сдвига при кручении. Устанавливают и закрепляют испытуемый образец в захватах испытательной машины. Нагружают образец крутящим моментом, соответствующим начальному касательному напряжению τ_0, составляющему 10 % от ожидаемого предела пропорциональности материала, закрепляют на рабочей части образца угломер и отмечают первоначальное показание угломера, принимаемое за нулевое. Нагружение образца крутящим моментом осуществляют равными ступенями (не менее трех) таким образом, чтобы напряжения в образце не превышали предела пропорциональности, и регистрируют на каждой ступени нагружения углы закручивания образца на его расчетной длине. Время регистрации угла закручивания не должно превышать 10 с.

Модуль сдвига при кручении G (МПа) вычисляют по формуле

$$G = \Delta M l / (\Delta\varphi I_p),$$

где ΔM – ступень нагружения, Н · м; l – расчетная длина образца, мм; $\Delta\varphi$ – среднее арифметическое значение углов закручивания на расчетной длине образца, приходящееся на одну ступень нагружения, рад; I_p – полярный момент инерции, мм^4; для образца круглого сечения $I_p = \pi D^4/32$.

Модуль сдвига при кручении может быть также определен по тангенсу угла наклона прямолинейного участка диаграммы деформирования, соответствующего упругому деформированию, если масштаб диаграммы обеспечивает не более 0,01 % относительного сдвига на 1 мм оси абсцисс и не более 1 МПа касательного напряжения на 1 мм оси ординат.

Определение предела пропорциональности при кручении. Нагружают образец вначале большими, а затем малыми ступенями, отмечая после каждой ступени нагружения угловую деформацию. Нагружение большими ступенями осуществляют до достижения 80 % от ожидаемого предела пропорциональности. Ступени малых нагружений выбирают так, чтобы до достижения предела пропорциональности было не менее пяти ступеней малых нагружений. Значение малой ступени нагружения должно соответствовать увеличению касательного напряжения не более чем на 10 МПа.

Испытания прекращают, когда угловая деформация от нагружения на малую ступень превысит не менее чем в 2 раза среднее значение угловой деформации, полученное на предыдущих ступенях нагружения на линейном участке. Определяют приращение угла закручивания на малую ступень нагружения на линейном участке. Полученное значение увеличивают в соответствии с принятым допуском. По результатам испытаний определяют на-

грузку $M_{пц}$, соответствующую подсчитанному значению приращения угла закручивания. Если вычисленная в соответствии с принятым допуском значение угловой деформации повторяется несколько раз, то за нагрузку $M_{пц}$ принимают первое (меньшее) значение нагрузки. В случаях, когда необходимо уточненное значение предела пропорциональности, допускается применение линейной интерполяции.

Нагрузка $M_{пц}$ может быть также определена по диаграмме деформирования (рис. 2.2.23) в координатах "крутящий момент M – угол закручивания φ", если масштаб диаграммы обеспечивает не более 0,05 % относительного сдвига на 1 мм оси абсцисс и не более 5 МПа касательного напряжения на 1 мм оси ординат. Для определения $M_{пц}$ проводят прямую OE, совпадающую с начальным прямолинейным участком кривой деформации. Через точку O проводят ось ординат, затем прямую AB, параллельную оси абсцисс на произвольном уровне, и на этой прямой откладывают отрезок kn, равный половине отрезка mk. Через точку n и начало координат проводят прямую On и параллельно ей касательную CD к кривой деформации. Ордината точки касания F соответствует $M_{пц}$. Предел пропорциональности при кручении $\tau_{пц}$ (МПа) вычисляют по формуле

$$\tau_{пц} = M_{пц} / W_p ,$$

где W_p – полярный момент сопротивления, мм^3; $M_{пц}$ – крутящий момент, Н·мм.

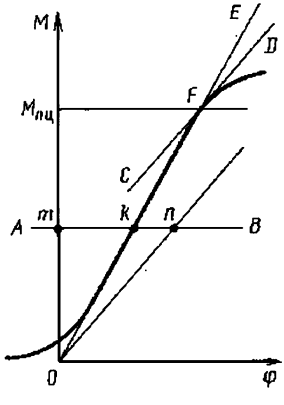


Рис. 2.2.23. Схема определения предела пропорциональности при кручении

Определение предела текучести при кручении. Нагружают образец так же, как и в случае определения предела пропорциональности. Деформацию до предела пропорциональности считают упругой, а за пределом пропорциональности – остаточной. Вычисляют относительный сдвиг $\gamma_{пц}$ (%) по формуле

$$\gamma_{пц} = \varphi_{пц} D \cdot 100 / (2l),$$

где $\varphi_{пц}$ – угол закручивания образца на его расчетной длине, соответствующий пределу пропорциональности при кручении, рад; D – диаметр рабочей части образца, мм; l – расчетная длина образца, мм.

Прибавляют к относительному сдвигу $\gamma_{пц}$ допуск на остаточный сдвиг 0,3 % (что эквивалентно удлинению на 0,2 %) и по величине $\gamma_{пц}$ + 0,3 % находят соответствующий пределу текучести угол закручивания расчетной длины образца.

Продолжают нагружение образца за пределом пропорциональности до тех пор, пока не будет достигнут угол закручивания $\varphi_т$, соответствующий $\gamma_{пц}$ + 0,3 %, и фиксируют нагрузку $M_т$, соответствующую пределу текучести. Нагрузка $M_т$ может также определяться по диаграмме деформирования (рис. 2.2.24), если масштаб диаграммы обеспечивает не более 0,05 % относительного сдвига на 1 мм оси абсцисс и не более 5 МПа касательного напряжения на 1 мм оси ординат.

Для определения $M_т$ от начала координат O откладывают по оси абсцисс отрезок OE, соответствующий остаточному сдвигу γ = 0,3 %. Начальная криволинейная часть диаграммы исключается. Из точки E проводят

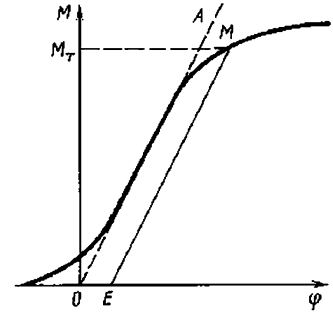


Рис. 2.2.24. Схема определения предела текучести при кручении

прямую, параллельную прямой OA, до пересечения с кривой (точка M). Ордината точки M пересечения прямой с кривой диаграммы является значением нагрузки $M_т$, соответствующей пределу текучести. Предел текучести при кручении $\tau_{0,3}$ вычисляют по формуле

$$\tau_{0,3} = M_т / W_p.$$

Определение условного предела прочности при кручении. Устанавливают и закрепляют образец в захватах испытательной машины и нагружают до разрушения, фиксируя разрушающую нагрузку $M_к$. Одновременно регистрируют максимальный угол закручивания φ_{max} на расчетной длине образца, который используется при подсчете γ_{max}. Условный предел прочности при кручении $\tau_{пч}$ вычисляют по формуле

$$\tau_{пч} = M_к / W_p .$$

Определение истинного предела прочности при кручении. Устанавливают и закрепляют образец в захватах испытательной машины и нагружают до появления пластических деформаций. Ступенчато догружают образец до разрушения, фиксируя значения нагрузки M_i и соответствующие им углы закручивания φ_i на расчетной длине образца l в процессе монотонного деформирования образца с заданной скоростью. Вычисляют относительные углы закручивания υ_i на i-й ступени нагружения по формуле

$$\upsilon_i = \varphi_i / l.$$

По вычисленным значениям υ_i и нагрузки M_i строят конечный участок кривой в координатах "М – υ" (можно также воспользоваться диаграммой "М – φ", зарегистрированной в процессе испытания). Для точки кривой, соответствующей моменту разрушения образца, графически определяют величину $dM/d\upsilon$, равную тангенсу угла между касательной к кривой в этой точке и осью абсцисс (с учетом масштаба).

Истинный предел прочности при кручении $\tau_к$ вычисляют по формуле

$$\tau_к = 4\left[3M_к + \upsilon_к (dM/d\upsilon)_к\right] / (\pi D^3),$$

где $M_к$ – крутящий момент при разрушении образца; $\upsilon_к$ – относительный угол закручивания при разрушении образца; $(dM/d\upsilon)_к$ – величина, определяемая из графика "М – υ".

Из-за отсутствия изменения площади поперечного сечения образца на диаграмме кручения не бывает ниспадающего участка (как в случае растяжения), вследствие этого для материалов, в которых при растяжении образуется шейка, величины $\tau_{пч}$ и $\tau_к$ являются более строгими характеристиками предельной прочности в условиях кручения, чем $\sigma_в$ и $S_к$.

Максимальный остаточный сдвиг при кручении вычисляют по формуле

$$\gamma_{max} = \varphi_{max} D/(2l),$$

если угол сдвига не превышает 0,1 рад. При большой угловой деформации максимальный остаточный сдвиг определяют по формуле

$$\gamma_{max} = \operatorname{arctg}(\varphi_{max} D/(2l)),$$

где φ_{max} – максимальный угол закручивания на расчетной длине.

Для пластичных металлов, у которых упругая деформация относительно мала (не более 10 % от общей деформации), допускается принимать общий сдвиг за остаточный. Для малопластичных металлов, у которых упругая деформация относительно велика, для определения максимального остаточного сдвига $\gamma^{п}_{max}$ следует вычесть из общего сдвига γ_{max} упругий сдвиг $\gamma^{у}$, вычисляемый по формуле

$$\gamma^{у} = \tau_{пч} / G,$$

где $\tau_{пч}$ – условный предел прочности при кручении данного материала; G – модуль сдвига данного материала.

Одним из вариантов испытаний на кручение является технологическая проба на скручивание проволоки диаметром $d < 10$ мм (ГОСТ 1545). Образец длиной $100d$ зажимается в захватах и скручивается при вращении одного из захватов со скоростью 30…90 мин$^{-1}$. По данным испытаний определяется число оборотов активного захвата до момента разрушения проволоки. По нему оценивается качество (пластичность) проволоки.

2.2.5. ИСПЫТАНИЯ НА СРЕЗ

При проведении испытаний на срез разрушение материалов происходит под действием сдвиговых нагрузок (рис. 2.2.25, *а*). Исходя из предположения о равномерном распределении касательных напряжений в сечении бруса и пренебрегая напряжениями смятия и изгиба, срезывающие (касательные) напряжения $\tau_{ср}$ можно определить так:

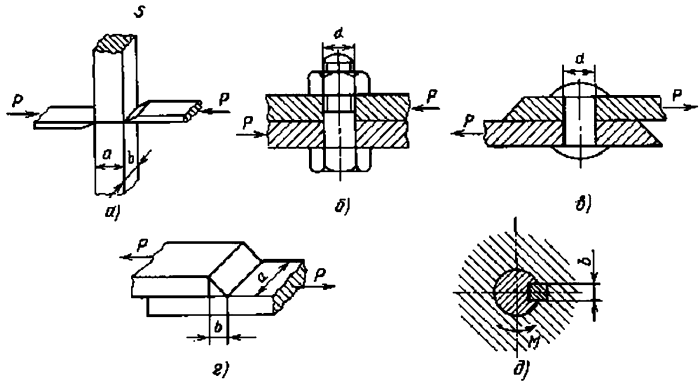


Рис. 2.2.25. Принципиальные схемы реализации сил среза в конструкционных материалах

$$\tau_{ср} = P / S,$$

где P – поперечная сила среза, Н; S – площадь поперечного сечения, воспринимающая силу среза, мм^2.

При проведении испытаний на срез не удастся определить фундаментальные характеристики материала, но они позволяют оценить прочность элементов типа заклепок, болтов, шпоночных соединений, некоторых сварных соединений и др. (рис. 2.2.25).

Формулы для расчета напряжений среза $\tau_{ср}$ при испытаниях в этих случаях имеют следующий вид:

для заклепок и болтов, устанавливаемых в отверстиях без зазора (рис. 2.2.25, *б*, *в*)

$$\tau_{ср} = \frac{P}{zi\dfrac{\pi d^2}{4}},$$

где P – поперечная сила среза; z, i – число соответственно нагружаемых элементов и плоскостей среза; d – диаметр заклепки или болта;

для нахлесточного сварного соединения (рис. 2.2.25 , *г*)

$$\tau_{ср} = P/(ab),$$

где a, b – параметры шва, определяющие площадь среза;

для шпоночного соединения (рис. 2.2.25, *д*)

$$\tau_{ср} = 2M/(zbld),$$

где M – крутящий момент; z – число шпонок; d – диаметр вала; b, l – соответственно ширина и длина шпонки.

При подготовке испытаний материалов на срез (изготовление образцов, выбор мощности испытательного оборудования), необходимую площадь среза определяют по формуле

$$S^{н} = P/[\tau_{ср}],$$

а необходимую силу – по формуле

$$P^{н} = S/[\tau_{ср}]n,$$

где P – действующая внешняя сила; S – площадь сечения, воспринимающая срез; $[\tau_{ср}]$ – допустимое напряжение среза; n – запас прочности.

Практически в зависимости от используемого материала, условий нагружения и назначения объекта допустимые касательные напряжения при срезе могут приближенно оцениваться по формуле

$$[\tau_{ср}] \approx (0{,}5....0{,}8)\ \sigma_{в},$$

где $\sigma_{в}$ – предел прочности конкретного материала при растяжении, а запасы прочности по напряжениям при срезе по формулам:

для материала, склонного к хрупкому разрушению,

$$n = \tau_{в}/\tau_{ср};$$

для пластичных материалов

$$n = \tau_{т}/\tau_{ср},$$

где $\tau_{в}$, $\tau_{т}$ – соответственно предел прочности и предел текучести материала при сдвиге; $\tau_{ср}$ – наибольшее напряжение среза в материале.

Приведенные зависимости являются приближенными, так как при срезе (сдвиге) в конструктивных узлах касательные напряжения в

сечении распределяются неравномерно, а также возникают напряжения от смятия и изгиба.

Несмотря на внешние различия в рассмотренных конструктивных элементах, неравномерность распределения напряжений в них вызывается похожими причинами – эксцентриситетом, неоднородностью деформирования, смятием. В то же время следует отметить нивелирующий фактор перехода процесса испытаний в пластическую область. Исходя из этого для оценки механических свойств материалов при срезе, испытания выполняют с учетом конструктивных особенностей элементов. Поэтому полная унификация образцов не может быть осуществлена и их выбор регламентируется в рамках отраслевых нормалей и технических условий (отраслевая НТД) на конкретные изделия.

Например, применительно к заклепкам проводят испытания на "двойной" срез (рис. 2.2.26). По существу, такая схема является универсальной для испытаний на срез прутковых, проволочных материалов и иного проката малых сечений. При этом напряжение среза

$$\tau_{ср} = 2P/(\pi d^2),$$

где P – приложенная сила; d – диаметр испытуемого элемента.

Аналогично может быть осуществлена оценка сопротивления срезу применительно к задачам обеспечения прочности болтов и других элементов. Для сварных соединений предпочтительным является испытание образцов, изготовленных с воспроизведением особенностей сварки.

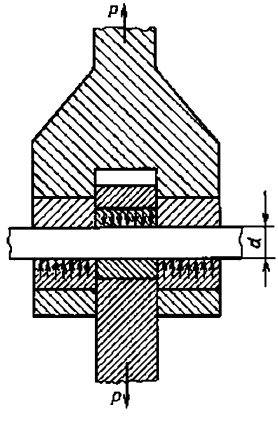


Рис. 2.2.26. Схема испытаний конструкционных материалов с использованием двух плоскостей среза

Для получения корректных результатов испытаний необходима минимизация сил изгиба и смятия в испытательных приспособлениях, что регламентируется ограничением зазоров, тщательностью сборки, необходимой твердостью рабочих элементов нагружающих приспособлений.

В последнее десятилетие все шире применяют испытания на срез в связи с использованием в машиностроении слоистых материалов. Это обычно би-, три-, полислоистые композиции, включающие материал основы с присоединенными к нему слоями защитных материалов (простейшее сочетание – основа из конструкционной стали + защитный плакирующий слой из коррозионно-стойкой стали и других материалов).

В этом случае принципиально важна прочность соединения, которая наиболее полно может быть определена при испытаниях на срез. Испытания регламентируются ГОСТ 10885 и предназначены для того, чтобы количественно установить прочность связи плакирующего и основного слоев. Форма образцов должна соответствовать указанной на рис. 2.2.27.

Допускается применение другой схемы испытаний и образцов другой формы при сохранении ширины образца и размера b. Толщина H принимается равной толщине материала листа при толщине листа менее 50 мм. Для листов толщиной свыше 50 мм выполняют механическую обработку со стороны основного слоя с доведением толщины образца до 50 мм.

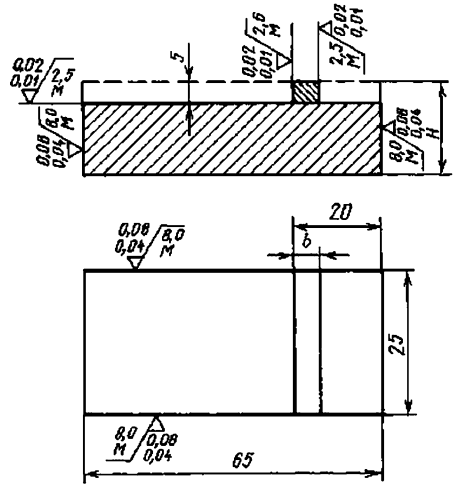


Рис. 2.2.27. Образец для испытаний на срез многослойных материалов

При изготовлении следует соблюдать параллельность обрабатываемых поверхностей, чтобы образцы при испытании могли свободно двигаться без заклинивания в параллельных направляющих и при давлении сверху срез площадки происходил одновременно по всему сечению.

Вначале изготовляют плоские прямоугольные заготовки, затем для выявления границ между основным и плакирующим слоем проводят термическое тонирование (150...200 °С) или кислотное травление. При этом выявляется граница соединения, что дает возможность правильно вырезать площадку плакирующего слоя, излишки которого можно удалять строганием или фрезерованием. Необходимо следить, чтобы в местах обработки весь плакирующий слой был удален, снятие основного слоя допускается на глубину до 0,2 мм. Испытания выполняют по схеме, приведенной на рис. 2.2.28.

Направляющие, в которых проводят испытание, изготавливают из закаленных штамповых сталей 5ХНВ, 3Х2В8 и т.д. Направляющие должны быть параллельны, в нижней части должен быть выфрезерован паз, чтобы в них не заклинивались образцы. Внутренняя поверхность должна быть отшлифована и должна быть такой, чтобы была возможна настройка для образцов различных толщин. Опорная часть приспособления должна быть тщательно отшлифована и выверена для установки без перекосов на столе испытательной машины.

При испытаниях необходимо обеспечить, чтобы между образцами и стенками направляющих не возникло слишком интенсивного трения, приводящего к искажению результатов. В ГОСТ 10885 рекомендуется проверить, не зажаты ли образцы в направляющих. Они должны свободно перемещаться, но без перекосов. Стенки направляющих могут быть смазаны внутри.

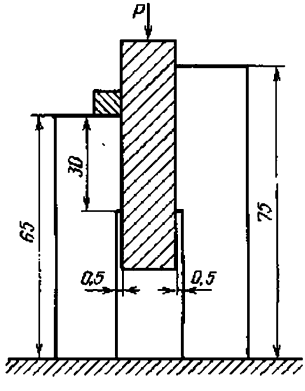


Рис. 2.2.28. Схема испытаний на срез многослойных материалов

Вследствие особенностей биметаллических соединений, включающих часто весьма разнородные по механическим свойствам и химическому составу материалы (например, диффузионно неоднородные соединения сталь + коррозионно-стойкая сталь), а также содержащих интерметаллидные прослойки (сталь + алюминий, сталь + титан, сталь + медь и др.) в соединениях возникают зоны разнородных переходов достаточно большой толщины. В этих случаях для испытаний на срез рекомендуется модификация методики испытания с избирательным определением плоскости среза относительно границы (рис. 2.2.29).

Дальнейшая модификация методики испытаний на срез, кроме оценки прочности соединения, предусматривает возможность определять и сопротивление срезу металла основы ($\tau_{ср}^{о.м}$) и плакирующего слоя ($\tau_{ср}^{п}$) (рис. 2.2.29). При этом становится возможным соотнести свойства основного металла, плакирующего слоя и соединения при срезе ($\tau_{ср}^{соед}$) с характеристиками прочности соответствующих металлов при растяжении ($\sigma_{в}^{о.м}$, $\sigma_{в}^{п}$) с использованием переходных коэффициентов $\alpha^{о.м} = \tau_{ср}^{соед}/\tau_{ср}^{о.м}$, $\beta^{о.м} = \tau_{ср}^{о.м}/\sigma_{в}^{о.м}$ или $\alpha^{п} = \tau_{ср}^{соед}/\tau_{ср}^{п}$, $\beta^{п} = \tau_{ср}^{п}/\sigma_{в}^{п}$.

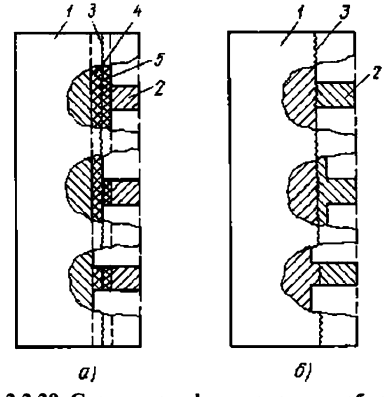


Рис. 2.2.29. Схемы модифицированных образцов для определения прочности при срезе разнородных соединений (*а*) и основного металла (*б*):
1 – металл основы; *2* – плакирующий слой; *3* – зона соединения; *4* – диффузионный слой в металле основы; *5* – диффузионный слой в плакированном металле

2.2.6. МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ СЛОЖНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

Характеристики механических свойств, определяемые при проведении испытаний при одноосном нагружении и известные теории пластичности и прочности не всегда позволяют удовлетворительно описать закономерности возникновения пластических деформаций и разрушения при сложном напряженном состоянии. Однако именно сложное напряженно-деформированное состояние наиболее характерно для максимально нагруженных зон элементов машин и конструкций, испытывающих силовое и температурное воздействие. В связи с этим для обоснования прочности ответственных конструкций проводят также испытания при двух- и трехосном нагружении, позволяющие получить характеристики механических свойств в условиях, приближенных к реальным.

Наиболее простыми схемами испытаний, позволяющими реализовать двухосное напряженное состояние, являются испытания на изгиб широких плоских образцов (соотношение главных напряжений составляет $\sigma_1/\sigma_2 \approx 4$), испытания внутренним давлением тонкостенной шаровой оболочки ($\sigma_1/\sigma_2 = 1$) и цилиндрической оболочки ($\sigma_1/\sigma_2 = 2$). Влиянием третьей компоненты напряжений можно пренебречь, если отношение толщины оболочки к ее диаметру составляет менее 0,05.

Наиболее универсальными испытаниями, позволяющими реализовать широкий диапазон соотношений главных напряжений и деформаций, являются испытания, осуществляемые на гладких трубчатых и сплошных цилиндрических образцах в условиях комбинированного нагружения осевой силой, крутящим моментом, внутренним и внешним давлением (рис. 2.2.30, *а*), а также на крестообразных образцах при двухосном растяжении. Кроме того, на данных образцах при наличии в испытательной машине независимых приводов для создания отдельных компонент нагрузки нагружение может осуществляться как по пропорциональным, так и по непропорциональным траекториям нагружения.

Достаточно распространены также испытания методом гидростатического давления при односторонней подаче давления на образцы с криволинейной поверхностью или сферические, эллипсовидные и полуцилиндрические сегменты (рис. 2.2.30). Этот метод наиболее полно воспроизводит условия работы металла и сварных соединений в оболочковых конструкциях. Диапазон реализуемых соотношений напряжений находится в пределах $0{,}3 < \sigma_2/\sigma_1 < 0{,}7$. При этом соотношение между радиусом матрицы гидравлического устройства и толщиной образца определяется неравенством

$$0{,}9\sqrt{\sigma_{0,2}/p} < r/t < 0{,}57\sqrt{E/\sigma_{0,2}}\,,$$

где $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести материала образца; p – максимальное давление под образцом; r – радиус матрицы; t – толщина образца; E – модуль упругости материала.

Основным недостатком метода является зависимость требуемой двухосности напряжений в образце от отношения радиуса матрицы к толщине образца, а также от исходных прочностных свойств материала.

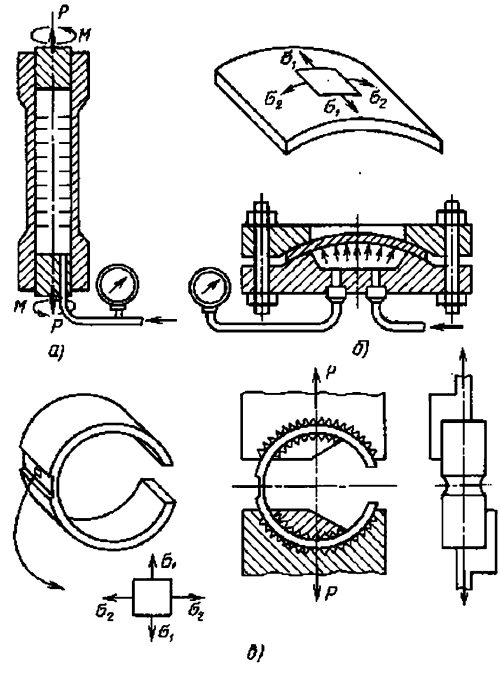


Рис. 2.2.30. Схемы нагружения образцов при сложном напряженном состоянии:
а – трубчатого образца, $\sigma_1 < \sigma_2$, $\sigma_1 = \sigma_2$, $\sigma_1 > \sigma_2$;
б – образца в виде полуцилиндрической панели, $0{,}3 \le \sigma_2/\sigma_1 \le 0{,}7$; *в* – кольцевого разрезного образца с плоской односторонней выточкой, $\sigma_2/\sigma_1 = 0{,}5$

На рис. 2.2.30, *в* показана схема нагружения кольцевого разрезного образца с боковой выточкой. При растяжении такого образца на дне выточки реализуется двухосное растяжение, а отношение напряжений в пластической области достигает 0,5. Преимуществом данной схемы является то, что образцы представляют собой часть натурной трубы с сохраненной в исходном состоянии внутренней поверхностью.

По результатам рассмотренных видов испытаний легко определяются номинальные предельные разрушающие напряжения. Компоненты деформаций могут быть определены с использованием специальных экстензометров, позволяющих в общем случае проводить измерение осевой, угловой и поперечной деформации, а также деформации в направлении толщины (для трубчатых образцов, см. рис. 2.2.30, *а*). На образцах с неоднородным распределением деформаций используются методы локального измерения деформаций.

Сложное напряженное состояние реализуется также при испытании образцов с концентраторами напряжений. Наиболее часто используются сплошные цилиндрические образцы с кольцевой выточкой. Локальные напряжения в зоне разрушения, которой обычно является зона максимального стеснения пластических деформаций, определяются расчетным путем на основе численных упругопластических решений, а также аналитически с использованием коэффициентов концентрации упругих напряжений и предположения о сохранении соотношений напряжений в упругой и упругопластической областях. Предельные разрушающие деформации (осевая и окружная) на поверхности выточки определяются экспериментально, третья компонента оценивается, исходя из условия несжимаемости. Таким образом, данный вид испытаний позволяет оценить влияние на предельную пластичность материала параметров напряженного состояния, которые могут варьироваться изменением глубины и радиуса выточки.

При двухосном растяжении прочность гладких образцов из пластичных материалов, как правило, выше, чем при одноосном, а прочность тех же образцов, но из хрупких материалов, обычно ниже при двухосном растяжении. Предельные разрушающие деформации зависят от вида напряженного состояния и при переходе от одноосного растяжения к двухосному могут существенно снижаться.

При интерпретации данных испытаний при сложном напряженном состоянии широко используется концепция предельных поверхностей, ограничивающих в пространстве напряжений область напряженных состояний, определяемых с заданным допуском на пластическую деформацию или по разрушению материала. На рис. 2.2.31 для двумерного случая в координатах "осевое напряжение σ_z – окружное напряжение σ_θ" приведены данные испытаний трубчатых образцов из стали 45 внутренним давлением и осевой силой при трех уровнях температуры. По этим результатам построены кривые, соответствующие началу текучести с допуском на интенсивность пластических деформаций 0,2 % (кривая *1*) и разрушению (кривая *2*) при использовании критерия максимальных нормальных напряжений.

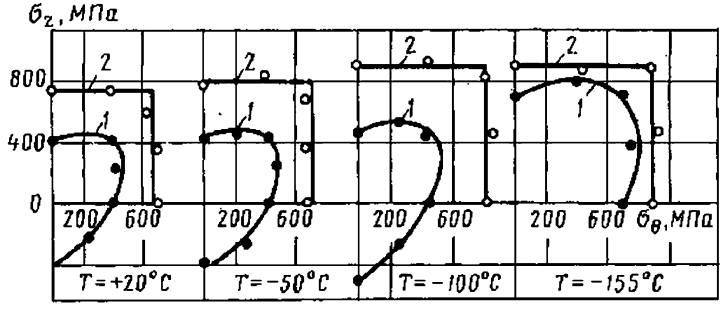


Рис. 2.2.31. Предельные кривые текучести (*1*) и прочности (*2*) стали 45

2.2.7. МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЛОКАЛЬНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

При создании и аттестации новых материалов, при контроле качества выпускаемой металлопродукции, при определении расчетных характеристик прочности, пластичности и долговечности широкое применение получили стандартизованные механические испытания лабораторных образцов. К наиболее распространенным испытаниям относятся испытания на статическое растяжение, на длительную прочность и ползучесть, на малоцикловую и многоцикловую усталость. Эти испытания проводятся с применением цилиндрических (диаметром 5...10 мм) или плоских (толщиной 1...10 мм) гладких образцов. По результатам этих испытаний определяют стандартные характеристики механических свойств.

Вместе с тем для количественного определения роли важнейших конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов требуется применение традиционных и развитие новых методов механических испытаний для получения дополнительных характеристик механического поведения материалов.

Испытания микрообразцов. Механические испытания микрообразцов (уменьшенных площадей сечения по сравнению со стандартными в 100 – 1000 раз) позволяют определять те же характеристики, что и при стандартных статических испытаниях.

При этом площадь сечения образцов (рис. 2.2.32) составляет 1...10 мм^2 (цилиндрические образцы диаметром d_0 = 1...3 мм или плоские с площадью сечения b_0/h_0, равной от 1×1 до 1×3 мм^2). Образцы имеют утолщенные или резьбовые части для захватов в испытательных машинах. Отношение длины рабочей части l_0 к площади сечения F_0 выбирают так же, как и у стандартных образцов.

Испытания микрообразцов проводятся на специальных установках или на универсальных испытательных машинах со сменными динамометрами. При этом при указанных выше значениях площади сечения предельные нагрузки составляют 5...10 кН. Измерения деформаций осуществляются по перемещениям захватов или специальными деформометрами на рабочей части образца.

Вариация площади поперечного сечения F от 3 до $2\cdot10^5$ мм^2 (примерно в 100 тыс. раз) позволила получить (рис. 2.2.33) степенные функции изменения условных пределов текучести $\sigma_{0,2}$, временного сопротивления $\sigma_в$ и относительного сужения ψ для ряда конструкционных сталей:

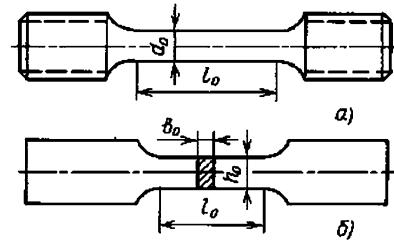


Рис. 2.2.32. Цилиндрические (*а*) и плоские (*б*) образцы уменьшенных размеров (микрообразцы) для испытаний на растяжение

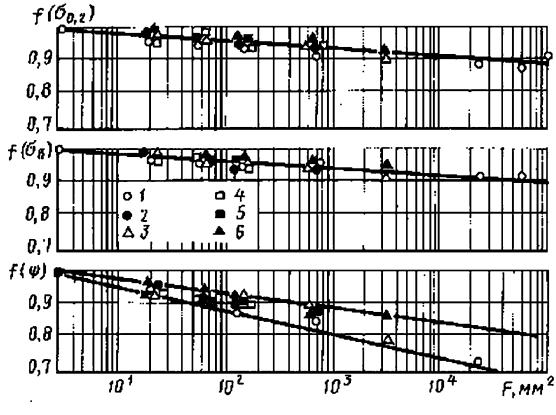


Рис. 2.2.33. Влияние размеров сечения на условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$), временное сопротивление ($\sigma_в$) и на относительное сужение (ψ):

$f(\sigma_{0,2}) = \sigma_{0,2}/(\sigma_{0,2})_0$; $f(\sigma_в) = \sigma_в/(\sigma_в)_0$; $f(\psi) = \psi/\psi_0$;

1 – 22К; *2* – 12Х2МФА; *3* – сталь 45; *4* – 16ГНМА; *5* – 27ХНМЗ; *6* – 08Х18Н10Т

$$\sigma_{0,2} = (\sigma_{0,2})_0 (F_0 / F)^{m_{0,2}};$$

$$\sigma_в = (\sigma_в)_0 (F_0 / F)^{m_в};$$

$$\psi = (\psi)_0 (F_0 / F)^{m_\psi},$$

где $(\sigma_{0,2})_0$, $(\sigma_в)_0$, ψ_0 – стандартные характеристики механических свойств, полученные на стандартных образцах с площадью сечения F_0; $m_{0,2}$, $m_в$, m_ψ – характеристики чувствительности материалов к эффекту абсолютных размеров ($m_{0,2} \approx m_в \approx 0{,}012...0{,}015$, $m_\psi = 0{,}024...0{,}040$).

Испытания микрообразцов имеют важное значение при определении локальных механических свойств структурно неоднородных металлов – металла сварных швов и наплавок (рис. 2.2.34). При толщинах или диаметрах образцов 1...2 мм можно получить распределение механических свойств как по основному металлу, так и по металлу швов, наплавок и переходных зон – зон сплавления и термического влияния.

Особую область применения имеют микрообразцы для проведения высокотемпературных и низкотемпературных металлографических исследований, проводимых в вакуумных камерах с нагревом образцов пропусканием тока или охлаждением до температур жидкого азота. В этих испытаниях устанавливаются взаимосвязи механических свойств и кинетики структурных состояний.

Эти же образцы получили применение при оценках эффектов внешних эксплуатационных воздействий – радиационного и космического излучения. В первом случае малые по размерам образцы-свидетели для статических испытаний на растяжение помещаются в активную зону реакторов, подвергаются нейтронному облучению и после накопления заданной дозы испытываются в "горячих" камерах. Во втором случае образцы-свидетели подвергаются длительным космическим воздействиям на орбите и испытываются на специальных автоматизированных установках на космических аппаратах во время полета или после их возвращения из космоса на землю.

Испытания с применением прецизионных сеток и рисок. Для определения закономерностей образования и развития локальных упругопластических деформаций на поверхностях микро- и макрообразцов применяют методы сеток и рисок. При этом используются различные технологии нанесения сеток и рисок: фотоспособ, накатку, нарезку. Наиболее точной является последняя технология: на полированной поверхности цилиндрических или плоских образцов с помощью алмазных пирамид микротвердомеров и микронных длительных столиков наносят риски или сетки с шагом 50...500 мкм глубиной 1...3 мкм. Путем измерения (под микроскопом с увеличением от 50× до 400×) расстояний между нанесенными рисками в исходном и в деформированном состоянии определяют локальные упругопластические деформации в диапазоне 0,2...50 %.

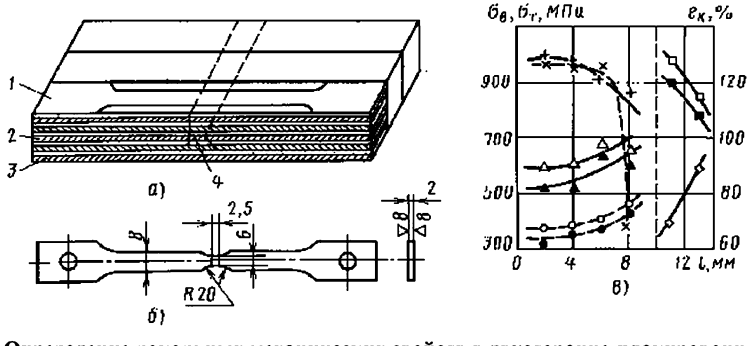


Рис. 2.2.34. Определение локальных механических свойств в двусторонне-плакированном сварном соединении толщиной 25 мм – основной металл Ст3сп, сварной шов, плакировка 12Х18Н10Т:
1, 3 – наплавка; *2* – основной металл; *4* – металл шва;
а – схема вырезки образца; *б* – чертеж образца; *в* – изменение характеристик механических свойств по толщине сварного соединения; • – $\sigma_т$, ○ – $\sigma_в$, × – $\varepsilon_к$ – Ст3сп; ▲ – $\sigma_т$, △ – $\sigma_в$, + – $\varepsilon_к$ – сварной шов; ■ – $\sigma_т$, □ – $\sigma_в$, ◊ – $\varepsilon_к$ – 12Х18Н10Т; $\sigma_т$, $\sigma_в$, $\varepsilon_к$ – соответственно предел текучести, временное сопротивление и предельная относительная деформация при разрушении. Расстояние *l* отсчитывается от среднего по толщине сечения соединения в направлении к плакировке. Вертикальная штриховая линия – граница плакировки

Одной из задач исследования этим методом локальных пластических деформаций является определение неравномерности их распределения на рабочей базе (рис. 2.2.35) с установлением коэффициентов концентрации локальных деформаций e:

$$K_{ме} = \frac{e_i}{e_{ср}} = \frac{e_i}{\sum e_i / n},$$

где e_i – деформация при i-м измерении; $e_{ср} = \sum e_i / n$ – средняя деформация на рабочей базе; n – число измерений.

Исследованиями установлено, что распределение e_i подчиняется нормальному закону, а значения $K_{ме}$ при одноосном растяжении–сжатии достигают 2,5, определяя зоны возникновения трещин при малоцикловом нагружении.

Метод сеток и рисок позволяет достаточно подробно исследовать распределение деформаций в зонах сварных швов, в зонах концентрации напряжений и в вершине трещин как при статическом, так и при циклическом нагружении. По данным измерений максимальных локальных деформаций $e_{i\max}$ и e_i устанавливают коэффициент концентрации деформаций K_e:

$$K_e = \frac{e_{i\max}}{e_n}$$

и коэффициент интенсивности деформаций:

$$K_{Ie} = \frac{e_i}{(2\pi r)^p} f(\mu, r/l),$$

где e_n – номинальная деформация; r – расстояние от вершины трещины длиной l; $p \le 1/2$ – показатель степени.

Испытания с применением малобазной тензометрии. Уменьшение базы тензорезисторов от 10...20 мм до 0,5...1 мм при однородных и неоднородных полях деформаций позволяет достаточно детально изучить сопротивление материалов упругим и упругопластическим деформациям от 0 до 10 %. Это особенно важно на ранних стадиях перехода к неупругим деформациям в однородных и структурно неоднородных (сварные швы, наплавки) материалах. Цепочки десятков и сотен малобазных фольговых тензорезисторов различных форм и направлений позволяют получить все компоненты тензора деформаций $\{e_x, e_y, e_z, \gamma_{xy}, \gamma_{xz}, \gamma_{yz}\}$ и их распределение по длине и по сечению образцов. Эти же измерения служат для анализа изменения коэффициентов Пуассона при переходе от упругих к развитым упругопластическим деформациям.

При повторном нагружении в материале тензорезисторов идет накопление повреждении $d_т$ в зависимости от локальных деформаций e_i и числа циклов N:

$$d_т = f\{e_i, N\}.$$

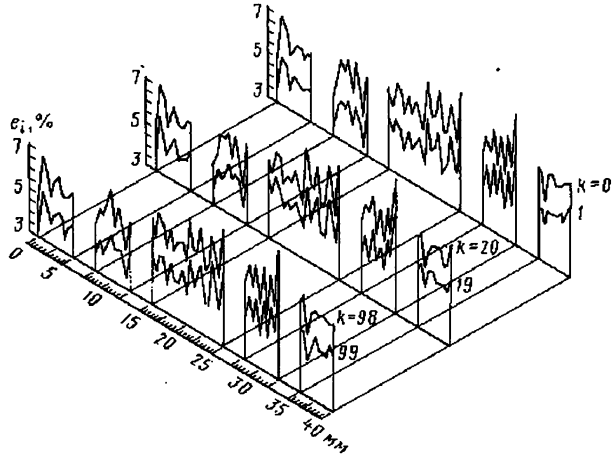


Рис. 2.2.35. Неоднородность развития пластических деформаций l_i по числу полуциклов нагружения k (растяжение-сжатие) на рабочей базе образца

Поэтому можно по значениям $d_т$ и специальным тарировочным экспериментам судить о повреждениях $d_м$ в материале при сложных историях циклического нагружения.

Испытания с применением тензочувствительных покрытий. Фотоупругие пластифицированные наклейки малых толщин (от 50...100 до 500...1000 мкм) позволяют решать те же задачи, что и малобазная тензометрия. Кроме этого, при испытаниях на растяжение материалов с повышенными размерами (до 100...500 мкм) структурных составляющих можно изучить распределение деформаций внутри зерен и между зернами.

Метод хрупких тензочувствительных покрытий, обладающий меньшей чувствительностью и большими погрешностями измерений, наиболее эффективен при испытаниях в условиях низких (до –250 °С) и повышенных (до +450 °С) температур.

Испытания с применением метода муара. Посредством нанесения на полированную поверхность образцов фотоспособом рабочих растров с линиатурой 10...100 линий/мм, нагружения образцов и совмещения рабочих растров с эталонными можно получить муаровые картины деформаций (рис. 2.2.36). Оптическая и цифровая фильтрация муаровых картин позволяет получать поле деформаций

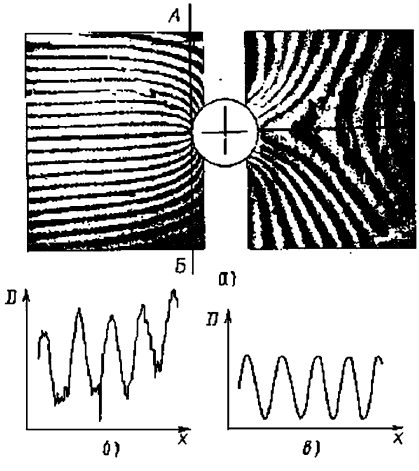


Рис. 2.2.36. Анализ муаровых картин деформаций:
а – муаровые картины продольных и поперечных деформаций; *б* – распределение оптической плотности *CD* в сечении *АБ*; *в* – оптическая плотность в сечении *АБ* после оптической и цифровой фильтрации; *x* – координата, отсчитываемая в направлении сечения от верхнего края образца

$\{e_x, e_y, \gamma_{xy}\}$ в плоскости гладкого образца, образца с концентрацией напряжений или с трещиной как при 20 °С, так и в условиях повышенных температур.

Метод муаровых полос может быть использован при измерениях локальных деформаций в металле сварных соединений и наплавок.

Испытания с применением голографии. Голографическая интерферометрия с использованием постоянных и импульсных лазеров позволяет измерять с высокой точностью локальные перемещения, по которым оцениваются местные деформации. При этом измеряемые перемещения могут составлять от единиц до сотен микрометров и более, что отвечает стадии как упругого, так и упругопластического деформирования. Вариация направлений освещения исследуемой поверхности позволяет определять все три осевые деформации. Высокая локальность зон измерения местных деформаций при использовании голографической интерферометрии дает возможность оценивать неравномерность деформаций в структурных составляющих, в зонах швов, наплавок, микро- и макродефектов.

Испытания на макро- и микротвердость. Традиционные испытания на твердомерах при вдавливании в поверхность индентеров различных форм определяют по силе (1...30 кН) вдавливания, и по площади отпечатка макрохарактеристики твердости (по Бринеллю HB, Роквеллу HRC и др.). Параллельное измерение на тех же материалах стандартных характеристик механических свойств устанавливает ряд корреляционных зависимостей линейного типа:

$$\{\sigma_т, \sigma_в\} = f\{\text{HB, HRC}\}.$$

Так как площади отпечатков под индентерами составляют 10...50 мм^2, то по последнему соотношению оцениваются локальные свойства в макрозонах в однородных материалах (основной металл), в металле швов и в наплавках.

Переход к испытаниям на микротвердость с силами вдавливания 0,1...1 Н при площади отпечатков 10 до 1000 мкм^2 устанавливает локальные характеристики механических свойств в зонах, сопоставимых с размерами зерен, тонких переходных слоев в местах сплавления и термического влияния.

Переносные и автоматизированные твердомеры служат для косвенного определения характеристик механических свойств в полевых условиях.

Существенное расширение возможностей оценки механического поведения материалов достигается при автоматизированной записи диаграмм вдавливания – зависимостей глубины h_i отпечатка от силы p. Запись диаграмм при нагружении и снятии нагрузки позволяет получить дополнительные характеристики механических свойств

$$\{E,\ \sigma_{пц},\ \sigma_т,\ \sigma_в,\ \psi\} = f\{P_i,\ h_i\}.$$

Если образцы с серией отпечатков после испытаний на твердость или микротвердость подвергать растяжению с силами P_{pi}, то по изменению диаметров d_i и диагоналей D_i отпечатков можно оценивать локальные деформации в местах отпечатков и получить диаграммы деформирования:

$$\{\sigma,\ e\} = f\left\{\frac{P_{pi}}{F_0},\ \frac{d_i - d_0}{d_0}\right\}.$$

Таким образом, изложенные выше методы определения локальных механических свойств имеют следующие особенности:

результаты микрообразцов приближаются к результатам испытаний стандартных образцов с учетом зависимости характеристик механических свойств от размеров сечений;

испытания с применением сеток, рисок, тензорезисторов, муара, тензочувствительных покрытий и голографии служат для определения локальных деформаций e_i;

испытания с измерением твердости и микротвердости служат для косвенного определения локальных свойств.

Обоснованные комбинации перечисленных методов способствуют установлению локальных механических свойств металлургической продукции, изделий машиностроения и конструкций стройиндустрии на всех основных стадиях жизненного цикла.

2.2.8. ОЦЕНКА АНИЗОТРОПИИ И НЕОДНОРОДНОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

При проведении расчетов на прочность часто принимают допущение об изотропности (независимости свойств материала от направления приложения нагрузки) и однородности (независимости свойств от места вырезки образца) материала. Однако практически все материалы анизотропны и неоднородны в большей или меньшей степени.

Виды анизотропии. Различают два основных вида анизотропии:

начальную, или исходную, существующую до процесса нагружения; например анизотропию упругих свойств, характерную для многих монокристаллов;

вторичную, или деформационную, т.е. изменившуюся или заново возникшую в процессе деформации.

В соответствии со стадиями деформирования различают анизотропию:

упругих свойств;

свойств, определяемых в области малых пластических деформаций (пределов упругости, пределов текучести);

свойств, определяемых в области больших пластических деформаций (временное сопротивление, максимальное равномерное удлинение и др.);

свойств, характеризующих стадию разрушения (истинное сопротивление разрушению, относительное удлинение, относительное сужение поперечного сечения).

По структурному признаку различают два основных вида анизотропии: *гомогенную* (кристаллическую) и *гетерогенную* (волокнистую, строчечную т.д.), которые могут иногда существовать одновременно.

Первая обусловливается кристаллическим строением твердых тел (преимущественным кристаллографическим ориентированием – текстурой), а гетерогенная анизотропия связана с неоднородностью макро- и микроструктуры (разделение ориентированных волокон другими фазами, строчечность неметаллических включений и др.

По геометрическому характеру различают *прямолинейную* и *криволинейную* анизотропии. При прямолинейной анизотропии у тел эквивалентные направления (направления равных свойств) параллельны друг другу (анизотропия прямой прокатанной или отпрессованной полосы). При криволинейной анизотропии эквивалентные направления в теле непараллельны (анизотропия кованого коленчатого вала).

Многие анизотропные материалы имеют определенную симметрию свойств, характер которой может быть определен экспериментально. При наличии симметрии свойств в телах существуют определенные эквивалентные направления, для которых свойства одинаковы.

Различают следующие виды симметрии свойств:

тело имеет плоскость симметрии. В этом случае через каждую точку тела можно провести плоскость, обладающую тем свойством, что любые два направления, симметричные относительно этой плоскости, являются эквивалентными в отношении свойств;

тело имеет три плоскости симметрии. Однородное тело, обладающее в каждой точке тремя взаимно перпендикулярными плоскостями симметрии свойств, называют ортогонально изотропным или *ортотропным*;

тело имеет ось симметрии. Если в теле существует совокупность эквивалентных направлений, которые могут быть совмещены путем поворота на угол $2\pi/n$ вокруг некоторой оси, то эта ось является осью симметрии порядка n. Этот вид симметрии имеет важное значение для монокристаллов;

тело имеет плоскость изотропии. Если через каждую точку тела перпендикулярно некоторой оси (оси симметрии бесконечного порядка) можно провести плоскость, все направления в которой эквивалентны, то такое тело называют поперечно изотропным или *трансторопным* (трансверсально изотропным). Трансторопным является например листовой прокат, свойства которого в плоскости проката не зависят от направления вырезки образца, но отличаются от свойств, полученных в направлении, перпендикулярном плоскости проката (Z-направление).

Приведенная классификация анизотропных тел по симметрии их свойств относится как к случаю прямолинейной анизотропии, так и криволинейной (цилиндрической, сферической и т.д.).

Расчетные зависимости для определения анизотропии характеристик механических свойств. В области упругих деформаций поведение анизотропного материала, как и изотропного, описывается законом Гука. Однако в этом случае нормальный модуль упругости E, модуль сдвига G и коэффициент Пуассона μ зависят от направления в материале. Если оси координат X, Y и Z выбрать совпадающими с направлениями осей симметрии ортотропного материала, то закон Гука можно представить следующими формулами:

$$\varepsilon_x = \frac{\sigma_x}{E_x} - \frac{\mu_{yx}}{E_y}\sigma_y - \frac{\mu_{zx}}{E_z}\sigma_z;$$

$$\varepsilon_y = -\frac{\mu_{xy}}{E_x}\sigma_x + \frac{\sigma_y}{E_y} - \frac{\mu_{zy}}{E_z}\sigma_z;$$

$$\varepsilon_z = -\frac{\mu_{xz}}{E_x}\sigma_x - \frac{\mu_{yz}}{E_y}\sigma_y + \frac{\sigma_z}{E_z};$$

$$\gamma_{xy} = \frac{\tau_{xy}}{G_{xy}};\quad \gamma_{yz} = \frac{\tau_{yz}}{G};\quad \gamma_{zx} = \frac{\tau_{zx}}{G_{zx}}.$$

Здесь τ_{xy} – касательное напряжение, действующее на площадке с нормалью x параллельно оси Y, γ_{xy} – относительный сдвиг между площадками, по которым действуют напряжения τ_{xy} (аналогично обозначены остальные компоненты касательных напряжений и угловых деформаций). σ_x, σ_y, σ_z и ε_x, ε_y, ε_z – соответственно осевые напряжения и деформации, действующие в направлении осей X, Y и Z. Однако для анизотропного материала нормальный модуль упругости E, модуль сдвига G и коэффициент Пуассона μ принимают различные значения в зависимости от ориентации напряжений относительно осей анизотропии материала, что обозначено соответствующими индексами. Первый индекс у μ означает направление действующего напряжения, а второй – направление деформации. Двойные индексы у G соответствуют направлениям, между которыми происходит изменение прямого угла.

В качестве примера на рис. 2.2.37 показаны поверхности анизотропии модулей E и G кристалла с кубической симметрией (монокристалла α-железа), отражающие зависимость данных величин от направления.

Условие пластичности для общего случая анизотропного материала имеет вид

$$A_{1111}\sigma_x^2 + A_{2222}\sigma_y^2 + A_{3333}\sigma_z^2 + 4A_{1212}\tau_{xy}^2 +$$
$$+ 4A_{2323}\tau_{yz}^2 + 4A_{3131}\tau_{zx}^2 + 2A_{1122}\sigma_x\sigma_y +$$
$$+ 2A_{2233}\sigma_y\sigma_z + 2A_{3311}\sigma_z\sigma_x + 4A_{1112}\sigma_x\tau_{xy} +$$
$$+ 4A_{1123}\sigma_x\tau_{yz} + 4A_{1131}\sigma_x\tau_{zx} + 4A_{2212}\sigma_y\tau_{xy} +$$
$$+ 4A_{2223}\sigma_y\tau_{yz} + 4A_{2231}\sigma_y\tau_{zx} + 4A_{3312}\sigma_z\tau_{xy} +$$
$$+ 4A_{3323}\sigma_z\tau_{yz} + 4A_{3331}\sigma_z\tau_{zx} + 8A_{1223}\tau_{xy}\tau_{yz} +$$
$$+ 8A_{2331}\tau_{yz}\tau_{zx} + 8A_{3112}\tau_{zx}\tau_{xy} = 1, \qquad (2.2.4)$$

где A_{ijkl} (i, j, k, l = 1, 2, 3) – постоянные материала. Его иногда называют квадратичным условием пластичности. Число различных постоянных A_{ijkl} в этом уравнении равно 21.

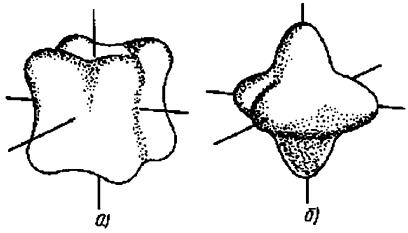


Рис. 2.2.37. Поверхности анизотропии кристалла с кубической симметрией:
а – модуля упругости *E*; *б* – модуля сдвига *G*

Если для ортотропного тела, имеющего три взаимно перпендикулярные плоскости симметрии механических свойств совместить с осями симметрии X, Y и Z (для листового материала это будут направление прокатки и два направления, перпендикулярные к нему), то из соображений симметрии в уравнении (2.2.4) следует пренебречь всеми слагаемыми, содержащими касательные напряжения в первой степени и произведения различных касательных напряжений, так как они могут изменять свой знак при изменении направления. Тогда для ортотропного материала получим:

$$A_{1111}\sigma_x^2 + A_{2222}\sigma_y^2 + A_{3333}\sigma_z^2 + 4A_{1212}\tau_{xy}^2 + A_{2323}\tau_{yz}^2 + 4A_{3131}\tau_{zx}^2 + 2A_{1122}\sigma_x\sigma_y + 2A_{2233}\sigma_y\sigma_z + 2A_{3311}\sigma_z\sigma_x = 1.$$

В этом случае число постоянных стало равно 9.

Если принять, что при всестороннем равноосном растяжении или сжатии в анизотропном материале, так же, как и в изотропном, пластические деформации не возникают, то можно получить добавочные соотношения между постоянными A_{ijkl}. Исходя из этих соображений, получено следующее условие пластичности:

$$H_0(\sigma_x\sigma_y)^2 + F_0(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G_0(\sigma_z - \sigma_x)^2 + 2N_0\tau_{xy}^2 + 2L_0\tau_{yz}^2 + 2M_0\tau_{zx}^2 = 1.$$

Постоянные H_0, F_0, G_0, N_0, L_0, M_0 в этом условии можно определить, применив его для частных случаев одноосных растяжений в направлении осей X, Y, Z и сдвигов между этими осями:

$$H_0 + G_0 = \frac{1}{\sigma_{xт}^2}; \quad H_0 + A_0 = \frac{1}{\sigma_{yт}^2};$$

$$F_0 + G_0 = \frac{1}{\sigma_{zт}^2}; \quad N_0 = \frac{1}{2\tau_{xyт}^2};$$

$$L_0 = \frac{1}{2\tau_{yzт}^2}; \quad M_0 = \frac{1}{2\tau_{zxт}^2},$$

где $\sigma_{xт}$, $\sigma_{yт}$, $\sigma_{zт}$, $\tau_{xyт}$, $\tau_{yzт}$, $\tau_{zxт}$ – пределы текучести в соответствующих направлениях.

Следовательно,

$$H_0 = \frac{1}{2}\left(\frac{1}{\sigma_{xт}^2} + \frac{1}{\sigma_{yт}^2} - \frac{1}{\sigma_{zт}^2}\right);$$

$$F_0 = \frac{1}{2}\left(\frac{1}{\sigma_{yт}^2} + \frac{1}{\sigma_{zт}^2} - \frac{1}{\sigma_{xт}^2}\right);$$

$$G_0 = \frac{1}{2}\left(\frac{1}{\sigma_{zт}^2} + \frac{1}{\sigma_{xт}^2} + \frac{1}{\sigma_{yт}^2}\right).$$

Используя данные соотношения, можно найти предел текучести $\sigma_{vт}$ в случае одноосного растяжения образца, ось которого v лежит в плоскости XY и составляет угол α с осью X. Для листового материала это будет соответствовать образцу, вырезанному из листа. Здесь угол между направлением образца и направлением проката равен α. В этом случае

$$\sigma_{vт} = \left[F_0\sin^2\alpha + G_0\cos^2\alpha + H_0 + (2N_0 - F_0 - G_0 - 4H_0)\sin^2\alpha\cos^2\alpha\right]^{-1/2}.$$

Исследование этого выражения приводит к заключению, что экстремумы имеют место для направлений X и Y, а также для направления, определяемого углом α,

$$\operatorname{tg}^2\alpha = \frac{N_0 - G_0 - 2H_0}{N_0 - F_0 - 2H_0}.$$

Если $N_0 > G_0 + 2H_0$ и $N_0 > F_0 + 2H_0$, то предел текучести имеет максимальные неравные значения в направлениях X и Y и минимальное значение в направлении под углом α к оси X. Если $N_0 < G_0 + 2H_0$ и $N_0 < F_0 + 2H_0$, то предел текучести имеет минимальные неравные значения в направлениях X и Y и максимальное значение в направлении под углом α к оси X. Если N_0 находится между $G_0 + 2H_0$ и $F_0 + 2H_0$, действительных значений для α не

существует и предел текучести имеет максимум в направлении X и минимум в направлении Y при $F_0 > G_0$, и наоборот при $F_0 < G_0$.

Установлено хорошее соответствие между значениями, вычисленными по вышеприведенным формулам, и экспериментально полученными значениями предела текучести при растяжении.

Для определения характеристик прочности (предел упругости, текучести, временное сопротивление, а также истинное сопротивление разрушению) в зависимости от направления вырезки образца предложено следующее уравнение:

$$\frac{1}{\sigma}=\frac{n^4}{\sigma_x}+\frac{l^4}{\sigma_y}+\frac{m^4}{\sigma_z}+\left(\frac{4}{\sigma_{xz_{45}}}-\frac{1}{\sigma_x}-\frac{1}{\sigma_z}\right)m^2n^2+$$
$$+\left(\frac{4}{\sigma_{zy_{45}}}-\frac{1}{\sigma_z}-\frac{1}{\sigma_y}\right)l^2m^2+$$
$$+\left(\frac{4}{\sigma_{yx_{45}}}-\frac{1}{\sigma_y}-\frac{1}{\sigma_x}\right)n^2l^2, \qquad (2.2.5)$$

где σ – характеристика прочности при растяжении (сжатии) в произвольном направлении, составляющим с тремя осями симметрии материала X, Y, Z углы, косинусы которых обозначены соответственно n, l, m; σ_x, σ_y, σ_z – характеристики прочности при растяжении (сжатии) в направлениях осей симметрии; $\sigma_{xy_{45}}$, $\sigma_{zy_{45}}$, $\sigma_{yz_{45}}$ – то же в направлениях под углом 45° к главным осям для соответствующих плоскостей симметрии.

При нагружении в плоскости симметрии, например, для листового материала – в плоскости листа, уравнение (2.2.5) примет следующий вид:

$$\sigma_\varphi=\frac{\sigma_0}{\cos^4\varphi+b\sin 2\varphi+c\sin^4\varphi},$$

где σ_φ – характеристика прочности при растяжении (сжатии) под углом к продольному направлению (например, к направлению волокна);

$$c=\frac{\sigma_0}{\sigma_{90}};\quad b=\frac{\sigma_0}{\sigma_{45}}-\frac{1+c}{4};$$

σ_0, σ_{90}, σ_{45} – характеристики прочности при растяжении (сжатии) соответственно в продольном, поперечном направлениях и под углом 45° к указанным направлениям.

Экспериментальное определение показателей анизотропии и неоднородности. Для количественной оценки анизотропии механических свойств сталей часто используют коэффициенты анизотропии, представляющие собой отношения характеристик механических свойств в поперечном или вертикальном направлениях к соответствующим характеристикам в продольном.

Введены коэффициенты анизотропии по характеристике относительного сужения:

$$\eta_{\psi 1}=\frac{\psi_{\text{поп}}}{\psi_{\text{прод}}};\quad \eta_{\psi 2}=\frac{\psi_{\text{верт}}}{\psi_{\text{прод}}}.$$

Здесь $\psi_{\text{поп}}$, $\psi_{\text{прод}}$, $\psi_{\text{верт}}$ – относительное сужение соответственно в поперечном, продольном и вертикальном (в направлении толщины) направлениях. Аналогичным образом можно определить коэффициенты анизотропии для любой другой характеристики механических свойств и произвольного направления.

На рис. 2.2.38 в качестве примера приведен график изменения характеристик механических свойств $\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$, δ, ψ для магниевого сплава МА8. Степень анизотропии временного сопротивления (отношение $\sigma_{в\,max}/\sigma_{в\,min}$) составляет всего 1,1, в то время как для предела текучести она равна 1,87; характер изменения $\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$ в зависимости от направления различен. Наименьшее значение предела текучести относится к поперечному направлению, для которого предел прочности имеет максимальное значение; минимальный предел прочности

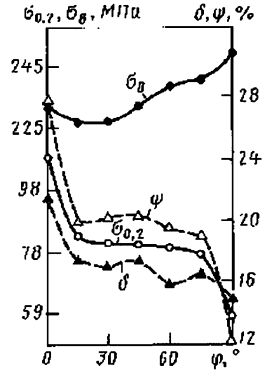


Рис. 2.2.38. Анизотропия механических свойств полосы сечением 22×180 мм из магниевого сплава МА8, полученной прессованием:
φ – угол вырезки образца относительно направления прессования

относится к промежуточному направлению, составляющему угол 15...30° с направлением прессования. Изменение величин δ и ψ носит эквидистантный характер. Для многих сталей типично сходственное изменение предела прочности и предела текучести. Как правило, минимальный уровень характеристик для изделий, изготовленных из листового проката соответствует направлению, перпендикулярному плоскости листа (Z направление).

При проведении расчетов на прочность деталей машин необходима также оценка и учет возможной неоднородности характеристик механических свойств материала по объему детали. Причинами возникновения такой неоднородности являются технологические воздействия, оказываемые в процессе изготовления на металл: различные условия нагрева и охлаждения внутренних и наружных слоев деталей при литье, термообработке; неравномерная прокаливаемость материала и вследствие этого различия в его структуре; наличие разного рода включений и их расположение, неравномерные деформационные и температурные воздействия при обработке металла давлением и холодной обработке и др.

На практике исследования неоднородности и анизотропии материала ответственных конструкций проводятся параллельно, что позволяет получить более полную картину о распределении характеристик механических свойств по объему металла. Такие исследования были выполнены при разработке технологии изготовления стальных листов большой толщины на листах толщиной 20...305 мм, полученных прокаткой из низколегированных сталей типа А533-В.

В ОАО НПО "ЦНИИТМАШ" были выполнены исследования анизотропии и неоднородности свойств на материале штатных обечаек активной зоны атомного реактора (сталь 15Х2НМФА-А) мартеновской и электродуговой выплавок. Как известно, технология изготовления обечаек для корпуса реактора включает различные технологические операции, например, для обечайки активной зоны выплавку стали и отливку слитка, ковку, прошивку заготовки, раскатку, термообработку на различных стадиях изготовления, сварку и т.д.

Способы исследования неоднородности механических свойств заключались в послойной вырезке образцов по толщинам изделий, а также вырезке образцов по группам из разных частей изделия для оценки распределения свойств по объему изделия.

На рис. 2.2.39 показана схема разрезки штатной обечайки активной зоны водо-водяного энергетического реактора ВВЭР-1000 мартеновской выплавки (сталь 15Х2НМФА-А) на кольца и темплеты. Последние, в свою очередь, разрезали послойно на заготовки для изготовления образцов на растяжение, ударный изгиб (рис. 2.2.40), статический изгиб, для определения вязкости разрушения K_{Ic} и других.

Кольца *В*, *Д*, *Н* (см. рис. 2.2.39, *а*) соответствуют основному металлу обечайки, а кольцо *Ш* со сварным швом, выполненным по штатной технологии изготовления обечайки активной зоны ВВЭР-1000, расположено в средней части обечайки по высоте. Из темплетов, вырезанных из сварного шва, также изготовляли образцы разного ориентирования для определения механических свойств материала шва, зоны термического влияния, основного металла.

Распределение механических свойств образцов на растяжение разных ориентаций по толщине обечайки активной зоны (сталь 15Х2НМФА-А – верхнее кольцо *В*) мартеновской выплавки для ВВЭР-1000 показано на рис. 2.2.41.

Для исследованных обечаек имеют место неярко выраженные и анизотропия, и неоднородность механических свойств по всем направлениям.

Средняя треть обечаек по толщине отличается от внутренней и наружной частей высокой однородностью и наименьшей анизотропией механических свойств, что подтверждает

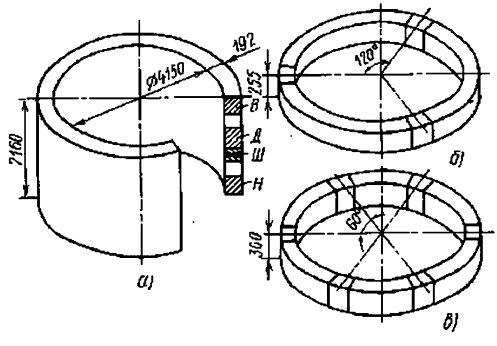


Рис. 2.2.39. Схема разрезки штатной обечайки активной зоны ВВЭР-1000 мартеновской выплавки (сталь 15Х2НМФА-А) на кольца и темплеты:
а – кольца; *б* – верхнее кольцо *В*; *в* – среднее кольцо *Д*; *Ш* – сварной шов

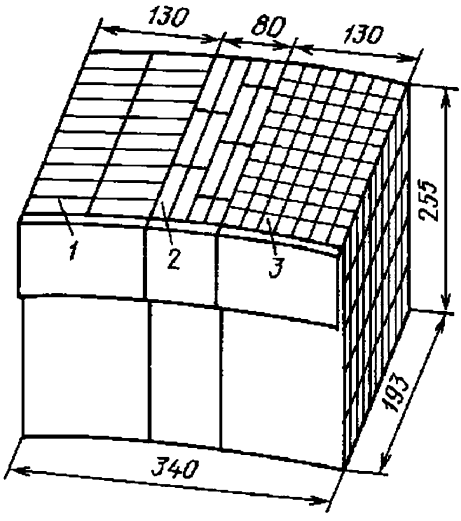


Рис. 2.2.40. Схема разрезки темплета на заготовки образцов тангенциального (*1*), радиального (*2*) и осевого (*3*) ориентирования

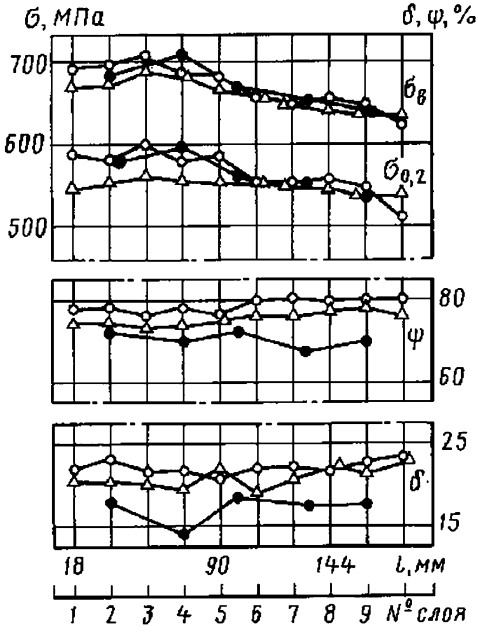


Рис. 2.2.41. Распределение механических свойств образцов на растяжение разных ориентаций по толщине *l* обечайки активной зоны (сталь 15Х2НМФА-А – материал верхнего кольца *В*) мартеновской выплавки для реактора ВВЭР-1000:
○ – тангенциальные образцы; ● – радиальные образцы; Δ – осевые образцы; *l* – расстояние

необходимость вырезки образцов-свидетелей именно из этой части обечаек. Это соответствует стандартам США, по которым образцы-свидетели вырезают из листов по их толщине не менее одной четверти от поверхности, т.е. из средней части.

При оценке анизотропии использовался коэффициент анизотропии

$$\eta_{x1} = 1 - \frac{X_р}{X_т}; \quad \eta_{x2} = 1 - \frac{X_0}{X_т}$$

где $\frac{X_р}{X_т}$ и $\frac{X_0}{X_т}$ – отношения характеристик механических свойств соответственно радиальных образцов и тангенциальных, а также осевых и тангенциальных.

Чем более изотропен материал, тем ближе к нулю коэффициент анизотропии η_x.

Исследования обечаек позволили оценить распределение анизотропии механических свойств по их высоте, периметру и толщине. В табл. 2.2.1 в качестве примера приведены данные по распределению коэффициента анизотропии механических свойств послойно по толщине обечайки активной зоны. Установлено, что из стандартных характеристик, наибольшая чувствительность к анизотропии проявляется у относительного удлинения δ.

Исследование анизотропии и неоднородности механических свойств дает возможность:

определить направления с наибольшими и наименьшими характеристиками механических свойств;

при выборе технологии изготовления обеспечить максимально возможный уровень характеристик механических свойств, определяющих прочность изделия, в направлении, соответствующем действию максимальных напряжений;

определить неоднородность свойств по длине, ширине и толщине изделия с целью оценки гарантированных значений характеристик механических свойств.

Таким образом, учет анизотропии и неоднородности способствует повышению надежности и долговечности изделий и более полному использованию возможностей материалов.

2.2.1. Распределение коэффициента анизотропии послойно по толщине обечайки активной зоны (сталь 15Х2НМФА-А) мартеновской выплавки реактора ВВЭР-1000

Номер слоя	Характеристики механических свойств			
	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ, %	ψ, %
Распределение коэффициента анизотропии $\eta_{x_1} = 1 - \frac{X_р}{X_т}$				
1	–0,009	–0,002	0,224	0,070
2	–0,028	0,075	0,313	0,107
3	0,004	0,012	0,140	0,070
4	–0,002	0,004	0,196	0,160
5	0,003	0,016	0,216	0,131
Среднее значение	–0,003	0,021	0,218	0,108
Распределение коэффициента анизотропии $\eta_{x_2} = 1 - \frac{X_0}{X_т}$				
1	0,029	0,066	0,068	0,042
2	0,020	0,043	0,121	0,041
3	0,023	0,061	0,056	0,036
4	0,006	0,038	0,101	0,055
5	0,022	0,051	–0,053	0,014
6	0,006	0,004	0,136	0,046
7	0,003	0,007	0,059	0,060
8	0,018	0,023	–0,032	0,034
9	0,011	0,023	0,053	0,026
10	–0,014	–0,050	0,021	0,052
Среднее значение	0,012	0,027	0,053	0,041

2.2.9. ПЛАНИРОВАНИЕ И СТАТИСТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА РЕЗУЛЬТАТОВ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ

Методы планирования исследований механических свойств конструкционных материалов, деталей машин и элементов конструкций, а также методы статистической обработки полученных результатов при статическом и циклическом нагружении дают возможность определять средние значения характеристик механических свойств и их дисперсий с требуемой точностью, а также экспериментально обосновывать функции распределения, оценивать параметры и квантили заданного уровня вероятности.

Методы планирования испытаний и статистического анализа их результатов предназначены для решения вопросов, связанных с рациональным выбором материала при проектировании, обоснованием расчетных характеристик, установлением оптимальных режимов технологии производства полуфабрикатов и деталей, организацией статистического контроля технологических процессов по механическим свойствам и т.д.

Правила отбора образцов для испытаний определяются целями испытаний. Совокупность значений характеристик механических свойств (ХМС), полученная в результате испытаний, рассматривается как выборка из генеральной совокупности. Генеральная сово-

купность – это воображаемая совокупность значений ХМС, состоящая из бесконечно большого числа значений ХМС, каждое из которых отвечает установленным правилам отбора образцов для испытаний. Например, если задачей испытаний является определение ХМС данной партии полуфабрикатов, то образцы для испытаний отбирают из данной партии, и совокупность значений ХМС образцов, которые могли бы быть изготовлены из данной партии полуфабрикатов и других партий, полностью с ней совпадающих, является генеральной.

Рассеяние значений ХМС в пределах генеральной совокупности характеризуется законом распределения вероятностей (распределением ХМС). Распределение ХМС описывается рядом характеристик: функцией распределения, математическим ожиданием, дисперсией, средним квадратическим отклонением, коэффициентом вариации, медианой, квантилем заданного уровня вероятности и др.

Все характеристики генеральной совокупности являются неслучайными (детерминированными) величинами. Эти величины дают полное и точное описание механических свойств бесконечно большого числа образцов воображаемой генеральной совокупности.

Всякая конечная совокупность образцов и отвечающая ей конечная совокупность значений ХМС рассматривается как выборка из генеральной совокупности. Состав конечной совокупности (выборки) является случайным и лишь с некоторой точностью отображает характеристики генеральной совокупности.

Задачи планирования и статистической обработки результатов прямых механических испытаний состоят в оценке значений параметров распределения ХМС в генеральной совокупности с заданной точностью. Оценку проводят на основе конечной совокупности значений ХМС, измеренных при испытании конечного числа объектов.

Для получения достоверных оценок параметров распределения ХМС в генеральной совокупности совокупность измеренных ХМС должна быть представительной. Представительность значений измеренных ХМС означает, что в соответствии с целями испытаний осуществлен беспристрастный случайный отбор объектов испытаний, что число испытанных образцов отвечает требованиям точности оценки.

Для оценки параметров распределения ХМС используют стандартные параметрические и непараметрические статистические процедуры.

При использовании непараметрических процедур не делают никаких предположений о распределении ХМС. Непараметрические процедуры позволяют получить достоверные оценки для ограниченного набора характеристик: математического ожидания, дисперсии, коэффициента вариации.

Для получения достоверных оценок функции распределения или квантилей низкого уровня вероятности используют параметрические процедуры. При этом делают предположение о виде распределения ХМС. Вид распределения задают функцией распределения, содержащей ряд неизвестных постоянных параметров распределения, которые оцениваются по результатам измерений.

Полученные на основе параметрических процедур оценки существенно зависят от выбранного вида распределения ХМС (гипотетического). Гипотетическое распределение должно по возможности более точно соответствовать истинному распределению ХМС. При выборке гипотетического распределения учитывают природу рассеяния ХМС, а также соответствие этого распределения результатам данного и других аналогичных испытаний.

Поскольку параметры распределения ХМС оценивают на основании случайной выборки значении ХМС, полученные оценки являются случайными величинами, имеющими рассеяние относительно истинного значения. Точность оценки, т.е. близость оценки к истинному значению, характеризуется шириной доверительного интервала: чем уже доверительный интервал, тем точнее оценки.

Ширина доверительного интервала уменьшается с увеличением объема выборки, т.е. с увеличением числа объектов испытания. Задача планирования испытаний состоит в выборе минимального числа объектов испытания, обеспечивающего заданную точность оценки соответствующих параметров распределения ХМС (заданную ширину доверительных интервалов).

Планирование механических испытаний и статистическая обработка результатов измерений включает:

выбор гипотетического распределения ХМС;

определение минимального числа объектов испытаний;

проверку согласия результатов измерений с выбранным гипотетическим распределением;

оценку параметров распределения;

оценку числовых параметров распределения ХМС;

оценку доверительных интервалов числовых параметров распределения ХМС.

Частные генеральные совокупности значений ХМС, соответствующие отдельным партиям однотипных объектов, можно объединять в одну общую генеральную совокупность. На основе результатов измерения ХМС при испытании нескольких групп объектов из разных партий оценивают характеристики распределения ХМС в общей совокупности.

Выборку считают полной, если испытаны все запланированные для испытания объекты.

Распределения характеристик механических свойств. Ниже приведены вероятностные понятия, используемые при описании рассеяния ХМС. Все вероятностные понятия даны в частотной трактовке.

Каждая ХМС рассматривается как неотрицательная случайная величина X, значения которой получают случайным выбором из бесконечной генеральной совокупности значений ХМС. Под распределением X понимают распределение значений ХМС в генеральной совокупности.

Под вероятностью непревышения ХМС заданного уровня понимают долю значений ХМС в генеральной совокупности, не превышающих этот уровень. Условие непревышения ХМС заданного уровня записывают как $X < x$, где X – обозначение ХМС как случайной величины; x – заданный уровень случайной величины.

Вероятность непревышения ХМС уровня x записывается так:

$$P\{X \le x\} \qquad (2.2.6)$$

и находится в интервале от 0 до 1.

Функция распределения ХМС

$$F_x(x) = P\{X \le x\}. \qquad (2.2.7)$$

Функция распределения описывает зависимость вероятности непревышения ХМС заданного уровня от величины x этого уровня, т.е. является функцией аргумента x. Индекс "x" означает ее принадлежность к определенной ХМС. Функция распределения однозначно задает распределение ХМС в генеральной совокупности. Все остальные характеристики распределения выражаются через функцию распределения. Функция распределения временного сопротивления $\sigma_в$ записывается как $F_{\sigma_в}(\sigma)$. Запись $F_{\sigma_в}(\sigma) = 0{,}1$ означает, что 10 % значений $\sigma_в$ в генеральной совокупности не превышают σ.

Квантиль распределения ХМС

$$F_x(x_p) = P. \qquad (2.2.8)$$

Или в соответствии с (2.2.6)

$$P\{X \le x_p = P\}. \qquad (2.2.9)$$

Квантиль x_p уровня P представляет собой значение ХМС, вероятность непревышения которого равна P. Следовательно, доля значений ХМС в генеральной совокупности, не превышающих x_p, равна P. Квантиль $x_{0,5}$ уровня $P = 0{,}5$ называется медианой распределения. Квантиль распределения временного сопротивления $\sigma_в$ уровня P обозначается a_p.

Плотность вероятностей ХМС

$$f_x(x) = \frac{dF_x(x)}{dx}. \qquad (2.2.10)$$

Плотность вероятностей представляет собой производную функции распределения по параметру x.

Математическое ожидание ХМС

$$M\{X\} = \int_{-\infty}^{\infty} x f_x(x)\,dx. \qquad (2.2.11)$$

Математическое ожидание $M\{X\}$ представляет собой среднее арифметическое значение ХМС в генеральной совокупности.

Дисперсия ХМС

$$D\{X\} = \int_{-\infty}^{\infty} (x - M\{X\})^2 f_x(x)\,dx. \qquad (2.2.12)$$

Дисперсия представляет собой среднее арифметическое значение квадрата отклонения ХМС от ее математического ожидания в генеральной совокупности.

Среднее квадратическое отклонение ХМС

$$\sigma\{X\} = \sqrt{D\{X\}}. \qquad (2.2.13)$$

Среднее квадратическое отклонение представляет собой корень квадратный из дисперсии ХМС и характеризует отклонения значений ХМС в генеральной совокупности от математического ожидания.

Коэффициент вариации ХМС

$$\gamma\{X\} = \frac{\sigma\{X\}}{M\{X\}}. \qquad (2.2.14)$$

Коэффициент вариации представляет собой отношение среднего квадратического отклонения ХМС к математическому ожиданию ХМС и характеризует относительное отклонение значений ХМС в генеральной совокупности от математического ожидания.

Если рассматривается распределение временного сопротивления $\sigma_в$, то его математическое ожидание обозначается как $M\{\sigma_в\}$, дисперсия как $D\{\sigma_в\}$, среднее квадратическое отклонение как $\sigma\{\sigma_в\}$, коэффициент вариации как $\gamma\{\sigma_в\}$.

Законы распределения ХМС. Гипотетическое распределение задается в виде функции распределения с рядом неизвестных постоянных – параметров распределения:

$$F_x(x) = F(x; g_1, g_2, ..., g_k). \qquad (2.2.15)$$

где g_k – параметры распределения; k – число параметров распределения.

Точность оценок параметров распределения ХМС зависит от точности оценки параметров гипотетического распределения и от близости гипотетического распределения к истинному распределению ХМС. Точность оценок характеристик гипотетического распределения при фиксированном числе измеренных значений ХМС зависит от числа параметров гипотетического распределения. Близость выбранного гипотетического распределения ХМС к истинному распределению оценивается на основе статистического сравнения гипотетического распределения с совокупностью значений ХМС, полученных в результате данного и предыдущих испытаний. Из гипотетических распределений, имеющих удовлетворительное согласование с результатами измерений, следует отдавать предпочтение распределениям, отвечающим некоторой математической модели, отражающей физическую природу рассеяния ХМС.

Нормальное распределение. Плотность вероятностей

$$f_x(x)\frac{1}{\sqrt{2\pi}\,\sigma}\mathbf{e}^{-\frac{(x-a)^2}{2\sigma^2}}, \quad \sigma > 0, \qquad (2.2.16)$$

где a, σ – параметры распределения.

Функция распределения

$$F_x(x) = \Phi\frac{x-a}{\sigma}, \qquad (2.2.17)$$

где

$$\Phi(z) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}}\int_{-\infty}^{z}\mathbf{e}^{-\frac{t^2}{2}}dt \qquad (2.2.18)$$

функция Лапласа.

Квантиль уровня $P: x_p$ определяется соотношением

$$x_p = a + z_p\sigma, \qquad (2.2.19)$$

где z_p – квантиль стандартного нормального распределения уровня P, т.е.

$$\Phi(z_p) = P. \qquad (2.2.20)$$

Медиана, математическое ожидание, среднее квадратическое отклонение и коэффициент вариации соответственно определяются так:

$$M_e\{X\} = a; \quad M\{X\} = a;$$
$$\sigma\{X\} = \sigma; \quad \gamma\{X\} = \frac{\sigma}{a}. \qquad (2.2.21)$$

Параметр a соответствует медиане и математическому ожиданию, параметр σ – среднему квадратическому отклонению. Применение нормального распределения в качестве гипотетического для ХМС ограничено тем, что оно предполагает ненулевую вероятность отрицательного значения ХМС, в то время как все рассматриваемые ХМС неотрицательные. Нормальное распределение допускается применять только при коэффициенте вариации, не превышающем 0,20, когда указанная вероятность пренебрежимо мала.

Логарифмически нормальное распределение. Функции плотности вероятностей и распределения имеют соответственно следующий вид:

$$f_x(x)\frac{1}{\sqrt{2\pi}\,\sigma_l(x-x_0)}\mathbf{e}^{\frac{[\ln(x-x_0)-a_l]^2}{2\sigma_l^2}}, \qquad (2.2.22)$$

$$F_x(x) = \Phi\left[\frac{\ln(x - x_0) - a_l}{\sigma_l}\right],\ x > x_0,\ \sigma_l > 0, \tag{2.2.23}$$

где a_l, σ_l, x_0 – параметры распределения.

Квантиль распределения уровня P определяется соотношением

$$\ln(x_p - x_0) = a_1 + z_p\sigma_l, \tag{2.2.24}$$

где z_p – квантиль нормированного нормального распределения уровня P, определяемый по формуле (2.2.20).

Соответственно медиану, математическое ожидание, дисперсию и коэффициент вариации находят по формулам

$$\begin{gathered} M_e\{X\} = x_{0,5} = x_0 + \mathbf{e}^{a_l}; \\ M\{X\} = x_0 + \mathbf{e}^{a_l + \frac{\sigma_l^2}{2}}; \\ D\{X\} = \mathbf{e}^{2a_l + \sigma_l^2}(\mathbf{e}^{\sigma_l^2} - 1); \\ \gamma\{X\} = \frac{\sqrt{D\{X\}}}{M\{X\} - x_0} = \sqrt{\mathbf{e}^{\sigma_l^2} - 1}. \end{gathered} \tag{2.2.25}$$

Логарифмически нормальное распределение рекомендуется применять при обработке результатов измерения всех ХМС, кроме временного сопротивления при хрупком разрушении.

Распределение Вейбулла–Гнеденко. Для трехпараметрического распределения Вейбулла-Гнеденко для случайной величины X функцию плотности распределении и функцию распределения находят соответственно по формулам

$$f_x(x) = \begin{cases} \dfrac{b}{c}\left(\dfrac{x - x_0}{c}\right)^{b-1} \mathbf{e}^{-\left(\frac{x-x_0}{c}\right)^b} & \text{при } x > x_0 \\ 0 & \text{при } x < x_0; \end{cases} \tag{2.2.26}$$

$$F_x(x) = \begin{cases} 1 - \mathbf{e}^{-\left(\frac{x-x_0}{c}\right)^b} & \text{при } x > x_0 \\ 0 & \text{при } x < x_0; \end{cases} \tag{2.2.27}$$

где $c > 0$, $b > 0$, $x_0 > 0$ – параметры распределения.

Математическое ожидание, дисперсию и коэффициент вариации соответственно вычисляют как:

$$\begin{gathered} M\{X\} = c\Gamma\left(1 + \frac{1}{b}\right) + x_0; \\ D\{X\} = c^2\left[\Gamma\left(1 + \frac{2}{b}\right) - \Gamma^2\left(1 + \frac{1}{b}\right)\right]; \\ \gamma\{X\} = \frac{\sqrt{\Gamma\left(1 + \frac{2}{b}\right) - \Gamma^2\left(1 + \frac{1}{b}\right)}}{\Gamma\left(1 + \frac{1}{b}\right)}; \end{gathered} \tag{2.2.28}$$

где

$$\Gamma(x) = \int y^{x-1}\mathbf{e}^{-y}dy \quad - \tag{2.2.29}$$

гамма-функция.

Квантиль уровня P случайной величины X определяют следующим образом:

$$x_p = x_0 + c\left[\ln\frac{1}{1 - P}\right]^{\frac{1}{b}}. \tag{2.2.30}$$

Квантиль уровня $P = 0{,}632$, $x_{0,632} = c + x_0$, медиана распределения

$$x_{0,5} = x_0 + c\left[\ln\frac{1}{1 - 0{,}5}\right]^{\frac{1}{b}}. \tag{2.2.31}$$

При $x_0 = 0$ имеем двухпараметрическое распределение Вейбулла-Гнеденко, при $b = 1$ – экспоненциальное (показательное) распределение.

Непараметрические оценки характеристик распределения ХМС. При вычислении непараметрических оценок характеристик распределения ХМС не делают никаких предположений о распределении ХМС.

Результаты измерений ХМС в процессе испытания ряда однотипных объектов представляют собой совокупность следующих значений:

$$x_1, x_2, \ldots, x_n. \tag{2.2.32}$$

Совокупность (2.2.32) рассматривается как случайная выборка из генеральной совокупности значений характеристик механических свойств. В качестве оценок ряда числовых характеристик распределения в генеральной совокупности (генеральных характери-

стик) используются соответствующие числовые характеристики выборки (выборочные характеристики).

Выборочное среднее

$$\bar{x} = \frac{\sum_{i=1}^{n} x_i}{n} \qquad (2.2.33)$$

используется в качестве оценки математического ожидания (генерального среднего), где x_i – значение характеристики, измеренное при испытании i-го объекта; n – число испытанных объектов (объем выборки).

Выборочная дисперсия

$$s^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n} (x_i - \bar{x})^2}{n-1} \qquad (2.2.34)$$

используется в качестве оценки дисперсии $D\{x\}$ (генеральной дисперсии).

Выборочное среднее квадратическое отклонение

$$s = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n} (x_i - \bar{x})^2}{n-1}} \qquad (2.2.35)$$

используется в качестве оценки среднего квадратического отклонения $\sigma\{X\}$ (генерального среднего квадратического отклонения).

Выборочный коэффициент вариации

$$v = \frac{s}{\bar{x}} \qquad (2.2.36)$$

используется в качестве оценки коэффициента вариации $\sigma_в$ (генерального коэффициента вариации).

Для проверки ряда статистических гипотез используют следующие выборочные характеристики:

выборочный показатель асимметрии

$$E = \frac{\sum_{i=1}^{n} (x_i - \bar{x})^3}{ns^2}; \qquad (2.2.37)$$

выборочный показатель эксцесса

$$e = \frac{\sum_{i=1}^{n} (x_i - \bar{x})^4}{ns^4}. \qquad (2.2.38)$$

Для полной выборки непараметрическую оценку квантиля уровня P случайной величины X вычисляют по следующей формуле:

$$x_p = (1 - \alpha_p) x_i + \alpha_p x_{i+1}, \qquad (2.2.39)$$

где i – порядковый номер измеренного значения $\sigma_в$ случайной величины X в ранжированной (расположенной в порядке возрастания значений) выборке объемом n из произвольного непрерывного распределения;

$$i = \text{int}[p(n+1)], \qquad (2.2.40)$$

где int (x) – целая часть числа x,

$$\alpha_p = p(n+1) - i. \qquad (2.2.41)$$

Для однократно цензурированной справа выборки типа I непараметрическую оценку квантиля уровня P случайной величины X вычисляют по формуле (2.2.39), в которой

$$i = \text{int}\left[p\frac{k+1}{h}\right], \qquad (2.2.42)$$

где k – число наблюдаемых членов выборки объемом n; $h = \frac{K}{n+1}$ – оценка степени цензурирования выборки;

$$\alpha_p = p\frac{k+1}{h} - i, \qquad (2.2.43)$$

Точечные оценки характеристик распределения ХМС. Метод максимального правдоподобия. В соответствии с методом максимального правдоподобия (ММП) оценки параметров непрерывной не менее 2 раз дифференцируемой функции распределения случайной величины находят из решения системы уравнений максимального правдоподобия. При этом оценки максимального правдоподобия (ММП-оценки) определяют в точках экстремума функции максимального правдоподобия:

$$L = \prod_{i=1}^{n} f_x(x_i), \qquad (2.2.44)$$

где n – число наблюдений.

Оценки k_1 параметров $g_1, g_2, \ldots, g_{k_1}$ функции распределения $F_x(x)$ могут быть получены решением следующей системы уравнений размерности k_1 относительно ММП-

оценок $\hat{g}_1, \hat{g}_2, ..., \hat{g}_{k_1}$ параметров распределения:

$$\left.\frac{d\ln L}{dg}\right|_{g=\hat{g}} = \sum_{i=1}^{n} \frac{1}{f_x(x_i)} \frac{df_x(x_i)}{dg} = 0, \quad (2.2.45)$$

где производные плотности распределения и функции распределения по параметрам определяют конкретный вид системы уравнений (2.2.45) для того или иного закона распределения.

Логарифмически нормальное распределение. Оценки параметров $\hat{a}_l$, $\hat{\sigma}_l$, $\hat{x}_0$ логарифмически нормального распределения вычисляют в соответствии с (2.2.45) как корни системы трех уравнений:

$$\left.\frac{d\ln L}{da_l}\right|_{a_l=\hat{a}_l} = \sum_{i=1}^{n}(y_i - \hat{a}_l) = 0; \quad (2.2.46)$$

$$\left.\frac{d\ln L}{d\sigma_l}\right|_{\sigma_l=\hat{\sigma}_l} = \sum_{i=1}^{n}(y_i - \hat{a}_l)^2 + \hat{\sigma}_l^2 n = 0; \quad (2.2.47)$$

$$\left.\frac{d\ln L}{dx_0}\right|_{x_0=\hat{x}_0} =$$

$$= \sum_{i=1}^{n} \frac{y_i - \hat{a}_l}{x_i - \hat{x}_0} + \hat{\sigma}_l^2 \sum_{i=1}^{n}(x_i - \hat{x}_0)^{-1} = 0; \quad (2.2.48)$$

где

$$y_i = \ln(x_i - \hat{x}_0). \quad (2.2.49)$$

Оценки функции плотности распределения, функции распределения (вероятности непревышения уровня x), квантиля, медианы, математического ожидания, дисперсии, коэффициента вариации определяют по формулам (2.2.22) – (2.2.25) заменой параметров распределения их оценками.

После преобразований оценки параметров a_l, σ_l находят по следующим формулам с учетом поправки на смещение для среднего квадратического отклонения:

$$\hat{a}_l = \frac{\sum_{i=1}^{n} y_i}{n}; \quad (2.2.50)$$

$$\hat{\sigma}_l = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n}(y_i - \hat{a}_l)^2}{n-1}}, \quad (2.2.51)$$

после чего оценку параметра $\hat{x}_0$ выполняют по формуле (2.2.48).

Поправку на смещение оценки (2.2.51) определяют по формуле

$$M\{\hat{\sigma}_l\} = \sqrt{\frac{2}{\pi}} \frac{\Gamma\left(\frac{n+1}{2}\right)}{\Gamma\left(\frac{n}{2}\right)} \sigma_l \approx \left(1 - \frac{1}{4n}\right)\sigma_l.$$

Трехпараметрическое логарифмически нормальное распределение рекомендуется применять только при достаточно больших объемах испытаний ($h > 50$). В противном случае точность полученных оценок, особенно параметра x_0, невелика. В случае ограниченных объемов испытаний следует применять двухпараметрическое логарифмически нормальное распределение. Для получения оценок параметров и характеристик распределения в этом случае в уравнениях (2.2.22) – (2.2.25), (2.2.46) – (2.2.51) принимают $x_0 = 0$ и исключают из рассмотрения уравнение (2.2.48). При необходимости использования третьего параметра логарифмически нормального распределения в ограниченных по объему выборках (в случае заметного на графике отклонения эмпирической функции распределения случайной величины $\ln x$ от теоретического закона в нижней части распределения) рекомендуется пользоваться независимой (не ММП) оценкой параметра x_0. Для этого варьируют этим параметром, добиваясь наименьшего отклонения эмпирической функции распределения от теоретического закона, определяя на каждом шаге оценки параметров a_l, σ_l по уравнениям (2.2.46), (2.2.47) или (2.2.50), (2.2.51)

Нормальное распределение. Оценки параметров нормального закона распределения (2.2.15) – (2.2.18) и другие характеристики распределения рассчитывают точно так же, как и для логарифмически нормального закона распределения, сделав следующую формальную замену обозначений в формулах (2.2.46) – (2.2.51): $k_1 = 2$, $y_i = x_i$, $a_l = a$, $\sigma_l = \sigma$, $x_0 = 0$. При этом уравнение (2.2.48) в расчетах не учитывают.

Распределение Вейбулла–Гнеденко. ММП-оценки параметров b, x_0 распределения Вейбулла–Гнеденко (2.2.26), (2.2.27) в соответствии с уравнениями (2.2.45) рассчитывают как корни системы уравнений:

$$\left.\frac{d\ln L}{db}\right|_{b=\hat{b}} = \left[\frac{n}{\hat{b}} + \sum_{i=1}^{n}\ln(x_i - \hat{x}_0)\right] \times$$

$$\times\left[\sum_{i=1}^{n}(x_i - \hat{x}_0)^b\right] -$$

$$-n\left[\sum_{i=1}^{n}(x_i - \hat{x}_0)^b \ln(x_i - \hat{x}_0)\right] = 0; \quad (2.2.52)$$

$$\left.\frac{d\ln L}{dx_0}\right|_{x_0=\hat{x}_0} = \sum_{i=1}^{n}(x_i - \hat{x}_0)^{\hat{b}-1} -$$

$$-\frac{1-\frac{1}{\hat{b}}}{k}\sum_{i=1}^{n}(x_i - \hat{x}_0)^{-1}\left[\sum_{i=1}^{n}(x_i - \hat{x}_0)^{\hat{b}}\right] = 0, \quad (2.2.53)$$

после чего оценку параметра c определяют из уравнения

$$\hat{c}^{\hat{b}} = \frac{1}{n}\left[\sum_{i=1}^{n}(x_i - \hat{x}_0)^{\hat{b}}\right]. \quad (2.2.54)$$

Все приведенные выше замечания относительно применимости трехпараметрического распределения и перехода к двухпараметрическому распределению справедливы для распределения Вейбулла–Гнеденко в той же степени, как и к логарифмически нормальному распределению. При переходе к двухпараметрическому распределению Вейбулла–Гнеденко следует в уравнениях (2.2.52), (2.2.54) положить $x_0 = 0$ и исключить из рассмотрения уравнение (2.2.53).

Точечные оценки характеристик распределения ХМС. Метод наименьших квадратов. Пусть имеется линейная модель:

$$\boldsymbol{y} = \boldsymbol{X}\times\boldsymbol{b} + \boldsymbol{\varepsilon}, \quad (2.2.55)$$

где $\boldsymbol{y}$ – вектор-столбец наблюдений размерности n (объем наблюдений); $\boldsymbol{X}$ – матрица размерности $n\times k_1$ – известных коэффициентов ($n > k_1$); $\boldsymbol{b}$ – вектор-столбец параметров размерности k_1; $\boldsymbol{\varepsilon}$ – вектор-столбец случайных "ошибок" размерности n с нулевым математическим ожиданием и матрицей рассеяния $\boldsymbol{D}$ размерности $n\times n$:

$$\boldsymbol{D}(\boldsymbol{\varepsilon}) = \sigma^2\boldsymbol{V}, \quad (2.2.56)$$

где $\boldsymbol{V}$ – матрица дисперсии.

Это означает, что случайные ошибки наблюдений некоррелированы, но имеют различные дисперсии. Метод наименьших квадратов состоит в минимизации скалярной суммы квадратов:

$$S = (\boldsymbol{y} - \boldsymbol{X}\times\boldsymbol{b})^T\boldsymbol{V}^{-1}(\boldsymbol{y} - \boldsymbol{X}\times\boldsymbol{b}) \quad (2.2.57)$$

по компонентам вектора $\boldsymbol{b}$, где значки "т" и "–1" указывают соответственно на операции транспонирования и обращения матриц. Необходимым условием обращения (2.2.57) в минимум является условие $\partial S/\partial b = 0$. Выполняя дифференцирование, получаем:

$$2\boldsymbol{X}^T\times\boldsymbol{V}^{-1}(\boldsymbol{y} - \boldsymbol{X}\times\boldsymbol{b}) = 0, \quad (2.2.58)$$

откуда находим вектор МНК-оценок:

$$\hat{\boldsymbol{b}} = (\boldsymbol{X}^T\times\boldsymbol{V}^{-1}\times\boldsymbol{X})^{-1}\times\boldsymbol{X}^T\times\boldsymbol{V}^{-1}\times\boldsymbol{y}. \quad (2.2.59)$$

Матрица рассеяния оценок $\boldsymbol{b}$ определяется из следующего уравнения:

$$\boldsymbol{D}(\hat{\boldsymbol{b}}) = \frac{\sigma^2}{n}(\boldsymbol{v}^*); \quad (\boldsymbol{v}^*) = n(\boldsymbol{X}^T\times\boldsymbol{V}^{-1}\times\boldsymbol{X})^{-1}. \quad (2.2.60)$$

где для остаточной дисперсии σ^2 несмещенная оценка

$$\hat{\sigma}^2 = \frac{1}{n-k_1}(\boldsymbol{y} - \boldsymbol{X}\times\hat{\boldsymbol{b}})^T\times\boldsymbol{V}^{-1}(\boldsymbol{y} - \boldsymbol{X}\times\hat{\boldsymbol{b}}). \quad (2.2.61)$$

Уравнения (2.2.59), (2.2.60) позволяют оценивать параметры расположения (сдвига) и масштаба, исходя из порядковых статистик, т.е. выборочных наблюдений, упорядоченных по величине.

Пусть y_i – порядковые статистики, a и σ – параметры сдвига и масштаба (необязательно среднее и стандартное отклонение). Введем обозначение:

$$z_i = \frac{y_i - a}{\sigma}, \quad i = 1...n. \quad (2.2.62)$$

Пусть

$$\boldsymbol{M}(z) = \alpha, \quad \boldsymbol{D}(z) = \boldsymbol{V}, \quad (2.2.63)$$

где α – вектор-столбец размерности n математических ожиданий; $\boldsymbol{V}$ – ковариационная матрица размерности $n\times n$ нормированных порядков статистик.

Поскольку z нормировано соотношением (2.2.62), то α и V не зависят от параметров a, σ. На основании (2.2.62), (2.2.63)

$$\boldsymbol{M}(y) = a\boldsymbol{E} + \sigma\boldsymbol{\alpha}, \qquad (2.2.64)$$

где $\boldsymbol{E}$ – вектор из единиц размерности n. Следовательно, матрица $\boldsymbol{X}$ (2.2.55) размерности $n \times 2$ будет иметь следующий вид:

$$\boldsymbol{X} = \begin{bmatrix} 1 & \alpha_1 \\ 1 & \alpha_2 \\ 1 & . \\ . & . \\ . & . \\ 1_n & \alpha_n \end{bmatrix}. \qquad (2.2.65)$$

Оценки параметров сдвига и масштаба на основании (2.2.59) равны

$$\hat{\boldsymbol{b}} = \begin{pmatrix} \hat{a} \\ \sigma \end{pmatrix} = (\boldsymbol{X}^T \times \boldsymbol{V}^{-1} \times \boldsymbol{X})^{-1} \times \boldsymbol{X}^T \times \boldsymbol{V}^{-1} \times \boldsymbol{y}. \qquad (2.2.66)$$

Матрица рассеяния оценок параметров сдвига и масштаба на основании (2.2.60) имеет следующий вид:

$$\boldsymbol{D}(\hat{\boldsymbol{b}}) = \boldsymbol{V} \times \begin{pmatrix} \hat{a} \\ \sigma \end{pmatrix} = (\mathbf{v}) = \frac{\sigma^2}{n}(\mathbf{v}^*); \qquad (2.2.67)$$

$$\mathbf{v}^* = n(\boldsymbol{X}^T \times \boldsymbol{V}^{-1} \times \boldsymbol{X})^{-1}.$$

Элементы вектора математических ожиданий (α) и ковариационной матрицы (V) нормированных порядковых статистик определяют из следующих уравнений:

$$\alpha_l = \frac{\int_{-\infty}^{\infty} x f(x)[1-F(x)]^{n-l}[F(x)]^{l-1} dx}{B(l, n-l+1)}; \qquad (2.2.68)$$

$$V_{l,l} = \frac{\int_{-\infty}^{\infty} x^2 f(x)[1-F(x)]^{n-l}[F(x)]^{l-1} dx}{B(l, n-l+1)} - \alpha_l^2; \qquad (2.2.69)$$

$$V_{l,s}(l < s) = \frac{\int_{-\infty}^{\infty} x f(x)[1-F(x)]^{n-s} dx \int_{-\infty}^{x} y f(y) \times}{B(l, s-l+1) B(s, n-s+1)} \rightarrow$$

$$\rightarrow \frac{\times [F(x)-F(y)]^{s-l-1}[F(y)]^{-1} dy}{} - \alpha_l \alpha_s; \qquad (2.2.70)$$

$$B(a, b) = \frac{(b-1)!(a-1)!}{(a+b-1)!}, \qquad (2.2.71)$$

где $l, s = 1...n$, f, F – соответственно плотность и функция нормированного непрерывного распределения с параметрами сдвига и масштаба.

Для двухпараметрического логарифмически нормального и нормального распределений

$$f(z) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{z^2}{2}}, \quad F(z) = \int_{-\infty}^{z} f(t)\, dt.$$

Для приведения распределения Вейбулла–Гнеденко к виду с параметрами сдвига и масштаба осуществляют следующее нормирующее преобразование для последующей подстановки в уравнения (2.2.68) – (2.2.70):

$$\ln(x - x_0) = a + z\sigma, \quad \sigma = 1/b, \quad a = \ln c,$$

$$F(z) = 1 - \mathbf{e}^{-\mathbf{e}^z}, \quad f(z) = \mathbf{e}^{z-\mathbf{e}^z}. \qquad (2.2.72)$$

В случае логарифмически нормального распределения и распределения Вейбулла–Гнеденко в уравнения (2.2.66) вместо y следует подставлять $y = \ln(x - x_0)$, предварительно вычислив независимую оценку порогового значения x_0 или считая $x_0 = 0$.

Интервальные оценки характеристик распределения ХМС. Наиболее важной и в то же время сложной задачей интервальной (доверительной) оценки характеристик распределения механических свойств является задача доверительного оценивания квантилей распределения.

Верхняя односторонняя доверительная граница x_{pu} для квантили распределения x_p уровня P отвечает соотношению

$$P\{\hat{x}_{pu} \geq x_p\} = \beta. \qquad (2.2.73)$$

Соотношение (2.2.73) означает, что при статистической обработке каждых 100 совокупностей результатов измерений ХМС в среднем для каждых 100β совокупностей истинные значения x_p не будут превышать оценки x_{pu}.

Нижняя односторонняя доверительная граница x_{pl} для квантили распределения x_p уровня P отвечает соотношению

$$P\{\hat{x}_{pl} \le x_p\} = \beta, \qquad (2.2.74)$$

где β – уровень доверительной вероятности. Обычно уровень доверительной вероятности принимают равным 0,9 или 0,95. Доверительные оценки $\hat{x}_{pu}$, $\hat{x}_{pl}$ рассчитывают на основе выбранного гипотетического распределения по оценкам его параметров. Аналогично находят доверительные границы для параметров распределений.

Односторонние доверительные границы для квантилей нормального закона распределения определяют по формулам

$$\hat{x}_{pu} = \hat{a} + t_{\beta}\left[n-1,\ z_p\sqrt{n}\right]\frac{\hat{\sigma}}{\sqrt{n}}, \qquad (2.2.75)$$

$$\hat{x}_{pl} = \hat{a} + t_{1-\beta}\left[n-1,\ z_p\sqrt{n}\right]\frac{\hat{\sigma}}{\sqrt{n}}. \qquad (2.2.76)$$

Здесь $t_{\beta}[f, \Delta]$, $t_{1-\beta}[f, \Delta]$ – квантили уровней соответственно β и 1–β нецентрального распределения Стьюдента с $f = n - 1$ степенями свободы и с параметром нецентральности $\Delta = z_p\sqrt{n}$, где z_p – квантиль уровня P нормированного нормального распределения; $\hat{a}$, $\hat{\sigma}$ – оценки параметров нормального распределения.

Формулы (2.2.75), (2.2.76) справедливы и для нормального распределения логарифма случайной величины.

Точное значение квантиля нецентрального распределения Стьюдента t уровня β находят из следующих уравнений:

$$\beta = \int_{-\infty}^{\frac{t}{\sqrt{f}}} \frac{\mathbf{e}^{-\frac{\Delta^2}{2(1+x^2)}}}{(1+x^2)^{\frac{f+1}{2}}}\, p(x)\,dx, \qquad (2.2.77)$$

где

$$p(x) = \int_0^{\infty} \frac{\mathbf{e}^{-\frac{\left(y-\frac{x\Delta}{\sqrt{(1+x^2)}}\right)^2}{2}}}{2^{\frac{f-1}{2}}\,\Gamma\left(\frac{f}{2}\right)\sqrt{\pi}}\, y^f\,dy. \qquad (2.2.78)$$

Приближенное значение квантили нецентрального распределения Стьюдента определяют по формуле

$$t_{\beta,1-\beta}[\Delta, f = n-1] \approx \frac{\left(1-\frac{1}{4f}\right)\Delta \pm}{\left(1-\frac{1}{4f}\right)^2 - \frac{z_{\beta}^2}{2f}} \rightarrow$$

$$\rightarrow \frac{\pm\sqrt{\left(1-\frac{1}{4f}\right)^2 - \frac{z_{\beta}^2}{2f} + \frac{\Delta^2}{2f}}}{\left(1-\frac{1}{4f}\right)^2 - \frac{z_{\beta}^2}{2f}}. \qquad (2.2.79)$$

Доверительные границы для параметра сдвига a получают из (2.2.75), (2.2.76) как частный случай при $z_p = 0$, $\Delta = 0$. Для нормального закона эти границы совпадают с доверительными границами для медианы распределения. В этом случае нецентральное распределение Стьюдента вырождается в хорошо табулированное центральное t-распределение.

Для нормального распределения параметр нецентральности определяют на основе квантиля z_p нормированного нормального распределения:

$$\Delta = z_p\sqrt{n}. \qquad (2.2.80)$$

Двусторонние доверительные границы для генеральной дисперсии рассчитывают по следующей формуле:

$$\hat{\sigma}^2\frac{n-1}{\chi^2_{\frac{1-\beta}{2}}} < \sigma^2 < \hat{\sigma}^2\frac{n-1}{\chi^2_{\frac{1+\beta}{2}}}, \qquad (2.2.81)$$

где β – двусторонняя доверительная вероятность; χ^2_p – квантиль уровня P распределения χ-квадрат с $f = n - 1$ степенями свободы.

Границы доверительных интервалов для генерального среднего квадратического отклонения σ находят путем извлечения квадратного корня из значений доверительных границ для генеральной дисперсии.

Свободные от распределения (непараметрические) двусторонние доверительные границы для квантиля уровня P произвольного непрерывного распределения (точечные оценки см. (2.2.39) – (2.2.43) рассчитывают на основе порядковых статистик x_r, x_s, по следующей формуле:

$$P\{x_r \le x_p < x_s\} = \beta = \sum_{i=r}^{s-1} C_n^i P^i (1-P)^{n-i}, \qquad (2.2.82)$$

где β – доверительная вероятность, т.е. вероятность накрыть квантиль x_p интервалом x_r, x_s. При использовании симметрично расположенных порядковых статистик $s = n - r + 1$. Для частного случая медианы распределения $P = 0{,}5$

$$\beta = (0{,}5)^n \sum_{i=r}^{s-1} C_n^i, \qquad (2.2.83)$$

$$C_n^i = \frac{n!}{i!(n-i)!}. \qquad (2.2.84)$$

Построение графика функции распределения на вероятностной сетке. При построении вероятностной сетки для нормального распределения вдоль оси абсцисс в равномерном или логарифмическом масштабе наносят шкалу значений случайной величины X, а по оси ординат – в равномерном масштабе шкалу значений нормированной величины $z = \frac{x-a}{\sigma}$. Параллельно со шкалой z строят шкалу функции нормального распределения, значения которой определяют по формуле (2.2.17) для соответствующих значений z (рис. 2.2.42).

При построении вероятностной сетки для трехпараметрического распределения Вейбулла–Гнеденко на оси абсцисс в равномерном масштабе наносят шкалу со значениями величины $\ln(x - x_0)$ или в логарифмическом масштабе – шкалу значений $x - x_0$. Вдоль оси ординат в равномерном масштабе наносят шкалу со значениями $y = \ln\ln\frac{1}{1-F(x)}$ и шкалу соответствующих значений функции распределения $F(x)$. График функции распределения Вейбулла–Гнеденко на вероятностной сетке изображают прямой, которая описывается уравнением

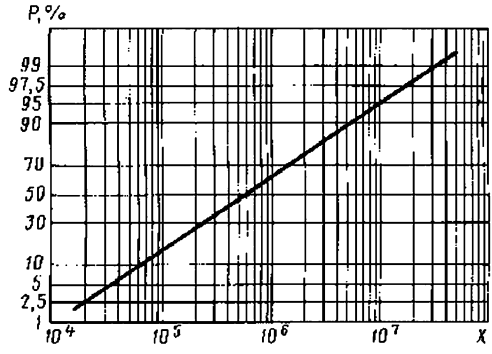


Рис. 2.2.42. Вероятностная сетка для логарифмически нормального распределения

$$\ln(x - x_0) = \ln c + \frac{1}{b} y. \qquad (2.2.85)$$

Характеристики механических свойств, определенные в результате испытаний, представляют в виде эмпирической функции распределения на вероятностной сетке. С этой целью значения характеристик механических свойств располагают в вариационный ряд. Для каждого члена вариационного ряда по формуле $W(x) = \frac{i - 0{,}5}{n}$ рассчитывают оценку вероятности P, роль которой играет накопленная частость $W(x)$. Затем на вероятностную сетку наносят экспериментальные точки, абсциссами которых являются значения характеристик, а ординатами – накопленная частость.

Определение объема испытаний. При определении минимального необходимого объема выборки следует исходить из целей испытаний. Если цель планируемых испытаний – оценка среднего квадратического отклонения ХМС, то объем выборки для построения интервальной оценки среднего квадратического отклонения σ с заданной относительной погрешностью δ определяют по табл. 2.2.2 для заданного значения доверительной вероятности β в соответствии с уравнением

$$(1+\delta)^2 = \frac{\chi^2_{\frac{1-\beta}{2}}}{\chi^2_{\frac{1+\beta}{2}}}. \qquad (2.2.86)$$

Если истинное значение математического ожидания известно, то $n = f$, а если неизвестно, то $n = f + 1$.

2.2.2. Необходимый объем выборки для оценки среднего квадратического отклонения с заданной относительной погрешностью

f	δ при β		f	δ при β	
	0,95	0,9		0,95	0,9
1	70,52	30,26	28	0,70	0,56
2	11,07	6,64	29	0,69	0,55
3	5,58	3,71	30	0,67	0,54
4	3,80	2,54	40	0,568	0,450
5	2,93	2,11	50	0,486	0,393
6	2,42	1,77	60	0,434	0,353
7	2,08	1,55	70	0,396	0,383
8	1,84	1,38	80	0,366	0,299
9	1,65	1,26	90	0,341	0,279
10	1,61	1,16	100	0,321	0,263
11	1,40	1,07	120	0,289	0,238
12	1,30	1,01	140	1,265	0,218
13	1,22	0,95	160	0,240	0,202
14	1,15	0,90	170	0,230	0,190
15	1,10	0,86	200	0,217	0,179
16	1,04	0,82	220	0,206	0,170
17	1,00	0,78	240	0,196	0,162
18	0,96	0,75	260	0,188	0,155
19	0,92	0,73	280	0,181	0,149
20	0,89	0,70	300	0,174	0,144
21	0,86	0,68	400	0,149	0,123
22	0,83	0,66	500	0,132	0,110
23	0,80	0,64	600	0,120	0,100
24	0,78	0,62	700	0,110	0,092
25	0,76	0,61	800	0,103	0,086
26	0,74	0,59	900	0,097	0,081
27	0,72	0,58	1000	0,092	0,076

Если целью испытаний является оценка квантильных значений ХМС, то объем испытаний определяют по формулам (2.2.75), (2.2.76):

$$\delta_p = \frac{\hat{x}_p - \hat{x}_{pl}}{\hat{\sigma}} = z_p - t_{1-\beta}\left[n-1, z_p\sqrt{n}\right]\frac{1}{\sqrt{n}}$$

для $p < 0{,}5$, (2.2.87)

$$\delta_p = \frac{\hat{x}_{pu} - \hat{x}_p}{\hat{\sigma}} = t_{\beta}\left[n-1, z_p\sqrt{n}\right]\frac{1}{\sqrt{n}} - z_p$$

для $p \geq 0{,}5$, (2.2.88)

где δ_p – максимальная погрешность оценки квантиля в долях выборочного параметра сдвига. При высоких требованиях к точности принимают δ_p = 0,2...0,3, при средних требованиях δ_p = 0,4...0,6 при низкой точности δ_p = 0,8...1,0. Для планирования испытаний в полных нормальных выборках можно пользоваться табл. 2.2.3.

Пример построения функции распределения временного сопротивления. В результате испытаний на разрыв 20 образцов дуралюминиевого прессованного профиля измерены значения временного сопротивления $\sigma_в$, МПа: 434, 436, 443, 444, 445, 446, 447, 448, 451, 452, 453, 456, 458, 458, 462, 462, 468, 472, 477. Следует выполнить оценку квантилей временного сопротивления для уровней 0,01; 0,1; 0,5; 0,9; 0,99. Для β = 0,95 определить нижние и верхние доверительные границы квантилей. Построить эмпирическую функцию распределения и доверительную область для функции распределения временного сопротивления на основе нормального закона.

Оценку параметров нормального закона распределения временного сопротивления осуществляют по формулам (2.2.50), (2.2.51): $\hat{a}$ = 453 МПа, $\hat{\sigma}$ = 11,26 МПа. Оценку квантилей проводят по формулам (2.2.19), заменив параметры распределения их оценками. Доверительные границы рассчитывают по формулам (2.2.72), (2.2.73), квантили нецентрального распределения Стьюдента рассчитываются по формулам (2.2.77), (2.2.78) для заданной доверительной вероятности β = 0,95. Все результаты расчетов сведены в табл. 2.2.4. На рис. 2.2.43 показаны эмпирическая функция распределения, верхние и нижние односторонние доверительные границы квантилей временного сопротивления, а область, заключенная между этими линиями, представляет собой 90%-ную доверительную область функции распределения временного сопротивления.

2.2.3. Минимально необходимый объем испытаний *n* для оценки квантиля уровня *p* с максимальной относительной погрешностью, не превышающей δ_p при доверительной вероятности β

β	p	n при δ_p									
		0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0
0,9	0,5	165	42	19	11	7	5	4	4	3	3
0,9	0,1; 0,9	324	90	42	26	19	14	11	9	8	7
0,9	0,05; 0,95	420	113	55	34	24	18	14	12	10	9
0,9	0,01; 0,99	663	170	86	52	35	26	21	17	14	12
0,9	0,005; 0,995	755	200	92	60	43	28	23	20	16	13
0,9	0,001; 0,999	1100	355	135	73	53	37	29	25	21	17
0,95	0,5	270	68	30	18	12	9	7	6	5	4
0,95	0,1; 0,9	535	140	68	41	29	22	17	14	12	10
0,95	0,05; 0,95	700	182	89	55	37	27	21	18	15	13
0,95	0,01; 0,99	1055	254	135	82	56	41	32	26	22	19
0,95	0,005; 0,995	1250	330	157	94	63	47	36	29	25	21
0,95	0,001; 0,999	1595	421	207	122	83	60	47	37	31	26

2.2.4. Доверительные границы для функции распределения временного сопротивления

p	0,01	0,1	0,5	0,9	0,99
zp	–2,326	–1,282	0	1,282	2,326
$t_{0,95}(19, z_p\sqrt{20})$	14,734	8,616	1,731	–3,842	–7,824
$\sigma_{вpl}$, МПа	416	431	449	463	473
$\sigma_{вр}$, МПа	427	439	453	467	479
$\sigma_{вpu}$, МПа	433	443	457	475	490

Обозначения: $t_{0,95}(19, z_p\sqrt{20})$ – квантиль центрального распределения Стьюдента уровня 0,95; $\sigma_{вр}$, $\sigma_{вpl}$, $\sigma_{вpu}$ – соответственно квантиль уровня P временного сопротивления, нижняя и верхняя доверительные границы временного сопротивления.

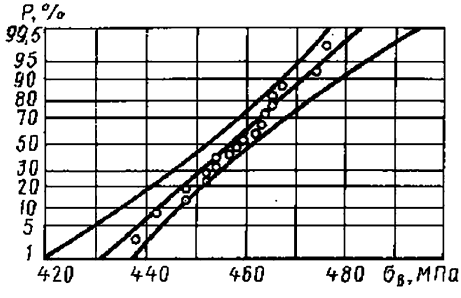


Рис. 2.2.43. 90%-ная доверительная область распределения предела прочности образцов из дуралевого профиля на нормальной вероятностной сетке

2.2.10. АВТОМАТИЗИРОВАННЫЕ БАЗЫ ДАННЫХ

2.2.10.1. ПРЕДСТАВЛЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИСПЫТАНИЙ В АВТОМАТИЗИРОВАННЫХ БАЗАХ ДАННЫХ

Недостаток достоверной информации о реальных свойствах сталей приводит к упрощениям в инженерных расчетах, необоснованному завышению запасов прочности деталей машин и, как следствие, – к повышению металлоемкости машиностроительного оборудования. Металлоемкость изделия зависит от физических и механических свойств сталей и сплавов, определяющих массу конструкции заданной прочности.

Для ликвидации дефицита сведений о свойствах материалов для каждой марки разрабатывают технические паспорта, в которых указываются назначение, характеристики механических и физических свойств, технологические и другие характеристики. Однако это только первый шаг к решению проблемы. Паспортизация решает задачу сбора и систематизации данных о свойствах металлов, но не решает задачу доведения этой информации до широкого круга потребителей, в первую очередь, конструкторов и технологов.

Для этих целей необходимо создавать интегрированные базы данных (БД), в которых может быть сосредоточена многоаспектная информация о характеристиках свойств материалов. Организованная таким образом база данных совместно с программными, техническими и другими средствами, предназначенными для централизованного и коллективного многоцелевого пользования, представляет собой автоматизированную базу данных (АБД). Пользуясь услугами АБД, конструктор (как и любой другой специалист) может получить квалифицированную помощь в выборе материала и оценке его свойств.

Разработка и внедрение автоматизированных информационных систем в научных исследованиях и в производственных процессах наряду с решением других вопросов позволяют оперативно перерабатывать и получать достаточно полный объем информации об исследуемом объекте. При этом возникает другая актуальная задача – сбор, обработка и хранение полученной информации в памяти электронной вычислительной машины (ЭВМ).

Создание баз данных существенно повышает эффективность хранения этих данных в ЭВМ по следующим причинам:

уменьшается избыточность информации вследствие использования одних и тех же данных в различных приложениях;

расширяются возможности систематизации данных;

увеличивается надежность используемой информации;

облегчается возможность расширения и корректировки данных;

расширяются виды поиска информации;

обеспечивается соблюдение стандартов в представлении данных, что упрощает проблему обмена данными между различными пользователями;

улучшаются условия безопасности хранения данных, их секретности, восстановления;

обеспечивается возможность применения данных к различного вида приложениям без каких-либо ограничений.

Таким образом, создается возможность динамического развития информационных систем, не требующего изменений в программном обеспечении, обслуживающем данную систему.

В общем виде схема типичной АБД представлена на рис. 2.2.44.

АБД является информационным комплексом фактографического типа, т.е. целью поиска в ней является не отыскание каких-либо документов или сведений о них, а нахождение непосредственно запрашиваемых фактов, содержащихся в этих документах. Для реализации указанных целей система управления базой данных (СУБД) выполняет формирование базы данных, ее ведение (обеспечение сохранности и достоверности, защита от несанкционированного доступа, обновление), обработку запросов и организацию ответов на них.

Для обеспечения функционирования данной базы на персональных компьютерах была принята СУБД "FoxPro", представляющая собой развитие СУБД "FoxBase". Она не только быстрее и мощнее, чем все предыдущие версии этой СУБД, но и имеет существенно новое дополнение – непроцедурный интерфейс в сочетании с окнами и вложенными меню.

При проектировании базы данных особое внимание было обращено на возможность работы с ним непрофессиональных пользователей ЭВМ. В основу были положены следующие критерии:

ясность и простота взаимодействия с БД;

время обработки запросов;

защита от ошибок и от исчезновения информации.

Помимо этого был разработан аппарат "Help" – аппарат помощи, выводящий на экран компьютера разъяснение возможных дальнейших действий пользователя, если он испытывает затруднения.

При разработке структуры учитывалось, что база данных по материалам должна включать три основные части:

общие сведения о марках сталей, чугунов и сплавов (отечественные и иностранные аналоги, назначение, химический состав, данные о заводах-изготовителях), данные о видах поставки, физических и механических свойствах;

технологические характеристики – характеристики литейных и ковочных свойств, данные по свариваемости, прокаливаемости, обработке резанием;

эксплуатационные показатели, включающие характеристики сопротивления длительному статическому, циклическому и термомеханическому нагружению с учетом продолжительности и условий эксплуатации оборудования.

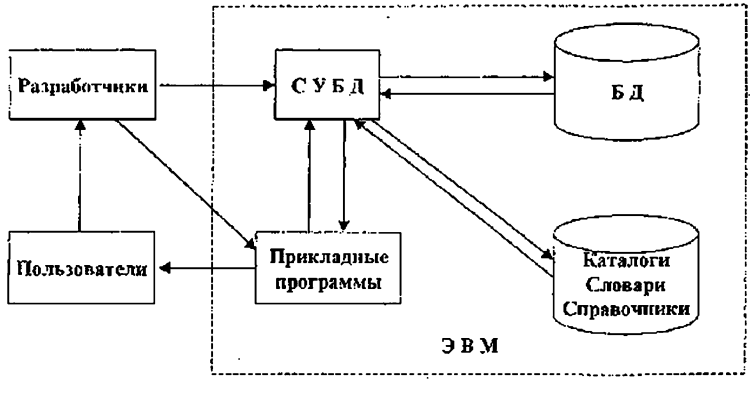


Рис. 2.2.44. Схема автоматизированной базы данных

Входным документом системы является машиноориентированный паспорт, представляющий собой модификацию технического паспорта материала. Он включает ряд таблиц, содержащих характеристики механических свойств материала в исходном состоянии, полученные по данным испытаний при различных температурах.

При заполнении паспорта проставляется степень (оценка) достоверности данных:

ССД – стандартные справочные данные, т.е. достоверные данные о физических и механических свойствах материалов, утвержденные Госстандартом;

СД – справочные (информационные) данные о свойствах материалов, представленные в числовом или аналитическом виде, достоверность которых не оценена Госстандартом;

РД – рекомендуемые справочные данные, т.е. аттестованные достоверные данные о свойствах материалов, имеющие требуемую точность или рекомендуемые опытными специалистами соответствующей отрасли.

Большое внимание в АБД уделено степени достоверности всей информации, помещенной в банк, имеются ссылки на соответствующие источники (ГОСТы, РТМ, ТУ, отчеты, техническую и справочную литературу). Список использованной библиографии составляет более 800 наименований. При составлении АБД учтены результаты разработок ОАО НПО "ЦНИИТМАШ" и других предприятий отрасли, а также стандартизованные и литературные данные по общим свойствам сталей, чугунов, сплавов и пластмасс, их химическому составу, характеристикам физических, механических и технологических свойств.

Кроме того, все марки классифицированы, они привязаны к ОКП (Общесоюзному классификатору продукции).

В настоящее время в базе по металлам содержится в достаточно полном виде информация примерно по 2 тыс. отечественных материалов (жаропрочных, жаростойких и коррозионно-стойких сталей и сплавов на никелевой основе, алюминиевых, титановых, магниевых и медных сплавов, чугунов и т.п.). В базе данных отражено состояние приблизительно по 300 параметрам.

В АБД приведены также данные по зарубежным маркам сталей и сплавов (всего около 20 тыс. иностранных марок). Паспорт для заграничного материала тот же, что и для отечественного.

Запрос о получении информации в АБД может быть двух видов: прямой – вывод сведений о свойствах какой-либо конкретной марки материала и обратный – определение материалов, удовлетворяющих заданным ограничениям на некоторые их характеристики.

За один просмотр информации обрабатывается один запрос. Информация, отвечающая данному запросу, выбирается из базы данных и запоминается в некотором промежуточном файле. Последующий запрос имеет дело уже с этим файлом и т.д. Таким образом, последовательная обработка всех запросов в конце концов оставит только нужную информацию (при этом предусмотрена возможность отказа на предыдущий уровень массива запросов).

Дальнейшие перспективы развития информационных систем заключаются в постоянном пополнении АБД и ее модернизации, в расширении числа исследуемых характеристик базы. Естественным направлением совершенствования информационной обработки является создание экспертной системы (ЭС) с одновременным превращением базы данных в базу знаний.

Цель экспертной системы состоит в оказании помощи пользователям на основе применения знаний об изучаемой области, полученных из весьма широкого спектра источников: книг, статей, научно-технической документации, мнений экспертов-специалистов. В ЭС хранится информация, обобщающая коллективный опыт, накопленный в исследуемом направлении.

Анализ теоретических результатов и практических реализаций в области искусственного интеллекта показывает, что между АБД с развитой структурой и базой знаний нет и не может быть четкой границы. Данные постоянно трансформируются в знания, поэтому развитие концепции АБД (включение в СУБД словарей и справочников данных, добавление простейших программ их обработки, само построение модифицированной схемы АБД) неизбежно приводит к идее создания базы знаний.

База знаний отличается от базы данных не столько внутренней организацией, сколько назначением. Данные в базе данных предназначены для выдачи ответа на запрос пользователя, а знания в базе знаний всегда связаны с процедурами их применения, в частности, из знаний могут быть выведены дополнительные данные.

База знаний имеет практическое значение не сама по себе, а лишь как компонент экспертной системы.

Экспертную систему можно определить как комплекс программ, базирующихся на накопленных в ЭВМ знаниях, позволяющих в диалоговом режиме решать задачи, требующие в обычных условиях опыт и интуицию высококвалифицированных специалистов. Для представления знаний могут быть использованы два подхода: активный, предполагающий использование знаний в процессе принятия (выбора) решения, и пассивный, используемый для описания состояний.

Первый подход основан на правилах вывода, причем основная идея правил вывода заключается в четком разграничении содержания каждого правила и его применения. Экспертные системы могут насчитывать от нескольких сотен до нескольких тысяч таких правил.

Второй подход к представлению знаний основан на фреймах, описывающих стереотипные состояния и ситуации. Фрейм состоит из нескольких полей, выражающих разные признаки одного объекта. Для характеристики поля используются имя признака, диапазон его значений, а также процедуры, выявляющие методы определения значений признака, и действия, которые при этом необходимо выполнить.

Помимо базы знаний неотъемлемым компонентом экспертной системы является управляющая система. Как правило, управляющая система включает в себя:

подсистему получения знаний от экспертов (позволяющую экспертам при необходимости корректировать первоначально введенные знания);

подсистему диалога с пользователем, предназначенную для ввода фактов, которыми он располагает;

подсистему решения задач, которая отыскивает решение, применяя заложенные экспертом знания к фактам, задаваемым пользователем;

подсистему интерпретации, позволяющую пользователю или эксперту следить за ходом рассуждений при решении конкретной задачи.

В укрупненном виде структура экспертной системы изображена на рис. 2.2.45.

В процессе работы диалоговый процессор переводит сообщение пользователя с обычного языка в машинный вид. Формализованное описание задания подается на вход постпроцессора (планировщика), который трансформирует это сообщение в рабочую программу и производит в случае необходимости требуемые расчеты. Постпроцессор представляет собой комплекс специальных программ для преобразования поступающей информации и постоянно контактирует с базой знаний. Из нее в постпроцессор поступает информация о сути проблемы, способах ее решения и о программах, необходимых для



Рис. 2.2.45. Структура экспертной системы

этого. Данные, полученные из базы знаний, являются входными для применяемых прикладных программ. Для того, чтобы пользователь мог не только получить определенный результат (рекомендацию), но и убедиться в обоснованности сделанных компьютером выводов, в структуру может быть включена подсистема объяснения, которая должна следить за работой постпроцессора, фиксировать принимаемые им в альтернативных случаях решения и выдавать их в удобной для заказчика форме. Кроме того, предусмотрен еще один канал ввода информации, через который могут поступать либо сведения, основанные на опыте или интуиции эксперта, либо необходимые данные из книг и других источников.

Эксплуатация АБД в целом и ее подсистем по механическим и физическим свойствам показала, что использование их в качестве информатора и советчика весьма полезно и эффективно, так как позволяет потребителю: в несколько раз снизить время на поиск информации; гарантировать полноту и точность поиска; исключить дублирование исследований; облегчить унификацию изучаемых материалов; уменьшить расход и обеспечить экономию материалов за счет обоснованного снижения запаса прочности изделий при применении данных с оцененной степенью достоверности.

2.2.10.2. БАЗА ДАННЫХ ПО ОБСЛЕДОВАНИЮ СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛА ОБОРУДОВАНИЯ И ТРУБОПРОВОДОВ АЭС С ВОДО-ВОДЯНЫМИ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ РЕАКТОРАМИ

Необходимым условием безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов АЭС является оценка их технического состояния, включая выявление дефектов в металле и определение его физико-механических характеристик. Проведение периодических обследований состояния металла в процессе эксплуатации позволяет обеспечивать своевременное выявление образовавшихся дефектов, проводить уточненные расчеты напряженно-деформированного состояния и выбирать методы управления ресурсом элементов энергоблоков.

Для обеспечения централизованного контроля за проведением работ по управлению ресурсом элементов энергоблоков АЭС, сроками их замены и модернизации, во ВНИИАЭС создана база данных по обслуживанию состояния металла оборудования и трубопроводов энергоблоков АЭС. Ее составной частью является информационная система, позволяющая осуществлять систематизацию и статистическую обработку результатов контроля физико-механических свойств.

Структура информационной системы. Основными элементами информационной системы являются многотабличные базы данных и программный комплекс, предназначенный для выполнения различных видов обработки данных, вывода и визуализации результатов анализов. Информационная система предназначена для работы в операционных системах MS Windows 9x, NT и более высокого уровня.

Информационная система обеспечивает:

ввод информации в базу данных;

хранение введенной информации;

регулируемый доступ к введенной информации;

редактирование и изменение введенной информации;

отбор необходимой информации по запросам пользователей;

анализ введенной информации;

статистическую обработку данных;

визуализацию результатов анализа;

формирование отчетных документов;

получение справочной информации;

экспорт и импорт информации.

Информацию, хранящуюся в базе данных, можно подразделить на две основных категории:

исходная информация по оборудованию, элементам и узлам оборудования,

результаты эксплуатационного контроля.

Кроме того, в базе данных может храниться нормативная, справочная и графическая информация.

В качестве исходных данных в базу заносятся:

наименование АЭС;

число и номера блоков АЭС;

перечень оборудования по блокам и петлям, характеристики оборудования;

перечень узлов и элементов оборудования (включая сварные швы и наплавки);

характеристики элементов оборудования;

сертификатные данные по химическому составу металла элементов;

сертификатные данные по механическим свойствам металла элементов;

эксплуатационные параметры (температура, давление и др.).

Результаты эксплуатационного контроля основного металла, сварных швов и наплавок включают:

дату и методы контроля (неразрушающего и разрушающего);

результаты определения физико-механических свойств металла;

результаты определения химического состава металла;

описание выявленных дефектов.

В базе данных хранятся также нормативные данные по механическим свойствам и химическому составу всех используемых материалов, кроме того, имеется возможность вводить и хранить необходимую графическую информацию.

Важным вопросом построения информационной системы являются создание согласованной схемы занесения в базу элементов оборудования. Принятая в настоящей базе данных схема представлена на рис. 2.2.46.

На верхних ступенях иерархической схемы располагаются наименования АЭС, блока и петли (если оборудование петлевое), тип и вид оборудования.

Оборудование классифицируют по типу: сосуды, трубопроводы, насосы, арматура. В зависимости от типа выбирают вид оборудования: парогенератор, главный циркуляционный трубопровод и т.д. По каждой единице оборудования в базу данных заносят исходную информацию, включающую основные параметры оборудования, условия изготовления и испытаний и т.п.

Следующим элементом структуры является узел, включающий, как правило, три элемента низшего уровня (например, два трубных блока и сварное соединение) (рис. 2.2.47).

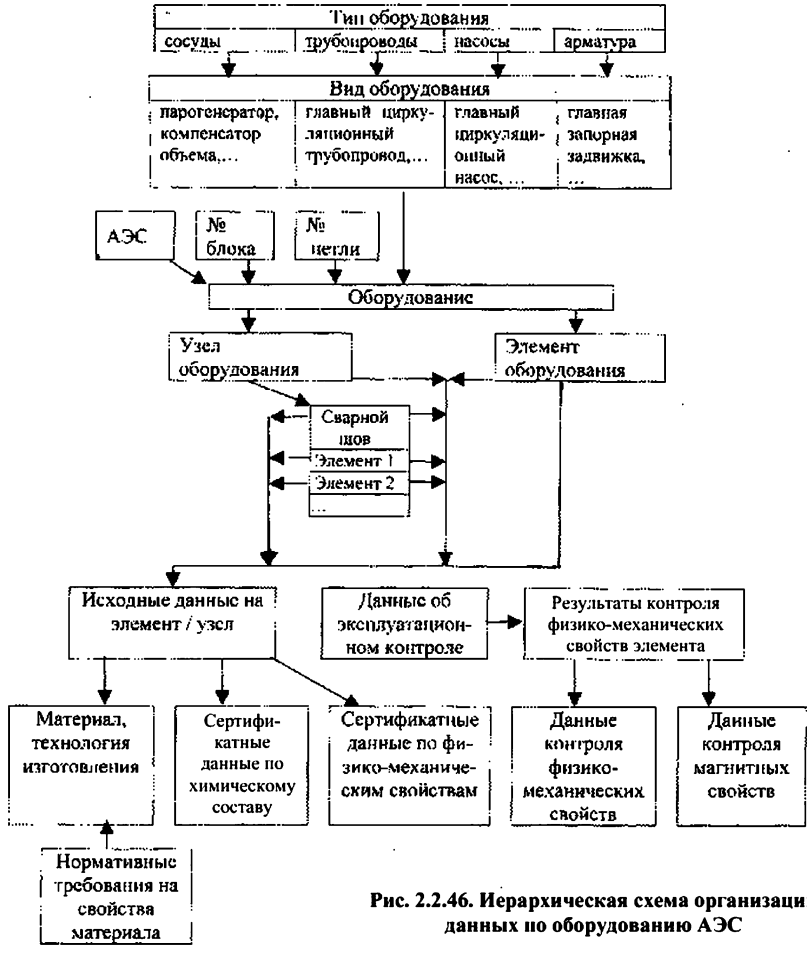


Рис. 2.2.46. Иерархическая схема организации данных по оборудованию АЭС

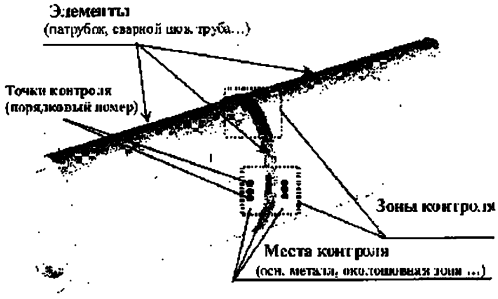


Рис. 2.2.47. Схема контроля узла трубопровода

Самым низким элементом структуры является элемент оборудования, не включающий в себя другие составляющие. Это прежде всего трубные блоки и обечайки. Сварные швы и наплавки также отнесены к элементам оборудования.

К элементам оборудования привязываются сертификатные данные по химическим, структурным и физико-механическим свойствам материала элемента, а также результаты эксплуатационных испытаний.

В большинстве случаев объектами контроля являются сварные швы с примыкающими к ним элементами. Для того, чтобы сгруппировать должным образом полученные в результате контроля результаты, введено понятие "узел". Узел должен включать в себя сварной шов и свариваемые элементы оборудования. По каждому элементу в базу данных заносятся результаты контроля. Для более точного позиционирования результатов и точек измерения возможно использование еще более низких структурных единиц: зон – по оси и участков – по окружности элемента.

Процедура занесения в базу данных результатов эксплуатационного контроля имеет двухступенчатый характер. Сначала в базу вводится информация о проведении обследования, включающая в себя дату обследования, вид планово-предупредительных работ (ППР), организацию, проводившую обследование, данные о использовавшихся методах диагностики, измерительных приборах и выявленных дефектах. Эта информация привязывается к конкретному узлу или элементу оборудования.

Для каждого обследования в базу данных вводится информация о результатах измерений, причем, если рассматривается узел оборудования, данные вводятся для каждого из элементов, составляющих этот узел.

Описание программного интерфейса информационной системы (ИС). Меню ИС включает в себя: пункты, обеспечивающие выполнение стандартных операций с базой данных (ввод данных, просмотр данных, редактирование, добавление, удаление); пункт для реализации поиска в таблицах базы данных; пункт для выполнения простых запросов и формирования сложных запросов, пункт для реализации поиска в базе данных необходимой информации, стандартные для Windows-программ пункты для работы с файлами (открытие, закрытие, импорт, экспорт, печать) для вводимых и выводимых документов; пункт, реализующий функции редактирования.

Применяется стандартный для Windows многооконный интерфейс, в котором возможны последовательные переходы между окнами, доступ к окнам и т.п. Отдельные окна предусмотрены для ввода данных, вывода результатов запросов – в форме отдельных чисел и выражений, строк и таблиц, а также для просмотра выводимых документов и экспортируемых файлов данных. Обеспечен предварительный просмотр формируемых документов перед выводом на печать.

Система поиска информации обеспечивает быстрое нахождение необходимой информации. При этом возможны различные сортировки и группировки. Система поиска предусматривает два режима: стандартные запросы и запросы, формируемые пользователем.

В программе обеспечивается формирование отчетных документов. В состав документов могут входить тексты (в виде бланка и свободного текста), иллюстративная графика и таблицы.

Предусмотрена возможность вывода информации на печать и в файлы заданных типов.

Статистическая обработка результатов контроля. Занесенные в базу результаты контроля физико-механических свойств материала элементов оборудования, проходят первичную статистическую обработку, при этом рассчитываются общестатические характеристики (средние, среднеквадратические отклонения, дисперсии, моды, медианы) и проводится сопоставление этих характеристик с результатами входного контроля (сертификатными данными). Исходя из этого, дается заключение об изменении свойств материала.

Следует отметить, что характеристики механических свойств металла элементов оборудования и трубопроводов АЭС имеют флук-

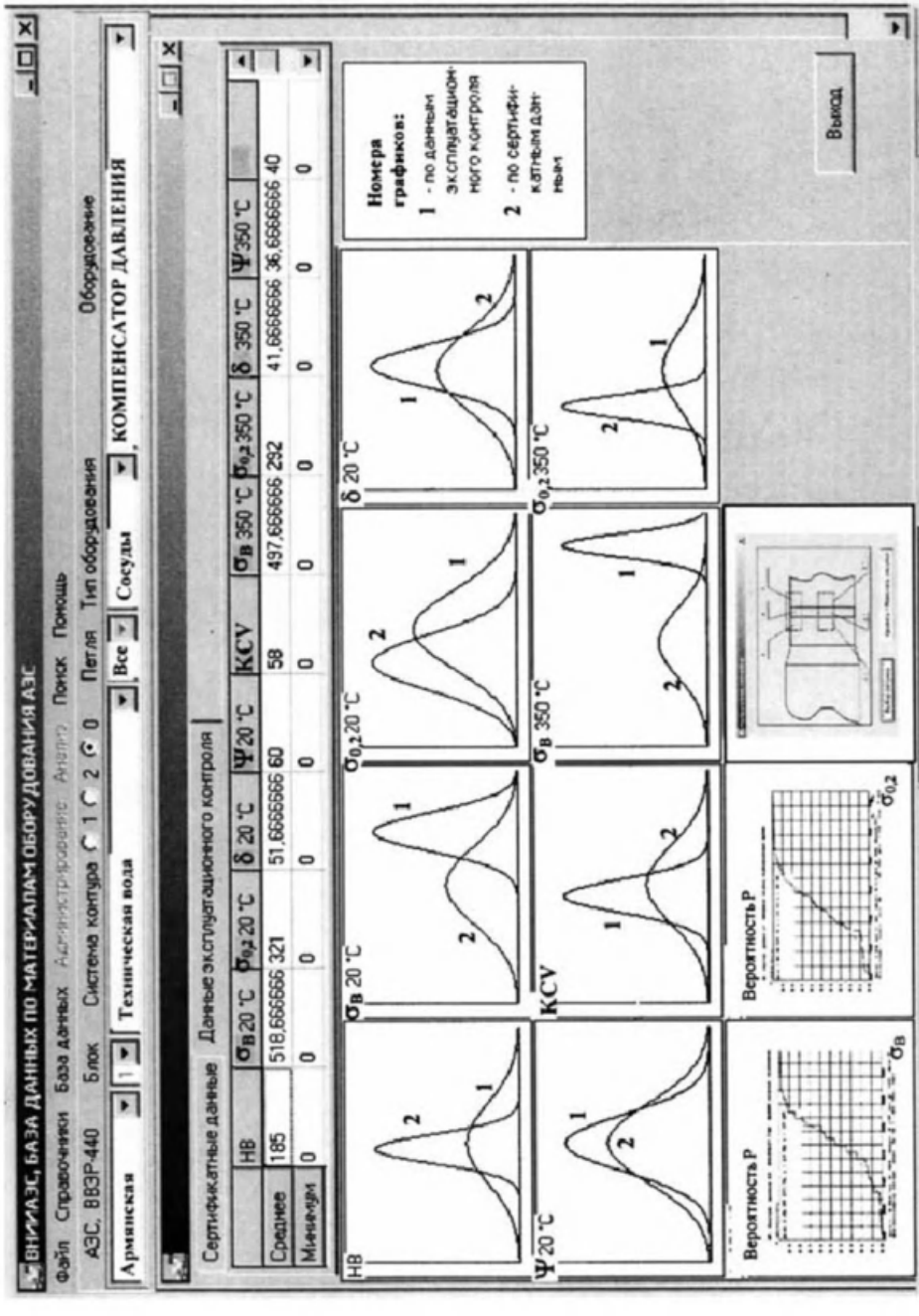


Рис. 2.2.48. Внешний вид на экране монитора меню базы данных при статистической обработке характеристик механических свойств металла узла после различных сроков эксплуатации

туации в пределах нормативных значений, являющиеся следствием технологии изготовления. С другой стороны, так как количество данных при контрольных измерениях составляет сравнительно малый объем от количества сертификатных данных, то прямое сравнение полученных результатов контрольных измерений и средних значений сертификатных данных является приближенной оценкой. В связи с этим целесообразно проводить вероятностное обобщение характеристик механических свойств, полученных для однотипных элементов. При таком подходе появляется возможность оценки обеспеченности нормативных значений, т.е. вероятности того, что реальные значения механических свойств контролируемого материала удовлетворяют нормативным требованиям.

Вероятностный подход обработки результатов измерений (рис. 2.2.48) базируется на следующих принципах:

результаты измерений подлежат статистической обработке с целью получения вероятностных характеристик прочности металла, разброс которых меньше разброса отдельных измерений;

по результатам статистической обработки исходных данных (сертификатных) и эксплуатационных измерений (построение функций распределения предела прочности, предела текучести и других характеристик) проводят оценки обеспечения нормативных значений соответствующих характеристик;

сравнение распределений сертификатных данных и результатов эксплуатационного контроля для определения изменения свойств металла в процессе эксплуатации выполняют по оценкам обеспечения нормативных значений.

Для реализации такого подхода в информационной системе предусмотрена возможность осуществления выборки однотипных элементов. Для того чтобы сделать более гибкой систему доступа к отдельному элементу оборудования и организации запросов на выбор группы элементов по определенным признакам, была разработана система кодировки элемента. Код элемента состоит из девяти групп, включающих:

номер АЭС (по очередности пуска);

номер блока;

код первой системы (номер по списку систем, определяющих принадлежность элемента);

код второй системы (для промежуточных узлов, которые могут принадлежать двум системам);

номер петли;

тип оборудования (сосуды, трубопроводы, арматура, насосы);

код функциональной принадлежности (номер по списку функций);

тип элемента (номер из списка элементов);

порядковый номер.

Описанная система кодировки позволяет группировать данные по однотипным элементам оборудования для проведения их вероятностно-статистического анализа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Бакиров М.Б.** Положение по управлению ресурсными характеристиками элементов энергоблоков АЭС / РД ЭО 0281-01. М.: Концерн "Росэнергоатом", 2001. 39 с.

2. **Белл Дж. Ф.** Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел: ч. 1 / пер. с англ. М.: Наука, 1984. 597 с.

3. **Булычев С.И., Алехин В.П.** Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. М.: Машиностроение, 1990. 224 с.

4. **Винокуров В.А., Куркин С.А., Николаев Г.А.** Сварные конструкции. Механика разрушения и критерии работоспособности. М.: Машиностроение, 1996. 576 с.

5. **Заславский А.Я.** Интегральный способ оценки анизотропии пластических и вязких свойств стали // Заводская лаборатория. 1984. № 10. С. 63 – 66.

6. **Золотаревский В.С.** Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1983. 350 с.

7. **Каширский Ю.В., Колосков М.М.** Информационный банк по машиностроительным и энергетическим материалам и режимам термообработки // Технология машиностроения, 2000, № 1. С.44 – 54.

8. **Конон Ю.А., Первухин Л.Б., Чудновский А.Д.** Сварка взрывом. М.: Машиностроение, 1987. 216 с.

9. **Махутов Н.А.** Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность. М.: Машиностроение, 1981. 272 с.

10. **Махутов Н.А., Москвичев В.В., Козлов А.Г. и др.** Механические свойства и методы оценки трещиностойкости металлов в направлении толщины листа // Заводская лаборатория, 1987, № 1. С. 64 – 72.

11. **Махутов Н.А., Тарасов Ю.Л., Дуплякин В.М.** Испытания материалов в космосе // Заводская лаборатория, 1994, № 1. С. 28 – 32.

12. **Писаренко Г.С., Лебедев А.А., Матвеев В.В.** Прочность материалов и элементов конструкций в экстремальных условиях. Киев: Наукова думка, 1980. Т. 1, 531 с. Т. 2, 767 с.

13. **Покатаев С.В.** Технология производства и неоднородность толстолистовой стали. М.: НИИЭИНФОРМЭНЕРГОМАШ, 1981, 3-81-08. 27 с.

14. **Полищук Ю.М., Хон В.Б.** Теория автоматизированных банков информации. М.: Высшая школа, 1989. 144 с.

15. **Попов А.А., Караев А.Б., Сугирбеков Б.А. и др.** Исследование анизотропии и неоднородности механических свойств толстостенных изделий из стали // Энергомашиностроение. 1989. № 12. С. 17 – 20.

16. **Разработка** базы данных по обоснованию состояния металла оборудования и трубопроводов АЭС с ВВЭР с целью обоснования управления ресурсными характеристиками / М.Б. Бакиров, А.Ю. Бородина, И.В. Фролов и др.: сборник трудов второй Всероссийской научно-технической конференции "Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР". Подольск: ОКБ Гидропресс. 2001. С. 4.

17. **Рейхарт В.А., Георгиев М.Н.** Влияние включений на анизотропию механических свойств стали // Заводская лаборатория. 1987, № 2. С. 71 – 74.

18. **Решетов Д.Н.** Детали машин. М.: Машиностроение, 1989. 520 с.

19. **Серенсен С.В., Шнейдерович Р.М., Махутов Н.А. и др.** Поля деформаций при малоцикловом нагружении. М.: Машиностроение, 1990. 224 с.

20. **Стеклов О.И., Басиев К.Д., Есиев Т.С.** Прочность трубопроводов в коррозионных средах. Владикавказ, РИН ПП им. В.А. Гассиева. 1995. 152 с.

21. **Степнов М.Н., Агамиров Л.В.** Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Планирование и статистическая обработка результатов статических испытаний и испытаний на усталость. Методические указания: РД 50-705-91. М.: Изд-во стандартов, 1992. 167 с.

22. **Сугирбеков Б.Д.** Исследование закономерности распределения механических свойств в толстостенных элементах корпусных изделий энергооборудования // Труды ЦНИИТмаш, 1989, № 213. С. 111 – 115.

23. **Феодосьев В.И.** Сопротивление материалов. М.: Наука, 1986. 512 с.

Глава 2.3

ТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

2.3.1. ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ И КЛАССИФИКАЦИЯ МЕТОДОВ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТВЕРДОСТИ

Несмотря на широкое практическое использование твердости, до сих пор не существует точной общепринятой формулировки понятия "твердость", определяющей ее фактическое содержание. Это объясняется тем, что твердость представляет собой результат некоторых операций с материалом с использованием различных приборных средств.

Если же дать определение понятию "твердость" без указания метода и условий измерения, то твердость – это свойство, отражающее реакцию материала на механическое или немеханическое (физическое) воздействие, проводимое локально через его поверхность. Поэтому определение твердости возможно с применением широкого спектра механических и физических методов неразрушающего контроля.

Один из вариантов классификации наиболее известных методов испытаний на твердость представлен на рис. 2.3.1. Методы делят на две большие группы – механические и косвенные методы испытания.

В механических деформационных методах под твердостью понимается свойство материала сопротивляться упругому пластическому деформированию или разрушению при внедрении в него другого, более твердого и не получающего остаточной пластической деформации тела – индентора.

Причины чрезвычайно широкого применения механических испытаний на твердость в настоящее время следующие:

возможность легкого и быстрого осуществления испытаний при ограниченно малом объеме металла;

применение в таких случаях, когда практически никакие другие методы механических испытаний по каким-либо причинам неприменимы;

малая или фактически отсутствующая повреждаемость испытуемого материала (другие методы механических испытаний сопровождаются невосстанавливаемым повреждением испытуемого образца материала);

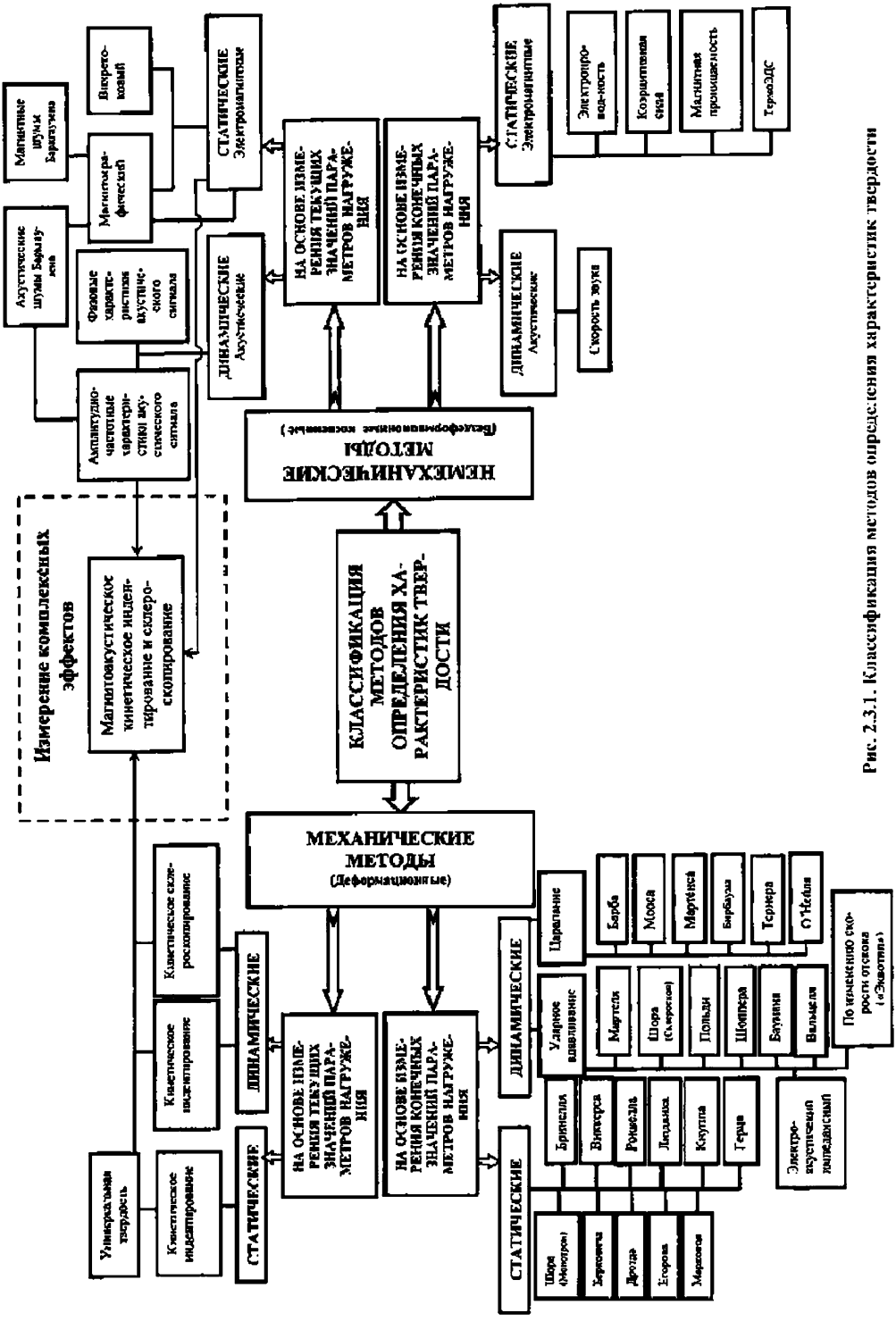


Рис. 2.3.1. Классификация методов определения характеристик твердости

допустимость любой формы образцов и изделий, необходимость предварительной подготовки только малого участка поверхности материала;

возможность определения твердости по микросечениям и в микрообъемах, например структурных составляющих, отдельных фаз или слоев материала;

компактность приборов, возможность измерения твердости непосредственно на работающем оборудовании, простота автоматизации и интеграции с цифровой вычислительной техникой;

легко устанавливаемая эмпирическая или аналитическая связь получаемых результатов с данными других механических испытаний.

Способы определения твердости в зависимости от временно́го характера приложения нагрузки и измерения сопротивлению вдавливания индентора подразделяют на статические, динамические и кинетические.

Наиболее распространенными являются статические методы, при которых нагрузку к индентору прикладывают плавно и постепенно, а время выдержки под нагрузкой регламентируется стандартами на соответствующие методы.

При динамических методах определения твердости испытательный индентор воздействует на образец с определенной кинетической энергией, затрачиваемой на упругую отдачу и (или) формирование отпечатка, а также на различные потери (упругие волны, вибрация, тепловыделение, трение и т.п.). Твердость при этом определяется, по существу, исходя из расхода кинетической энергии индентора. Динамическую твердость часто называют также твердостью материала при ударе. Твердость при ударе характеризует сопротивление внедрению не только на поверхности образца, но и в некотором объеме материала. К динамическим методам можно также условно отнести метод царапания.

Кинетические методы определения твердости основываются на непрерывной регистрации процесса вдавливания индентора с записью диаграммы "сила на индентор – глубина внедрения индентора". Перспективность такого подхода заключается в регистрации всей кинетики процесса упругопластического деформирования материала при вдавливании индентора, а не только конечного результата испытаний, как при других методах.

По принципу приложения силы методы определения твердости можно подразделить на методы вдавливания, отскока, царапания и резания.

Методы вдавливания являются наиболее распространенными. Твердость в этом случае определяется как сопротивление, которое оказывает испытуемое тело более твердому индентору при внедрении последнего и отражает преимущественно сопротивление материала пластической деформации.

Методы отскока основаны на измерении твердости по высоте отскока или по соотношению скоростей падения и отскока бойка от испытуемой поверхности. Твердость при этом отражает преимущественно сопротивление упругому деформированию. Измерение твердости способом отскока широко используется для контроля крупногабаритных изделий и конструкций с использованием переносных приборов из-за отсутствия влияния толщины изделия на погрешность измерения, оперативности, удобства использования и легкости автоматизации и компьютеризации.

При методах царапания и резания твердость определяется соответственно как сопротивление материала царапанию или резанию.

При всех методах испытания на твердость очень важно правильно подготовить поверхность образца. Чем меньше глубина вдавливания индентора, тем меньше должна быть шероховатость поверхности и тем более внимательно надо следить, чтобы свойства поверхностного слоя не изменились вследствие нагрева или наклепа при шлифовании и полировании.

Результаты испытаний на твердость для наиболее распространенных статических методов зависят от продолжительности приложения нагрузки к индентору. При постоянной силе P диаметр отпечатка $d = bt^n$, где t – время выдержки индентора под нагрузкой (обычно t = 10...30 с); b и n – коэффициенты, зависящие от свойств материала и величины P.

При определении твердости (кроме нано- и микротвердости) всеми методами измеряют интегральное значение твердости материала (усредненное для всех структурных составляющих). Поэтому получающийся после снятия нагрузки отпечаток должен быть по диаметру значительно больше размеров зерен и других структурных составляющих тестируемого материала.

Значения твердости нельзя непосредственно использовать для расчетов деталей и на основании их делать заключение о механических свойствах материала. Однако определение твердости является эффективным методом сравнения друг с другом однотипных материалов и методом контроля качества. Весьма перспективным является комбинирование измерения твердости с другими видами физических методов исследования поверхности металлических материалов. В этом случае относительные значения параметров, характеризующих процесс измерения твердости, позволяют подтвердить и дополнить результаты, получаемые с помощью более сложных методов.

2.3.2. СТАТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТВЕРДОСТИ

2.3.2.1. ТВЕРДОСТЬ ПО БРИНЕЛЛЮ

Метод измерения твердости по Бринеллю регламентирован ГОСТ 9012.

При определении твердости этим методом стальной шарик определенного диаметра D (мм) вдавливается в тестируемый образец (полуфабрикат или готовое изделие) под действием силы P, приложенной перпендикулярно поверхности образца, в течение определенного времени (рис. 2.3.2). После снятия нагрузки измеряется диаметр отпечатка d (мм). Число твердости по Бринеллю обозначается буквами НВ и определяется путем деления силы P на площадь поверхности сферического отпечатка F (мм^2).

Если сила P выражена в ньютонах, то

$$\text{НВ} = \frac{0{,}102 \cdot 2P}{\pi D\left(D - \sqrt{D^2 - d^2}\right)}, \quad (2.3.1)$$

где d – диаметр отпечатка, мм.

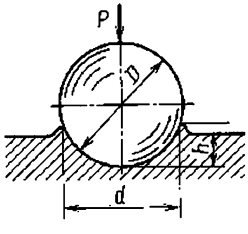


Рис. 2.3.2. Схема измерения твердости по Бринеллю: h – глубина вдавливания; D – диаметр индентора; d – диаметр отпечатка

Для удобства пользуются таблицами чисел твердости по Бринеллю в зависимости от диаметра шарика D, диаметра отпечатка d и силы P.

Индентор. Применяют стальные полированные ($Ra \le 0{,}040$ мкм) шарики с номинальными диаметрами D 1; 2; 2,5; 5 и 10 мм. Последние считаются более предпочтительными, так как обеспечивают большую точность измерения твердости (особенно при измерении твердости чугуна или крупнозернистых материалов). Отклонения диаметров шариков должны быть не более 0,0003 мм при $D = 1$; 2; 2,5 мм и 0,004 мм при $D = 5$ и 0,005 мм.

Требования к образцам для испытаний:

минимально допустимая толщина образца s (мм) для корректного измерения твердости НВ должна быть не менее десятикратной глубины отпечатка h (мм), и если нагрузка определяется в ньютонах, ее рассчитывают по формуле

$$s \ge 10\frac{0{,}102P}{\pi D \times \text{НВ}}; \quad (2.3.2)$$

не допускается наличия следов деформации на противоположной стороне образцов;

поверхность образца должна быть ровной, свободной от оксидов и обработанной шлифованием или мелким напильником до $Ra \le 2{,}5$ мкм, а для $D = 1$ мм – отполированной.

Особенности проведения испытаний. Испытания проводят при температурах около 20 °С (10…73 °С) при отсутствии вибраций и ударов. Время выдержки под нагрузкой для черных металлов составляет 10...15 с, а для цветных металлов и сплавов 10…180 с. Расстояние между центрами двух соседних отпечатков должно быть не менее $4d$, а от центра отпечатка до края образца – не менее $2{,}5d$ (для мягких материалов с НВ ≤ 35 – соответственно $6d$ и $3d$). Нагрузку на индентор выбирают, исходя из соотношения $K = 0{,}102\,P/D$ (P – в Н, D – в мм) (табл. 2.3.1, 2.3.2). Диаметр отпечатка измеряют с точностью не ниже 0,25 % от D и определяют как среднее арифметическое значение двух измерений во взаимно перпендикулярных направлениях. Корректным считается испытание, когда диаметры полученных отпечатков находятся в пределах $0{,}2D < d < 0{,}6D$.

2.3.1. Величина *K* для разных материалов

Металлы и сплавы	*K*	НВ
Сталь, чугун, высокопрочные сплавы (на основе никеля, кобальта и др.)	10 30	До 140 140 и более
Титан и сплавы на его основе	15	От 50
Алюминий, магний и их сплавы	5 10	От 16 до 100 От 100 до 200
Медь и сплавы на ее основе, легкие металлы и их сплавы	5 10	Менее 35 От 35
Подшипниковые сплавы	2,5	От 8 до 50
Свинец, олово и другие мягкие металлы	1	До 20

2.3.2. Сила зависимости от *K*

D, мм	*P*, Н (кгс), для *K*					
	30	15	10	5	2,5	1
1	294,2 (30)	–	98,07 (10)	49,03 (5)	24,52 (2,5)	9,807 (1)
2	1177 (120)	–	392,3 (40)	196,1 (20)	98,07 (10)	39,23 (4)
2,5	1839 (187,5)	–	612,9 (62,5)	306,0 (31,2)	153,0 (15,5)	60,80 (6,2)
5	7355 (750)	–	2452 (250)	1226 (125)	612,9 (62,5)	245,2 (25)
10	29420 (3000)	14710 (1500)	9807 (1000)	4903 (500)	2452 (250)	980,7 (100)

Обозначения. При диаметре шарика D = 10 мм нагрузка должна быть 3000 кгс, а время выдержки под нагрузкой 10…15 с. Число твердости в этом случае обозначается цифрами перед буквами НВ (например, 250 НВ). При других условиях испытаний после букв НВ указываются условия испытаний – НВ $D/P/t$ (например 250 НВ 5/750/25 – твердость по Бринеллю 250, полученная при диаметре шарика D = 5 мм, силе P = 750 кгс и времени выдержки под нагрузкой t = 25 с).

2.3.2.2. ТВЕРДОСТЬ ПО БРИНЕЛЛЮ, ИЗМЕРЕННАЯ ПЕРЕНОСНЫМИ ТВЕРДОМЕРАМИ СТАТИЧЕСКОГО ДЕЙСТВИЯ

Метод измерения твердости регламентирован ГОСТ 22761 и предназначен для измерения твердости по Бринеллю в интервале 78,5…5884 МПа.

При данном методе твердость по Бринеллю характеризуется средним напряжением в лунке при вдавливании шара посредством приложения нагрузки P, пропорциональной квадрату диаметра шара D. Схема испытаний аналогична схеме при обычном измерении твердости по Бринеллю (см. рис. 2.3.1).

Если нагрузку определяют в ньютонах, то твердость находят по формуле (2.3.1) или по таблицам для шариков с D, равным 2,5 и 1 мм.

Индентор. Используются полированные шарики ($Ra \le 0{,}040$ мкм) с номинальным диаметрами D, равными 1 и 2,5 мм. Допускается также применять шарики с диаметрами 5 и 10 мм. В качестве материала инденторов используется сталь с твердостью по Виккерсу не менее 850 HV (для измерения твердости материалов с НВ ≤ 4410 МПа (450 кгс/мм^2) и карбид вольфрама (для измерения твердости материалов с 4410 МПа (450 кгс/мм^2) ≤ НВ ≤ 5884 МПа (600 кгс/мм^2). Отклонения диаметров шариков при D = 1 и 2,5 мм должны быть не более ±0,0025 мм для стали и ±0,0035 мм

для карбида вольфрама; при D, равных 5 и 10 мм, – не более соответственно ±0,0040 и ±0,0045 мм. Если после испытаний размеры шарика изменились и вышли из указанных предельных отклонений, то его заменяют, а измеренное значение твердости считают недействительным.

Требования к образцам для испытаний:

параметр шероховатости образцов или изделий в месте испытания должен быть $Ra \le 0{,}32$ мкм;

изделие или образец не должны смещаться при проведении испытаний;

минимальная толщина изделия (образца) должна быть не менее восьмикратной глубины отпечатка.

Особенности проведения испытаний. Испытания проводят при температурах 0…40 °С. Минимально допустимую толщину изделия, диаметр шарика, нагрузку и время выдержки под нагрузкой выбирают в соответствии с табл. 2.3.3.

Для металлов с НВ > 343 МПа (35 кгс/мм^2) расстояние между центрами двух соседних отпечатков должно быть не менее $4d$, а от центра отпечатка до края образца – не менее $2{,}5d$, а для металлов с НВ < 343 МПа (35 кгс/мм^2) – соответственно $6d$ и $3d$. Допускается проводить испытания на цилиндрических поверхностях, если радиус кривизны образца (изделия) больше $5D$. Диаметр отпечатка измеряют с точностью не ниже 0,25 % от D и определяют как среднее арифметическое значение двух измерений во взаимно перпендикулярных направлениях. Корректным считается испытание, когда диаметры полученных отпечатков находятся в пределах $0{,}2D < d < 0{,}6D$. Разность измерений диаметров отпечатков не должна превышать 2 % от меньшего из них.

Обозначения. Число твердости обозначается цифрами со стоящим после них символом НВ. После букв НВ указываются условия испытаний – НВ $D/P/t$ (например 2500 НВ 2,5/1838,7/10 – твердость по Бринеллю 2500 МПа, полученная при диаметре шарика D = 2,5 мм, силе P = 1838,7 Н и времени выдержки под нагрузкой t = 10 с). При испытаниях с индентором из карбида вольфрама число твердости по Бринеллю обозначается HBW.

2.3.3. Минимально допустимая толщина изделия h, диаметр шарика D, сила P и время выдержки под нагрузкой t при определении твердости по Бринеллю переносным твердомером статического действия

НВ, МПа (кгс/мм^2)	h, мм	Соотношение между P, Н (кгс), и D, мм	D, мм	P, Н (кгс)	t, с
Черные металлы					
1373 – 5884 (140 – 600)	1,4 – 0,3 0,5 – 0,1	$P = 294{,}2D^2$ ($P = 30D^2$)	2,5 1,0	1838,7 (187,5) 294,2 (30,0)	10 10
785 – 1373 (80 – 140)	0,8 – 0,5 0,3 – 0,2	$P = 98{,}1D^2$ ($P = 10D^2$)	2,5 1,0	612,9 (62,5) 98,1 (10,0)	10 10
Цветные металлы					
Св. 1275 (св. 130)	От 1,5 От 0,6	$P = 294{,}2D^2$ ($P = 30D^2$)	2,5 1,0	1838,7 (187,5) 294,2 (30)	30 30
343 – 1275 (35 – 130)	1,8 – 0,5 0,7 – 0,2	$P = 98{,}1D^2$ ($P = 10D^2$)	2,5 1,0	612,9 (62,5) 98,1 (10,0)	30 30
785 – 343 (8 – 35)	2,0 – 0,5 0,8 – 0,2	$P = 24{,}5D^2$ ($P = 2{,}5D^2$)	2,5 1,0	153,1 (15,6) 24,5 (2,5)	60 60

2.3.2.3. МЕТОД ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ НА ПРЕДЕЛЕ ТЕКУЧЕСТИ ВДАВЛИВАНИЕМ ШАРА

Метод измерения твердости на пределе текучести вдавливанием шара регламентирован ГОСТ 22762 и предназначен для испытания металлических материалов с пределами текучести 78,5...3285 МПа (8...335 кгс/мм^2).

Твердость на пределе текучести характеризуется средним напряжением в лунке при вдавливании шара, когда в ней появляется средняя остаточная деформация, близкая к 0,2 %, возникающая при d/D = 0,09, где d – диаметр лунки (отпечатка); D – диаметр шара. При данном методе индентор в виде шара диаметром D вдавливают в поверхность испытуемого образца (изделия) с силой P_1 таким образом, чтобы измеренный диаметр отпечатка d был меньше 0,09D не более чем на 5 %. Время выдержки под нагрузкой P_1 составляет 10 с. После снятия нагрузки P_1 измеряют диаметр отпечатка d (мм) и производят последующее вдавливание с силой P_2 таким образом, чтобы измеренный после второго вдавливания диаметр отпечатка d был больше 0,09D не более чем на 5 %. Далее по значениям P_1 и P_2 методом интерполяции определяют нагрузку $P_{0,2}$ на пределе текучести.

Твердость на пределе текучести $H_{0,2}$ в МПа (или кгс/мм^2) определяют по формуле

$$HB_{0,2} = \frac{2P}{\pi D\left(D-\sqrt{D^2-d^2}\right)} = 156{,}9\frac{P_{0,2}}{D^2} \quad (2.3.3)$$

или по таблицам, приведенным в ГОСТ 22762.

Индентор. Используются полированные шары (Ra < 0,040 мкм) с номинальными диаметрами D, равными 10, 20, 30, 40, 50 мм из термически обработанной стали с твердостью по Виккерсу не менее 850 HV. Если после испытаний размеры шара изменились и вышли из допусков по ГОСТ 3722 или появился какой-либо поверхностный дефект, то его заменяют, а измеренное значение твердости считают недействительным.

Требования к образцам для испытаний:

параметр шероховатости образцов или изделий в месте испытания должен быть Ra < 0,32 мкм;

изделие или образец не должны смещаться при проведении испытаний;

минимальная толщина изделия (образца) должна быть не менее восьмикратной глубины отпечатка.

Особенности проведения испытаний. Испытания проводят при температурах 0...40 °С на приборах статического действия или на испытательном оборудовании, обеспечивающим возможность плавного возрастания нагрузки, приостановки нагружения и постоянства приложенной нагрузки в течение требуемого времени с относительной погрешностью не более ±1 %.

Расстояние между центрами двух соседних отпечатков должно быть не менее 2d, а от центра отпечатка до края образца не менее 1,5d. Допускается проводить испытания на цилиндрических поверхностях, если радиус кривизны образца (изделия) больше 5D. Диаметр отпечатка d измеряют с точностью, указанной в табл. 2.3.4, и определяют как среднее арифметическое двух измерений во взаимно перпендикулярных направлениях.

Обозначения. Число твердости на пределе текучести обозначается цифрами со стоящим после них символом $H_{0,2}$ и с указанием единицы, например, 300 $H_{0,2}$ МПа.

Дополнительные возможности метода. По значениям твердости на пределе текучести $H_{0,2}$ в МПа (или в кгс/мм^2) можно примерно определить предел текучести при растяжении в месте испытания.

Для легированных сталей соотношение между нагрузкой на пределе текучести $P_{0,2}$, твердостью на пределе текучести $H_{0,2}$ и пределом текучести $\sigma_{0,2}$ при растяжении приведено в табл. 2.3.5.

2.3.4. Допустимая погрешность измерения диаметра отпечатка *d* в зависимости от применяемого диаметра шарового индентора *D*

Диаметр шара D, мм	Погрешность, мм
10	±0,0025
20	±0,005
30	±0,0075
40	±0,01
50	±0,012

2.3.5. Соотношение для легированных сталей между нагрузкой на пределе текучести $P_{0,2}$, твердостью на пределе текучести $H_{0,2}$ и пределом текучести $\sigma_{0,2}$ при растяжении (диаметр вдавливаемого шара D = 10 мм)

$P_{0,2}$, Н (кгс)	$H_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	$P_{0,2}$, Н (кгс)	$H_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	$P_{0,2}$, Н (кгс)	$H_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)	$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм^2)
451 (46)	708 (72,2)	201 (20,5)	1000 (102)	1569 (160,0)	505 (51,5)	1550 (158)	2431 (247,9)	961(98,0)
471 (48)	738 (76,3)	211 (21,5)	1020 (104)	1600 (163,2)	520 (53,0)	1569 (160)	2462 (251,0)	981(100,0)
490 (50)	769 (78,4)	221 (22,5)	1040 (106)	1631 (166,3)	535 (54,5)	1589 (162)	2492 (254,1)	1000(102,0)
510 (52)	800 (81,6)	231 (23,5)	1059 (108)	1661 (169,4)	549 (56,0)	1608 (164)	2523 (257,3)	1020(104,0)
530 (54)	831 (84,7)	237 (24,2)	1079 (110)	1693 (172,6)	559 (57,0)	1628 (166)	2554 (260,4)	1040(106,0)
549 (56)	862 (87,9)	245 (25,0)	1098 (112)	1723 (175,7)	579 (59,0)	1648 (168)	2585 (263,6)	1059(108,0)
569 (58)	892 (91,0)	250 (25,5)	1118 (114)	1753 (178,8)	593 (60,5)	1667 (170)	2615 (266,7)	1079(110,0)
588 (60)	923 (94,1)	260 (26,5)	1138 (116)	1785 (182,0)	608 (62,0)	1687 (172)	2646 (269,8)	1198(112,0)
608 (62)	954 (97,3)	270 (27,5)	1157 (118)	1815 (185,1)	623 (63,5)	1706 (174)	2677 (273,0)	1118(114,0)
628 (64)	985 (100,4)	280 (28,5)	1177 (120)	1847 (188,3)	637 (65,0)	1726 (176)	2708 (276,1)	1138(116,0)
647 (66)	1015 (103,5)	289 (29,5)	1196 (122)	1877 (191,4)	652 (66,5)	1746 (178)	2738 (279,2)	1157(118,0)
667 (68)	1046 (106,7)	299 (30,5)	1216 (124)	1907 (194,5)	667 (68,0)	1765 (180)	2770 (282,5)	1177(120,0)
687 (70)	1077 (109,8)	309 (31,5)	1236 (126)	1939 (197,7)	682 (69,5)	1785 (182)	2780 (285,5)	1196(122,0)
706 (72)	1108 (113,0)	319 (32,5)	1255 (128)	1969 (200,8)	696 (71,0)	1804 (184)	2831 (288,7)	1214(123,8)
726 (74)	1139 (116,1)	329 (33,5)	1275 (130)	2000 (203,9)	711 (72,5)	1824 (186)	2862 (291,8)	1232(125,6)
745 (76)	1169 (119,2)	338 (34,5)	1295 (132)	2031 (207,1)	726 (74,0)	1844 (188)	2892 (294,9)	1249(127,4)
765 (78)	1200 (122,4)	353 (36,0)	1314 (134)	2061 (210,2)	745 (76,0)	1863 (190)	2993 (298,1)	1267(129,2)
785 (80)	1231 (125,5)	363 (37,0)	1334 (136)	2093 (213,4)	760 (77,5)	1883 (192)	2954 (301,2)	1286(131,1)
804 (82)	1261 (128,6)	373 (38,0)	1353 (138)	2123 (216,5)	775 (79,0)	1902 (194)	2984 (304,3)	1302(132,8)
824 (84)	1293 (131,8)	387 (39,5)	1373 (140)	2154 (219,6)	794 (81,0)	1922 (196)	3016 (307,5)	1322(134,8)
843 (86)	1323 (134,9)	397 (40,5)	1393 (142)	2185 (222,6)	809 (82,5)	1942 (198)	3046 (310,6)	1341(136,7)
863 (88)	1354 (138,1)	412 (42,0)	1412 (144)	2215 (225,9)	824 (84,0)	1961 (200)	3077 (313,8)	1359(138,6)
883 (90)	1385 (141,2)	422 (43,0)	1432 (146)	2246 (229,0)	843 (86,0)	1981 (202)	3108 (316,9)	1378(140,5)
902 (92)	1415 (144,3)	436 (44,5)	1451 (148)	2277 (232,2)	963 (88,0)	2001 (204)	3138 (320,0)	1390(142,3)
922 (94)	1447 (147,5)	451 (46,0)	1471 (150)	2308 (235,3)	883 (90,0)	2020 (206)	3170 (323,2)	1414(144,2)
941 (96)	1477 (150,6)	461 (47,0)	1491 (152)	2339 (238,5)	902 (92,0)	2040 (208)	3200 (326,3)	1434(146,2)
961 (98)	1507 (153,7)	476 (48,5)	1510 (154)	2369 (241,6)	922(94,0)	2059 (210)	3230 (329,4)	1451(148,0)
981 (100)	1539 (156,9)	490 (50,0)	1530 (156)	2400 (244,7)	941(96,0)	2079 (212)	3262 (332,6)	1471(150,0)

Примечание. При вдавливании шара диаметром 20, 30, 40, 50 мм нагрузку $P_{0,2}$ надо разделить соответственно на 4, 9, 16, 25 и по частному от деления определить искомое значение твердости. Например, если при вдавливании шара диаметром D = 40 мм до получения диаметра отпечатка d = 3,6 мм нагрузка на пределе текучести получилась $P_{0,2}$ = 3200 Н, то для определения твердости необходимо нагрузку 3200 Н разделить на 16 (3200/16 = 200) и по таблице для D = 40 мм для нагрузки 200 Н найти соответствующую величину твердости на пределе текучести $H_{0,2}$, она равна 314 МПа.

Значения $\sigma_{0,2}$ в таблице указаны с погрешностью ±7 %. Однако пользоваться таким эмпирическим переводом чисел твердости в предел текучести следует очень осторожно и преимущественно для предварительной оценки относительного изменения свойств материала. Физического смысла такой перевод лишен, так как твердость при вдавливании шара и предел текучести при растяжении определяются при совершенно разных напряженных состояниях. Кроме того, предел текучести является интегральной характеристикой испытуемого образца материала, отражающей, в частности, различие в протекании процессов структурной самоорганизации во внутренних и приповерхностных слоях материала. На его предел текучести сильное влияние оказывает соотношение характеристик свойств и структур этих слоев, наличие поверхностной обработки, покрытий, топографическая структура поверхности и т.д. В зависимости от состояния поверхности предел текучести для одного и того же материала может различаться на 50 % и более. Естественно, что при локальном нагружении вдавливанием шара все это практически не учитывается.

2.3.2.4. ТВЕРДОСТЬ ПО ВИККЕРСУ

Метод измерения твердости по Виккерсу регламентирован ГОСТ 2999. При данном методе измерение твердости производится путем вдавливания в образец (изделие) алмазного наконечника в форме правильной четырехгранной пирамиды под действием нагрузки P в течение определенного времени выдержки (рис. 2.3.3). После снятия нагрузки измеряют диагонали оставшегося на поверхности материала отпечатка d_1, d_2 и вычисляют среднее арифметическое значение длин обеих диагоналей d (мм).

Если нагрузка в ньютонах, то твердость определяют по формуле

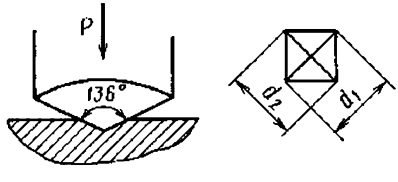


Рис. 2.3.3. Схема измерения твердости по Виккерсу

$$HV = \frac{0{,}102 \cdot 2P\sin\frac{\alpha}{2}}{d^2} = 0{,}189\frac{P}{d^2}, \quad (2.3.4)$$

где $\alpha = 136°$ – угол при вершине между противоположными гранями пирамиды.

Индентор. Используется алмазный наконечник в форме правильной четырехгранной пирамиды с углом 136° между противоположными гранями пирамиды при вершине (ГОСТ 9377).

Требования к образцам для испытаний:

параметр шероховатости образцов или изделий в месте испытания должен быть $Ra \leq 0{,}16$ мкм и это место должно быть свободным от оксидной пленки;

изделие или образец должны при проведении испытаний закрепляться жестко и устойчиво;

минимальная толщина изделия (образца) должна быть больше диагонали отпечатка: для черных металлов – в 1,2 раза, для цветных металлов – в 1,5 раза;

при измерении твердости на криволинейных поверхностях радиус кривизны поверхности должен быть не менее 5 мм. В этом случае для чисел твердости используют поправочные коэффициенты (ГОСТ 2999).

Особенности проведения испытаний. При испытаниях применяют следующие нагрузки P, Н: 9,807; 9,61; 24,52; 29,42; 49,03; 98,07; 196,1; 294,2; 490,3; 980,7. Испытания обычно проводят при температурах 10...35 °С и плавном возрастании нагрузки до необходимого значения. Если имеются разногласия в определении твердости, то в зоне умеренного климата испытания проводят при 18...22 °С. Продолжительность времени выдержки под нагрузкой составляет 10...15 с. Расстояние от центра отпечатка до края образца или до края соседнего отпечатка должно быть не менее $2{,}5d$ (d – длина диагонали отпечатка). Если определяют твердость слоя материала неизвестной толщины, то проводят несколько последовательных измерений с уменьшающейся нагрузкой. При изменении твердости нагрузку следует уменьшать до тех пор, пока при двух смежных нагрузках значения твердости будут близки или совпадать. Длины диагоналей отпечатка измеряют с погрешностью не более: ±0,001 мм (если $d \leq 0{,}2$ мм) и ±0,5 % (если

d > 0,2 мм). Разность длин диагоналей одного отпечатка не должна превышать 2 % от меньшей из них. Для анизотропных материалов допустимую разность длин диагоналей устанавливают в соответствии со стандартами на конкретный материал.

Обозначения. Число твердости по Виккерсу при нагрузке P = 294 Н (30 кгс) и времени выдержки под нагрузкой t = 10...15 с обозначается цифрами, характеризующими твердость со стоящим после них символом HV (например, 400 HV). При других условиях испытаний после символа HV указываются нагрузка и время выдержки (например, 330 HV 10/40 – твердость по Виккерсу, полученная при нагрузке P = 98,07 Н (10 кгс) и времени выдержки под нагрузкой t = 40 с).

Точного перевода чисел твердости по Виккерсу в числа твердости, полученные другими методами, или в характеристики механических свойств при растяжении не существует, и таких переводов (за исключением особых случаев) следует избегать.

2.3.2.5. МИКРОТВЕРДОСТЬ

Метод измерения микротвердости регламентирован ГОСТ 9450. При данном методе измерение твердости проводится путем вдавливания в образец (изделие) алмазного индентора под действием статической нагрузки P, в течение времени выдержки t (см. рис. 2.3.3). Число твердости определяют делением приложенной нагрузки P (Н) на условную площадь боковой поверхности полученного отпечатка ($мм^2$).

Основным вариантом испытания является метод восстановленного отпечатка, когда размеры отпечатков определяют после снятия нагрузки. Если требуется определить дополнительные характеристики материала (упругое восстановление, релаксацию, ползучесть при 20 °С и т.п.), допускается проводить испытание по методу невосстановленного отпечатка. При этом размеры отпечатка определяются по глубине вдавливания индентора в процессе приложения нагрузки.

Твердость определяется по формулам, приведенным в табл. 2.3.6, или по стандартным таблицам в зависимости от формы индентора, нагрузки и длин диагоналей отпечатка.

Индентор. Используются алмазные наконечники, форма и размер которых приведены в табл. 2.3.7. Основным и наиболее распространенным наконечником является четырехгранная алмазная пирамида с квадратным основанием (по форме подобна индентору, применяющемуся при определении твердости по Виккерсу).

Требования к образцам для испытаний:

параметр шероховатости образцов или изделий в месте испытания должен быть $Ra \le 0{,}32$ мкм;

изделие или образец не должны смещаться, прогибаться и проворачиваться при проведении испытаний;

поверхность изделия должна быть установлена перпендикулярно оси алмазного наконечника;

минимальная толщина изделия (образца) должна быть не менее десятикратной глубины отпечатка;

не допускается наличие смазки или влаги на поверхности испытуемого материала и индентора.

Особенности проведения испытаний. Испытания проводят при температурах 15...25 °С при нагрузках 0,049; 0,098; 0,196; 0,490; 0,981; 1,962; 4,905 Н (гири соответственно массой 5; 10; 20; 50; 100; 200; 500 г). Продолжительность времени выдержки под нагрузкой должна составлять не менее 3 с, а нагружение должно осуществляться плавно, без толчков. Для получения наиболее точного результата рекомендуется проводить испытания при как можно более большей нагрузке P, однако необходимо соблюдать ограничения по толщине материала и следить за тем, чтобы на стороне образца (изделия), противоположной испытуемой не было визуально заметных следов деформации.

Если определяют твердость слоя материала неизвестной толщины, то выполняют несколько последовательных измерений с уменьшающейся нагрузкой. При изменении твердости нагрузку следует уменьшать до тех пор, пока при двух смежных нагрузках значения твердости будут близки или совпадать. Размеры d или $l_{тр}$ одного отпечатка не должны различаться более чем на 3 %. Расстояние от центра отпечатка до края образца должно быть более двойного размера отпечатка, а расстояние между центрами соседних отпечатков – более тройного размера отпечатка. Измерение

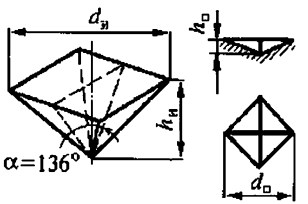
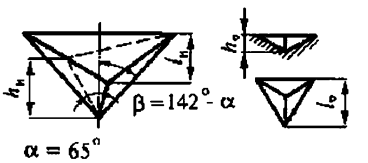
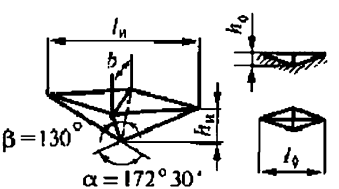
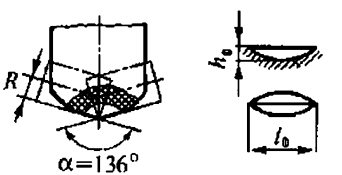
2.3.6. Формулы для определения микротвердости в зависимости от формы алмазного индентора

Форма индентора	Метод восстановленного отпечатка*	Метод невосстановленного отпечатка (индекс h)
1. Четырехгранная пирамида с квадратным основанием	$H_{кв} = \frac{P}{S} = \frac{2P\sin(d/2)}{d^2} \approx \frac{1{,}854P}{d^2}$	$H_{кв(h)} = \frac{P}{S} \approx \frac{0{,}03784P}{h_{кв}^2}$
2. Трехгранная пирамида с основанием в виде равностороннего треугольника	$H_{тр} = \frac{P}{S} = \frac{3P\sin\alpha}{\sqrt{3}\,l_{тр}^2} \approx \frac{1{,}570P}{l_{тр}^2}$	$H_{тр(h)} = \frac{P}{S} \approx \frac{0{,}03797P}{h_{тр}^2}$
3. Четырехгранная пирамида с ромбическим основанием	$H_{рб} = \frac{P}{S} = \frac{2P\,\mathrm{tg}(\alpha/2)\cos(\beta/2)}{l_{рб}^2\sqrt{1+\frac{\sin^2\beta/2}{\mathrm{tg}^2\alpha/2}}} \approx \frac{12{,}896P}{l_{рб}^2}$	$H_{рб(h)} = \frac{P}{S} \approx \frac{0{,}01385P}{h_{рб}^2}$
4. Бицилиндрический наконечник	$H_{ц} = \frac{P}{S} = \frac{3PR\sin\alpha}{l_{ц}^3} \approx \frac{4{,}168P}{l_{ц}^3}$	$H_{ц(h)} = \frac{P}{S} \approx \frac{0{,}07292P}{h^{3/2}}$

* Микротвердость в зависимости от формы индентора обозначается: для пирамиды (п. 1) – H с индексом "∟" или "кв"; для пирамиды (п. 2) – H с индексом "∇" или "тр"; для пирамиды (п. 3) – H с индексом "◊" или "рб"; для наконечника (п. 4) – H с индексом "⌀" или "ц" и т.д.

Обозначения: P – нормальная нагрузка, приложенная к алмазному индентору, Н или кгс; S – условная площадь боковой поверхности полученного отпечатка, мм^2; d – среднее арифметическое длины обеих диагоналей квадратного отпечатка, мм; l – размер отпечатка, мм ($l_{тр}$ – высота треугольника, $l_{рб}$ – большая диагональ ромба, $l_{ц}$ – длина линий сопряжения цилиндров); R = 2 мм – радиус цилиндра; α и β – углы разных заострений алмазных инденторов, °; h – глубина отпечатка, мм.

2.3.7. Используемые для определения микротвердости инденторы и область их применения

Форма и область применения индентора	Эскиз	Форма и область применения индентора	Эскиз
Четырехгранная пирамида с квадратным основанием. Используется для определения микротвердости при достаточно большом d при микротвердости менее 10 000 Н/мм^2	 $h_и$ = 0,5 мкм; $d_и$ = 3,5 мкм	*Трехгранная пирамида с основанием в виде равностороннего треугольника.* Рекомендуется при микротвердости более 10 000 Н/мм^2 и при малых значениях нагрузки P. По боковой поверхности и высоте эта пирамида равновелика четырехгранной пирамиде с квадратным основанием, но отличается более совершенным заострением (без перемычки)	 $h_и$ = 0,5 мкм; $d_и$ = 3,2 мкм
Четырехгранная пирамида с ромбическим основанием. Используется для материалов с малой толщиной или для определения микротвердости тонких покрытий, когда для других наконечников не выполняются требования по минимальному расстоянию центра отсчета от поверхности	 $h_и$ = 0,5 мкм; $l_и$ = 15,3 мкм	*Бицилиндрический наконечник.* Используется для определения микротвердости субтонких слоев и покрытий толщиной менее 3 мкм	 R = 2 мм – радиус цилиндра; $h_и$ = 0,5 мкм; $d_и$ = 86,1 мкм

Обозначения: $h_и$, $d_и$, b, h, R – размеры инденторов различных типов.

размеров отпечатков выполняется на микроскопе с погрешностью отсчитывания ±0,5 % от наименьшего деления шкалы при ×30...40. Если изделие имеет радиус кривизны на один-два порядка больше размера отпечатка, то числа микротвердости носят условные значения.

Обозначения. Число микротвердости обозначается цифрами, характеризующими твердость со стоящим перед ними символом Н с указанием индекса формы наконечника (например, $H_{\nabla} = 3000$). Допускается указывать после индекса формы наконечника значение прилагаемой нагрузки в ньютонах (например, $H_{\nabla 0,196} = 3000$ – число микротвердости 3000 Н/мм^2, полученное при испытании с трехгранной пирамидой при нагрузке 0,196 Н). Единицу микротвердости обычно не указывают. Если микротвердость определялась по методу невосстановленного отпечатка, то к индексу формы наконечника добавляют букву h (например, $H_{\square h}$ или $H_{\nabla h}$).

2.3.2.6. ТВЕРДОСТЬ ПО РОКВЕЛЛУ

Метод измерения твердости по Роквеллу регламентирован ГОСТ 9013. При определении твердости этим методом в тестируемый образец (изделие) под действием двух последовательно прилагаемых нагрузок – предварительной P_0 (обычно $P_0 = 980$ Н) и общей P, вдавливается индентор (алмазный конус или стальной шарик). При этом общая нагрузка равна сумме предварительной P_0 и основной P_1 нагрузок: $P = P_0 + P_1$.

После выдержки под приложенной общей нагрузкой P в течение 3...5 с осуществляется снятие основной нагрузки P_1 и измерение глубины проникновения индентора в материал h под действием общей нагрузки P, а затем уже снимается и оставшаяся предварительная нагрузка P_0. Твердость по Роквеллу измеряется в условных единицах. За единицу твердости принята величина, соответствующая осевому перемещению индентора на 0,002 мм. Число твердости определяется по шкале индикатора (как правило, часового типа). Индикатор показывает результат вычитания разности глубин, на которые вдавливается индентор под действием двух последовательно приложенных нагрузок ($h - h_0$). Все размеры измеряются в миллиметрах, h_0 – глубина внедрения индентора в испытуемый образец под действием предварительной нагрузки P_0 (рис. 2.3.4).

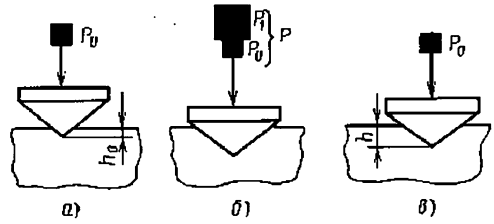


Рис. 2.3.4. Схема измерения твердости по Роквеллу: *а* – внедрение на глубину h_0 под действием предварительной нагрузки P_0; *б* – внедрение под действием предварительной и основной нагрузок $P_0 + P_1$; *в* – внедрение на глубину h после снятия основной нагрузки P_1 при оставшейся предварительной P_0

В зависимости от формы индентора и прилагаемой нагрузки введены три измерительные шкалы: A, B, C (табл. 2.3.8). Наиболее часто используемыми шкалами являются A и C.

Твердость по Роквеллу при измерении по шкалам A и C определяют по формуле

$$HRA = HRC_э = 100 - (h - h_0)/0{,}002, \quad (2.3.5)$$

где h – глубина внедрения индентора в испытуемый образец под действием общей силы P (измеряется после снятия основной силы P_1, но при оставленной приложенной нагрузке P_0).

В настоящее время числа $HRC_э$ отменены, но для перевода чисел твердости $HRC_э$ в числа твердости HRC шкалы C Роквелла можно пользоваться табл. 2.3.9.

Твердость при измерении по шкале B вычисляется по формуле

$$HRB = 130 - (h - h_0)/0{,}002. \quad (2.3.6)$$

Индентор. Используются инденторы двух типов:

стальной закаленный шарик диаметром $D = 1{,}588$ мм;

алмазный конус с углом при вершине 120° и радиусом закругления при вершине 0,2 мм.

Требования к образцам для испытаний:

параметр шероховатости образцов или изделий в месте испытания должен быть $Ra \le 2{,}5$ мкм;

изделие или образец при проведении испытаний не должны смещаться и прогибаться;

минимальная толщина изделия (образца) должна быть не менее восьмикратной глубины отпечатка.

2.3.8. Шкалы, использующиеся при измерении твердости по Роквеллу

Шкала (цвет шкалы)	Применяемый индентор	Сила, Н			Область применения
		P общая	P_0 предварительная	P_1 основная	
A (черный)	Алмазный конус	600	100	500	Материалы с твердостью 70…85 HRA
B (красный)	Стальной шарик	1000	100	900	Низко- и среднеуглеродистые стали, латуни, бронзы и другие материалы с твердостью 25…100 HRB
C (черный)	Алмазный конус	1500	100	1400	Стали и сплавы с твердостью 20…67 HRC

2.3.9. Соотношение чисел твердости HRC, и HRC шкалы С Роквелла

HRC,	HRC	HRC,	HRC	HRC,	HRC	HRC,	HRC	HRC,	HRC
20,0	17,8	29,5	27,6	39,5	37,9	49,5	48,2	59,0	58,0
20,5	18,3	30,0	28,1	40,0	38,4	50,0	48,7	59,5	58,5
21,0	18,8	30,5	28,6	40,5	38,9	50,5	49,2	60,0	59,0
21,5	19,3	31,0	29,1	41,0	39,4	51,0	49,7	60,5	59,0
22,0	19,9	31,5	29,6	41,5	39,9	51,5	50,2	60,5	59,5
22,5	20,4	32,0	30,2	42,0	40,5	52,0	50,7	61,0	60,0
23,0	20,9	32,5	30,7	42,5	41,0	52,5	51,3	61,5	60,5
23,5	21,4	33,0	31,2	43,0	41,5	53,0	51,8	62,0	61,0
24,0	21,9	33,5	31,7	43,5	42,0	53,5	52,3	62,5	61,6
24,5	22,4	34,0	32,7	44,0	42,5	54,0	52,8	63,0	62,1
25,0	23,0	35,0	33,2	44,5	43,0	54,5	53,3	63,5	62,6
25,5	23,5	35,5	33,8	45,0	43,5	55,0	53,8	64,0	63,1
26,0	24,0	36,0	34,3	45,5	44,1	55,5	54,3	64,5	63,6
26,5	24,5	36,5	34,8	46,5	45,1	56,6	54,9	65,0	64,1
27,0	25,0	37,0	35,3	47,0	45,6	56,5	55,4	65,5	64,6
27,5	25,5	37,5	35,8	47,5	46,1	57,0	55,9	66,5	65,7
28,0	26,0	38,0	36,3	48,0	46,6	57,5	56,4	67,0	66,2
28,5	26,5	38,5	36,8	48,5	47,1	58,0	56,9	67,5	66,7
29,5	27,1	39,0	37,4	49,0	47,7	58,5	57,4		

Особенности проведения испытаний. Испытания обычно проводят при температурах 10...35 °С и плавном возрастании нагрузки до необходимого значения. Продолжительность времени выдержки под общей нагрузкой составляет 3...5 с. Расстояние от центра отпечатка до края образца или до центра соседнего отпечатка должно быть не менее 3 мм.

Измерение твердости по Роквеллу проводится достаточно быстро и просто, поскольку фиксация числа твердости производится непосредственно на шкале испытательного прибора, а размер отпечатка на образце (изделии) достаточно мал. В связи с этим, несмотря на условный характер чисел твердости, данный метод получил достаточно широкое распространение как метод контроля штучных деталей в массовом и крупносерийном производстве.

Обозначения. Число твердости по Роквеллу обозначается цифрами, характеризующими величину твердости со стоящим после них символом HRA, HRB или HRC (в зависимости от используемой шкалы измерения), например – 25,5 HRC.

2.3.2.7. ТВЕРДОСТЬ ПО РОКВЕЛЛУ ПРИ МАЛЫХ НАГРУЗКАХ (ПО СУПЕР-РОКВЕЛЛУ)

Метод измерения твердости по Супер-Роквеллу регламентирован ГОСТ 22975. При определении твердости этим методом в тестируемый образец (изделие) под действием последовательно прилагаемых предварительной P_0 и основной P_1 нагрузок вдавливается индентор – алмазный конус (для шкалы "N") или стальной шарик (для шкалы "T"). Общая нагрузка $P = P_0 + P_1$ составляет 147...441 Н (15...45 кгс), а время выдержки при общей нагрузке – 2...8 с. После снятия основной нагрузки P_1, но при сохранении предварительной нагрузки P_0 измеряется остаточное увеличение глубин проникновения индентора e (рис. 2.3.5). Величина e выражается в условных единицах шкалы индикатора испытательного прибора с ценой деления 0,001 мм (вся шкала соответствует 0,1 мм). Число твердости в соответствии с используемыми шкалами определяют по формуле

$$\text{HRN} = 100 - e \quad \text{или} \quad \text{HRT} = 100 - e. \qquad (2.3.7)$$

Число твердости определяют обычно непосредственно по шкале индикатора. Значение твердости округляют до 0,5 деления шкалы.

Индентор. Используются инденторы двух типов, в целом аналогичные инденторам, применяющимся при измерении твердости по Роквеллу: стальной закаленный шарик диаметром D = 1,588 мм с отклонением от номинального диаметра не более ±0,001 мм (для шкалы "N"); алмазный конус с углом при вершине 120° и радиусом закругления при вершине 0,2 мм (для шкалы "T").

Требования к образцам для испытаний:

параметр шероховатости образцов или изделий в месте испытания должен быть $Ra \le 2{,}5$ мкм;

изделие или образец при проведении испытаний не должны смещаться и прогибаться;

после проведения испытаний на обратной стороне образца не должно быть визуальных следов деформации.

Выбор шкал для проведения испытаний проводят в зависимости от толщины и ожидаемой твердости по табл. 2.3.10.

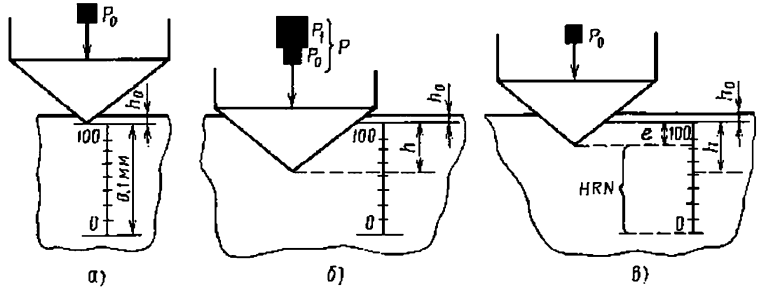


Рис. 2.3.5. Схема измерения твердости по Супер-Роквеллу при использовании шкал "N" (схема при использовании шкал "T" аналогична за исключением того, что индентор имеет форму шарика):
h_0 – глубина внедрения индентора в испытуемый образец под действием предварительной силы P_0 (*а*);
h – глубина внедрения индентора в испытуемый образец под действием основной силы P (*б*);
e – остаточное увеличение глубины внедрения индентора (измеряется после снятия основной силы P_1, но при оставленной предварительной силе P_0)

2.3.10. Выбор шкал при определении твердости по Роквеллу при малых нагрузках (шкалы "N" и "T") в зависимости от толщины испытуемого образца и ожидаемой твердости

Толщина образца, мм, не менее	Твердость по Роквеллу					
	HRN15	HRC	HRN30	HRC	HRN45	HRC
	При проведении испытаний алмазным конусом					
0,15	92	65	–	–	–	–
0,20	90	60	–	–	–	–
0,25	88	55	–	–	–	–
0,30	83	45	82	65	77	69,5
0,36	76	32	78,5	61	74	67
0,41	68	18	74	56	72	65
0,46	–	–	66	47	68	61
0,51	–	–	57	37	63	57
0,56	–	–	47	26	58	52,5
0,61	–	–	–	–	51	47
0,66	–	–	–	–	37	35
0,71	–	–	–	–	20	20,5
	При проведении испытаний шариковым наконечником					
	HRT15	HRB	HRT30	HRB	HRT45	HRB
0,25	91	93	–	–	–	–
0,30	86	78	–	–	–	–
0,36	81	62	79	95	–	–
0,41	75	44	73	84	71	99
0,46	68	24	64	71	62	90
0,51	–	–	55	58	53	80
0,56	–	–	45	43	43	70
0,61	–	–	34	28	31	58
0,66	–	–	–	–	18	45
0,71	–	–	–	–	4	32

Примечание. Приведенные значения твердости служат для выбора соответствующих шкал, а не для перевода в другие величины твердости или их сопоставления.

Особенности проведения испытаний. Испытания обычно проводят при температуре 10…35 °С и плавном возрастании нагрузки до требуемого значения.

При необходимости уточнения полученных значений твердости испытания в зоне умеренного климата проводят при 18…22 °С, в зоне тропического климата – при 25…29 °С. Предварительная сила P_0 = 29,4±0,59 Н. Продолжительность времени выдержки под общей силой P составляет 2…8 с. Наименьшее расстояние между краями двух соседних отпечатков или от края отпечатка до края образца должно составлять не менее 1 мм при измерении твердости по шкалам N и не менее 2 мм при измерении твердости по шкалам T, если нет других требований в нормативно-технической документации.

Столик (подставка) для образцов должен быть выполнен из закаленной стали с твердостью более 60 HRC. При определении твердости по шкале "T" на образцах толщиной или твердостью менее указанных в табл. 2.3.10, измерение твердости рекомендуется проводить с применением подставки с алмазным зерном диаметром 4,5 мм в центре, что должно быть отражено в протоколе испытаний.

Обозначения. Твердость по Супер-Роквеллу обозначается цифрами, характеризующими твердость со стоящим после них символом HRN или HRT (в зависимости от используемой шкалы измерения) и значением приложенной общей силы P, например 71 HRN 15 (твердость 71 по шкале "N" при P = 15 кгс (147 Н) или 45 HRT 30 (твердость 45 по шкале "T" при P = 30 кгс (294 Н)).

2.3.2.8. СООТНОШЕНИЕ ЗНАЧЕНИЙ ТВЕРДОСТИ, ПОЛУЧЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ СТАТИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ, МЕЖДУ СОБОЙ И С ХАРАКТЕРИСТИКАМИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

При сопоставлении значений твердости, полученных различными методами, между собой и характеристиками механических свойств материалов необходимо помнить, что приводимые в литературных источниках таблицы или зависимости для такого сопоставительного перевода являются чисто эмпирическими. Физического смысла такой перевод в большинстве случаев лишен, так как при вдавливании различных по форме и размерам инденторов и с разной нагрузкой твердость определяется при совершенно различных напряженных состояниях материала. Исключением является сравнение значений твердости по Бринеллю и Виккерсу, когда углы вдавливания инденторов очень близки в широком диапазоне значений твердости. Даже при одном и том же методе измерения твердости ее значение существенно зависит от нагрузки: при меньших нагрузках значения твердости получаются более высокими (рис. 2.3.6).

То же самое справедливо и для сопоставления значений твердости с механическими свойствами материала, определяемыми при растяжении или при других видах нагружения. Кроме того, традиционные характеристики механических свойств материала (предел пропорциональности, предел текучести, временное сопротивление, относительное удлинение и т.д.) являются интегральными характеристиками испытуемого образца материала и зависят от формы образца и условий испытаний. Они, в частности, отражают различие в протекании процессов структурной самоорганизации во внутренних и в приповерхностных слоях материала, поэтому на них оказывают сильное влияние состояние и структура поверхностных слоев материала, в том числе

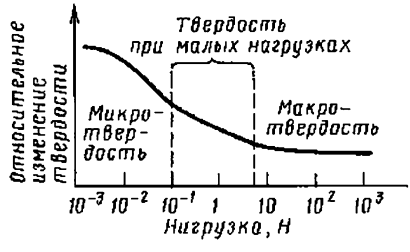


Рис. 2.3.6. Зависимость относительного изменения твердости от испытательной нагрузки

поверхностная обработка, наличие покрытий, топографическая структура поверхности и т.д. Например, в зависимости от состояния поверхности предел текучести для одного и того же материала может различаться на 50 % и более. Значения же твердости, напротив, отражают свойства материалу при локальном нагружении вдавливанием индентора. Поэтому переход от локальных свойств материала к интегральным достаточно сложен и зависит от многих факторов.

Ориентировочный перевод значений твердости, определяемых различными методами, для углеродистых конструкционных сталей приведен в табл. 2.3.11, а примерное соотношение между значениями твердости по Бринеллю и пределом прочности при растяжении для ряда сталей – в табл. 2.3.12. Формулы для примерной оценки значений предела текучести $\sigma_{0,2}$ и временного сопротивления $\sigma_в$ (в МПа) по значению НВ для углеродистых и низколегированных сталей перлитного класса: для НВ ≥ 1500 МПа $\sigma_{0,2}$ = 0,367 НВ – 240, $\sigma_в$ = 0,345НВ; для НВ < 1500 МПа $\sigma_{0,2}$ = 0,2НВ, $\sigma_в$ = 0,35НВ. Для аустенитных сталей при НВ = 1400...3400 МПа рекомендуется зависимость $\sigma_в$ = 0,3НВ + 140.

2.3.3. ДИНАМИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТВЕРДОСТИ

2.3.3.1. ИЗМЕРЕНИЕ ТВЕРДОСТИ МЕТОДОМ УДАРНОГО ОТПЕЧАТКА

Данный метод измерения твердости регламентирован ГОСТ 18661.

При определении твердости этим методом в поверхности контрольного бруска и испытуемого образца (изделия) ударным способом внедряется индентор (для сталей с твердостью не более 850 HV твердосплавный конический, а для сталей с твердостью не более 350 HV – стальной шарик). Начальная скорость удара 1...5 м/с и 0,75...2 м/с, а энергия удара 0,3...25 Н·м и 0,3...7 Н·м соответственно для конического и шарового индентора. После снятия индентора измеряются диаметры полученных отпечатков индентора на поверхности испытуемого образца (изделия) d_0 и на поверхности контрольного бруска $d_э$.

Схема проведения испытаний показана на рис. 2.3.7. Числа сравнительной твердости испытуемого образца (изделия) определяют по формулам, приведенным в табл. 2.3.13. По степени точности данный метод уступает статическим методам.

2.3.11. Ориентировочный перевод значений твердости, определяемых различными методами

Твердость по Виккерсу HV	Твердость по Бринеллю		Твердость по Роквеллу			Твердость по Виккерсу HV	Твердость по Бринеллю		Твердость по Роквеллу		
	при испытании стандартным стальным шариком HB	при испытании шариком из карбида вольфрама HBW	HRC	HRA	HRB		при испытании стандартным стальным шариком HB	при испытании шариком из карбида вольфрама HBW	HRC	HRA	HRB
1234	780	872	72	84	–	228	229	–	20	61	100
1116	745	840	70	83	–	222	223	–	19	60	99
1022	712	812	68	82	–	217	217	–	17	60	98
941	682	794	66	81	–	213	212	–	15	59	97
868	673	760	64	80	–	208	207	–	14	59	95
804	627	724	62	79	–	201	201	–	13	58	94
746	601	682	60	78	–	197	197	–	12	58	93
694	578	646	58	78	–	192	192	–	11	57	92
650	555	614	56	77	–	186	187	–	9	57	92
606	534	578	54	76	–	183	183	–	8	56	90
687	514	555	52	75	–	178	179	–	7	56	90
551	495	525	50	74	–	174	174	–	6	55	89
534	477	514	49	74	–	171	170	–	4	55	88
502	461	477	48	73	–	166	167	–	3	54	87
474	444	460	46	73	–	162	163	–	2	53	86
460	429	432	45	72	–	159	159	–	1	53	85
435	415	418	43	72	–	155	156	–	–	–	84
423	401	401	42	71	–	152	152	–	–	–	83
401	388	388	41	71	–	149	149	–	–	–	82
390	375	375	40	70	–	148	146	–	–	–	81
386	363	364	39	70	–	143	143	–	–	–	80
361	352	352	38	69	–	140	140	–	–	–	79
344	341	341	36	68	–	138	137	–	–	–	76
334	331	330	35	67	–	134	134	–	–	–	77
320	321	321	33	67	–	131	131	–	–	–	76
311	311	311	32	66	–	129	128	–	–	–	75
303	302	302	31	66	–	127	126	–	–	–	74
292	293	–	30	65	–	123	123	–	–	–	73
285	285	–	29	65	–	121	121	–	–	–	72
278	277	–	28	64	–	118	118	–	–	–	71
270	269	–	27	64	–	116	116	–	–	–	70
261	262	–	26	63	–	115	114	–	–	–	66
255	255	–	25	63	–	113	111	–	–	–	67
249	248	–	24	62	–	110	110	–	–	–	66
240	241	–	23	62	102	109	109	–	–	–	66
235	235	–	21	61	101	108	107	–	–	–	64

2.3.12. Примерное соотношение между значениями твердости по Бринеллю и временным сопротивлением при растяжении $\sigma_в$ для углеродистых и легированных сталей

НВ	$\sigma_в$, МПа, для стали					НВ	$\sigma_в$, МПа, для стали				
	углеродистой	хромомарганцево-кремнистой	хромоникелевой	хромомолибденовой	хромистой		углеродистой	хромомарганцево-кремнистой	хромоникелевой	хромомолибденовой	хромистой
601	2160	–	2040	1980	–	223	800	760	760	740	–
578	2070	2060	1950	1870	–	217	780	740	740	720	760
555	2020	2020	1900	1850		212	460	700	720	700	
534	1920	1920	1820	1760	1870	207	740	680	700	680	720
514	1850	1850	1750	1700	1800	201	720	660	680	660	
495	1800	1800	1700	1650	1750	197	710	650	670	650	690
488,5	1700	1700	1600	1550	1650	192	690	630	650	630	–
461	1650	1660	1560	1520	–	187	670	620	630	620	650
444	1600	1600	1510	1460	1560	183	660	600	620	600	–
429	1540	1540	1460	1410	1500	179,5	640	590	610	590	
415	1490	1490	1410	1370	1450	174	620	570	590	570	610
401	1450	–	1370	–	1410	170	610	560	580	560	590
388	1390	1400	1320	1280	1360	167	600	550	570	550	580
375	1350	1350	1270	1240	–	163	590	540	550	540	–
363	1310	1310	1230	1200	1270	159	570	520	540	520	–
352	1270	1230	1200	1160	–	156	560	520	530	520	540
341	1220	1190	1160	1120	1190	152	550	500	520	500	–
331	1190	1150	1120	1090	–	149	540	490	510	490	–
321	1150	1120	1090	1060	1120	146	530	480	500	480	
311	1120	1090	1060	1020	–	143	510	470	480	470	490
302	1080	1060	1020	1000	1050	140	500	460	470	460	490
293	1050	1020	1000	970	–	137	490	450	470	450	–
285	1020	1000	970	940	1000	134	480	440	460	440	–
277	1000	970	940	910	–	131	470	430	440	430	400
269	970	940	910	890	940	128	460	420	440	420	
262	940	890	890	860	–	126	450	420	430	420	–
255	920	870	860	840	890	121	430	400	410	400	420
248	890	840	840	820	–	118	430	390	400	390	–
241	870	820	820	800	840	116	420	380	390	380	–
235	850	800	800	780		112,5	400	370	380	370	
229	820	780	770	760	800	109	390	360	370	360	

2.3.13. Формулы для определения чисел сравнительной твердости по Виккерсу HV_c и по Бринеллю HB_c испытуемого образца (изделия) при испытаниях по методу ударного отпечатка

Индентор	Сравнительная твердость	Формула
Конус	HV_c	$HV_c = HV_э\left(\frac{d_э}{d_0}\right)^2 \frac{\eta_{кэ}}{\eta_{ко}}$
Шарик	HB_c	$HB_c = HB_э \frac{D-\sqrt{D^2-d_э^2}}{D-\sqrt{D^2-d_0^2}} \frac{\eta_{шэ}}{\eta_{шо}}$

Обозначения: $HV_э$ и $HB_э$ – средние значения твердости контрольного бруска, соответственно по Виккерсу (ГОСТ 2999) и по Бринеллю (ГОСТ 9012); $\eta_{кэ}$, $\eta_{ко}$ и $\eta_{шэ}$, $\eta_{шо}$ – динамические коэффициенты твердости материалов стального бруска (эталона) и испытуемого образца (изделия) соответственно при ударном внедрении конуса со скоростью 1…5 м/с и шарика со скоростью 0,75…2 м/с.

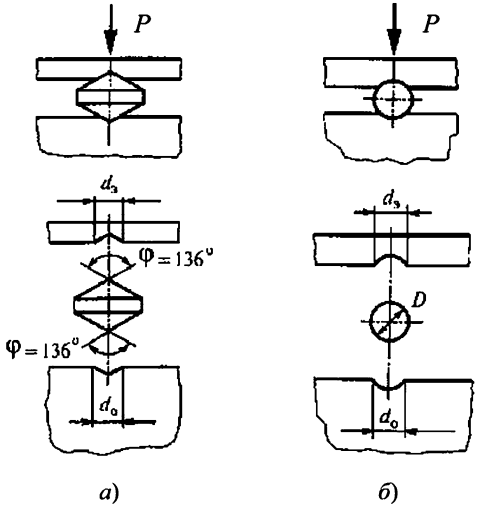


Рис. 2.3.7. Схема проведения испытаний при определении твердости методом ударного отпечатка:
а – конический индентор; *б* – шариковый индентор: *P* – ударная нагрузка

Индентор. Применяют два вида инденторов:

двусторонний конус из твердого сплава с образующими углами при вершинах φ = 136°±10′ и радиусом закругления вершин не более 0,2 мм. Поверхность конуса на протяжении 0,3 мм от его вершины должна быть тщательно отполирована и не иметь дефектов, визуально различимых при ×30;

шарик из термообработанной стали с твердостью не менее 850 HV и диаметром *D*, равным 5 или 10 мм. Поверхность шарика должна иметь параметр шероховатости $Ra \le 0{,}040$ мкм и не иметь дефектов, визуально различимых при ×5.

Требования к образцам для испытаний:

параметр шероховатости образцов (изделий) в месте испытания должен быть $Ra \le 1{,}25$ мкм при испытаниях коническим индентором и $Rz \le 40$ мкм при испытаниях шариковым индентором;

в качестве контрольных брусков используются: при конусном инденторе – стальные бруски размером 4,5 × 4,5 мм с любой твердостью в интервале 100…320 HV; при шариковом инденторе – стальные бруски размером 10 × 10 мм с любой твердостью в интервале 120…200 HB;

параметр шероховатости поверхности контрольных брусков в месте испытания должен быть $Ra \le 0{,}32$ мкм при испытаниях коническим индентором и $Rz \le 10$ мкм при испытаниях шариковым индентором;

поверхность должна быть свободна от окалины и других посторонних веществ;

минимальная толщина изделия (образца) должна быть не менее десятикратной глубины отпечатка;

изделие или образец не должны смещаться при проведении испытаний.

Особенности проведения испытаний. Испытания проводят при температуре –10...+50 °С с использованием переносных твердомеров ударного действия. Кратковременная динамическая нагрузка создается ударным механизмом. Измерение отпечатков на образце (изделии) и контрольном бруске проводится с помощью измерительного оптического микроскопа с погрешностью на одно деление шкалы: для отпечатка конического индентора – не более ±0,01 мм и для отпечатка шарикового индентора – не более ±0,05 мм. Диаметр определяют как среднее арифметическое значение двух измерений во взаимно перпендикулярных направлениях. Минимальная толщина образца или слоя должна быть больше диаметра отпечатка в 1,2 раза. Расстояние между центром отпечатка и краем соседнего отпечатка или краем образца (изделия) и контрольного бруска должно быть не менее 2,5 диаметров отпечатка.

Обозначения. Число твердости, определенное при испытании методом ударного отпечатка, обозначается цифрами, характеризующими твердость, со стоящим перед ними символом: при испытании коническим индентором – HV_c и при испытании шариковым индентором – HB_c (например, HV_c 760 или HB_c 330).

2.3.3.2. ТВЕРДОСТЬ ПО ШОРУ (МЕТОД УПРУГОГО ОТСКОКА БОЙКА)

При измерении твердости по Шору (ГОСТ 23273) боек определенной массы с алмазным индентором на конце свободно падает по вертикали с определенной высоты $h_2 = 19{,}0 \pm 0{,}5$ мм на испытуемую поверхность материала. За характеристику твердости принимается высота отскока бойка h, измеряемая в условных единицах (рис. 2.3.8). Масса бойка вместе с алмазным индентором составляет $36{,}0_{-0{,}5}$ г. За 100 единиц твердости по Шору принимается определенная высота отскока бойка $h_{100} = 13{,}6 \pm 0{,}5$ мм. Такая твердость соответствует максимальной твердости, стабилизированной после закалки на мартенсит углеродистой эвтектоидной инструментальной стали по ГОСТ 1435. Согласно стандарту твердость по Шору HSD измеряют в диапазоне 20...140 единиц. Число твердости материала определяется как среднее арифметическое результатов не менее пяти измерений при условии, что эти результаты отличаются друг от друга не более

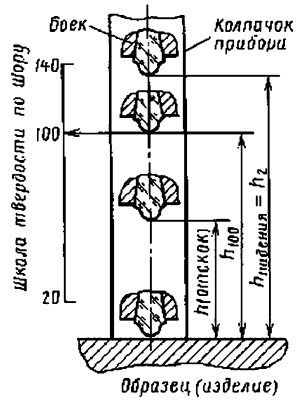


Рис. 2.3.8. Схема определения твердости по Шору

чем на пять единиц HSD (в противном случае испытания повторяют с удвоенным числом отпечатков).

Индентор. В качестве индентора применяется алмазный наконечник в виде тела вращения с радиусом закругления рабочего конца $R = 1{,}0 \pm 0{,}1$ мм. Размеры и форма наконечника показаны на рис. 2.3.9.

Требования к образцам для испытаний:

в качестве тестируемых материалов для образцов могут использоваться металлы и сплавы, а также изделия из них;

при использовании твердомеров, устанавливаемых непосредственно на образцы (изделия), масса последних должна быть не менее 5 кг. При установке образцов (изделий) на столик твердомера масса последних должна быть не менее 0,1 кг, а толщина – не менее 10 мм;

параметр шероховатости образцов (изделий) в месте испытания должен быть $Ra \le 2{,}5$ мкм;

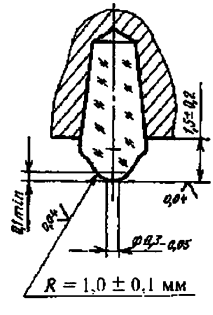


Рис. 2.3.9. Размеры и форма наконечника бойка при определении твердости по Шору

изделие или образец не должны смещаться при проведении испытаний;

форма образцов (изделий) в месте испытания может быть как плоской, так и цилиндрической.

Особенности проведения испытаний. Испытания проводят при температурах 10...35 °С с использованием твердомеров, имеющих цену деления шкалы не более одной единицы твердости по Шору (HSD). Прибор и образцы (изделия) устанавливаются относительно друг друга под углом 90° с использованием уровней так, чтобы колпачок прибора плотно прижимался к испытуемой поверхности. Скорость проведения испытаний должна быть не более пяти ударов за 10 с. Расстояние меду двумя соседними отпечатками или от края образца (изделия) до отпечатка должно быть не менее 2 мм. Не допускается осуществлять более одного удара бойка в одну и ту же точку испытуемой поверхности.

Обозначения. Число твердости по Шору обозначается цифрами, характеризующими твердость, со стоящим после них символом HSD, например, 95 HSD. Число твердости указывается с округлением до целого числа.

Число твердости по Шору не имеет точного перевода в другие числа твердости или характеристики прочности, получаемые при механических испытаниях.

2.3.3.3. ПРОБА НА ТВЕРДОСТЬ ПАДАЮЩИМ ИНДЕНТОРОМ (ТВЕРДОСТЬ ПРИ УДАРЕ)

При этом методе твердость определяется по отпечатку индентора, вдавленного в поверхность образца (изделия) под действием ударной нагрузки, которая зависит от массы падающего тела и высотой падения. В качестве индентора применяют шар или конус. Первый используется наиболее часто. За значение твердости принимается отношение работы A, затрачиваемой на внедрение индентора, к вытесненному объему материала V:

$$H_y = A / V. \qquad (2.3.8)$$

Для падающего шара диаметром D величина твердости

$$H_y = 32AD / d^4, \qquad (2.3.9)$$

где d – диаметр отпечатка.

Работа внедрения индентора A может быть оценена с помощью выражения

$$A = a_0 D^3 \Big/ \left[2(n+2)(d/D)^{n-2}\right], \qquad (2.3.10)$$

где a_0 и n – константы испытуемого материала, зависящие от скорости нагружения. Возможны варианты этого метода, когда ударная нагрузка задается пружинным устройством.

2.3.3.4. ПРОБА НА ТВЕРДОСТЬ ЦАРАПАНИЕМ

При измерении твердости царапанием поверхность образца (изделия) под действием нормально приложенной постоянной нагрузки P вдавливается конусный индентор, и кроме этого производится одновременная подача острия индентора параллельно тестируемой поверхности материала. В результате на поверхности образца (изделия) остается царапина, глубина и ширина которой зависит от сопротивления металла царапанию. Последнее взаимосвязано не только с твердостью, но и с истинным сопротивлением металла разрыву (особенно для пластичных металлов). Стандартизированного обозначения твердости, определенной методом царапания, нет.

В качестве индентора наиболее часто используется алмазный конус с углом при вершине $\alpha = 90°$ или алмазный конус с углом при вершине $\alpha = 120°$ (аналогичен применяемому при определении твердости по Роквеллу), но иногда применяют также алмазную сферу радиусом 1,25 мм или резцы из твердого сплава ВК8. Рекомендуемая скорость перемещения индентора при царапании составляет 100...1500 мм/мин, а параметр шероховатости поверхности испытуемого материала $Ra \le 0{,}63$.

Известно несколько вариантов метода, в том числе:

вариант 1-й. За меру твердости $H_ц$ принимают осевую нагрузку на индентор P (гс), при которой получается царапина заданной ширины $b = 10$ мкм;

вариант 2-й. За меру твердости $H_ц$ принимают величину, обратную ширине царапины b (мм) при заданной постоянной нагрузке на конусный индентор.

Наибольшее распространение, как более оперативный, получил 2-й вариант. При его использовании можно также оценивать истинное сопротивление металла разрыву $S_к$ при растяжении. Предлагаются, в частности, две формулы для определения $S_к$ (кгс/мм^2):

для конусного индентора с $\alpha = 90°$

$$S_к = 4{,}02\,(H_ц - 22{,}5); \qquad (2.3.11)$$

где $H_ц = 1/b_{50}$, b_{50} – ширина царапины при нагрузке $P = 50$ гс;

для конусного индентора с $\alpha = 120°$

$$S_к = 86/b - 136, \qquad (2.3.12)$$

где b – ширина царапины, мм, измеряемая с увеличением 100 при $P = 8$ кгс.

Более точные результаты получаются при измерении ширины царапины на уровне тестируемой поверхности, а не на уровне валика, образующегося возле царапины.

2.3.4. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ МЕТОДОМ КИНЕТИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Этот метод основан на непрерывной регистрации параметров процесса вдавливания индентора. По сравнению со статическими и динамическими методами измерения твердости он имеет следующие основные преимущества, которые заключаются в том, что при его реализации возможны: определение твердости при больших, малых и сверхмалых нагрузках для исследования свойств подповерхностных, а также тонких поверхностных слоев, пленок; выявление кинетических и структурных закономерностей микропластической деформации на участке активного нагружения; регистрация скорости внедрения индентора в материал; оценка упругих свойств материала по относительному упругому восстановлению глубины отпечатка; испытания материалов с плохой отражающей способностью и сильными изменениями размеров отпечатка после снятия нагрузки (резины, полимеры, полупроводники, карбиды, нитриды); оценка анизотропии и свойств.

При кинетическом методе определения микротвердости можно изучать процессы микропластического деформирования материалов, оценивать характеристики физико-механических свойств. Наиболее перспективно использование кинетического метода определения твердости при макровдавливании с индентором в форме шара или эллипсоида. Такие инденторы по мере их погружения в исследуемый материал дают все возрастающую степень пластической деформации в отпечатке за счет увеличения угла вдавливания.

Определение механических свойств методом кинетического индентирования регламентируется инструкцией РД ЭО 0027-94 и Европейским стандартом VDI/VDE 2616.

Метод кинетического индентирования заключается в непрерывной регистрации процесса вдавливания индентора в координатах: "нагрузка на индентор P – глубина внедрения индентора h в поверхность исследуемого материала" (рис. 2.3.10). Основное преимущество метода состоит в том, что он позволяет изучать всю кинетику процесса упругопластического деформирования при вдавливании индентора.

В настоящее время разработана расчетно-экспериментальная методика, позволяющая получать из диаграммы, характеризующей вдавливание шарового индентора, стандартную диаграмму одноосного растяжения с последующим определением механических характеристик материала.

Метод получения кривой деформирования материала по результатам испытаний на непрерывное локальное деформирование, заключается в следующем. Путем численного решения методом конечных элементов осесимметричной упругопластической контактной задачи с переменной границей контакта, находится такой конкретный вид связи между интенсивностями напряжений и деформаций, чтобы решение удовлетворяло экспериментально полученной диаграмме в координатах "P – h" (рис. 2.3.11). Искомое соотношение

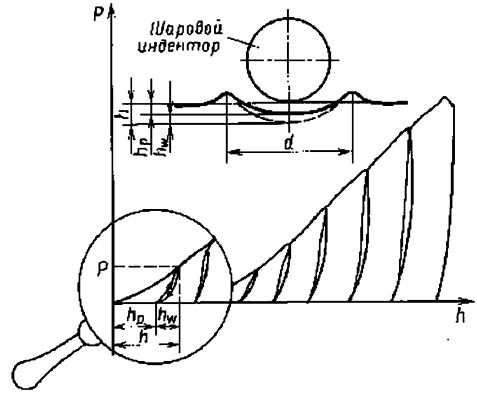


Рис. 2.3.10. Диаграмма вдавливания шарового индентора при измерении твердости методом кинетического индентирования:
P – нагрузка на индентор; h – глубина внедрения индентора, h_p – пластическая составляющая глубины вдавливания; h_w – упругая составляющая глубины вдавливания; сплошная линия – профиль отпечатка после снятия нагрузки; штриховая линия – в процессе нагружения

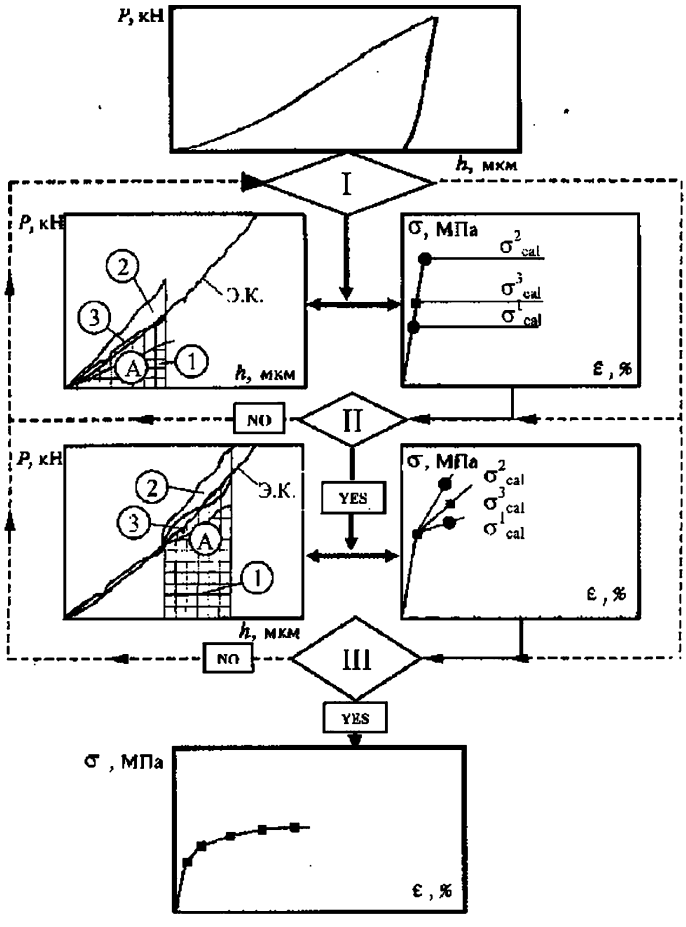


Рис. 2.3.11. Структурная схема восстановления диаграммы одноосного растяжения по диаграмме вдавливания шарового индентора при измерении твердости методом кинетического индентирования:

Э.К. – экспериментальная кривая; A – работа, рассчитанная по экспериментальной кривой (A_{exp}); $1-A^1_{cal}$, $2-A^2_{cal}$, $3-A^3_{cal}$ – работа, рассчитанная методом экстраполяции на стадии поиска решения для 1-го, 2-го и 3-го приближений; σ^1_{cal}, σ^2_{cal}, σ^3_{cal} – расчетные напряжения соответственно при 1-м, 2-м и 3-м приближении; блок I – область упругой и начальной пластических деформаций $A^i_{cal} < A_{exp} < A^2_{cal}$; блок II – область деформационного упрочнения $A^i_{cal} = A_{exp}$; блок III – получение итоговой кривой деформирования $A^i_{cal} = A_{exp}$

между напряжениями и деформациями в отличие от постановки прямой задачи механики деформируемого твердого тела заранее не задается. Это соотношение определяется методом последовательных приближений путем удовлетворения граничного условия, найденного исходя из экспериментальной нагрузки на индентор при заданной глубине вдавливания по следующей схеме:

1) сначала задается исходное уравнение связи между напряжениями и деформациями для первого шага нагружения. Для первичной аппроксимации кривой одноосного деформирования используется феноменологический подход, основанный на выделении и последующем сопоставлении сходственных коэффициентов в формулах, описывающих степенные зависимости интенсивности напряжений

от интенсивности деформаций во время одноосного растяжения и в процессе вдавливания индентора на базе предварительно полученного и обработанного массива экспериментальных данных для определенного класса сталей;

$$A'_{cal} = A_{exp};$$

2) для выбранного уравнения методом конечных элементов решается задача вдавливания шарового индентора в упругопластическую упрочняющуюся среду на расчетный шаг нагружения. По расчетным значениям глубины вдавливания и нагрузки на экспериментальной диаграмме находят соотношение между расчетной и экспериментальной нагрузками (в качестве расчетного параметра вместо нагрузки на индентор может использоваться глубина вдавливания при заданной нагрузке);

3) если это соотношение не удовлетворяет заранее выбранному приближению, то выбранные аппроксимационные уравнения связи между напряжениями и деформациями (п. 1) изменяют и выполняют переход к п. 2. В противном случае решение задачи для данной ступени нагружения завершается. Расчеты продолжают до тех пор, пока условие схождения экспериментальных и расчетных значений нагрузки процесса вдавливания индентора не будет выполнено с некоторой допустимой погрешностью для всего диапазона нагружения.

Определение зависимости между напряжениями и деформациями в материалах по представленному алгоритму позволяет идентифицировать механические характеристики как в упругой области, так и за пределами области упругости, с учетом реального упрочнения материала в процессе деформации, не прибегая к построению корреляционных зависимостей.

Обозначения. В России обозначение твердости, определяемой методом кинетического индентирования, не стандартизовано. По Европейским стандартам VDI/VDE 2616 такая твердость называется универсальной и число твердости обозначается цифрами, характеризующими значение твердости со стоящим после них символом HU (например, 360 HU). Твердость (Н/мм^2) определяют по формуле:

$$HU = P/26{,}43\,h^2. \qquad (2.3.13)$$

Испытательные приборы. Минитвердомер "Computest" (конструкции ВНИИ АЭС) представляет собой переносное универсальное измерительное устройство для измерения твердости методом кинетического индентирования с последующим определением значений твердости по Бринеллю и по Виккерсу, а также временного сопротивления $\sigma_в$, предела текучести $\sigma_{0,2}$, однородной пластической деформации. Конструкция минитвердомера обеспечивает возможность его использования, как в лабораторных, так и в промышленных условиях для контроля оборудования различного типа.

На рис. 2.3.12 показана структурная схема минитвердомера Computest. Испытания заключаются в ручном нагружении с параллельной автоматической записью диаграммы вдавливания индентора и последующей обработке полученных экспериментальных данных по специальной программе на IBM PC – совместимом персональном компьютере в соответствии с методикой, приведенной в РД ЭО 0027-94.

Минитвердомер "Computest" включает в себя ручное нагружающее устройство с максимальной нагрузкой 100 Н, переносной автономный микропроцессорный блок для предварительной обработки и хранения информации и соединительный кабель к компьютеру типа PC для передачи экспериментальных данных через последовательный порт RS-232. Минитвердомер оснащен следующими съемными инденторами: шаровым индентором диаметром 0,7 мм из твердого сплава ВК8 и алмазным конусом с углом 90° (конус Людвика).

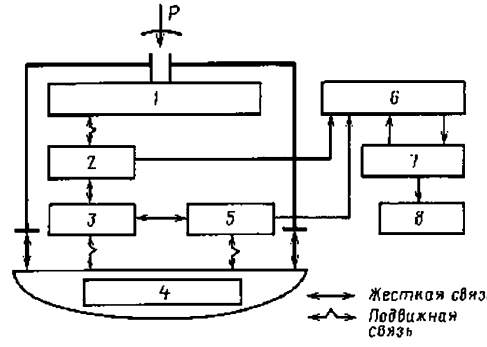


Рис. 2.3.12. Структурная схема минитвердомера Computest, реализующего измерение твердости методом кинетического идентирования:
P – нагружающая сила; *1* – ручное нагружающее устройство; *2* – датчик силы; *3* – индентор; *4* – испытуемый материал; *5* – датчик деформации; *6* – измерительный блок; *7* – персональный компьютер; *8* – принтер

Приборный компьютеризированный комплекс для неразрушающего контроля механических свойств металла TEST-5Y (конструкции ВНИИАЭС) позволяет наряду с измерением твердости кинетическим и статическим методами (HB, HV, HRC) проводить оценку механических свойств материалов, в том числе труб и других деталей конструкций, в процессе эксплуатации. Принципиальная схема TEST-5Y подобна схеме прибора "'Computest", однако диапазон нагрузок увеличен до 5000 Н. Комплекс оснащен как инденторами, подобными инденторам в "Computest", так и стандартными инденторами для определения твердости по Бринеллю, Роквеллу и Виккерсу.

2.3.5. КОМБИНИРОВАНИЕ ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ С МЕТОДАМИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ И КОНТРОЛЯ МАГНИТНОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ

Наиболее перспективным является комбинирование измерений твердости, в частности, методом кинетического индентирования, с физическими методами исследования структурных изменений в процессе упругопластического деформирования металла.

Для оценки степени эксплуатационного повреждения конструкций из коррозионностойких сталей аустенитного и аустенитно-ферритного классов разработан метод комбинирования измерения твердости с методами акустической эмиссии и контроля магнитной проницаемости. Первоначально был разработан метод, основанный на явлении изменения количества ферромагнитной фазы в коррозионно-стойких сталях аустенитного и аустенитно-ферритного классов в процессе циклического и статического упругопластического деформирования. По скорости увеличения содержания ферромагнитной фазы в процессе измерения твердости методом кинетического индентирования (при вдавливании шарового индентора), различной для коррозионностойких сталей разных марок, можно оценить состояние материала в конкретной зоне измерения и его способность сопротивляться упругопластическому деформированию при последующей эксплуатации.

Дальнейшим развитием этого метода стало комбинирование измерения твердости с магнитным методом и методом акустической эмиссии. В этом случае оценку повреждаемости материала проводили по совместным результатам определения магнитных свойств и акустико-эмиссионного контроля физико-механических свойств при непрерывном циклическом локальном деформировании шаровым индентором. Кольцевой акустико-эмиссионный датчик был встроен в феррозондовый индентор для определения магнитной проницаемости (рис. 2.3.13).

Такое комплексное использование механического и физического методов контроля позволяет определять параметры упругопластического деформирования при измерении твердости и оценивать структурные изменения в испытуемом материале, соответствующие различным стадиям деформирования.

Разработка метода кинетического индентирования и соответствующего приборного обеспечения позволила проводить контроль технического состояния трубопроводов и оборудования на АЭС с определением не только значений твердости, но и величин механических свойств.

2.3.6. ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ МЕТАЛЛОВ ПЕРЕНОСНЫМИ ТВЕРДОМЕРАМИ В ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ УСЛОВИЯХ

Проблемы оперативного контроля стабильности технологических процессов на разных стадиях изготовления промышленных изделий и качества готовой продукции, а также оценки изменения свойств материалов в процессе эксплуатации оборудования для определения остаточного ресурса остается актуальной. Прежде всего это объясняется тем, что с каждым годом возрастает число единиц оборудования, выработавшего свой ресурс. Поэтому в связи с невозможностью 100%-ной замены этого оборудования остро стоит вопрос о возможности продления срока службы эксплуатируемого оборудования. Исключительную актуальность приобретает решение этой проблемы применительно к сложным техническим системам с повышенным риском техногенных аварий и катастроф. К таким системам можно отнести тепловую энергетику, в том числе ядерную, газовые, нефтехимические и металлургические комплексы, магистральные трубопроводы и др.

Одним из основных экспериментально и теоретически обоснованных методов для решения указанной проблемы является измерение твердости переносными твердомерами в производственных условиях. Этот метод имеет целый ряд очевидных преимуществ перед другими видами испытаний. Измерение твердости

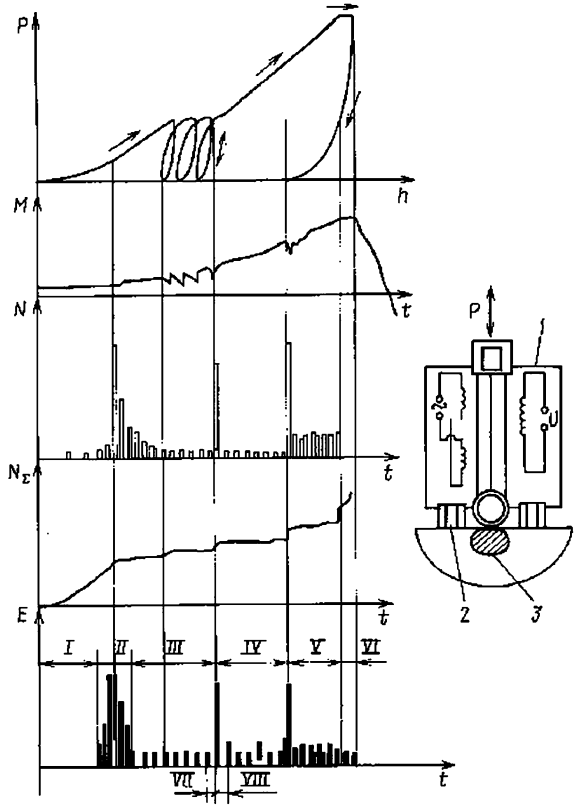


Рис. 2.3.13. Схема магнитного и акустико-эмиссионного (АЭ) контроля физико-механических свойств материалов:

P – нагрузка на индентор; *M* – сигнал с феррозондового датчика; *N* – число импульсов АЭ в секунду; N_Σ – суммарное число импульсов АЭ; *E* – энергия импульсов АЭ; *h* – глубина упругопластического вдавливания; *t* – время деформирования; *U* – потенциал; *I* – зона упругой деформации; *II* – зона начальных пластических деформаций; *III* – зона циклического вдавливания; *IV* – зона равномерной пластической деформации; *V* – зона потери устойчивости; *VI* – зона ползучести ("квазиползучести"); *VII* – зона зарождения усталостной трещины; *VIII* – зона распространения трещины; *1* – феррозондовый индентор для контроля магнитной проницаемости; *2* – кольцевой акустико-эмиссионный датчик; *3* – зона упругопластического деформирования под индентором

непосредственно в производственных и эксплуатационных условиях с помощью стационарных твердомеров в большинстве случаев не осуществимо. Это связано с широкой номенклатурой испытуемой продукции: сварные корпуса реакторов, барабаны котлов, турбины, прокатные валки, отливки, поковки, т.е. изделия, имеющие большие габаритные размеры и массу, сложную конфигурацию с труднодоступными для измерений зонами.

Прямые методы по характеру приложения нагрузки подразделяются на статические и динамические. К статическим методам, как указывалось выше, относятся испытания, заключающиеся в статическом вдавливании инденторов различной формы в контролируемую поверхность. Твердость оценивается по параметрам отпечатка – диаметру (HB), (HRC) и размеру диагонали (HV). К динамическим методам механического действия относится метод Польди–Хютте, основанный на использовании произвольной энергии удара и применении контрольного бруска с известной твердостью, а также метод, использующий принцип ударника Баумана с заданной энергией удара (тарированная пружина). Твердомеры статического действия более точны, однако, несмотря на свои преимущества по точности, имеют существенный недостаток, заключающийся в необходимости крепления их к детали

цепными, ленточными или магнитными захватами. Переносные твердомеры динамического действия обладают большей погрешностью измерения, но не требуют жесткого крепления их к контролируемому изделию.

К косвенным методам измерений относятся следующие: акустический, токовихревой, электромагнитный, метод Шора, ультразвуковой, электронно-динамический метод – метод Леева, по соотношению скоростей падения и отскока индентора. Приборы, используемые при косвенных методах, имеют ряд преимуществ по сравнению с приборами, используемыми при прямых методах: высокую экспрессность, бóльшие универсальность и производительность, удобство в работе, малую массу и т.д.

Акустический, токовихревой и электромагнитный методы применяются в меньшей степени. Метод классического Шора (по высоте отскока) также применяется редко для указанных целей, так как его можно использовать только на горизонтальной поверхности испытуемых изделий.

Наибольшее применение для массовых экспрессных измерений твердости в последние годы получили электронные малогабаритные твердомеры с электронно-динамическим принципом действия и ультразвуковым (метод Леева).

В ультразвуковых приборах индентор представляет собой алмазную пирамиду. Определение твердости осуществляется путем измерения частоты свободных колебаний электроакустического резонатора, выполненного в виде стержня с миниатюрным алмазным индентором, находящимся под действием постоянной силы 9,8 Н при статическом внедрении в материал изделия. В связи с этим параметр шероховатости поверхности измеряемого изделия должен быть Ra = 0,03 мкм, а датчик прибора при измерении должен быть неподвижен (закреплен на специальном штативе). В этом заключаются недостатки этого метода.

Как показывает практика измерений, из существующих переносных твердомеров для измерения твердости в производственных и эксплуатационных условиях наиболее перспективным по ряду параметров является твердомер, в основу которого положен принцип ударного измерения твердости методом Леева по отскоку. Приборы, в которых использован указанный метод, более универсальны, метод позволяет проводить измерения в труднодоступных местах, на плоских, цилиндрических, вогнутых и выпуклых поверхностях. При этом требования к подготовке поверхности к измерениям не выше, чем при измерении твердости стационарными твердомерами, $Ra \le 25$ мкм. Однако этот метод имеет некоторые ограничения в применении – зависимость от массы измеряемой детали и ее жесткости.

Принцип измерения твердости, положенный в основу этого метода, основан на следующем. Твердосплавный индентор из карбида вольфрама под действием пружины ударяется об измеряемую поверхность, от которой отскакивает. При этом измеряются скорости удара и отскока индентора в непосредственной близости (приблизительно 1 мм) от места контакта индентора о контролируемую поверхность. Скорости индентора измеряются бесконтактно. Это достигается посредством постоянного магнита, встроенного в ударник, который в процессе удара проходит через соленоид. Во время удара и отскока индуцируются электрические напряжения, которые пропорциональны скоростям. Отношения этих скоростей принимаются в качестве показателя твердости HL, который пересчитывается в числа твердости HRC, HB, HV, HSD.

В ОАО НПО "ЦНИИТМАШ" были проведены сравнительные испытания некоторых моделей переносных твердомеров различного типа: прибора Польди; приборов Волгоградского политехнического института механического ударного действия ВПИ-2, ВПИ-3К и ВПИ-1М; прибора Каунасского политехнического института ВАСМ-2 с заданной энергией удара, снабженного коническими инденторами; прибора статического действия МЭИ-Т7.

Общий вид твердомеров показан на рис. 2.3.14.

Среди испытуемых приборов был также универсальный электронный переносной твердомер модели "Эквотин" электронно-динамического действия, Швейцария.

Испытания твердомеров проводили на специально изготовленной стальной плите с размерами 520 × 135 × 87 мм. Оптимальный объем (число) измерений (n = 50) был определен, исходя из возможности обеспечения оценки искомого показателя твердости с заданной степенью достоверности. На этой же плите была проведена серия измерений твердости на стационарном твердомере ТШ-2М, показания которого принимали в качестве базовых.

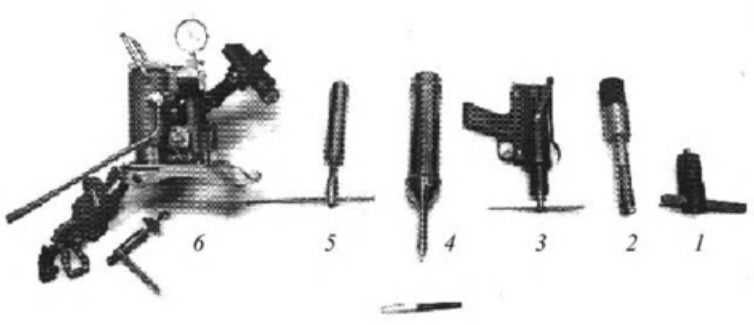


Рис 2.3.14. Переносные твердомеры испытательных типов:
1 – прибор Польди; *2* – ВАСМ-2; *3* – ВПИ-2; *4* – ВПИ-1М; *5* – ВПИ-3К; 6 – МЭИ-Т7

По результатам измерений получено восемь выборок, статистический анализ которых позволил определить погрешность измерений твердости различными типами твердомеров. Сравнение выборок проведено по статистическим характеристикам, определенным для каждого рассмотренного случая.

Первым этапом статистического анализа было исключение резко выделяющихся значений, искажающих статистические характеристики выборки и определение для каждой из них размаха выборки ($R = X_{max} - X_{min}$) закона распределения, его параметров, коэффициента вариации. Результаты расчетов, проведенных на ЭВМ, представлены в табл. 2.3.16. Для всех типов твердомеров результаты измерений имеют нормальное распределение. Средние значения для всех семи выборок изменяются в пределах 30 единиц.

Значимость влияния методов испытаний на средние значения твердости (иначе говоря, однородность ряда полученных средних значений) оценивали с помощью дисперсионного анализа. Так как число испытаний в отдельных выборках неодинаково, то проверку осуществляли с помощью критерия Бартлета:

$$\chi^2 = \frac{2{,}3026}{C} \times \left[\left(\sum_{i=1}^{m} n_i - m \right) \lg S^2 - \sum_{i=1}^{m} (n_i - 1) \lg S_i^2 \right]. \quad (2.3.14)$$

Здесь $C = 1 + \frac{1}{3(m-1)} \left(\sum_{i=1}^{m} \frac{1}{n_i - 1} - \frac{1}{\sum_{i=1}^{m} n_i - m} \right)$;

$S^2 = \frac{\sum_{i=1}^{m} (n_i - 1) S_i^2}{\sum_{i=1}^{m} n_i - m}$, где m – число выборок.

2.3.16. Результаты статистической обработки определения твердости с помощью твердомеров различных типов

Твердомер	Число измерений n	Число исключенных данных	Размах выборки R	Среднее значение a	Дисперсия S^2	Стандартное отклонение	Коэффициент вариации, %
"Эквотип"	26	1	20	183,16	32,14	5,67	3,09
ТШ-2М	52	–	15	193,56	12,41	3,52	1,82
МЭИ-17	52	1	25	175,32	31,61	5,62	3,21
ВПИ-2	51	–	52	184,82	174,51	13,21	7,15
ВПИ-3К	50	1	70	179,42	225,12	15,0	8,36
ВПИ-1М	50	–	51	171,44	261,39	16,17	9,43
Польди	50	–	84	153,80	273,55	16,54	10,75

Дисперсии являются однородными, если выполняется условие $\chi^2 \le \chi^2_\alpha$, где χ^2_α – табличное значение, найденное для выбранного уровня значимости α и числа степеней свободы $K = m - 1$. Расчетное значение $\chi^2 = 416$ существенно больше табличного (1.64), т.е. дисперсии неоднородны, что и следовало ожидать, исходя из визуального анализа. Таким образом было подтверждено, что различие в результатах измерения твердости обусловлено не случайными факторами, а самими методами испытания и применяемыми приборами.

Результаты проведенного исследования иллюстрируются (рис. 2.3.15) семейством кривых плотности нормального распределения

$$\varphi(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma} \mathbf{e}^{-\frac{(x-a)^2}{2\sigma^2}},$$

где x – результаты измерения твердости; a – среднее значение измеряемой твердости по каждой выборке.

Эти кривые построены по результатам статистической обработки данных испытаний для каждого типа твердомера. Наиболее стабильные результаты получены на стационарном твердомере ТШ-2М. Близкие к нему показания и соизмеримую дисперсию среди переносных приборов имеет твердомер "Эквотип"; практически одинаковую с ним дисперсию, но меньшее среднее значение – прибор типа МЭИ-Т7. Для остальных приборов характерны средние значения твердости, отличающиеся от сравнительных значений НВ, полученных на ТШ-2М. При значительно бóльших дисперсиях отдельные приборы ударного действия (например, ВПИ-2 и ВПИ-3К) дают показания средних значений НВ, близкие к сравнительной твердости НВ ТШ-2М. Большую дисперсию для динамических приборов можно объяснить влиянием на конечные результаты случайных факторов, снижающих точность измерения твердости.

Наибольшая погрешность измерений (свыше 20 %) получена на приборе Польди, которая колеблется от 7 до 50 %, что определяется однородностью механических свойств материала контрольного бруска и степенью различия показателей твердости испытуемого объекта и бруска. Поэтому данный метод должен применяться для ориентировочной качественной оценки твердости материалов испытываемых изделий.

Механические приборы ударного действия производительнее и удобнее в работе, чем приборы статического действия (МЭИ-Т7, разработчик МЭИ-ТУ). Однако они не универсальны и их погрешность существенно выше приборов статического действия.

Для снижения погрешности измерения твердости приборами ударного действия необходимо проводить их тщательную тарировку перед испытанием и систематически контролировать их показания, а при измерениях увеличивать число испытаний (по сравнению с приборами статического действия). При несоблюдении этих условий погрешности измерений могут возрастать.

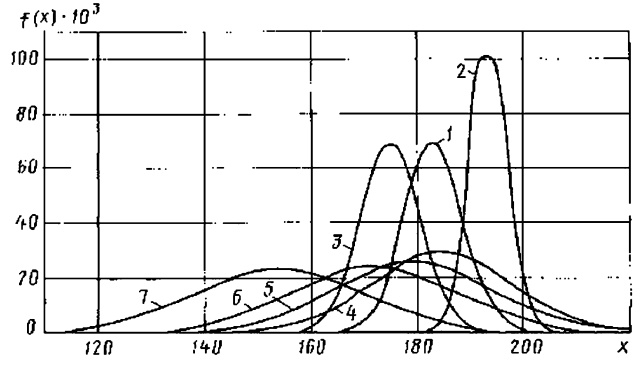


Рис. 2.3.15. Кривые плотности нормального распределения результатов измерения твердости различными типами твердомеров:

1, 2, 3, 4, 5, 6, 7 – для значений твердости, измеренных соответственно приборами Польди; ВПИ-2; ВПИ-1М; ВПИ-3К; МЭИ-Т7, "Эквотип", ТШ-2М

Большим преимуществом приборов, таких как МЭИ-Т7, является то, что в них заложена методика, которая позволяет в автоматизированном режиме получать диаграмму деформирования металла, с помощью которой автоматически определяются показатели твердости, пределов текучести и прочности, коэффициента упрочнения и другие характеристики. По экспрессности полученных результатов указанный метод уступает динамическим приборам, так как при испытании материалов прибором МЭИ-Т7 возникает необходимость их закрепления специальными приспособлениями на контролируемых изделиях.

Во ВНИИ АЭС разработан метод кинетического индентирования и ряд приборов, позволяющих непрерывно регистрировать процесс вдавливания индентора, что позволяет изучать всю кинетику процесса упругопластического деформирования при вдавливании индектора. Это дает возможность контролировать техническое состояние трубопроводов и оборудования АЭС в процессе их эксплуатации.

Анализ проведенных сравнительных испытаний различных типов твердомеров, а также мировой опыт применения метода твердометрирования подтверждает перспективность применения портативных твердомеров электронно-динамического действия для проведения массовых экспрессных измерений твердости в производственных и эксплуатационных условиях. Это необходимо для контроля стабильности технологических процессов при изготовлении различного оборудования и его диагностирования в процессе эксплуатации для оценки остаточного безопасного ресурса.

Портативные программируемые твердомеры электронно-динамического типа серии ТЭМП разработаны и серийно выпускаются в АО НПО "ЦНИИТМАШ" совместно с ООО НПП "Технотест-М". Они внедрены для массовых экспрессных испытаний практически во всех отраслях промышленности. Аналогичные приборы выпускаются также в ЦФМИ "МЕТ" (МЕТ-Д1). Среди зарубежных аналогов следует назвать приборы "Динамик" (Германия), Эквотип (Швейцария), SH5A (Япония).

2.3.7. СООТВЕТСТВИЕ ОТЕЧЕСТВЕННЫХ И МЕЖДУНАРОДНЫХ СТАНДАРТОВ ПО МЕТОДАМ ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ

Соответствие отечественных и международных стандартов по методам измерения твердости представлено в табл. 2.3.17.

Измерению микротвердости вдавливанием алмазных наконечников в форме ромба по ГОСТ 9450 в основном соответствует метод измерения твердости по Кнуппу, регламентированный американским стандартом ASTM 1474 (Knoop hardness). Формы и размеры индентора одинаковы. Твердость по Кнуппу обозначается цифрой со стоящим после нее символом HK и значением прикладываемой нагрузки в кгс, например, 760 HK 1. Нагрузки при измерении твердости по Кнуппу составляют обычно от 1 гс до 1 кгс.

2.3.17. Стандарты России и международные по методам измерения твердости

ГОСТы	Международные стандарты
ГОСТ 9012 "Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Бринеллю"	ISO 6506 (1981 г.) "Hardness test – Brinelltest" DIN 50351(1985 г.) "Härteprüfung nach Brinell"
ГОСТ 2999 "Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу"	ISO 6507 "Hardness test – Vickers test". Part 1: HV5 to HV100; Part 2: HV0,2 to less than HV5 1983 г.), DIN 50133 (1984 г.) "Härteprüfung nach Vickers"
ГОСТ 9013 "Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Роквеллу"	ISO 6508 (1986 г.) "Hardness test – Rockwell test – scales A, B, C, D, E, F, G, H, K", DIN 50103/1 (1984 г.) "Härteprüfung nach Rockwell – Verfahren C, A, B, F."
ГОСТ 22975 "Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Роквеллу при малых нагрузках (по Супер-Роквеллу)"	ISO 1024 (1989 г.) "Hardness test – Rockwell superficial test – scales 15N, 30N, 45N, 15T, 30T, 45T" DIN 50103/2 (1984 г.) "Härteprüfung nach Rockwell – Verfahren N und T."
ГОСТ 9450 "Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников"	ISO 6507 "Hardness test – Vickers test". – Part 3: to less than HV0,2 (1989 г.), DIN 50133 (1984 г.) "Härteprüfung nach Vickers"

Раздел 3

МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ

Глава 3.1

ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ МАЛОЦИКЛОВОГО НАГРУЖЕНИЯ

Металлические материалы, используемые в современном высоконагруженном оборудовании и конструкциях (энергоустановках, летательных аппаратах, турбомашинах, сосудах давления, сварных конструкциях, узлах разъемных соединений), подвергаются воздействию переменных нагрузок значительной интенсивности при напряжениях, в ряде случаев превышающих предел текучести. Поведение материалов при возникновении в них циклических местных пластических деформаций в зоне действия экстремальных механических и тепловых нагрузок, приводящих к накоплению повреждений при малоцикловом нагружении с числом циклов от 10^0 до $5 \cdot 10^4$ является основной задачей исследований малоцикловой усталости.

Впервые систематические фундаментальные исследования поведения металлических материалов при повторно-статическом и малоцикловом нагружении были проведены И. Баушингером в лаборатории Мюнхенского политехнического института (1881 – 1886 гг.).

Изучая растяжение образцов из мягкой стали, Баушингер обнаружил, что если растягивающее напряжение превышает предел текучести, то после полной разгрузки и при последующем растяжении новый предел текучести становится не равным исходному пределу текучести. Если же после полной разгрузки до последующего растяжения прошло достаточное время (порядка нескольких дней), то новый предел текучести может превзойти предел текучести исходного материала.

Предел упругости при повторном растяжении уменьшается. Однако по прошествии некоторого времени материал восстанавливает свои упругие свойства. При разгрузке и повторном растяжении Баушингер наблюдал петли гистерезиса, которые широко использовались последующими исследователями.

Изменения предела текучести и предела упругости устраняются нагреванием и последующим охлаждением. В малоуглеродистой стали восстановление свойств наблюдается при нагревании до 350 °С и последующем быстром охлаждении. При медленном остывании температура нагревания должна быть не ниже 450 °С.

Если напряжения в предварительно растянутом образце при его последующем сжатии превышали предел упругости, то пластические деформации появлялись в этом случае при меньшей осевой нагрузке, чем при предшествующем растяжении. Степень уменьшения предела упругости при последующем сжатии тем больше, чем выше было напряжение предшествующего растяжения. Аналогичные изменения наблюдали и в случае растяжения после предварительного сжатия. Даже продолжительный перерыв во времени между полной разгрузкой и последующим знакопеременным нагружением не восстанавливает сопротивление материала пластическим деформациям (не повышает вновь предел упругости, как это наблюдается при нагружении в том же направлении). Это явление, обнаруженное позже у большого числа других металлов и при других видах напряженного состояния, носит название эффекта Баушингера.

Эффект Баушингера, проявляющийся в меньшей степени в чистых металлах и в большей степени в сплавах и в металлах с примесями, играет важную роль при оценке поведения упругопластических систем при циклических нагружениях.

Уменьшенный предел упругости при сжатии может быть повышен путем дальнейшего сжатия образца, однако при этом снижается предел упругости при растяжении, если при сжатии достигается предел пропорциональности.

Предел текучести определяется напряжением на площадке текучести, которая имеется

у железа и мягкой стали, с которыми работал Баушингер. При этом Баушингер считал, что для железа и мягкой стали предел упругости и предел пропорциональности при первом нагружении совпадают.

Если растягивающее напряжение будет приложено несколько раз, изменяясь от нуля до некоторого максимального значения, совпадающего или немного превышающего предел упругости, то предел упругости увеличится с увеличением числа нагружений, однако не сможет превысить некоторого предельного значения.

Изучая поведение образца после нескольких знакопеременных нагружений, Баушингер высказал предположение о возможности установления экстремальных значений напряжений, в интервале между которыми не появляются пластические деформации. Эти экстремальные значения, названные Баушингером естественными пределами упругости, характеризуют, по его мнению, истинные свойства материала, не подвергавшегося всякого рода холодной обработке. Более того, он, по существу, утверждал, что естественные пределы упругости совпадают с пределом усталости материала, поскольку интервал между естественными пределами упругости совпадает с интервалами напряжений, при которых материал не разрушится при неограниченном числе циклов нагружений. Эта идея Баушингера развивалась впоследствии рядом авторов. Накопившийся к настоящему времени экспериментальный материал по исследованию усталости металлов позволил развить и уточнить выводы Баушингера. Получил развитие деформационный подход в исследовании малоцикловой усталости металлических материалов с детальным исследованием петли гистерезиса в процессе циклического нагружения.

3.1.1. ОБОБЩЕННАЯ ДИАГРАММА ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Известны различные предложения по способам интерпретации диаграмм циклического упругопластического деформирования, однако достаточно экспериментально обоснованной в настоящее время является обобщенная диаграмма деформирования, по характеристикам которой отечественными учеными (С.В. Серенсен, Р.М. Шнейдерович, Н.А. Махутов, А.П. Гусенков, В.В. Москвитин) накоплены данные для широкого круга конструкционных материалов.

Обобщенная диаграмма циклического деформирования отражает зависимость между напряжениями и деформациями в каждом отдельном полуцикле нагружения. Диаграмма рассматривается в координатах S – ε, начало которых совмещается с точкой разгрузки в данном полуцикле (рис. 3.1.1).

Основное свойство обобщенной диаграммы заключается в том, что для широкого круга условий нагружения как с постоянным размахом деформаций (жесткое нагружение), так и с постоянной амплитудой напряжений (мягкое нагружение), и для промежуточного между мягким и жестким нагружениями все конечные и текущие точки диаграмм деформирования k-го полуцикла нагружения, полученные при различных уровнях исходных деформаций, укладываются на одну и ту же для данного полуцикла нагружения кривую (рис. 3.1.2).

Многочисленными экспериментами на широком круге металлических материалов была подтверждена возможность описания малоцикловой усталости с помощью обобщенной диаграммы циклического упругопластического деформирования. Это было установлено для материалов, циклически упрочняющихся, разупрочняющихся и стабилизирующихся, для исходных деформаций, превышающих в 5...10 раз деформации, соответствующие пределу

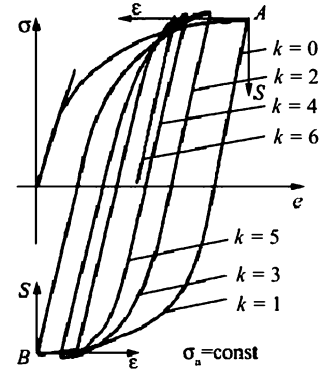


Рис. 3.1.1. Обобщенная диаграмма циклического деформирования при мягком нагружении (σ_a = const); точки A и B – начало координат точек разгрузки для первых двух (k = 0, 1) полуциклов нагружения ("σ–e" – начальные координаты для нулевого полуцикла k = 0; "S–ε" – переменные координаты для k-го полуцикла)

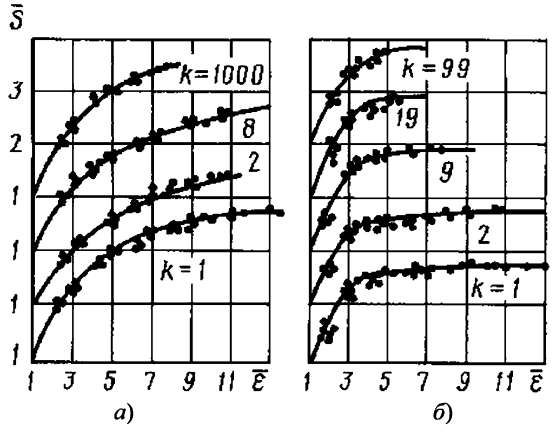


Рис. 3.1.2. Расчетные кривые и результаты испытаний (точки) металлов с контрастными свойствами: *а* – жаропрочная коррозионно-стойкая сталь 12Х18Н9Т; *б* – легкий сплав АД-33 (для наглядности кривые смещены относительно друг друга по оси ординат)

пропорциональности в условиях растяжения – сжатия и сдвига, что позволило использовать уравнения кривых циклического упругопластического деформирования при произвольных типах напряженного состояния. Обобщенная диаграмма используется при решении краевых задач при неоднородном напряженном состоянии, когда в процессе циклического деформирования напряжения и деформации меняются от цикла к циклу.

Обобщенная диаграмма циклического упругопластического деформирования может быть выражена аналитически. Диаграмма представляется в относительных координатах (все напряжения и деформации отнесены соответственно к напряжению и деформации предела пропорциональности в исходном нагружении):

$$\bar{\varepsilon}^{(k)} = \bar{S}^{(k)} + \bar{\varepsilon}_p^{(k)} = \bar{S}^{(k)} + \bar{\delta}^{(k)}, \quad (3.1.1)$$

где $\bar{\varepsilon}^{(k)}$ и $\bar{S}^{(k)}$ – пластическая составляющая деформации и напряжение при k-м полуцикле нагружения; $\bar{\varepsilon}_p$ – деформации; $\bar{\delta}^{(k)}$ – ширина петли гистерезиса, т.е. пластическая составляющая деформации при данном уровне напряжений, которая образовалась бы после разгрузки с этого уровня напряжений.

Таким образом, при использовании приведенной аналитической зависимости и известных значениях ширины петли гистерезиса для различных уровней исходных деформаций при различных числах нагружений становится известна обобщенная диаграмма циклического деформирования.

Измерения ширины петель гистерезиса удобно проводить при мягком нагружении, когда в процессе испытания максимальные напряжения поддерживаются на заданном уровне, и, следовательно, зафиксирован один из параметров деформирования.

Для инженерных расчетов предложены аналитическая степенная и экспоненциальная зависимости, характеризующие изменения ширины петель гистерезиса с учетом степени исходного деформирования, предела пропорциональности в первом полуцикле нагружения (считая исходное за нулевой) и числа полуциклов нагружения. Сама обобщенная диаграмма описывается степенным или линейным уравнением

$$\bar{S}^{(k)} = \bar{\varepsilon}^{(k)m(k)}, \quad \bar{S}^{(k)} = 2 + \left(\bar{\varepsilon}^{(k)} - 2\right) \bar{G}_т^{(k)}, \quad (3.1.2)$$

где $m(k)$, $\bar{G}_т^{(k)}$ – соответственно показатель и модуль упрочнения в k-м полуцикле, зависящие от уровня исходного деформирования и свойств материала.

Степенной закон изменения ширины петли с ростом числа циклов нагружений характерен для упрочняющихся и стабильных материалов, экспоненциальный – для материалов, разупрочняющихся в процессе деформирования.

Закономерности изменения ширины петель гистерезиса δ с числом полуциклов нагружения k у материалов с неинтенсивным процессом упрочнения или разупрочнения могут выражаться в форме как степенного, так и экспоненциального уравнений:

$$\bar{\delta}^{(k)} = \bar{\delta}^{(1)} F , \qquad (3.1.3)$$

где $F = \exp\beta(k-1)$ – для циклически разупрочняющегося материала; $F = 1/k^{\alpha}$ – для циклически упрочняющегося материала; $F = 1$ – для циклически стабильного материала; при этом $\beta = C(\bar{e}^{(0)} - 1)$ и $\alpha = B(\bar{\sigma}^{(0)} - 1)$, $\bar{\delta}^{(1)} = A(\bar{e}^{(0)} - 1)$.

Параметры A, B, C характеризуют соответственно раскрытие петли в первом полуцикле, упрочнения и разупрочнения материала.

Предложенные зависимости учитывают интенсивность протекания процессов упрочнения и разупрочнения материалов при циклическом упругопластическом деформировании и зависят от характера и интенсивности исходного нагружения, а также учитывают наличие у материалов циклической анизотропии.

Циклическая анизотропия свойств, проявляющаяся в одностороннем накоплении деформаций $\bar{\Delta}^{(k)}$, присуща циклически стабилизирующимся и циклически разупрочняющимся материалам, для которых справедлива следующая зависимость:

$$\bar{\Delta}^{(k)} = (A - A^{*})(\bar{e}^{(0)} - 1)F . \qquad (3.1.4)$$

где A^{*} – характеристика циклической анизотропии.

Параметры A, B, C, A^{*} в уравнениях (3.1.2) – (3.1.4) полностью определяют поведение конструкционных материалов при малоцикловом нагружении. В то же время независимо от характера изменения обобщенной диаграммы циклического деформирования большая группа конструкционных сталей и сплавов обладает свойствами циклически изотропных материалов при числах циклов, составляющих 0,5…0,7 от разрушающих.

В связи с независимостью обобщенной диаграммы циклического упругопластического деформирования от характера нагружения установлено, что форма диаграммы определяется амплитудами действующих напряжений $\bar{\sigma}^{(0)}$ и деформациями $\bar{e}^{(0)}$. Это подтверждается экспериментами, а также сравнением циклических диаграмм симметричного и асимметричного мягкого нагружения.

Таким образом, аналитическое выражение диаграмм в форме обобщенных диаграмм циклического упругопластического деформирования позволяет отразить все основные особенности поведения материалов при повторном нагружении за пределами упругости. Параметры обобщенной диаграммы деформирования для достаточно широкого круга металлических материалов обеспечивают расчет кинетики циклических напряжений и деформаций в связи с использованием деформационных, силовых и энергетических критериев прочности при малом числе циклов нагружения деталей из металлических материалов.

3.1.2. МИКРОПРОЦЕССЫ, СОПРОВОЖДАЮЩИЕ МАЛОЦИКЛОВОЕ НАГРУЖЕНИЕ

Физико-механическая природа процесса усталостного разрушения в первую очередь связана с поликристаллическим неоднородным строением металлов и сплавов, кристаллы которых имеют случайные размеры, форму и ориентацию. При циклическом нагружении в связи с этим имеет место неоднородность пластических деформаций кристаллического конгломерата, и в отдельных кристаллитах уже на ранних стадиях нагружения появляются линии сдвига. На их месте по мере увеличения числа циклов образуются микротрещины, которые постоянно развиваются и, в конце концов, вызывают быстро протекающее разрушение детали из-за развития макротрещины.

Накопление значительных повреждений в структуре материала уменьшает его сопротивление деформированию.

При упругопластическом деформировании поликристаллических материалов вследствие структурной неоднородности, обусловленной различной ориентацией отдельных зерен при технологической обработке, возникает неоднородность деформации поликристаллов.

Микродеформации в зернах локализуются в отдельных участках по полоскам скольже-

ния. Практически независимо от вида нагружения для одного и того же материала характер неоднородности при статическом и длительном статическом нагружениях сохраняется. Внутризеренная неоднородность порождает неравномерность локальной (местной) деформации на отдельных малых участках растягиваемого объекта (образца, детали).

Неоднородность циклической пластической и односторонне накопленной деформаций в цикле N может быть охарактеризована коэффициентами макронеоднородности циклической $K_{\mu\delta}$ и односторонне накопленной пластической деформации $K_{\mu e}$:

$$K_{\mu\delta} = \delta_i/\delta\,,\ K_{\mu e} = e_{pi}/e\,, \quad (3.1.5)$$

где δ_i – местная пластическая деформация (ширина петли) в цикле ($N = k/2$); δ – средняя ширина петли гистерезиса в цикле, измеренная на всей рабочей базе; e_{pi} – местная односторонне накопленная деформация в рассматриваемом цикле нагружения; e_p – средняя односторонне накопленная к данному циклу деформация на рабочей базе измерения;

$$e_p = \int_k^{\overline{\Delta}^{(k)}} dk\,.$$

Проведенная статистическая обработка результатов измерения локальных деформаций методами сеток и микровдавливания показала, что неравномерность пластической деформации на рабочей базе образца может быть оценена через параметры вероятностных кривых нормального распределения, определяемых уравнением вида

$$x = U_p\sigma + a\,,$$

где x – либо местная циклическая деформация δ_i, либо местная односторонне накопленная деформация e_{pi}, соответствующая заданному квантилю нормального распределения U_p; σ и a – соответственно стандартное отклонение и математическое ожидание.

Теоретические коэффициенты неоднородности $K^*_{\mu\sigma}$ и $K^*_{\mu e}$ по вероятностной кривой для заданного квантиля нормального распределения U_p могут быть определены так:

$$K^*_{\mu\sigma} = \left(U_p\sigma + a\right)/a\,. \quad (3.1.6)$$

Для многофазных сталей и сплавов оценка макронеоднородности структуры проводится по составляющей, вызывающей разрушение (по наименее прочной фазе). Неоднородность деформаций приводит к тому, что на отдельных участках (с максимальными локальными деформациями δ_i и e_{pi}) предельное состояние достигается раньше, чем в целом для материала по макродеформациям δ и e_p. В результате этого образуются отдельные микротрещины на поверхности нагружаемого материала.

Механизм накопления повреждений на микроскопическом уровне при малоцикловом нагружении еще в 1920-х гг. был исследован Г. Мазингом (Германия), который исходил из того, что отдельные зерна в поликристаллическом теле вследствие различия их ориентировок и анизотропии кристаллов имеют различные механические характеристики и деформируются по-разному. Г. Мазинг полагал, что если разделить поперечное сечение исследуемого образца на конечное число частей (например, на 10), то каждые отдельные части (элементы) деформируются идеально пластически. В результате была получена простейшая структурная модель, представляющая набор упругих идеально пластических стержней, деформируемых одинаково. Модули упругости стержней считались равными, а пределы текучести – различными. Это обусловливало то, что напряжения в стержнях не одновременно достигали соответствующих пределов текучести металлического материала. Модель Мазинга в целом качественно отражает микронеоднородность реального материала и в определенной степени имитирует его деформационное поведение.

При циклическом нагружении в связи с микронеоднородностью пластических деформаций кристаллического конгломерата, определяемой уравнением (3.1.5), уже на ранних стадиях нагружения образуются микротрещины, которые постоянно развиваются и вызывают быстро протекающее разрушение металлического материала.

3.1.3. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ НАГРУЖЕНИЯ НА НАКОПЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ И РАЗРУШЕНИЕ

При длительном пребывании металлических материалов в условиях высоких температур и малоциклового нагружения, вызывающего пластическое деформирование, изменяются

механические характеристики и структура материала. Процесс сопровождается накоплением необратимых изменений (повреждений) в материале, критическое значение которых определяет достижение предельного состояния по условиям прочности.

При описании закономерностей разрушения при малоцикловом (в том числе неизотермическом) нагружении при высоких, постоянных и переменных температурах используются современные представления о повреждаемости материала и устанавливаются критериальные зависимости (уравнения). Повреждаемость материала при малоцикловом нагружении есть процесс необратимых изменений, приводящий к разрушению (образованию трещины) и протекающий в нагружаемом материале под действием переменных напряжений и деформаций. Наряду с отмеченными факторами на скорость накопления и вид необратимых изменений в материале влияет форма (частота, длительность, выдержка) температурного цикла.

Конкретным проявлением процесса накопления повреждений при высоких температурах являются необратимые изменения структуры материала в результате сдвиговых процессов внутри зерен. Наблюдаются образование двойников, дробление зерен, разрыхление и возникновение пустот, изменение упрочняющих фаз, деформации по границам зерен и появление субмикроскопических разрывов. Образуется механическое повреждение объема, приповерхностного слоя и поверхности материала под действием факторов нагружения – нагрузок, температур, времени, среды.

В процессе малоциклового нагружения в материале непрерывно протекают структурные изменения, формируются повреждения, которые вызывают видимые нарушения сплошности среды (макротрещины и др.) либо недопустимые изменения формы нагружаемого тела.

Накопленный экспериментальный материал по изучению структурных изменений и их корреляции с параметрами процессов силового и температурного воздействий указывает на сложность физико-механических процессов, протекающих на микро- и макроуровне и приводящих к разрушению материала при малоцикловом нагружении. Закономерности процессов образования и развития микропор и микротрещин, их слияния, образования макротрещин как интегральные характеристики изменений в структуре и состоянии материала пока не систематизированы. Окончательно не установлены устойчивые корреляционные связи между характерными параметрами этих внутренних процессов с параметрами внешнего термомеханического нагружения.

Действие необратимых изменений (повреждений) в материале, накопленных к определенному моменту выработки ресурса, проявляется в интегральной форме и характеризуется двумя параметрами – числом циклов до образования макротрещины и числом циклов до полного разрушения.

В общем случае с увеличением числа циклов нагружения, температуры и времени ухудшаются основные характеристики кратковременной и длительной прочности, ползучести, пластичности и сопротивления малоцикловой усталости, а также изменяются физические характеристики материала (прочность, удельное электрическое сопротивление, акустическая эмиссия и др.). Изменения таких характеристик являются косвенной мерой поврежденности и предельного накопленного повреждения материала.

Практически все существующие модели накопления повреждений базируются на феноменологических представлениях. Повреждение материала оценивают с помощью параметров, описывающих поведение материала на основе методов механики деформируемого тела применительно к рассматриваемому режиму термомеханического нагружения.

Важнейшими параметрами, характеризующими степень воздействия внешнего малоциклового термомеханического нагружения на повреждение, являются размахи упругопластической $\overline{\varepsilon}^{(k)}$ и пластической $\overline{\varepsilon}_p^{(k)} = \overline{\varepsilon}^{(k)} - \overline{S}^{(k)}$ деформаций в цикле, односторонне накопленная деформация $\overline{e}_p^{(k)}$, максимальная температура цикла нагрева $T_{\max}$, длительность циклов нагружения и нагрева $t_{\text{ц}}$ (в том числе и длительность выдержки $t_{\text{в}}$ нагрузки или температуры), а также общая суммарная длительность процесса (число циклов N или время $t = Nt_{\text{ц}}$).

Кроме того, существенную роль играет изменение деформационной способности или располагаемой пластичности $\overline{e}_k$ материала, характеризующей предельные деформации (односторонне накопленные и циклические), которые может выдержать материал перед разрушением (образованием макротрещины).

В общем случае процесс кратковременного малоциклового, длительного малоциклового и неизотермического деформирования протекает в условиях циклических реверсивных, а также односторонне накопленных деформаций. В зависимости от соотношения интенсивностей накопления материалом повреждений от циклических и односторонних деформаций разрушение может носить квазистатический (длительный статический), усталостный или переходный характер.

Квазистатические малоцикловые разрушения сопровождаются накоплением односторонних деформаций, значения которых близки к разрушающим деформациям при статическом (монотонном) или длительном статическом разрыве:

$$\bar{e}_p^{(k)} = \int_k \bar{\Delta}^{(k)} dk = \bar{e}_k , \qquad (3.1.7)$$

$$\bar{\delta}^{(k)} k^m \approx \bar{e}_k / 2; \quad \bar{e}_p^{(k)} << \bar{e}_k . \qquad (3.1.8)$$

Усталостные малоцикловые разрушения вследствие повторных пластических деформаций $\bar{\delta}^{(k)}$ происходят при отсутствии односторонне накопленных деформаций $\bar{e}_p^{(k)}$ при образовании в ходе циклических нагружений трещин усталостного характера. В условиях малоциклового разрушения переходного характера процессы роста трещин усталости и развития односторонних деформаций идут одновременно, в зоне разрушения возможно появление трещин на фоне значительных односторонних деформаций.

Таким образом, при предельных режимах малоциклового нагружения процесс жесткого нагружения характеризуется действием циклических реверсивных деформаций и отсутствием накопления односторонних пластических деформаций, а процесс мягкого нагружения – накоплением преимущественно односторонних пластических деформаций. В первом случае возникают малоцикловые усталостные повреждения и разрушения, а во втором – малоцикловые квазистатические разрушения.

Предельные состояния по условиям прочности для этих режимов характеризуются кривой малоцикловой усталости для жесткого нагружения (по осям – амплитуды пластических или упругопластических деформаций) или же кривой малоцикловой усталости (по осям – амплитуды напряжений) в случае мягкого нагружения.

В общем случае нагружения долю повреждения усталостного характера оценивают, как правило, величиной

$$d_f = \int_0^{N_f} \frac{dN}{N_{fi}} , \qquad (3.1.9)$$

где N_f – число циклов до разрушения (появления трещины); N – число циклов нагружения; N_{fi} – число циклов до разрушения (появления трещины) при заданной амплитуде циклической деформации e_a в рассматриваемом цикле нагружения.

Квазистатические повреждения можно также оценить с помощью зависимости

$$d_s = \int_0^{e_f} \frac{de_p}{e_f} , \qquad (3.1.10)$$

где e_p – односторонне накопленная деформация при циклическом разрушении (образовании трещины); $e_f = e_k$ – характеристика располагаемой пластичности материала, получаемая в процессе испытаний при статическом (монотонном) разрыве в условиях варьируемой длительности процесса высокотемпературного малоциклового нагружения. Величины N_f, e_f, e_p зависят от формы цикла и учитывают накопление длительных статических повреждений.

Долю длительного статического повреждения d_t обычно оценивают во временно́й трактовке путем линейного суммирования повреждений:

$$d_t = \int_0^{t_f} \frac{dt}{t_{fi}} , \qquad (3.1.11)$$

где t_f – время до разрушения в условиях малоциклового нагружения; t_{fi} – время до разрушения, оценивамое по кривой длительной прочности при заданном (эквивалентном) напряжении, на рассматриваемый момент времени t.

Разрушения переходного характера определяются обычно линейной или нелинейной комбинацией усталостного или квазистатического (длительного статического) повреждений во временно́й или деформационной трактовке.

Таким образом, согласно экспериментальным данным сопротивление деформированию при циклическом упругопластическом деформировании, с одной стороны, определяется структурным состоянием материала, а, с другой, – условиями его нагружения. Например, аустенитная сталь 0Х18Н10Т является циклически стабилизирующимся материалом в процессе испытаний при 20 °С. С повышением температуры испытания до 450 °С эта сталь сильно упрочнялась в первые несколько циклов нагружения (как правило, до 10 циклов), а затем начинала разупрочняться вследствие эффектов циклической ползучести. Дальнейшее повышение температуры до 650 °С вызывало особенно интенсивное упрочнение (уменьшение ширины петли гистерезиса) в первые циклы нагружения вследствие интенсивно протекающих процессов деформационного старения, а затем и на стадии рассредоточенного трещинообразования материал разупрочнялся (ширина петли увеличивалась).

В связи с активизацией развития температурно-временны́х эффектов (ползучесть, релаксация, структурные изменения) существенное влияние начинает оказывать форма цикла нагружения. В результате испытаний с различными формами цикла нагружения получены данные, свидетельствующие о важной роли временны́х выдержек при экстремальных уровнях нагрузки, влиянии знака нагрузки и длительности выдержки при сжатии или растяжении, влиянии вибрационных воздействий на сопротивление малоцикловому деформированию и разрушению. Такого рода данные получены в изотермических и неизотермических условиях нагружения.

При повышенных и высоких температурах, когда нет заметных временны́х эффектов, закономерности деформирования и разрушения подобны закономерностям, свойственным материалам при 20 °С.

Так, при температурах испытания стали 0Х18Н10Т до 350 °С, когда еще слабо проявляются температурно-временны́е эффекты, нагружение в малоцикловой области при заданных амплитудах максимальной нагрузки или деформации в цикле, практически не выявляется эффект влияния формы цикла нагружения.

При температуре испытания 450 °С, и особенно при 650 °С, вид нагружения определяет характер изменения деформационных циклических характеристик и накопления малоцикловых повреждений. В условиях мономонического нагружения при малых временах нагружения и больших уровнях напряжений разупрочняющее влияние температуры проявляется весьма существенно. При меньших уровнях нагрузки (деформации), обусловливающих и большее суммарное время нагружения, на накопление повреждений сильно влияют процессы структурных изменений материала. В результате при меньших напряжениях более интенсивно и более длительное время может наблюдаться изменение ширины петли гистерезиса. При больших амплитудах напряжений упрочнение быстро сменяется разупрочнением. При этом для малых уровней нагрузки ($N_f > 10^3$) накопление деформаций невелико и ограничивается, как правило, деформацией, накопленной в первом цикле.

Наряду с изменением деформационных характеристик с ростом температуры изменяются пределы прочности и текучести (пропорциональности). Особенно заметно изменение (как в сторону уменьшения, так и в сторону увеличения) циклических пределов пропорциональности. Структурные изменения интенсифицируют процессы изменения циклических пределов пропорциональности. В случае значительного деформационного старения их значения могут существенно увеличиваться.

Указанные процессы были изучены при анализе кинетики напряженно-деформированного состояния в условиях малоцикловой усталости. При этом кинетика напряженно-деформированного состояния определялась с использованием обобщенной диаграммы упругопластического деформирования, а также степенной и экспоненциальной зависимостей для описания ширины петель гистерезиса.

Глава 3.2

ОСНОВНЫЕ ТИПЫ ОБРАЗЦОВ И МАШИН ДЛЯ МАЛОЦИКЛОВЫХ ИСПЫТАНИЙ

Испытанием на малоцикловую усталость является испытание в области повторного упругопластического деформирования с разрушающим числом циклов (по моменту образования макротрещины или окончательному разрушению) от 10^0 до $5 \cdot 10^4$.

Число циклов $5 \cdot 10^4$ является условной границей мало- и многоцикловой усталости. Это значение для пластичных сталей и сплавов характеризует среднее число циклов для зоны

перехода от упругопластического к упругому циклическому деформированию. Для высокопластичных сплавов переходная зона смещается в сторону бóльших долговечностей, для хрупких – в сторону меньших.

Малоцикловые испытания проводятся в мягком и жестком режимах нагружения. Жесткое нагружение – циклическое нагружение, при котором в процессе испытания средние и амплитудные значения циклических деформаций сохраняют свои исходные значения. Мягкое нагружение – циклическое нагружение, при котором в процессе испытания средние и амплитудные значения циклических напряжений (сил) сохраняют свои исходные значения.

3.2.1. ОСНОВНЫЕ ТИПЫ ОБРАЗЦОВ

Основным типом образцов для малоцикловых испытаний на растяжение-сжатие является гладкий сплошной цилиндрический образец диаметром 5...12 мм (рис. 3.2.1, *ж*, *з*, табл. 3.2.1). С целью повышения устойчивости и сопротивления продольному изгибу образцов рекомендуется использовать сплошные корсетные (рис. 3.2.1, *и*, табл. 3.2.2) и трубчатые образцы (рис. 3.2.1, *к*, табл. 3.2.3). При малоцикловых испытаниях на кручение используют трубчатые образцы с размерами, аналогичными размерам трубчатых образцов для испытаний на растяжение-сжатие (рис. 3.2.1, *к*, табл. 3.2.3). Выбор гладкого цилиндрического, корсетного либо трубчатого образцов определяется целями и условиями провсдения испытаний.

Рекомендуемые размеры поперечных сечений образцов, приведенные на рис. 3.2.1 и в табл. 3.2.1 – 3.2.3, являются предпочтительными для получения данных в области малоцикловой усталости. В связи с возможностью потери устойчивости при исходном или цикличе-

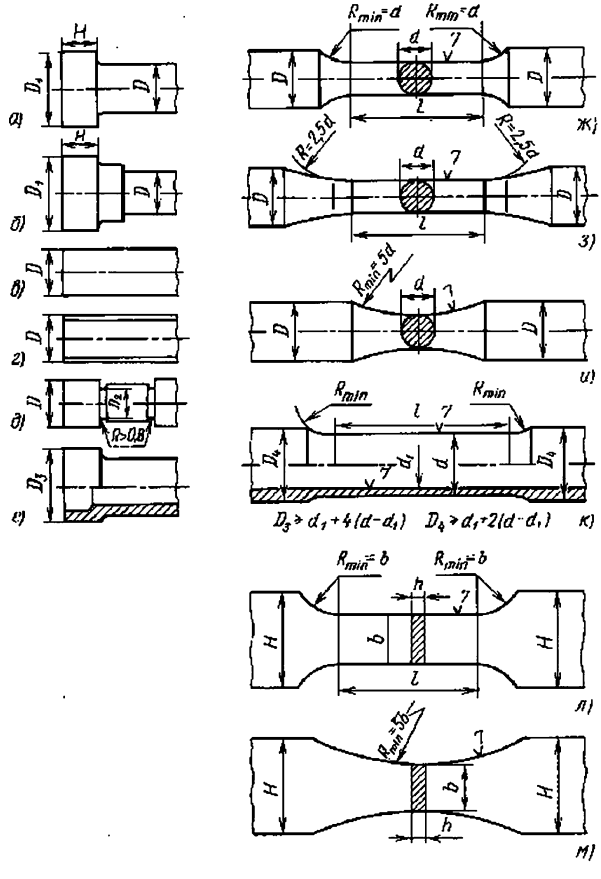


Рис. 3.2.1. Основные типы образцов для испытаний на малоцикловую усталость

3.2.1. Размеры рабочей части цилиндрических образцов*

d, мм	F_0, мм^2
5	19,6
7,5	44,3
10	78,5
12	113

* $l = (2...5{,}65)\sqrt{F_0}$; $R_{min} = d$.

3.2.2. Размеры рабочей части корсетных образцов*

d, мм	F_0, мм^2
5	19,6
7,5	44,3
10	78,5
12	113

* $R_{min} = 5d$.

3.2.3. Размеры (мм) рабочей части трубчатых образцов

d	d_1	l	R_{min}
10	8,4	35	20
12	10	40	20
14	12	45	25
16	14	50	25
18	16,6	55	30
20	17,6	60	30

ском деформировании при испытаниях на растяжение-сжатие рабочую длину сплошного цилиндрического образца сокращают до двух-четырех диаметров. Для получения сопоставимых характеристик по пластичности (δ и ψ) при статическом разрыве рекомендуется использовать тот же образец, что и при испытаниях на малоцикловую усталость.

В целях уменьшения концентрации напряжений в корсетном образце (рис. 3.2.1, *и*) минимальный радиус профиля R_{min} рекомендуется выполнять равным пятикратному диаметру, измеренному в минимальном поперечном сечении рабочей части образца. Применение радиуса большего, чем $R = 5d$, является предпочтительным, но при этом нужно иметь в виду, что возможна потеря устойчивости. В качестве верхней границы этого отношения можно рекомендовать $R/d = 8$. Для уменьшения концентрации напряжений в гладком цилиндрическом образце радиус перехода R_{min} к гладкой части должен быть выполнен максимально возможным, исходя из длины образца, но не менее диаметра. В качестве верхней границы можно рекомендовать $R/d = 5$. Для снижения уровня концентрации напряжений на гладких цилиндрических образцах можно рекомендовать переход с радиусом, не меньшим $2{,}5d$ от рабочей зоны, к головкам через коническую часть при обеспечении равнопрочности зон головок образца (рис. 3.2.1, *з*).

Внутренний диаметр трубчатого образца d_1 определяется такими факторами, как возможность обеспечения требуемых размеров и формы, точности и шероховатости поверхности образца. Толщина стенки трубчатого образца определяется целями исследования и мощностью испытательной машины. Минимальная толщина стенки образца рекомендуется не менее 1 мм (за исключением специальных случаев испытаний).

Конструкция головок образца (концевых частей, предназначенных для закрепления в испытательной машине) должна обеспечивать требуемую точность осевой центровки образца в захватах и зависит от конструкции захватов и наличия заготовок соответствующих размеров. Наиболее распространенными являются цилиндрические головки (типа показанных на рис. 3.2.1, *а*, *б*, *е*), выполненные за одно целое с образцом и обеспечивающие точную осевую центровку благодаря базированию образца по цилиндрическим и торцевым поверхностям головок в захватах машин. При применении самоцентрирующихся гидравлических захватов рекомендуется использовать образцы без головок с удлиненной переходной цилиндрической частью диаметром D (рис. 3.2.1, *в*), по которой происходит зажим образца.

В случае ограниченных поперечных размеров заготовок можно также рекомендовать использование уменьшенных цилиндрических и резьбовых головок с плоским торцом (рис. 3.2.1, *г*, *д*).

Размеры головок и переходных частей образцов выбирают, исходя из условий получения минимальной концентрации напряжений в переходной зоне образца, а также отсутствия в ней пластической деформации при одно-

кратном статическом разрыве. В качестве первого приближения можно рекомендовать $D/d = 2$, $D_1/d = 3$, $D_2/d = 1{,}5$, $H/D_1 \le 1$ (H/D_1 может быть меньше единицы при условии обеспечения требуемой точности центровки образца и равнопрочности зон головок).

При испытаниях на малоцикловую усталость в ряде случаев применяют плоские образцы из листовых материалов (рис. 3.2.1, *л*, *м*).

При циклических испытаниях плоских образцов с прямоугольным поперечным сечением (рис. 3.2.1, табл. 3.2.4) для предотвращения возможного разрушения образца в зонах галтелей допускается увеличение радиуса перехода от рекомендованной величины $R/b = 1$ $R/b \approx 5$ при условии обеспечения устойчивости образца. Допускается использование плоского образца с прямоугольным переменным сечением и с минимальным радиусом профиля $R = 5b$ (рис. 3.2.1, табл. 3.2.5), изготовленного из листового материала. В качестве максимального радиуса можно рекомендовать $R = 8b$ (с учетом необходимости ограничения длины образца, исключения возможности потери устойчивости, а также конструктивных особенностей захватов). Ширина захватной части плоских образцов, так же, как и для круглых, выбирается из условий получения минимальной концентрации напряжений в переходной зоне образца и исключения появления в захватной части пластической деформации при однократном статическом разрыве. В качестве первого приближения можно рекомендовать $H/b \le 2$.

Вырезка заготовок и технология изготовления образцов не должны оказывать существенного влияния на структурное состояние, термическую обработку, а также вызывать наклеп, которые могут привести к изменению сопротивления малоцикловой усталости материала.

Образцы должны изготовляться из заготовок, отобранных из партий материала, статистически представительных для определения свойств, характерных для изделий. Направление вырезки образцов выбирается исходя из условий нагружения изделий и технологии получения материала. В случае, когда это предусмотрено ТУ, заготовки под образцы вырезаются из заготовок штатных элементов конструкций, предназначенных для изготовления соответствующих изделий.

3.2.4. Размеры (мм) рабочей части плоских образцов постоянного сечения*

h	b	$R_{min} = b$
Не более 3,0	$10h$	$10h$
Св. 3,0 до 5,0	$5h$	$5h$
5	$10h$	$10h$
7,5	$15h$	$15h$
10	$20h$	$20h$

* $l = (2\ldots5{,}65)\sqrt{F_0}$

3.2.5. Размеры (мм) рабочей части плоских образцов переменного сечения

h	b	$R_{min} = 5b$
Не более 3,0	$10h$	$50h$
Св. 3,0 до 5,0	$5h$	$25h$
5	$10h$	$50h$
7,5	$15h$	$75h$
10	$20h$	$100h$

С целью сведения к минимуму влияния механической и термической обработки на сопротивление малоцикловой усталости образцов рекомендуется выполнять следующие требования:

рабочая часть образца должна быть изготовлена в соответствии с требованиями стандартов на изготовление образцов для испытания на многоцикловую и малоцикловую усталость. Биение и разностенность должны быть в пределах 0,01 мм, отклонение от перпендикулярности торцовых поверхностей головок к оси образца – в пределах 0,01 мм;

не допускается подрез образца на переходе от гладкой части к галтели или конусу, для чего зоны перехода выполняют за одну технологическую операцию с гладкой частью;

нагрев образца при его изготовлении не должен вызывать структурных изменений и физико-химических превращений в металле; поверхность рабочей части после механической обработки должна быть в зоне изменений гладкой и однородной и не иметь трещин, следов коррозии, цветов побежалости и других дефектов; заключительные технологические операции по чистовой обработке (тонкое точе-

ние, шлифование, полирование) и припуски на них должны сводить к минимуму деформацию поверхности образца (наклеп); должны быть удалены заусенцы на головках и боковых гранях образца;

параметр шероховатости поверхности рабочей части готовых образцов не должен превышать $Ra = 0{,}32...0{,}16$ мкм;

измерение диаметра в центре рабочей базы с целью контроля исходных размеров образца должно производиться с помощью оптического микроскопа или прецизионного микрометра и оцениваться с погрешностью не более 0,01 мм; не допускается повреждения поверхности рабочей базы измерительным инструментом. Для образцов постоянного сечения измерение диаметра выполняется, как минимум, в двух сечениях в пределах длины рабочей базы образца;

для намеченной серии испытаний технология изготовления образцов из однотипных металлов должна быть одинаковой;

полностью изготовленный образец должен быть маркирован клеймением или электрографическим способом на обоих концах на нерабочих участках.

После изготовления образцов следует предохранять их поверхности от окисления или коррозии во время хранения с помощью подходящей защитной среды (смазка, сухой инертный газ, вакуум). Исследуемая партия образцов должна быть снабжена сертификатными данными в полном объеме (химический состав, структурное состояние, термическая обработка, механические и технологические характеристики материала заготовок и образцов, ориентация структуры материала относительно осей образца или заготовки с указанием соответствующих технических условий и т.д.).

3.2.2. ИСПЫТАТЕЛЬНЫЕ МАШИНЫ И АППАРАТУРА ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ ПРИ 20 °С

Основным видом нагружения при испытании на малоцикловую усталость является растяжение – сжатие. Для определения параметров диаграмм циклического деформирования может быть использовано циклическое кручение тонкостенных трубчатых образцов. При получении характеристик малоциклового разрушения образцов листовых материалов допускается испытание на переменный изгиб.

Основными типами испытаний при малоцикловом нагружении являются испытания при симметричном и асимметричном циклах деформаций и напряжений. Малоцикловые испытания проводятся до образования макротрещины глубиной до 5...10 % от диаметра образца (для образца с $d = 10$ мм размер трещины 0,5...1,0 мм) или до образования макротрещины, определяемой с помощью оптических или других средств. Допускается проведение испытаний до окончательного разрушения без фиксации появления трещины, когда стадия распространения трещины не превышает 10 % от общей долговечности. При проведении испытаний в жестком режиме нагружения вместо числа циклов до появления макротрещины может регистрироваться число циклов, соответствующее падению напряжения (нагрузки) в цикле на 25...50 % по сравнению с максимальным или установившимся значениями.

Машины для испытания на малоцикловую усталость в общем случае должны обеспечивать возможность осуществления различных форм цикла мягкого и жесткого режимов нагружения с требуемой асимметрией, в том числе с изменением знака нагрузки.

Функциональная аппаратура на машинах для испытаний на малоцикловую усталость должна обеспечивать непрерывную регистрацию в процессе нагружения диаграмм статического и циклического упругопластического деформирования, непрерывную регистрацию напряжений и деформаций во времени, автоматический счет числа циклов нагружения, автоматическую остановку машины при перегрузке или разрушении образца.

Малоцикловые испытательные машины, их аппаратура и системы управления должны обеспечивать заданный режим нагружения при частоте циклов f и поддержание параметров испытания во времени, а также их регистрацию с суммарной погрешностью, не превышающей:

при $f \le 0{,}5$ Гц – ±2 % от измеряемой величины;

при $0{,}5 \le f \le 50$ Гц – ±3 % от измеряемой величины;

при $f \ge 50$ Гц – ±5 % от измеряемой величины.

Погрешность измерений, поддержания и записи деформаций на машинах для малоцик-

ловых испытаний не должна превышать ±3 % от измеряемой величины (в пределах 0,2...1,0 каждого диапазона), а при измерении оптическим способом должно быть не более ±5 %. Абсолютная погрешность измерения, поддержания и регистрации нагрузок и деформаций в пределах 0...0,2 каждого диапазона регистрирующего прибора испытательной машины не должна превышать абсолютных погрешностей в начале диапазона. Малоцикловые испытания проводятся в условиях, когда максимальная нагрузка (при мягком нагружении) или деформация (при жестком нагружении) соответствуют величине 0,2...0,8 от используемого диапазона измерений на регистрирующем приборе испытательной машины.

Для обеспечения стабильности заданного режима и получения необходимой информации об условиях деформирования машины и установки оснащаются системами непрерывного измерения, регистрации и регулирования параметров механического и температурного циклов нагружения. Испытательные установки целесообразно оснащать системами автоматического или визуального контроля за поверхностью образца с целью обнаружения микро- и макротрещин, а также системами наблюдения за структурными изменениями в материале.

Испытательные машины и установки для проведения малоцикловых испытаний образцов обычно имеют электромеханический, гидравлический или электрогидравлический приводы. При этом они, как правило, должны быть оснащены позиционной системой управления, которая обеспечивает реверс нагрузки при достижении регулируемым параметром (нагрузка, деформация, перемещение) заданного значения. Характер нагружения во времени при этом определяется режимом работы привода и жесткостью системы образец – машина. Для малоцикловых испытаний с особыми требованиями к форме цикла нагрузки или деформации используются программные испытательные установки, снабженные следящими системами нагружения с обратной связью, в которых регулируемый параметр (нагрузка, деформация, перемещение) контролируется не только в экстремальных точках цикла нагружения, но и на всем его протяжении в соответствии с задаваемыми законом изменениями этого параметра во времени.

Для испытательных установок в зависимости от типа их силового привода и используемой системы автоматики предельные (с точки зрения реализации соответствующей точности воспроизведения заданных параметров и функциональной работоспособности собственно машины) частоты нагружения в области малоцикловой усталости составляют:

для установок с электромеханическим приводом при позиционной системе управления – 0,1 Гц (6 цикл/мин);

для установок с гидравлическим приводом при позиционной системе управления – 0,5 Гц (30 цикл/мин);

для установок с электромеханическим приводом при наличии следящей системы управления – 0,02...0,035 Гц (1...2 цикл/мин);

для установки с электрогидравлическим приводом – 5...10 Гц (300...600 цикл/мин).

Автоматизированные испытательные комплексы, созданные на базе испытательной машины и управляющей ЭВМ, должны обеспечивать возможность гибкого программного управления процессом нагружения, а также одновременные сбор, хранение и первичную обработку экспериментальной информации. Частичная автоматизация процесса регистрации экспериментальной информации может осуществляться без ЭВМ в процессе испытания путем вывода опытных данных на периферийные накопительные устройства с последующим их занесением в банки данных и автономной машинной обработки.

Для проведения специальных испытаний на малоцикловую усталость используются машины и установки, обеспечивающие воспроизведение на образце сложных режимов нагружения с многокомпонентным силовым воздействием.

Машины для малоцикловых испытаний при простых режимах нагружения воспроизводят нагрузку на образец в условиях одного типа нагружения (растяжение – сжатие, кручение, изгиб) при управлении режимом на основе позиционной или следящей системы регулирования.

Примером испытательной машины для осевого знакопеременного нагружения образцов в области малоцикловой усталости может служить испытательная установка с электромеханическим силовым приводом на основе системы винт – гайка и позиционной системой регулирования (рис. 3.2.2, *а*). Характер нагружения на данной машине определяется режимом работы привода и жесткостью системы образец – машина, вследствие чего невозможно обеспечить постоянную скорость нагруже-

ния или деформирования. Электромеханическая система привода реализует диапазон скоростей перемещения активного захвата 0,005...100 мм/мин. Электронно-механическая система силоизмерения на машине, а также деформометр для измерения продольных перемещений в абсолютных величинах до ±2 мм позволяют с усилением до 1000:1 регистрировать в процессе испытания сигналы на двухкоординатном самописце в виде диаграмм циклического деформирования. С помощью дополнительных устройств на машине могут реализовываться и более сложные формы циклов (с выдержками и др.). Предельная частота нагружения на такой машине составляет 10 цикл/мин.

Универсальной с точки зрения возможности воспроизведения режимов нагружения является испытательная установка с электрогидравлическим силовозбуждением. Установка такого типа обеспечивает воспроизведение силовым гидроцилиндром формы цикла и параметров нагружения, задаваемых соответствующим аналоговым сигналом, который направляется на электрогидравлический преобразователь. Схема установки представлена на рис. 3.2.2, *б*. Установка снабжена измерительными системами в виде динамометра с датчиками измерения силы, деформометра с датчиками измерения деформаций и системой измерения перемещения активного захвата. Задающий аналоговый сигнал вырабатывается генератором циклических функций (ГЦФ) или генератором линейных функций (ГЛФ) с возможным программированием по уровням и числам циклов программатором (ПР) и направляется в блок управления (БУ). Сюда же приходит усиленный в блоке измерения (БИ) сигнал с датчиков установки. Блок управления в соответствии с заданным режимом нагружения выбирает требуемый сигнал обратной связи, производит его сравнение с задающим сигналом и результирующий сигнал рассогласования направляет в качестве собственно управляющего сигнала в электрогидравлический преобразователь силового гидроцилиндра, который и осуществляет процесс нагружения испытуемого образца. Насосная станция установки осуществляет питание ее гидросистемы по магистралям высокого и управляющего давления.

В целях автоматизации экспериментальных исследований характеристик малоцикловой прочности и приближения условий испытаний к эксплуатационным режимам нагружения конструкций электрогидравлические испытательные установки, как отвечающие в наибольшей степени указанным выше требованиям, оснащаются управляющими ЭВМ. При этом управление малоцикловым нагружением осуществляется в реальном масштабе времени с использованием цифро-аналогового (ЦАП) и аналого-цифрового (АЦП) преобразователей.

Выше приведены наиболее типичные схемы машин на малоцикловую усталость. На практике получили распространение также машины для малоцикловых испытаний на из-

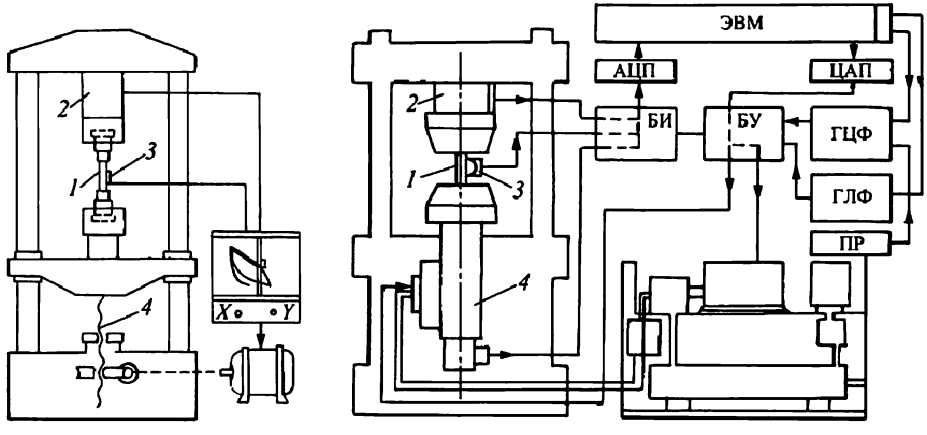


Рис. 3.2.2. Схемы машин для малоцикловых испытаний с электромеханическим (*а*) и электрогидравлическим (*б*) приводами:
1 – образец; *2* – динамометр; *3* – деформометр; *4* – силовой привод

гиб или кручение. Действие их нагружающих систем основано на электромеханическом, гидравлическом или электрогидравлическом принципах, а собственно тип нагружения определяется их конструктивными решениями. Такие машины также должны обеспечивать получение всего спектра упомянутых выше малоцикловых характеристик.

3.2.3. ИСПЫТАТЕЛЬНЫЕ МАШИНЫ И АППАРАТУРА ДЛЯ ДВУХЧАСТОТНЫХ РЕЖИМОВ НАГРУЖЕНИЯ

Эксплуатационные режимы нагружения элементов конструкций имеют более сложный характер, чем распространенные в практике испытаний синусоидальные или треугольные формы циклов. В ряде случаев представляется возможным схематизировать реальные условия изменения нагрузок упрощенными одночастотными режимами. Однако в общем случае закономерности изменения нагрузок носят, как правило, случайный характер. Исследование свойств материалов и оценка циклической прочности в этих условиях усложняются. Для упрощения подхода к анализу и воспроизведению случайные режимы нагружения в первом приближении могут быть представлены эквивалентными случайными процессами, рассматриваемыми как совокупность совместно действующих гармонических нагрузок со случайным изменением амплитуд и фаз. Если при этом для существенно различающихся по частотам гармоник пренебречь влиянием сдвига фаз, то можно провести аналогию между случайным и детерминированным полигармоническими процессами. Дальнейшее упрощение задачи схематизации реальной нагруженности элементов конструкций путем исключения из рассмотрения в полигармоническом процессе второстепенных гармоник позволяет перейти к двухчастотным режимам нагружения, характеризующимся наложением на основной процесс циклического изменения напряжений их переменной составляющей более высокой частоты.

Двухчастотные режимы нагружения в такой постановке доступны для реализации на соответствующем испытательном оборудовании.

Таким образом, двухчастотный режим нагружения – испытание образца циклической нагрузкой, характер изменения которой определяется сложением двух простых периодических режимов с различными частотами и формами циклов (рис. 3.2.2, *а* – *г*). Условно к двухчастотным могут быть отнесены режим наложения высокочастотной нагрузки (деформации) в течение выдержек на экстремумах низкочастотной (рис. 3.2.3, *д*), а также

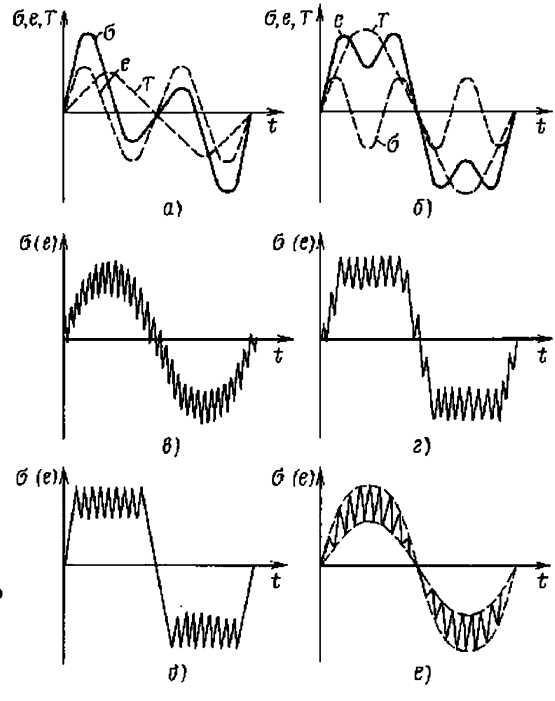


Рис. 3.2.3. Типы двухчастотных режимов испытаний на малоцикловую усталость с изменением во времени *t* по заданной форме напряжений σ или деформаций *e*

нагружение в условиях изгиба с вращением при пропорциональном и высокочастотном изменении нагрузки в пределах до 50 % от суммарной в цикле (рис. 3.2.3, *е*).

Рассматриваемые режимы нагружения образуются при сложении двух циклических напряжений (деформаций), имеющих синусоидальные, треугольные, прямоугольные, трапецеидальные и другие формы циклов. При этом принимается, что низкочастотное нагружение – испытание циклическими напряжениями (деформациями) при частоте f_1, а высокочастотное нагружение – испытание циклическими напряжениями (деформациями) при частоте f_2 (при двухчастотном нагружении $f_2 > f_1$).

Двухчастотные режимы нагружения реализуются на испытательных установках с помощью программного управления силовым приводом или силовых воздействий от двух независимых или связанных между собой приводов, работающих в одночастотном режиме с различными частотами изменения нагрузки.

Программное управление силовым приводом предполагает использование ЭВМ или функциональных генераторов в электрогидравлических установках, механических и электромеханических программных блоков в системе питания привода гидравлических установок, специальных программирующих устройств в системах обратной связи органов управления электроприводом механических установок, а также блоков программирования в системах питания электромагнитных и электрогидравлических установок.

Режимы нагружения от двух силовых приводов реализуются путем одновременного воздействия на испытуемый объект сил от различного рода механических, гидравлических, электрических приводов с автономной работой каждого из них в одночастотном режиме.

Системы нагружения должны обеспечивать варьирование в требуемых пределах амплитуд низкочастотной и высокочастотной составляющих напряжений (деформаций), постоянство их значений, а также необходимый диапазон варьирования частот суммируемых силовых воздействий.

При режимах нагружения с соотношением частот $f_2/f_1 \leq 10$ испытательные установки должны обеспечивать, а специальные системы контролировать постоянство заданного значения параметра сдвига фаз суммируемых напряжений (деформаций) в моменты начала нагружения.

Испытательные установки для проведения двухчастотных испытаний в области малоцикловой усталости оснащаются:

1) средствами измерения и постоянного контроля низкочастотных, высокочастотных и суммарных деформаций на рабочей базе образцов в процессе их нагружения, измерения и постоянного контроля действующих сил (при $f_2/f_1 > 10$), а также суммарных напряжений (деформаций), системами обратной связи (поддержания регулируемых параметров на заданном уровне) по каждой из составляющих напряжений или деформаций или их суммарной величины;

2) системой регистрации статических и циклических диаграмм деформирования на протяжении всего процесса нагружения;

3) устройствами счета циклов нагружения как по низкой, так и по высокой частотам при $f_2/f_1 > 10$.

Примером испытательной установки для двухчастотных малоцикловых испытаний может служить испытательная машина (рис. 3.2.4, *а*), обеспечивающая низкочастотное осевое знакопеременное нагружение образца в области упругопластических деформаций с частотой до 10 цикл/мин, и высокочастотное нагружение в упругой и упругопластической областях с частотой до 30 Гц.

Осевое знакопеременное нагружение образца осуществляется с помощью упругих механических трансформаторов, преобразующих крутильные колебания в продольные перемещения. Высокочастотная нагрузка создается благодаря тому, что кривошипный возбудитель *1* (обладающий способностью плавного регулирования эксцентриситета в процессе работы и приводимым во вращение асинхронным электродвигателем *2*) вызывает динамические перемещения через рычаг *3* внутренних цилиндров *4* и *5* упругого преобразователя, расположенного в корпусе *6* на опорах *7* и *8*.

Многослойная диафрагма *9*, которая может свободно смещаться относительно оси, воспринимает создаваемый крутящий момент, что обусловливает продольное перемещение активного захвата *10*.

Для создания низкочастотной циклической нагрузки использован привод повторно-статического нагружения, обеспечивающий при проведении усталостных испытаний асимметричные циклы нагружения. Этот привод через червячный редуктор *11* (с встроенным в него кривошипным механизмом) и ры-

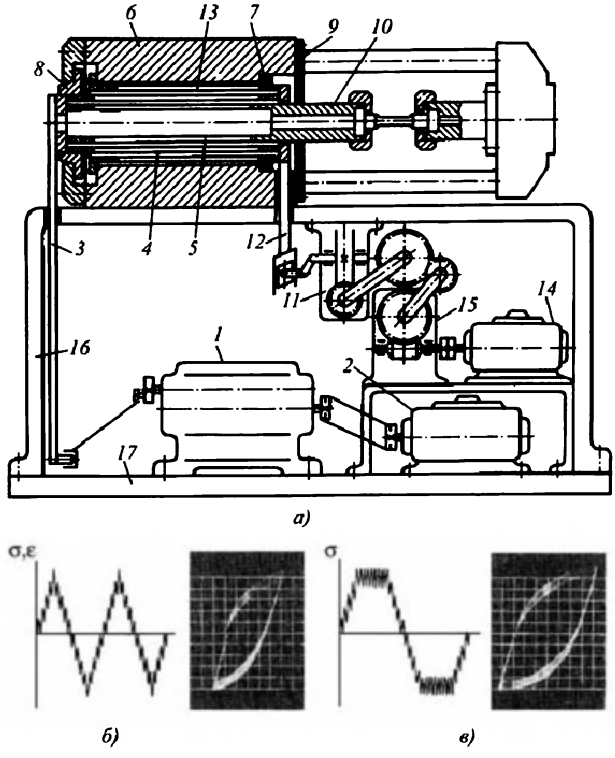


Рис. 3.2.4. Схема установки для двухчастотных режимов нагружения (*а*) и примеры регистрируемых на ней режимов нагружения (с изменением напряжений σ во времени *t*) и диаграмм деформирования при треугольной (*б*) и трапецеидальной (*в*) формах низкочастотных циклов

чаг *12* закручивает внешний цилиндр *13*, создавая на образце низкочастотную нагрузку. Для этого привод оснащен электродвигателем постоянного тока *14* и червячным редуктором *15*, которые размещены внутри станины установки *16* на ее основании *17*.

Позиционная система управления электродвигателем низкочастотного привода позволяет осуществлять режимы мягкого и жесткого малоциклового программного нагружения образца с наложением на них высокочастотной нагрузки. Максимальная нагрузка, развиваемая на такой установке как низкочастотным, так и высокочастотным приводом, составляет ±50 кН. Диаграммы циклического деформирования регистрируются на ней с помощью тензометрических систем измерения нагрузки и деформации либо на двухкоординатном потенциометре, либо на экране осциллографа (рис. 3.2.4, *б*, *в*).

Кроме специальных машин для двухчастотных режимов нагружения, которые описаны выше, для проведения двухчастотных испытаний могут применяться и универсальные электрогидравлические установки, на которых различные типы двухчастотных режимов могут быть запрограммированы соответствующим образом для их систем управления либо в управляющих блоках, либо в управляющих ЭВМ.

3.2.4. МАШИНЫ И УСТАНОВКИ ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ В УСЛОВИЯХ СЛОЖНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ

Машины и установки для испытания в условиях сложного напряженного состояния должны обеспечивать создание на образце двух или более компонент напряжений.

Многоосное напряженное состояние может быть осуществлено посредством сочетания кручения и растяжения – сжатия, внутреннего и (или) внешнего давления в трубчатых образцах, растяжения – сжатия крестообразных образцов в двух направлениях, двухосного изгиба пластин и т.д.

Как правило, установки для испытаний при сложном напряженном состоянии позволяют проводить испытания при некоторых частных видах напряженно-деформированных состояний (НДС) в ограниченном диапазоне изменения коэффициентов асимметрии цикла напряжений или деформаций. Возможность воспроизведения мягкого и жесткого режимов нагружения по каким-либо компонентам напряжений и деформаций с заданной асимметрией цикла определяется (при соответствующих измерительных датчиках) способом приложения нагрузки, типом образца, его устойчивостью, а также степенью однородности НДС на рабочей части.

При проведении испытаний на малоцикловую усталость в условиях сложного напряженного состояния получили распространение установки с электромеханическим, гидравлическим и электрогидравлическим приводами, а также их комбинациями для создания различных компонент нагрузки.

В условиях пропорционального нагружения нагрузка может создаваться одним приводом. Такой подход реализуется при двухосном изгибе опираемых по контуру пластин посредством давления (одно- или двухстороннего). Соотношение между главными напряжениями в центре пластины при таком виде нагружения может варьироваться путем использования эллиптических пластин с различным соотношением осей. Управление режимом малоциклового нагружения может осуществляться либо по заданному значению давления, либо по прогибу пластины. Соответствующая конструкция нагружающего устройства показана на рис. 3.2.5. Внутри массивного кольца *1* располагается жесткое днище *2* с уплотнением *9* и штуцером для подачи нагружающей жидкости. Сверху внутри кольца *1* с помощью фиксаторов *10* и *11* помещают образец *3* и обод *4*, после чего в пазы кольца *1* заводят сегменты *5*, закрепляя их нажимными болтами *6* в обод *4*. Уплотнения *7* и *8* герметизируют полость под образцом, и при подаче давления в эту полость обод *4* с сегментами *5* служит кольцевой опорой, обеспечивающей нагружение образца *3* по схеме двухосного изгиба.

Для создания крутящего момента на установках, имеющих привод, осуществляющий растяжение – сжатие, поступательное движение траверсы может быть преобразовано во вращательно-поступательное движение подвижного захвата путем использования пары винт – гайка. В этом случае малоцикловое нагружение осуществляется при постоянном соотношении осевых и угловых перемещений захватов в цикле. Это соотношение варьируется при установке захватов с различным углом подъема резьбы передачи винт – гайка.

При наличии нескольких приводов с независимым управлением малоцикловые испытания могут проводиться при непропорциональных режимах нагружения. В простейшем случае вторая компонента нагрузки может создаваться статически приложенным грузом через систему рычагов. Таким образом проводятся испытания на циклическое кручение со статическим растяжением и циклическое растяжение – сжатие со статическим кручением.

В гидромеханических машинах (рис. 3.2.6) осевая сила в образце 6 создается гидроцилиндром *1*, установленным на колоннах и верхней траверсе *2*. Значение силы определяется производительностью насоса *H1*, регулируемой с помощью рукоятки управления. Для автоматического задания осевой силы предусмотрен дополнительный двигатель постоянного тока, вращение с которого передается на рукоятку управления насоса с помощью ременной передачи. В качестве датчика осевой силы использовался потенциометр *R1*, установленный на

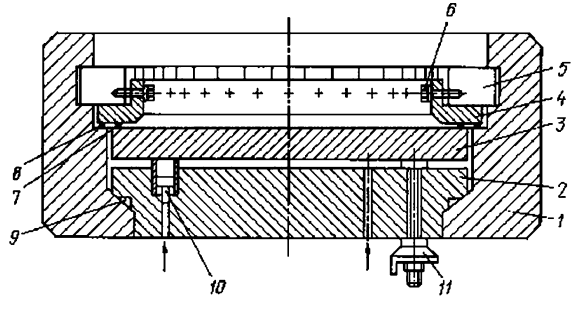


Рис. 3.2.5. Конструкция установки для испытаний крупногабаритных дисковых образцов в условиях двухосного изгиба, в том числе при наличии коррозионной среды

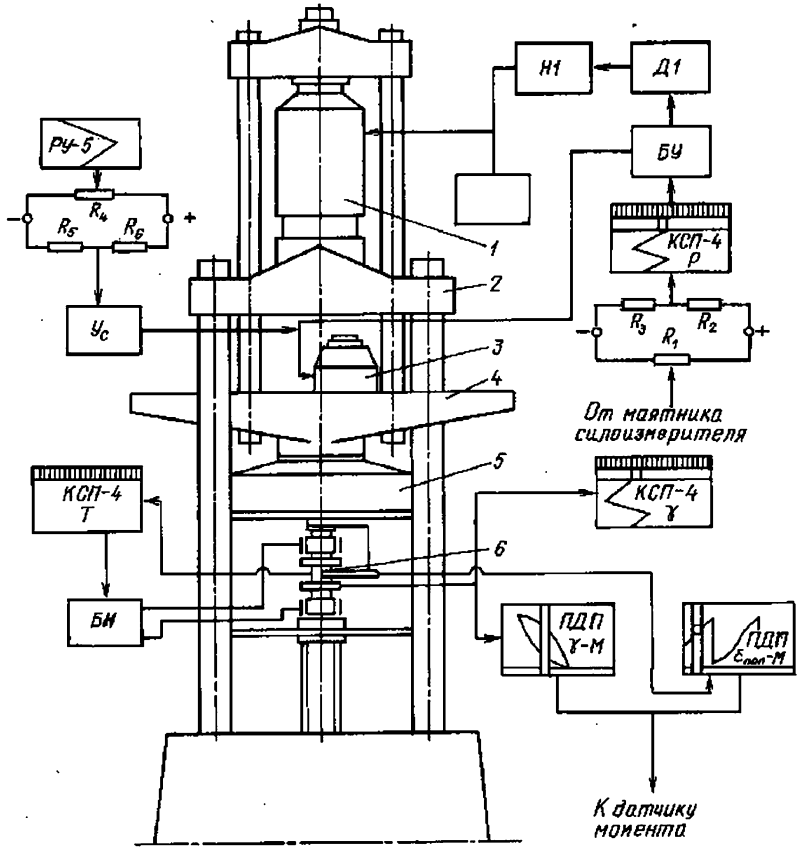


Рис. 3.2.6. Схема гидромеханической машины для испытаний осевой силой и кручением

оси маятникового силоизмерителя. Потенциометр *R1* и резисторы *R2* и *R3* образуют измерительный мост, выходной сигнал которого регистрируется автоматическим потенциометром. Максимальная и минимальная осевые силы *P* задаются с помощью имеющихся в приборе КСП-4 концевых выключателей. При их срабатывании происходит реверсирование электродвигателя *Д1*, вращающего рукоятку управления *Н1* насосом, и таким образом осуществляется циклическое изменение осевой нагрузки. Частота вращения электродвигателя варьируется в широких пределах с помощью блока управления *БУ* и может быть задана различной при нагружении и разгрузке, что позволяет изменять частоту и форму цикла нагружения. Имеющийся в гидросистеме стабилизатор давления позволяет в необходимых случаях поддерживать в течение испытаний постоянное значение осевой нагрузки (P = const). Крутящий момент M на образце создается с помощью установленного на нижней траверсе *4* электродвигателя *3* постоянного тока и планетарного редуктора *5*. Сигнал управления двигателем вырабатывается программным задающим устройством типа РУ-5.

В качестве датчика обратной связи в зависимости от режима работы машины (с заданной угловой деформацией или крутящим моментом) используется соответствующий деформометр или динамометр. Последний представляет собой пластинчатую пружину с наклеенными тензодатчиками, закрепленную на нижней траверсе. Реохорд R_4 прибора РУ-5 и тензометры R_5, R_6 датчика обратной связи образуют мостовую схему, сигнал разбаланса которой после усиления в блоке *Ус* отрабатывается электродвигателем кручения. Длительность цикла кручения также может регулироваться в широких пределах.

При совместной работе обоих приводов удается получить различные режимы малоциклового непропорционального нагружения, например, P = var (M = var) на P = const (M = = const) и наоборот при достижении заданного значения нагрузки.

Испытания могут проводиться в условиях повышенной и высокой температуры. Нагрев образца осуществляется прямым пропусканием электрического тока с помощью блока нагрева *БН*.

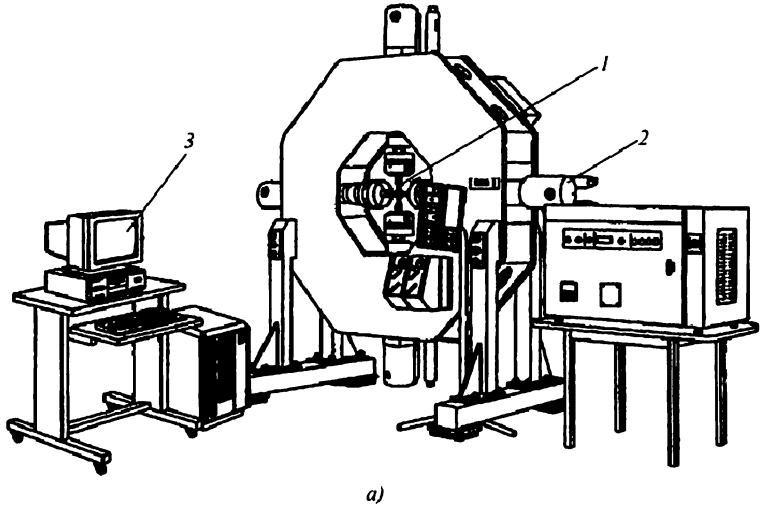
При проведении испытаний осуществляются регистрация и запись основных характеристик процесса деформирования на двухкоординатных приборах типа ПДП и потенциометрах КСП-4.

С помощью приборов ПДП регистрируют диаграммы "угол закручивания γ – момент M" и "поперечная деформация $\varepsilon_{поп}$ – момент M". С помощью приборов КСП-4 регистрируют температуру T, силу P и угол закручивания γ.

Более универсальными с точки зрения возможности реализации различных комбинаций нагрузок при малоцикловом нагружении являются специализированные испытательные комплексы на базе электрогидравлических установок. Комплекс состоит из маслонасосной станции, нагружающего устройства с тремя независимыми электрогидравлическими приводами – осевым, кручения и блоком управления давлением в образце. Нагружающее устройство представляет собой четырехколонную раму. Рама имеет установочную верхнюю траверсу, снабженную силоизмерителем, и неподвижную нижнюю, гидроцилиндры осевого и крутящего приводов смонтированы в одном узле с общим рабочим поршнем. Рабочий поршень и силоизмеритель имеют опорные поверхности с резьбовыми отверстиями для установки захватов. Осевой привод обеспечивает максимальную силу поршня до 1000 кН, привод кручения – момент до 6,5 кН·м.

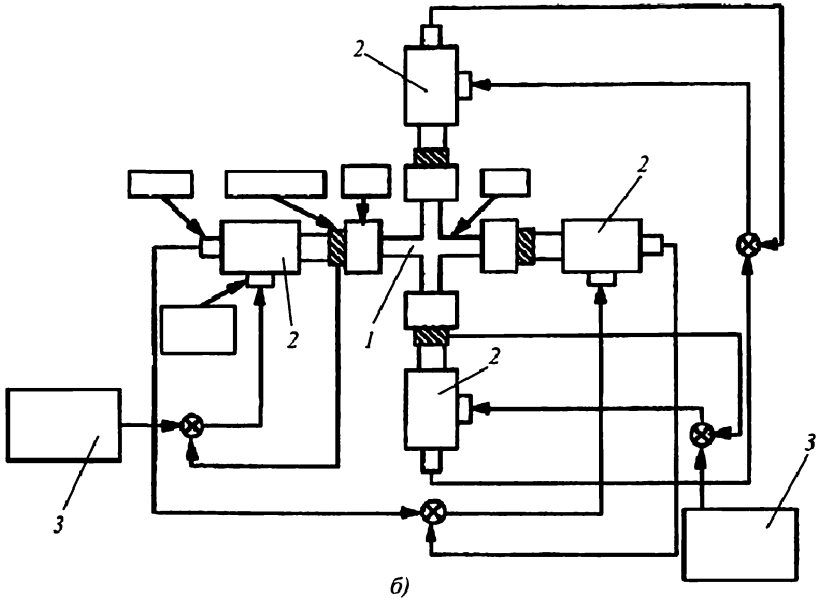
Испытательный комплекс позволяет независимо для каждого привода реализовать свой закон изменения силы, крутящего момента или соответствующих перемещений (деформаций) образцов при статическом и малоцикловом нагружении. Управление и обработка результатов испытаний осуществляются с помощью компьютера. При этом возможны произвольные траектории малоциклового нагружения при комбинированном растяжении – сжатии, кручении и наличии давления внутри трубчатых образцов.

На рис. 3.2.7 приведена электрогидравлическая испытательная система для нагружения крестообразных образцов с двумя независимыми приводами растяжения-сжатия и печью для нагрева. Нагрузка на образце *1* создается гидроцилиндрами *2*, установленными в жесткой раме под углом 90°. Измерение деформаций в центральной рабочей части образца проводится двумя независимыми осевыми



а)

Рис. 3.2.7. Электрогидравлическая установка для двухосного нагружения плоских образцов:
а – общий вид; *б* – принципиальная схема



б)

Рис. 3.2.7. Продолжение

экстензометрами. Для управления режимом малоциклового нагружения и температурой испытания используется компьютер *3*.

3.2.5. АВТОМАТИЗАЦИЯ МАЛОЦИКЛОВЫХ ИСПЫТАНИЙ

Автоматизированные системы экспериментальных исследований малоцикловой прочности материалов должны обеспечить комплексную автоматизацию экспериментов в данной области. В этом случае наряду с регистрацией и обработкой опытных данных ЭВМ решает другие функциональные задачи, в том числе управление процессом испытания, первичную обработку данных. Такая система обеспечивает автоматическое программируемое управление и контроль реализации по всем регулируемым параметрам, автоматические сбор и первичную обработку опытных данных, формирование массива данных для занесения в банки данных с целью дальнейшей обработки, выдачу на печать или экран терминала протокола испытаний, постоянную или вызываемую по запросу индикацию исследуемых параметров, табличную или графическую интерпретацию первичной обработки результатов эксперимента.

При решении задачи комплексной автоматизации эксперимента учитывают необходимость применения стандартизированных и нашедших наибольшее практическое распространение средств сопряжения экспериментальных установок и их измерительных датчиков с вычислительной техникой, возможность модернизации конфигурации системы при изменении условий испытаний без ее кардинальной реконструкции, а также использование доступного для обслуживающего и технического персонала математического и программного обеспечения ее функционирования.

На выход датчиков различного типа (динамометры, деформометры, датчики перемещений, термопары и т.п.), используемых для контроля и регистрации процесса нагружения, как правило, поступает аналоговый сигнал, который характеризует измеряемый параметр. После преобразования этого сигнала промежуточными блоками системы измерения в унифицированный по напряжению он поступает в ЭВМ для последующей обработки. В качестве блока сопряжения в этом случае служат аналогово-цифровые преобразователи (АЦП) различных модификаций с соответствующей точностью и разрешающей способностью преобразования. Прием сигнала от нескольких датчиков при этом осуществляется либо по от-

дельным каналам от различных АЦП с управлением последовательностью их опроса программными средствами, либо головным АЦП через соответствующие программно-коммутирующие устройства типа мультиплексора с накоплением информации в буферных блоках ЭВМ или непосредственной ее обработкой и размещением в памяти ЭВМ.

Другой возможный способ передачи информационного сигнала в ЭВМ – его первичная обработка блоками системы измерения с представлением в цифровом коде и последующий прием соответствующими программно управляемыми модулями сопряжения с ЭВМ.

Поступающая в ЭВМ информация с датчиков испытательной установки используется, как правило, в двух целях. Первая цель – анализ этой информации в качестве собственно экспериментальной и осуществление в связи с этим ее программной обработки и регистрации. Вторая цель – анализ поступающей с датчиков установки в ЭВМ информации в качестве соответствующего отклика на воздействие нагружающего устройства и использование ее в системе обратной связи блока управления нагружением. Последнее является тем звеном, которое обеспечивает эффективность программного управления экспериментом от ЭВМ при его комплексной автоматизации.

При дискретном принципе управления ЭВМ вырабатывает граничные значения регулируемых параметров процесса нагружения и отслеживает их реализацию, в то время как нагружающее устройство в независимом от ЭВМ режиме реализует эти заданные параметры. В электрогидравлических установках дискретный принцип управления реализован в виде программного задания и поциклового изменения с помощью ЭВМ в числовом коде параметров работы функционального генератора при проведении циклических испытаний.

Альтернативный дискретному следящий (или непрерывный) принцип управления экспериментом с использованием ЭВМ, обусловливая существенное усложнение функциональной структуры управляющей программы, в значительной степени расширяет возможности воспроизведения требуемых режимов нагружения. Прежде всего этот принцип реализуется путем выработки управляющей ЭВМ через цифро-аналоговый преобразователь (ЦАП) программируемого по значению и форме управляющего сигнала, который отрабатывается с использованием системы обратной связи нагружающим устройством установки.

Из установок с электромеханическим приводом данный принцип применяют в установке со следящей тиристорной системой управления этим приводом.

Получение с помощью автоматизированных испытательных систем значительных объемов экспериментальных данных предполагает их систематизированное хранение и обработку.

Основной задачей банка данных по физико-механическим свойствам материалов является накопление и хранение в памяти ЭВМ получаемой при экспериментах информации на основе специального входного бланка, который заполняется как на основе данных по собственным экспериментам, так и по опубликованным в литературе результатам. В результате машинного поиска в качестве выходной информации функционирования рассматриваемого банка данных могут быть получены: обобщенные графические зависимости характеристик свойств искомого материала от требуемых параметров его нагружения, а также их отдельные значения; перечень материалов, отвечающих заданному комплексу механических свойств; паспортные характеристики материалов; библиографический поиск информации по ключевым словам и именам авторов и др.

Проблемно-ориентированные автоматизированные информационные системы предназначены для углубленного решения соответствующих задач на основе составляющих их данных о первичной экспериментальной информации, методах ее обработки в целях получения расчетных характеристик, а также программного обеспечения в целях проведения соответствующих расчетов с учетом эксплуатационных условий работы рассматриваемых конструкций, их конструктивных и технологических особенностей и др.

Автоматизация циклических испытаний в упругопластической области деформирования с учетом всех присущих этому типу испытаний особенностей, позволяет воспроизводить на образце различные модельные режимы нагружения (например, имитирующие условия в зоне концентрации напряжений или изотермические испытания с разделением механической и термической деформаций). Автоматизация также обеспечивает возможность регистрации больших объемов экспериментальных данных, в числе которых могут быть данные о кинети-

ке деформационных характеристик процесса, параметры диаграмм циклического деформирования и др.

Применительно к электрогидравлическим установкам для испытаний на малоцикловую усталость разработан и реализован метод автоматизации испытаний, заключающийся в программировании с помощью ЭВМ в цифровом коде режима работы функционального генератора по основным параметрам вырабатываемого им управляющего сигнала, в числе которых его амплитуда, статическая составляющая и частота. При этом в максимальной степени используются уже имеющиеся в установке блоки управления нагружением, включая систему обратной связи, а также существенно упрощается структура управляющей программы и загруженность ЭВМ реализацией заданного режима.

Для передачи цифровой информации по каждому из регулируемых параметров управляющего сигнала использованы соответствующие цифровые модули, обеспечивающие передачу информации на вход функционального генератора установки. Прием информации в ЭВМ от датчиков силы, деформации и перемещения осуществляется через преобразующий эти сигналы блок измерения установки аналогово-цифровым преобразователем с программно-управляемым от ЭВМ мультиплексором или с использованием входных цифровых модулей при представлении этой информации в цифровом коде.

Наряду со стационарными мягким и жестким режимами нагружения на таких установках, оснащенных системой нагрева испытуемого образца, реализуются ступенчатые, блочные и нерегулярные режимы малоциклового высоко- и низкотемпературного нагружения. Программное обеспечение работы данного автоматизированного комплекса реализовано в виде мини-операционной системы обеспечения эксперимента типа "Автотест" (рис. 3.2.8, *а*). Регистрируемая в этом случае в процессе испытаний информация в виде соответствующих значений нагрузки P и деформации e по числу k полуциклов нагружения (рис. 3.2.8, *б*) заносится в банк экспериментальных данных и может быть вызвана оттуда для требуемой обработки с выдачей на печать протокола испытаний, а также обобщающих таблиц или графиков.

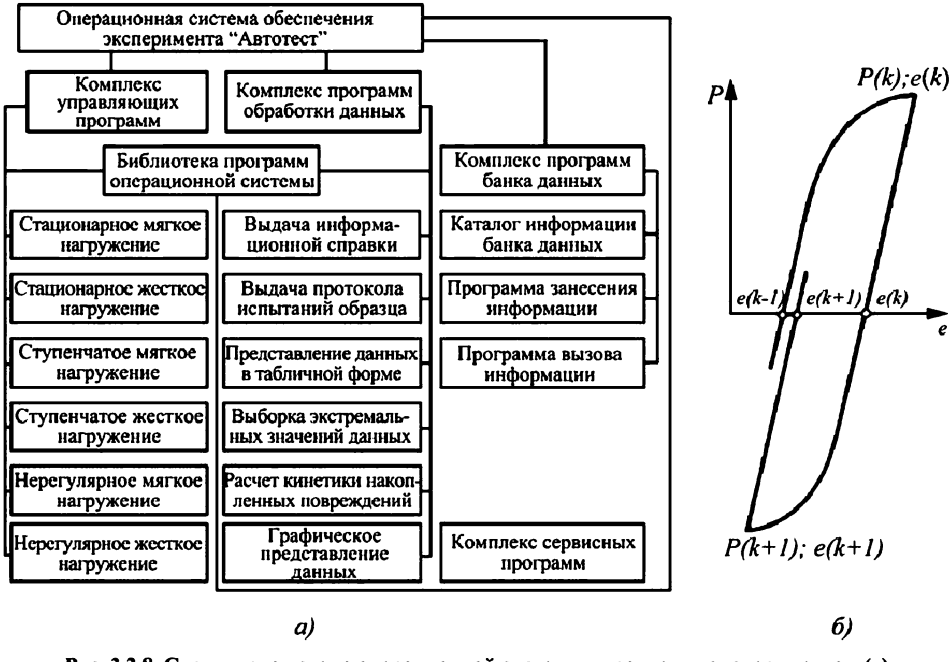


Рис. 3.2.8. Структурная схема операционной системы управления экспериментом (*а*) и график регистрации параметров диаграммы циклического деформирования (*б*)

Глава 3.3

МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ИЗМЕРЕНИЯ НАГРУЗОК И ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ МАЛОЦИКЛОВЫХ ИСПЫТАНИЯХ

Циклическое деформирование в упругопластической области в мягком и жестком режимах сопровождается образованием петли гистерезиса (см. рис. 3.2.8, *б*), характеризующей необратимую работу упругопластического деформирования за полный цикл изменения сил. Связь между напряжениями и деформациями при циклическом нагружении за пределами упругости выражается диаграммами упругопластического деформирования (циклическая диаграмма деформирования) для заданного числа полуциклов нагружения.

Петля гистерезиса и циклическая диаграмма деформирования характеризуются следующими параметрами: упругопластическая; упругая и пластическая деформация в полуциклах нагружения; размах и амплитуда упругопластической; упругой и пластической деформации; максимальные напряжения и деформации в полуциклах нагружения; размах и амплитуда напряжений в цикле; ширина петли; односторонне накопленная за цикл пластическая деформация; пределы текучести (пропорциональности) в полуциклах нагружения; модуль разгрузки; показатели упрочнения для соответствующих методов аппроксимации диаграмм деформирования.

Указанные параметры подлежат регистрации в процессе проведения экспериментов с помощью соответствующих измерительных систем.

3.3.1. МЕТОДЫ ИЗМЕРЕНИЯ НАГРУЗОК

Для измерения сил в силовую систему испытательной установки на малоцикловую усталость последовательно с образцами встраивают специальные динамометры, основанные на применении датчиков сопротивления, индуктивных, емкостных и другого типа преобразователей перемещений упругого элемента в электрический сигнал с последующим его усилением и направлением на регистрирующий орган. Используют также оптические методы измерений перемещений упругого элемента динамометра с визуальным отсчетом действующих сил.

Динамометры установок могут быть постоянными и рассчитанными на максимальную силу, а также сменными по диапазонам нагрузки в зависимости от требуемых максимальных сил. Силоизмерительные системы испытательных установок (включая динамометры и регистрирующую аппаратуру) должны обеспечивать измерение и регистрацию действующих нагрузок до предельных для установки частот нагружения без превышения допустимой погрешности.

Тарировка динамометров должна осуществляться с помощью образцовых динамометров в статическом режиме, а при частотах нагружения более 5 Гц в случае наличия значительных подвижных масс в нагружающей системе силового привода и в динамическом режиме.

Погрешность измерений сил в пределах 0,2...1,0 используемого диапазона силоизмерительной системы не должна превышать ±2 % до частоты нагружения 0,5 Гц и ±3 % при частоте более 0,5 Гц.

При проведении на установках высокотемпературных малоцикловых испытаний условия работы силоизмерителей должны обеспечивать допустимый температурный режим эксплуатации их датчиков (в том числе путем введения системы охлаждения), а также необходимую компенсацию значения основного сигнала при возможных колебаниях температуры.

3.3.2. МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ИЗМЕРЕНИЯ ДЕФОРМАЦИЙ

Измерение деформаций в процессе малоцикловых испытаний является необходимым условием проведения экспериментов в области циклического упругопластического деформирования. Предпочтительными методами измерения деформаций при малоцикловых (в том числе и высокотемпературных) испытаниях являются методы их измерения непосредственно на рабочей базе испытуемого образца с помощью деформометров различных типов.

Регистрация деформаций в процессе нагружения может осуществляться как непрерывно в течение всего эксперимента, так и в отдельных циклах нагружения с помощью автоматических самопишущих потенциометров и регистрирующих приборов других видов в виде диаграмм "деформация-время" или "нагрузка-деформация", а также на различных типах носителей информации с использованием автоматизированных систем ее съема и хранения.

Предпочтительным при осевом нагружении образцов является измерение продольных деформаций; допускается измерение поперечных деформаций с их последующим пересчетом в продольные по соответствующим зависимостям.

Применяемые при малоцикловых испытаниях деформометры должны иметь малоинерционные подвижные части и надежные узлы закрепления на образце, что обеспечивает требуемую точность измерения. Погрешность измерения деформаций в области малоциклового нагружения не должна превышать ±3 % от измеряемой величины в пределах 0,2...1,0 используемого диапазона регистрирующего прибора.

Тарировка деформометра осуществляется с помощью специальных тарировочных устройств, инструментальных микроскопов или других приборов, обеспечивающих точность тарировки не ниже требуемой точности измерения деформаций.

Измерение деформаций при высокотемпературных испытаниях проводится на рабочей базе образца с отклонением температуры в пределах ±3 °С до температуры 600 °С и выше 600 °С – не более ±0,5 % от ее номинального значения. Допускается использование выносных тяг (стержней) для передачи деформации с рабочей базы нагретого образца на располагаемый вне зоны нагрева деформометр. При высокотемпературных испытаниях системы чувствительных элементов деформометров должны обеспечивать стабильность и достоверность результатов измерений при соблюдении требуемой точности.

При контактных методах измерения деформаций в зонах закрепления деформометра на образце не допускается наличие следов контакта, способных влиять на изменение сопротивления деформированию (потерю устойчивости) и вызывающих в них разрушения. Если отсутствует возможность применения контактных методов измерения деформаций в процессе малоцикловых испытаний допускается использование бесконтактных методов их измерения (например, оптического, оптико-электронного методов).

Выбор методов, а также средств измерения деформаций в процессе малоцикловых испытаний имеет существенное значение, поскольку от этого во многом зависят достоверность и качество получаемых результатов. На практике наибольшее распространение получили деформометры (тензометры), измеряющие продольные и поперечные деформации образцов на относительно больших рабочих базах, т.е. осредненные деформационные характеристики. Эти тензометры основаны на принципах контактного или бесконтактного (дистанционного) измерения. Бесконтактные тензометры в основном используются при высокотемпературных испытаниях, так как в связи с расположением тензометра непосредственно на нагретом образце возникают определенные трудности, связанные с работоспособностью его измерительных датчиков и механических систем, а также с локальным изменением температуры в зоне контакта. Контактные тензометры располагают на самом образце, и, как правило, – на его рабочей части, на которой нет галтелей и переходных участков, с тем, чтобы измерения относились к равномерной деформации. Допускается включение переходных зон в измеряемый участок с последующим учетом этого при обработке полученных данных.

Контакт с образцом осуществляется в указанных случаях различными способами. В одних конструкциях в каждой из плоскостей контакта под углом 120° относительно друг друга располагаются заостренные наконечники (рис. 3.3.1, *а*). Другие способы основаны на использовании острых "ножей" с вырезами под прямым углом (рис. 3.3.1, *б*) или подвижных призм (рис. 3.3.1, *в*). Заостренная контактирующая поверхность должна обеспечить надежное закрепление тензометра на образце при возможно минимальной силе его поджатия.

При измерении поперечных деформаций для осуществления контакта тензометра с поверхностью рабочей базы используются наконечники, имеющие цилиндрическую (рис. 3.3.1, *г*), сферическую (рис. 3.3.1, *д*) или коническую (рис. 3.3.1, *е*) формы, соответственно для цилиндрических, плоских и корсетных образцов. В последнем случае для устойчивого закрепления наконечников предварительно на образце в зонах его контакта с ними наносятся с помощью твердомера (например, прибора Виккерса) небольшие лунки, не способные из-за своих размеров являться очагами развития разрушения. Этот способ контакта наряду с преимуществами (наименьшая погрешность измерений и устойчивое положение тензометра) имеет существенный недостаток: в области повышенного числа циклов, когда разрушение носит преимущественно усталост-

ный характер, эти лунки все же могут явиться источником зарождения трещины. Поэтому угол при вершине наконечника (а соответственно и лунки) должен быть не менее 90°. При использовании тензометра с заостренными наконечниками следует стремиться к созданию наименьших сил поджатия последних к лункам, чтобы по возможности снизить возникающие контактные напряжения и предотвратить возможное прогрессирующее внедрение наконечников в образец, а также овализацию его сечения, в особенности при испытании трубчатых образцов. Это относится ко всем типам контакта как для поперечных, так и для продольных тензометров.

Собственно тензометр для измерения деформаций состоит из механической системы и чувствительного измерительного элемента, в качестве которого используются в основном механические, оптические и электрические системы. Примером механического чувствительного элемента могут служить стрелочные индикаторы часового типа с ценой деления 0,01...0,001 мм.

Оптические измерительные системы, используемые в широко известном тензометре Мартенса, а также в тензометрах Смита и Хетга, построены по принципу пропорционально возникающей деформации перемещения светового луча (рис. 3.2.2, *а*). Этот луч, направляемый источником света *1*, отражается от вращающегося зеркала *2* и затем перемещается по экрану или измерительной линейке *3*. Вращение зеркала, связанного с призмой *4*, которая, в свою очередь, прижимается к образцу штангой *5*, обусловлено поворотом призмы вследствие деформации образца и изменения расстояния между точками контакта тензометра. При направлении луча от зеркала тензометра на зеркало динамометра испытательной машины на экране (например, со светочувствительным покрытием) регистрируется петля механического гистерезиса в координатах нагрузка–деформация.

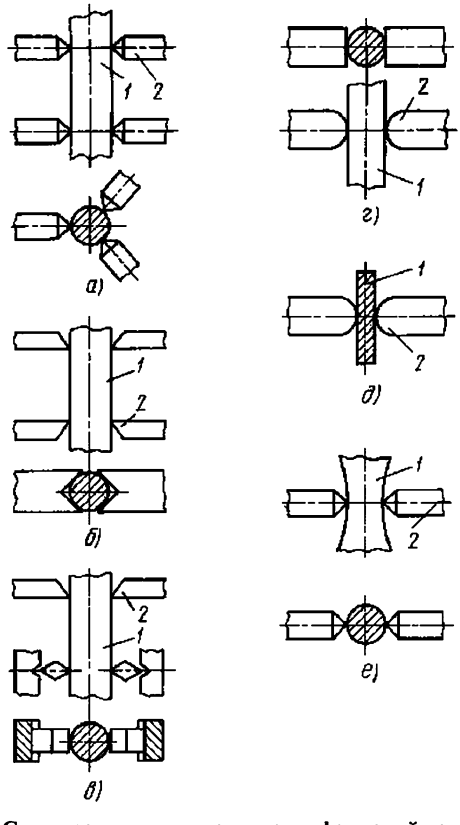


Рис. 3.3.1. Схемы закрепления датчиков деформаций на образцах:
1 – образец; *2* – наконечник

Из электрических систем наибольшее распространение в контактных тензометрах получили системы с использованием тензорезисторов, которые при соединении их по схеме моста Уинстона в результате механических воздействий изменяют свое омическое сопротивление, а эти изменения преобразуются затем в электрический сигнал. В этом случае две пары тензорезисторов (рис. 3.3.2, *б*) наклеиваются на противоположных сторонах упругого элемента *1*, связанного с корпусом *2* продольного тензометра; одна из сторон в процессе деформирования образца подвергается растяжению, а другая – сжатию. Этим достигается удвоение электрического сигнала, а также обеспечивается соблюдение одинаковых температурных условий работы. Для устранения погрешностей от возникающей при внецентренном нагружении изгибной деформации продольные тензометры снабжаются двумя измерительными упругими элементами, располагаемыми на диаметрально противоположных образующих образца. В этом случае увеличивается также чувствительность тензометров.

К электрическим системам, используемым в тензометрах, относятся также индуктивные датчики. Схемы этих тензометров (рис. 3.3.2, *в*), как правило, такие же, как тензорезисторов. При деформировании образца с закрепленными на нем опорами *1* и *2* тензометра изменяется ширина зазоров между якорем *3* и катушками индуктивности *4* и *5*, что, в свою очередь, нарушает баланс измерительной системы и обусловливает появление в ней электрического сигнала, пропорционального деформации. Применение датчиков дифференциального типа (см. рис. 3.3.2, *в*) улучшает линейность показаний тензометра и увеличивает его чувствительность.

По аналогичному принципу построены тензометры для измерения поперечных деформаций с той лишь разницей, что тензорезисторами упругого элемента отрабатывается механическое перемещение рычажной или какой-либо другой системы, вызванное изменением диаметра (толщины) образца вследствие его деформирования. В конструкции, представленной на рис. 3.3.2, *г*, это перемеще-

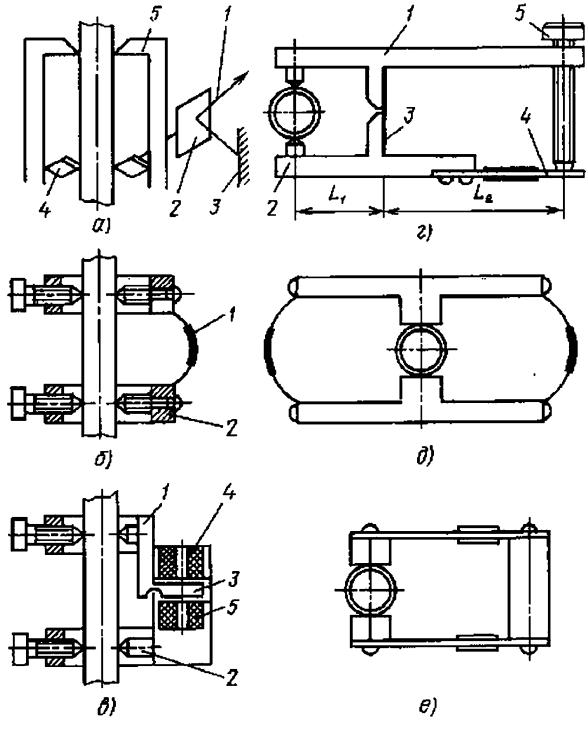


Рис. 3.3.2. Принципиальные схемы тензометров

ние передается путем разворота рычагов *1* и *2* вокруг оси плоской пружины *3*; в результате изменяется степень изгиба предварительно поджатого винтом *5* упругого элемента *4* с тензорезисторами. Усиление получаемого сигнала в таких конструкциях может быть достигнуто путем увеличения соотношения плеч рычажной системы (см. рис. 3.3.2, *г*) или использования двух упругих элементов с тензорезисторами (рис. 3.3.2, *д*, *е*).

При испытании трубчатых образцов, когда необходимо иметь свободный доступ к их наружной поверхности для металлографических исследований или наблюдения за зарождением и развитием трещин, можно использовать специально разработанный тензометр, располагаемый внутри образца и измеряющий поперечную деформацию его внутренней поверхности. Такой тензометр (рис. 3.3.3, *а*) представляет собой два полуцилиндрических рычага *1* и *2*, соединенных между собой плоской пружиной *3*. На одном из рычагов расположен упругий элемент *4* с наклеенными на нем тензодатчиками *5*. Контакт тензометра с внутренними стенками образца осуществляется посредством наконечников *6* и *7*, прижим которых производится благодаря предварительному поджатию винтом *8* упругого элемента *4*. При накоплении пластической деформации в сторону растяжения диаметры образца уменьшаются и происходит дополнительный поджим наконечников к образцу. Так как тензометр изготовлен из алюминиевого сплава, он имеет сравнительно небольшую массу, и не требуется дополнительной подвески при креплении в образце. Тензометр может быть использован и для измерения продольных деформаций; в этом случае наконечники *6*, *7* переставляются в отверстия *9*, *10* и закрепляются винтами *11* и *12*. Крепление тензометра к образцу может быть осуществлено специальными пружинами с дополнительными наконечниками.

Кроме рассмотренных, в качестве электрических измерительных элементов в тензометрах могут быть использованы емкостные датчики, механотроны и другие системы, хотя они применяются менее широко при проведении испытаний, чем тензорезисторные и индуктивные системы.

Измерение деформаций при повышенных температурах, как уже отмечалось, требует обеспечения допустимых условий работы измерительных датчиков тензометров. Иногда это достигается удалением их из зоны нагрева и связи с образцом с помощью выносных стержней и приспособлений. При этом используются датчики различных типов, включая механические, оптические, индивидуальные и тензорезисторные.

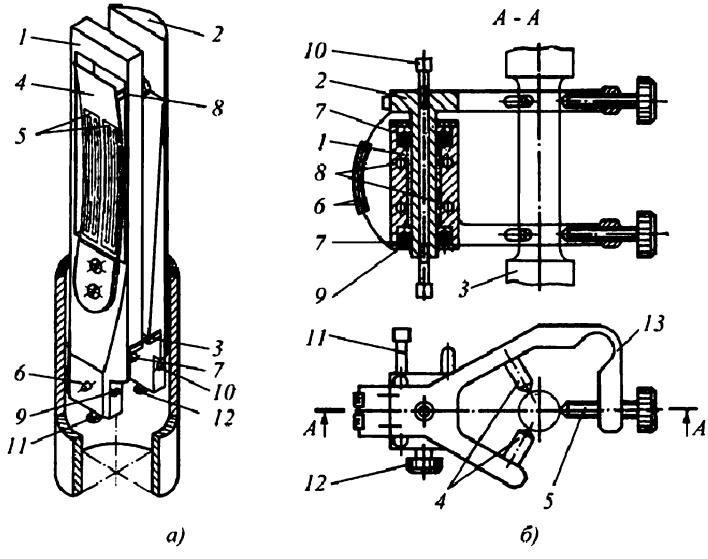


Рис. 3.3.3. Конструкции специальных деформометров для измерения поперечных деформаций внутри трубчатого образца (*а*) и продольных деформаций при высоких температурах (*б*)

В случаях непосредственного контакта тензометра с нагретым образцом предусматриваются специальные системы его охлаждения. По этому принципу выполнены тензометры для измерения поперечных и продольных деформаций. Такой тензометр (см. рис. 3.3.3, *б*) состоит из водоохлаждаемых корпуса *1* и подвижной тяги *2*, закрепленных на образце *3* с помощью расположенных на них под углом 120° друг к другу заостренных наконечников *4* и винтов *5*. Корпус *1* и тяга *2* в процессе деформирования перемещаются относительно друг друга. При этом у связывающего их упругого элемента с наклеенными высокотемпературным клеем тензорезисторами *6* изменяется прогиб, в результате чего от этих тензорезисторов в регистрирующую аппаратуру поступает электрический сигнал, пропорциональный деформации образца, и производится запись в координатах нагрузка–деформация и деформация–время. Взаимное перемещение корпуса и тяги в данной конструкции сопровождается весьма малыми силами трения в опорах, поскольку они соединены между собой через шарики *7* по подшипниковой посадке. Разнесение шариковых опор на значительное расстояние позволяет свести до минимума возможные угловые смещения оси тензометра и, следовательно, уменьшить погрешность от боковых смещений.

Система охлаждения тензометра состоит из охлаждающих каналов *8* и *9*, а также штуцеров *10* и *11*, на которые надеваются гибкие резиновые шланги, соединяющие тензометр с водной магистралью. Система обеспечивает нормальные условия работы тензорезисторов 6 и исключает возможные заедания в шариках *7*. При закреплении тензометра на образце с фиксацией винтом *12* измерительной базы определенной длины упругие элементы *13* уменьшают силы прижима к образцу наконечников, а также компенсируют изменение диаметра образца вследствие его деформирования. Погрешность измерения деформаций данным тензометром, как и большинством рассмотренных выше, не превышает ±2 %, что соответствует требованиям, предъявляемым к малоцикловым испытаниям.

При 20 °С, а в основном при повышенных температурах испытаний, используются тензометры с бесконтактным измерением деформаций. В большинстве своем они основаны на фотоэлектронном принципе действия, когда специальное электронное устройство "следит" за освещаемыми характерными участками контура образца или за специально привариваемыми к нему флажками и вырабатывает электрический сигнал при их перемещении и изменении. Данными тензометрами могут быть измерены как продольные, так и поперечные упругопластические деформации, причем в последнем случае имеет существенное значение место измерения в связи с образованием шейки при квазистатическом разрушении. Эта проблема решается путем сканирования тензометром профиля всего образца и регистрации изменения его диаметра по всей базе. При использовании бесконтактных фотоэлектронных тензометров погрешность измерения выше, чем при использовании контактных тензометров, и в отдельных случаях достигает 10…15 %.

При испытаниях на циклическое кручение для измерения угловых деформаций применяются тензометры, основанные на использовании как упругого элемента с тензорезисторами, так и оптических систем. В качестве примера на рис. 3.3.4 показана конструкция комбинированного деформометра для измерения и записи осевых и угловых циклических упругопластических деформаций в условиях сложного малоциклового нагружения.

Деформометр состоит из сборных колец *1*, устанавливаемых на образце с помощью наконечников *2* и *3*. Подвижные наконечники *2* подпружинены, сила их поджатия регулируется винтами *4*. Наконечники *3* представляют собой съемный блок, базирующийся на кольцевом выступе. На верхнем кольце устанавливаются два съемных упругих элемента *6* с расположенными на них тензорезисторами, входящими в два полумоста – управляющий и измерительный, каждый из которых обеспечен термокомпенсацией и компенсацией перекоса колец на образце. Упругие элементы контактируют со шлифованной поверхностью нижнего кольца через винты, устанавливающие их начальный прогиб. Дискретный отсчет осевой и сдвиговой деформации выполняется индикаторными головками *5* часового типа. Метод непрерывной регистрации диаграмм деформирования при переменной температуре основан

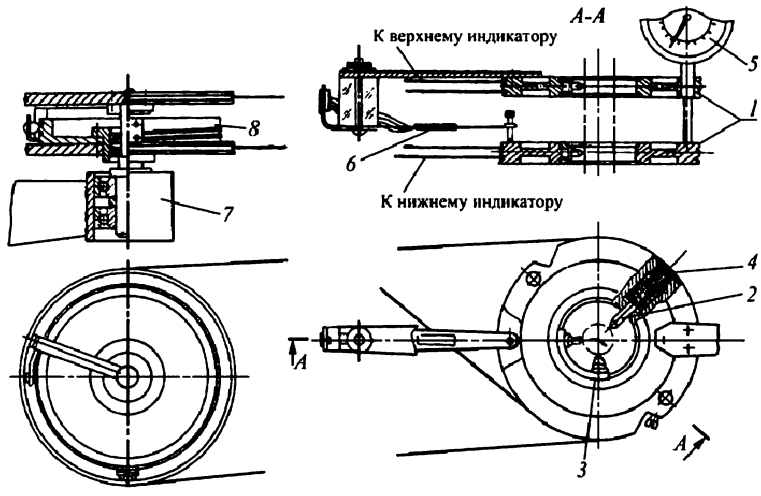


Рис. 3.3.4. Конструкция деформометра для измерения продольных и угловых деформаций образца при сложном режиме малоциклового нагружения

на автоматической компенсации тепловой деформации с помощью функционального реохорда или другой следящей системы путем введения функции изменения термической деформации за термический цикл. Этот метод позволяет осуществить регистрацию механической деформации при любом цикле температур с наличием длительной выдержки в цикле температур (или по режиму "пила"), а также с переменной скоростью изменения температуры на этапах нагрева и охлаждения. Так, при малоцикловых испытаниях в условиях повышенных, в том числе переменных температур, для режима растяжения–сжатия в ряде случаев оказывается удобным использование метода измерения поперечной деформации в наиболее нагретой зоне с последующим ее пересчетом в продольную.

На рис. 3.3.5 показана конструкция поперечного деформометра. В его состав входят

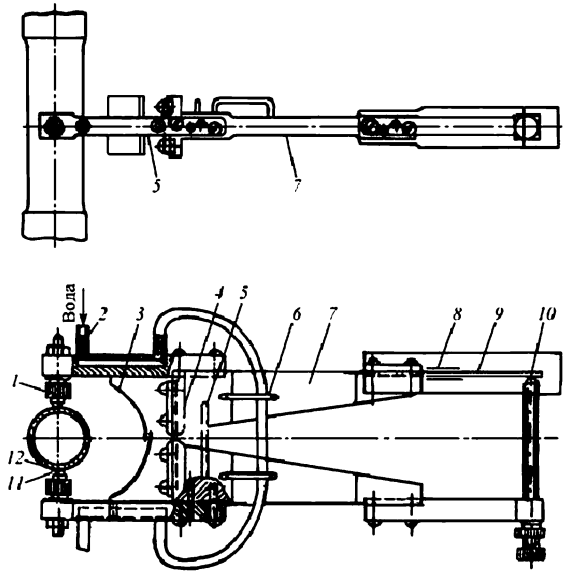


Рис. 3.3.5. Конструкция деформометра для измерения поперечных деформаций цилиндрического образца при высоких температурах

рычаги, состоящие из элементов корпуса *5* и *7*, соединенные упругим шарниром *4*, узел *6* крепления системы охлаждения к экрану, теплоизолирующие втулки *11*, тепловой экран *3* и элементы корпуса *2* с принудительным охлаждением, обеспечивающим при температурах испытания образца до 900...1000 °С надежную работу чувствительного элемента *9* с тензорезисторами *8*, так что температура упругого элемента в зоне тензодатчика не превышает температуру окружающей среды. В металлический наконечник *1* входит керамический стержень *11*, фиксирующий деформометр на образце *12*.

3.3.3. МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ МОМЕНТА ВОЗНИКНОВЕНИЯ ТРЕЩИН В ОБРАЗЦЕ

Малоцикловые испытания образцов осуществляются до момента образования на поверхности образца трещины длиной до 5... 10 % от диаметра образца (для образца с d = = 10 мм длина трещины 0,5...1,0 мм), определяемой визуально или с помощью оптических средств. Допускается проведение испытаний до окончательного разрушения без фиксации появления трещины, когда стадия распространения трещины не превышает 10 % от общей долговечности (числа циклов до разрушения).

При проведении испытаний в жестком режиме нагружения числом циклов до появления макротрещины может считаться зарегистрированное число циклов, соответствующее падению напряжения (нагрузки) в цикле на 25...50 % по сравнению с максимальным или установившимся в процессе эксперимента значением. Такому снижению нагрузки соответствует образование трещины площадью порядка 2 % от площади поперечного сечения образца.

Глава 3.4

МАШИНЫ, УСТАНОВКИ И АППАРАТУРА ДЛЯ МАЛОЦИКЛОВЫХ ИСПЫТАНИЙ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ И ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

3.4.1. МАШИНЫ И АППАРАТУРА ДЛЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Испытательные машины и установки для малоцикловых термомеханических испытаний образцов оснащаются (см. гл. 3.2) электромеханическим, гидравлическим или электрогидравлическим приводом. Машины для испытаний на малоцикловую термомеханическую усталость могут быть оснащены позиционной системой управления, автоматика которой обеспечивает реверс нагрузки при достижении регулируемым параметром (нагрузка, деформация, перемещение, температура) заданного значения. Характер нагружения во времени при этом определяется режимом работы привода и жесткостью системы образец–машина.

Для малоцикловых испытаний при повышенных температурах с особыми требованиями к форме цикла нагрузки, деформации или температуры используются программные испытательные установки, снабженные следящими системами нагружения с обратной связью, в которых регулируемый параметр контролируется не только в экстремальных точках цикла нагружения, но и по всей его траектории в соответствии с заданными законом изменениями этого параметра во времени.

Для испытательных изотермических установок с учетом типа их силового привода частоты нагружения (Гц) составляют:

0,1 (6 цикл/мин) для установок с электромеханическим приводом при управлении по экстремальным значениям;

0,5 (30 цикл/мин) для установок с гидравлическим приводом;

0,02...0,035 (1...2 цикл/мин) для установок с электромеханическим приводом при следящей системе управления;

5...10 (300...600 цикл/мин) для установок с электрогидравлическим приводом.

В случае неизотермического режима испытаний методика и соответствующие машины и установки должны обеспечивать воспроизведение заданных режимов циклического механического и температурного воздействия при синхронизации силового и температурного циклов путем применения соответствующих способов нагружения, нагрева и охлаждения образца.

При неизотермических малоцикловых испытаниях должна быть обеспечена однородность температурного поля, а также поля напряжений и деформаций на расчетной базе образца.

Для обеспечения стабильности заданного режима и получения необходимой информации об условиях деформирования машины и установки оснащаются системами непрерывного измерения, регистрации и регулирования параметров механического и температурного циклов нагружения.

Машины для испытаний на малоцикловую усталость при повышенных температурах в изотермических условиях оснащаются соответствующими системами нагрева образца с автоматическим поддержанием заданной температуры на основе позиционной или следящей системы ее регулирования.

Для проведения неизотермических малоцикловых испытаний применяются машины и установки с заданным циклическим нагревом, режим силового нагружения в которых определяется ограничением тепловых деформаций образца или ограничениями предельных нагрузок или деформаций.

Для сложных режимов неизотермического нагружения используются программные испытательные установки, снабженные следящими системами нагружения и нагрева с обратной связью, которые обеспечивают воспроизведение разнообразных режимов испытаний по заданным законам деформирования и изменения температуры, в том числе с многокомпонентным силовым воздействием.

Машины и аппаратура для неизотермических испытаний должны обеспечивать автоматическую запись напряжений, деформаций и температур во времени и диаграмм циклического деформирования с исключением в необходимых случаях свободной термической деформации образца на измеряемой базе.

Машины должны обеспечивать требуемый температурный режим испытания.

Для нагрева образцов используют нагревательные печи сопротивления, ламповые нагреватели, стержневые нагреватели из тугоплавких и жаропрочных материалов, непосредственное пропускание тока через образец, индукционный способ (токами высокой частоты, наведенными в образце) и др. При этом выполняются условия: погрешность измерений, регистрации и поддержания температур не должна превышать ±1,0 % от заданного максимального значения температуры в течение всего процесса испытаний; измерение и регистрация температуры осуществляются в течение всего процесса испытаний с помощью автоматических измерительных приборов; температура рабочей зоны образца измеряется контактным (термопарным) или бесконтактным (пирометрическим) методами; диаметр термоэлектродов (термопреобразователей) следует подбирать так, чтобы достигнуть стабильных характеристик термопары при высоких температурах и избежать чрезмерной инерционности. Рекомендуемый диаметр термоэлектродов не более 0,2 мм.

Охлаждение образца может быть естественным благодаря теплопроводности от образца к системе теплосъема или принудительным путем продувки воздухом или газом.

Неравномерность распределения температуры на базе измерения деформаций, а также различие максимальной температуры в этой зоне и в зоне образования разрушения образца не должны превышать 1 % от максимальной температуры. Перепад температур по длине образца в зонах измерения деформаций и образования разрушения на длине, не меньшей диаметра образца, не должен превышать 3 °С/мм; поперечный перепад по диаметру образца в указанных зонах не должен превышать 1 °С/мм. Допускается нанесение на образце кернов, рисок, приварка термопар, если при испытаниях это не приводит к преимущественному разрушению образца в этих зонах.

Испытания при повышенных и высоких температурах в условиях изотермического нагружения являются частным случаем неизотермических испытаний. Они могут проводиться на программных установках, предназначенных для неизотермического нагружения.

Машины для испытаний на термическую усталость должны иметь варьируемую жесткость 60...300 кН/мм.

Для измерения деформаций используют (см. гл. 3.3) оптические, тензометрические и другие средства контактного и бесконтактного типов. В процессе испытаний при растяжении–сжатии допускается измерять одну компоненту деформации – продольную или поперечную. В последнем случае продольная деформация определяется расчетным путем. Выбор базы и способа измерения деформаций определяется требованиями к равномерности нагрева и типом используемого образца. Для образцов корсетного типа измеряют поперечную деформацию. При разрушении образца вне базы измерения деформации необходимо выполнить требования, заключающиеся в соответствии условий нагрева образца на базе измерения деформаций и в зоне образования разрушения.

Для регистрации деформаций и нагрузок во времени и по числу циклов используются автоматические самопишущие приборы. Запись диаграмм деформирования (с исключением в соответствующих случаях свободной температурной деформации образца) прово-

дится с использованием двухкоординатных приборов и других средств автоматизации. Для исключения свободной температурной деформации образца применяют системы автоматической компенсации фотоэлектрического, емкостного и других типов, позволяющие выделить для записи и управления режимом нагружения собственно механическую деформацию.

Форму цикла нагружения и нагрева выбирают с учетом целей испытаний или эксплуатационных условий, причем максимальная продолжительность испытания должна быть не менее 10 % от эксплуатационного временного ресурса. При невозможности выполнения этого условия продолжительность испытания сокращается путем применения обоснованных методов эквивалентных циклических испытаний и экстраполяции результатов на требуемую длительность.

Испытания проводят при рабочих температурах реального эксплуатационного режима, в необходимых случаях – с варьированием максимальной и минимальной температуры цикла. Вариация определяется типом материала, возможной величиной заброса температуры и неравномерностью температурного поля при эксплуатации. Допускается проведение испытаний с перерывами. При этом необходима оценка возможного влияния перерывов на определяемые характеристики материала.

Основные схемы режимов изотермических (T = const) и неизотермических (T = var) испытаний приведены на рис. 3.4.1. В необходимых случаях исследуют возможность сочетания режимов нагружения и нагрева, дающую наибольший повреждающий эффект при термомеханическом малоцикловом нагружении. При этом определяют влияние знака напряжений при высокотемпературной выдержке (рис. 3.4.1, *а – г*) и фазы циклов нагружения и нагрева (рис. 3.4.1, *д*, *е*). Допускается проводить испытания по другим режимам, например, с различной варьируемой в полуциклах растяжения и сжатия скоростью деформирования, при ступенчатом изменении температуры в цикле при переходе от растяжения к сжатию (рис. 3.4.1, *ж*) и др.

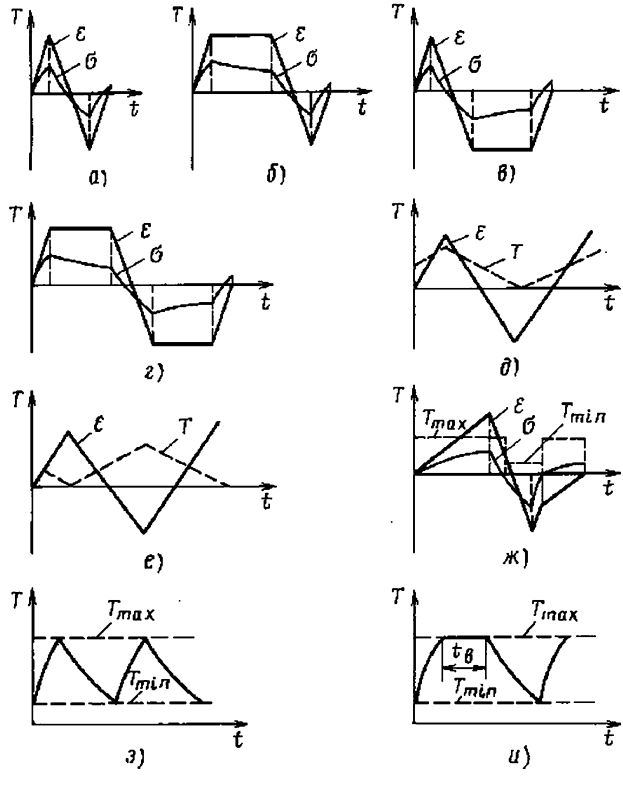


Рис. 3.4.1. Схемы программных режимов испытаний:
T – температура; σ – напряжение; ε – деформация; $t_в$ – время выдержки

Основными типами образцов (см. гл. 3.2) для испытаний при термомеханическом и термоусталостном нагружениях являются гладкие образцы с рабочей частью круглого сечения: трубчатые цилиндрические (рис. 3.4.2, *а*), сплошные цилиндрические (рис. 3.4.2, *б*), трубчатые корсетные (рис. 3.4.2, *в*), сплошные корсетные (рис. 3.4.2, *г*).

Размеры образцов d, d_1, l и R выбирают с учетом рекомендаций в гл. 3.2.

Допускается при необходимости применять подобные по форме образцы других размеров. При этом диаметр рабочей части образца d на растяжение–сжатие должен быть не менее 5 мм, на кручение – не менее 18 мм. При склонности цилиндрических образцов к потере устойчивости, изменению формы или разрушению в переходных зонах рекомендуется использовать корсетные образцы. Допускается также применять цилиндрические образцы с укороченной рабочей частью (l = 2...5 мм, рис. 3.4.2, *б*). Форма и размеры головок образцов зависят от способа их крепления в захватах испытательных машин. Диаметр переходной части образца выбирают с учетом достижения минимальной концентрации напряжений и деформаций в переходных зонах. Допускается применять образцы с навинчивающимися и приваренными головками.

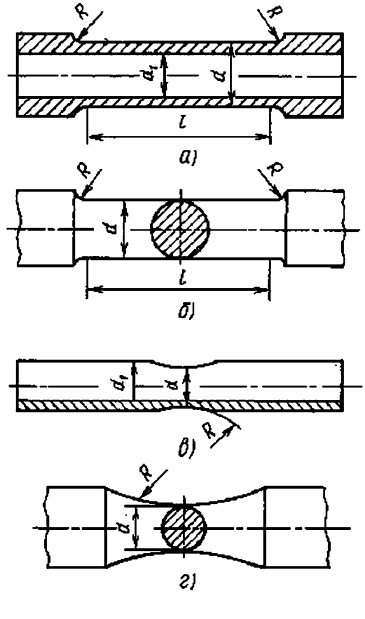


Рис. 3.4.2. Основные типы образцов для термомеханических испытаний

В случае нагрева образцов пропусканием тока должны быть предусмотрены поверхности под нагревательные шины. Учитывая возможное формоизменение рабочей части образца при неизотермических испытаниях, рекомендуется применение корсетных образцов, дающих незначительную концентрацию деформаций в минимальном сечении, и использование поперечного деформометра.

Для испытаний на термическую усталость, кроме указанных образцов, допускается применение: трубчатых корсетных образцов, малых цилиндрических и корсетных образцов; образцов с навинчивающимися и приваренными головками. В особых случаях для изучения влияния технологии изготовления (модифицирование, литье с направленной кристаллизацией и пр.) применяют специальные образцы.

Для проведения малоцикловых испытаний при неизотермических режимах нагружения используются:

машины для испытаний на циклическое растяжение–сжатие (или кручение) в сочетании с независимым циклическим нагревом и охлаждением;

установки для испытаний на термическую усталость при циклическом растяжении–сжатии с заданным термическим циклом;

машины для испытаний при сложном напряженном состоянии (комбинированное растяжение–сжатие и циклическое кручение) в сочетании с независимым циклическим нагревом и охлаждением.

В качестве примера реализации испытательного комплекса с замкнутым контуром регулирования при программном малоцикловом растяжении–сжатии от механического привода в сочетании с циклическим нагревом на рис. 3.4.3 приведена схема установки с пропорциональным регулированием режимов нагружения и нагрева. Установка снабжена системами слежения с обратными связями по нагрузкам (деформациям) и температуре, обеспечивающими непрерывное измерение и регистрацию основных характеристик режима термомеханического нагружения (напряжение, деформация, температура) в виде диаграмм циклического деформирования, развертки изменения параметров нагружения во времени, а также кривых ползучести и релаксации при однократном и циклическом нагружениях.

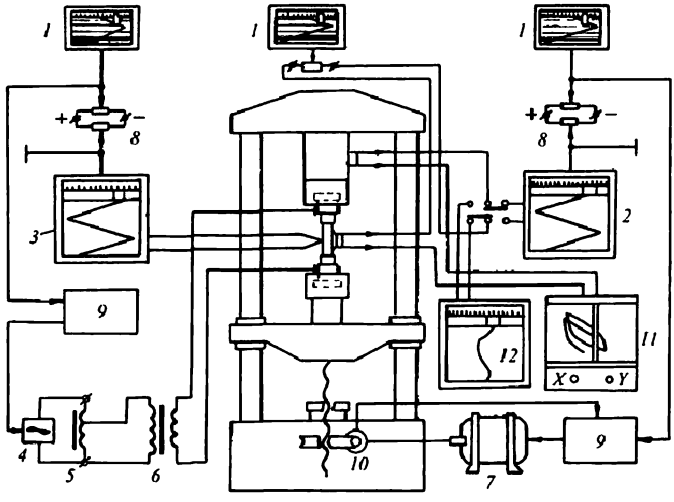


Рис. 3.4.3. Схема электромеханической установки для программных термомеханических испытаний

Система нагружения и нагрева включает в себя: приборы *1*, обеспечивающие задание программ нагрузок (или деформаций) и температуры, компенсацию свободной термической деформации; приборы *2*, *3*, измерения программируемых параметров, снабженные реохордами обратной связи; прибор *12* для регистрации изменения во времени непрограммируемого параметра нагружения, электродвигатель *7* и тахометрический датчик *10*. Программный задатчик (реохорд задания программы нагрузки или нагрева) и измерительный прибор (реохорд обратной связи) образуют мостовые схемы *8*.

При возникновении разбаланса в мостовой схеме сигнал поступает через усилительную аппаратуру *9* на исполнительный элемент (электродвигатель). Нагрев образца обеспечивается пропусканием через него электрического тока с помощью усилительной аппаратуры *9*, исполнительных элементов – блока тиристоров *4* и силовых трансформаторов *5* и *6*. Охлаждение образца осуществляется либо благодаря естественному отводу теплоты через захваты испытательной машины, либо принудительным образом с помощью прокачки воды через полости токоподводящих шин. Измерение механической деформации в данном случае выполняется с помощью поперечного деформометра, а циклическая диаграмма деформирования в координатах нагрузка – поперечная деформация регистрируется на двухкоординатном приборе *11*. При этом термическая составляющая в условиях циклического нагрева исключается из общей деформации с помощью системы автоматической компенсации.

Согласование программ нагружения, нагрева и компенсации термической составляющей деформации проводится с помощью механической фрикционной связи барабанов приборов *1* с приводом от двигателя протяжки программы одного из указанных приборов, что обеспечивает также возможность сдвига программ по фазе. С помощью установки возможны реализация различных программ циклов нагружения и нагрева по схеме жесткого, мягкого и промежуточного нагружений с частотой 1…0,5 цикл/мин в режиме изотермической и неизотермической ползучести и релаксации, а также воспроизведение программируемого однократного нагружения при постоянной или переменной температуре с варьированием скоростей нагружения, деформирования и изменения температуры в широком диапазоне.

Необходимостью воспроизведения переменных температур на образце обусловлен ряд существенных особенностей прежде всего системы нагрева и охлаждения образца. Выбор способа нагрева в значительной мере определяется диапазоном изменения температуры, длительностью цикла нагрев–охлаждение, требованиями к равномерности температурного поля и уровню температурных напряжений.

Регулирование температурного цикла образца по заданным программам с получением достаточных скоростей процесса может быть обеспечено использованием систем, отличающихся малой тепловой инерцией. Такими сис-

темами являются системы нагрева образца пропусканием тока и индукционного нагрева, когда основной расход тепловой энергии определяется массой и размерами образца. Минимальные длительности температурного цикла лимитируются достигаемыми при испытаниях скоростями охлаждения образца, которые оказываются значительно меньше максимальных скоростей нагрева, составляющих 1000 °С/мин и более.

По данным термометрирования при испытаниях корсетных образцов (рис. 3.4.4) с минимальным диаметром 10 мм и радиусом корсета 50 мм получены характерные зависимости изменения температуры образца от времени.

На рис. 3.4.5 приведены экспоненциальные кривые изменения температуры T во времени t при естественном охлаждении образца (кривые *1*, *2*), а также при наличии системы теплосъема в виде водоохлаждаемых шин токоподвода. Кривая *3* соответствует шинам шириной b = 12 мм, крепящихся на переходных цилиндрических участках образца, а кривая *4* – шинам шириной b = 24 мм, осуществляющим теплосъем и с корсетной части образца.

Подтверждение того, что тепловая инерционность рассматриваемой системы невелика, даст сопоставление кривых естественного охлаждения после нагрева образца до 650 °С (кривая *1*) и 450 °С (кривая *2*), которые практически не различаются. Следовательно, запас теплоты в системе в первом приближении зависит только от текущего значения максимальной температуры образца.

По результатам термометрирования образца установлено, что система охлаждения водой, показанная на рис. 3.4.4, при ширине клемм 12 мм обеспечивает достаточные перепады температур в цикле при линейном изменении температуры и длительность цикла 1...2 мин. Указанная длительность цикла приемлема, так как соответствует умеренной трудоемкости циклических испытаний в малоцикловом диапазоне предельных чисел циклов нагружения.

В результате нагрева образцов пропусканием тока возникает выраженный продольный градиент температур. На рис. 3.4.6 показано изменение перепада температур на различных базах корсетного образца при одноминутном треугольном температурном цикле 150...650 °С.

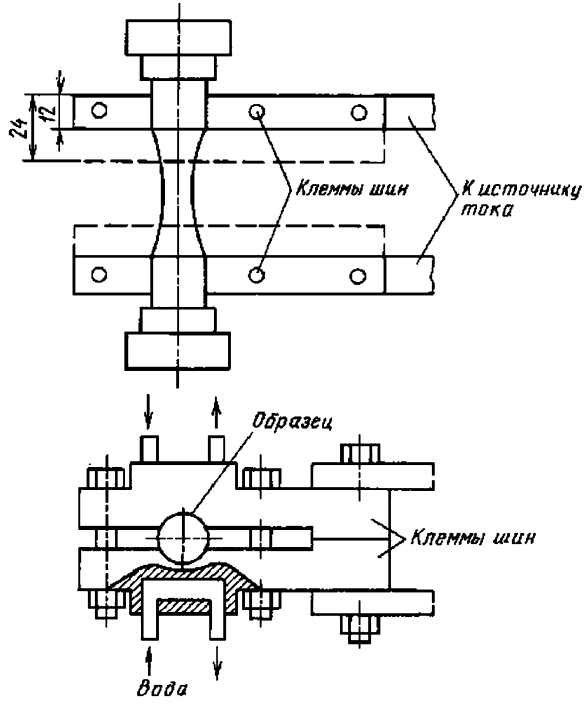


Рис. 3.4.4. Конструкция шин с креплением по цилиндрической и корсетной части образцов

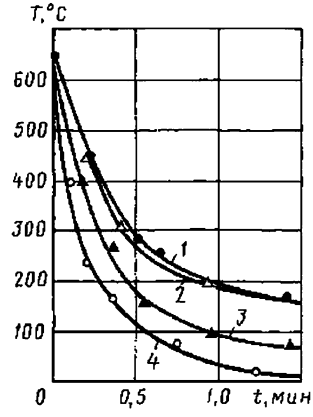


Рис. 3.4.5. Изменение температуры при охлаждении образца

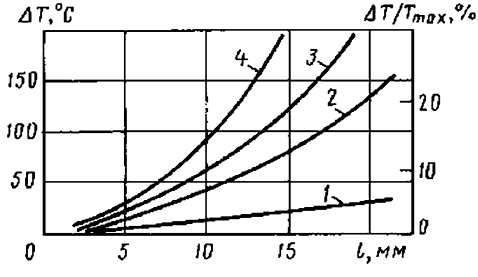


Рис. 3.4.6. Зависимость перепада температуры от базы измерения:
1 – 3 – режим нагружения с температурным циклом 150...650 °С; *4* – режим нагружения с постоянной температурой T = 650 °С

Кривая *2* соответствует нагреву с использованием неохлаждаемых шин, кривые *3*, *4* – нагреву с помощью соответственно узких (b = 10 мм) и широких (b = 20 мм) водоохлаждаемых шин. Перепады температур при стационарном режиме нагрева с максимальной температурой 650 °С оказываются из-за малой тепловой инерционности близкими к перепадам, полученным при выбранной скорости нагрева 500 °С/мин (точки на кривой *4*).

Для сравнения на рис. 3.4.6 показано также изменение перепада температур при нагреве в радиационной печи в условиях стационарного режима (кривая *1*).

Радиальный перепад температур для условий неизотермического цикла нагрева, близких к рассмотренным, составляет порядка 1 % от максимальной температуры на поверхности образца.

Наличие температурных градиентов приводит к возникновению температурных напряжений. Для корректной оценки результатов испытаний и получения сопоставимых данных необходимо, чтобы эти напряжения были достаточно малы. В результате расчета для корсетного образца из стали 08Х18Н9 с диаметром рабочей части 10 мм при распределении температур, соответствующих случаю с охлаждаемыми широкими шинами, получено максимальное значение напряжений порядка 20 МПа.

Циклическое изменение температуры сопровождается тепловым расширением образца, причем при линейном изменении температуры во времени тепловая деформация нелинейна, зависит от характера изменения температуры (нагрев–охлаждение) и наличия выдержек. Для компенсации температурного расширения и получения данных о значениях механических деформаций в канал измерения деформаций вместе с сигналом деформометра вводится в противофазе сигнал от задатчика, программа которого соответствует установившейся тепловой деформации свободного незакрепленного образца при циклическом изменении температуры. Погрешность, возникающая при вычитании сигналов, должна составлять около 1 % от тепловой деформации образца.

Для получения сигнала, соответствующего тепловому расширению образца, перед началом нагружения выполняется "температурная качка" свободного незакрепленного образца с воспроизведением температурного режима испытаний. Регистрация с помощью деформометра и соответствующей аппаратуры сигнала, обусловленного тепловым расширением образца, позволяет скорректировать программу компенсационного задатчика и учесть указанные выше особенности теплового расширения, а также разброс размеров и характеристик теплофизических свойств образцов.

В результате в условиях неизотермического нагружения на двухкоординатных крупномасштабных приборах осуществляется запись диаграмм циклического деформирования в координатах "нагрузка – механическая деформация" и с помощью системы автоматической компенсации исключается из регистрации сигнал на деформометре, вызванный температурным расширением.

В качестве задатчика деформаций в установке (см. рис. 3.4.3) служат фотоэлектрические приборы. Закон нагружения образца в

соответствии с заданным на рис. 3.4.1 режимом определяется программой, которая изготовляется из светонепроницаемой бумаги, наклеиваемой на вращающийся барабан задатчика, скорость которого может ступенчато изменяться путем смены шестерен редуктора. Один оборот барабана соответствует одному циклу нагружения. Для осуществления выдержек на барабане установлены концевые выключатели, срабатывающие при достижении заданного значения деформации e (или нагрузки) и включающие реле времени. При постоянной в течение цикла скорости деформирования считываемая по длине барабана L (рис. 3.4.7, *а*) задатчиком программа имеет вид равнобедренного треугольника.

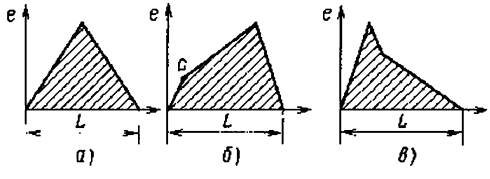


Рис. 3.4.7. Считываемые фотоэлектрическим задающим устройством программы нагружения

Программы нагружения по режимам, приведенным на рис. 3.4.1, с изменяющейся при переходе через напряжение $\sigma = 0$ скоростью деформирования представлены на рис. 3.4.7, *б*, *в*. Положение точки излома C на указанных программах, соответствующей изменению скорости деформирования, определяется экспериментально для каждого исследуемого материала в зависимости от размаха деформаций и при испытании циклически нестабильных материалов корректируется. Рассмотренные режимы нагружения могут быть заданы и с помощью управляющих ЭВМ.

В качестве примера реализации режима циклического неизотермического кручения на рис. 3.4.8 показана принципиальная схема установки с замкнутым контуром регулирования. Наличие следящих систем с обратной связью по нагрузке (крутящий момент) и температуре обеспечивает неизотермическое малоцикловое нагружение практически произвольных независимых программ изменения указанных параметров. Следящие системы крутящего момента (угловой деформации) и температуры включают в себя приборы задачи программ *1*, *2*, приборы измерения программируемых *3*, *4* и

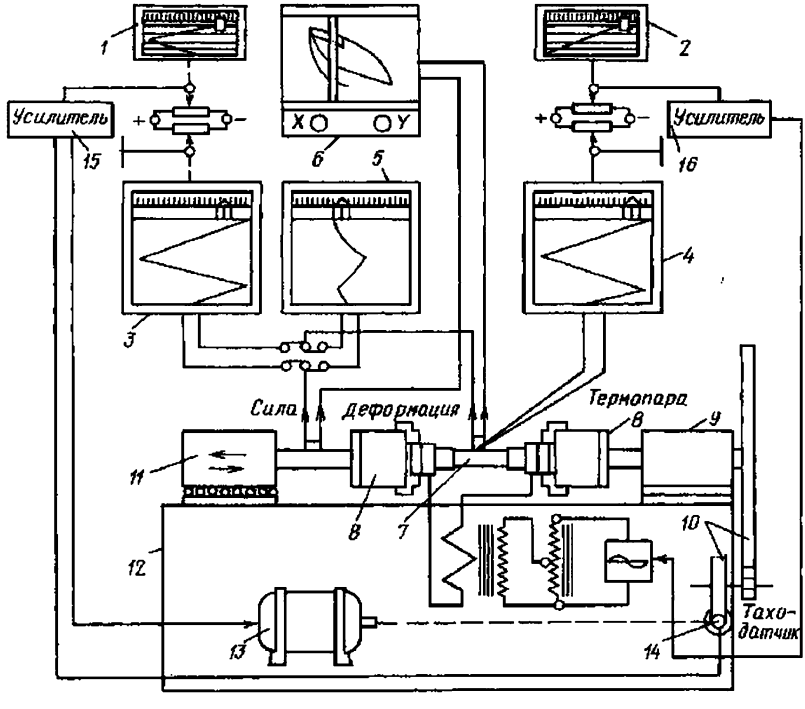


Рис. 3.4.8. Принципиальная схема установки для программных испытаний на кручение

непрограммируемых *5* параметров. Реохорды приборов измерения программируемых параметров образуют мостовые схемы с реохордами задатчиков, сигнал разбаланса которых усиливается усилителями *15*, *16* и обрабатывается соответствующими исполнительными элементами. Диаграммы циклического деформирования регистрируются на двухкоординатном приборе *6*. Собственно механизм нагружения установлен на станине *12* и включает переднюю подвижную бабку *11*, заднюю бабку *9*, червячно-шестеренный редуктор *10*, электродвигатель *13* и таходатчик *14*. Образец *7* закрепляется в стандартных трехкулачковых патронах *8*.

Установка обеспечивает нагружение образца в условиях реверса и возможность свободного перемещения в осевом направлении образца, что исключает температурные напряжения в указанном направлении при циклическом нагреве–охлаждении. Циклический нагрев по программе осуществляется пропусканием тока. При этом программирование в полуцикле охлаждения достигается частично продувкой (с требуемой скоростью) воздуха через внутреннюю полость образца. Измерение и запись крутящего момента и угловой деформации (временна́я развертка), а также циклической диаграммы деформирования (на двухкоординатном приборе) осуществляются с помощью датчиков сопротивления, наклеенных на динамометр и чувствительный элемент деформометра.

Допустимым является использование в ряде случаев установок упрощенного вида и систем нагружения с реализацией одного-двух видов режимов неизотермического малоциклового нагружения (рис. 3.4.9, *а*, *б*). Испытание в этих случаях осуществляется по жесткой схеме позиционного регулирования одного (температура) или двух (нагрузка и температура) параметров режима нагружения (см. рис. 3.4.1, *з*, *и*). Термическое нагружение образца *3* (см. рис. 3.4.9) дополняется силовым нагружением либо путем циклического нагрева–охлаждения термоэлемента *9* (рис. 3.4.9, *а*), либо с помощью эксцентрикового механизма *10* (рис. 3.4.9, *б*).

В первом случае в установке (рис. 3.4.9, *а*) образец *3* последовательно соединен с динамометром *5*, траверсой *7* и термоэлементом *9*. Указанная цепочка закреплена в раме, состоящей из колонн *2* и *6* и плит *4* и *10*. Нагрев образца *3* осуществляется через трансформатор *1*, а термоэлемента *9* – от трансформатора *8*. Термоэлемент охлаждается пропусканием воздуха.

Во втором случае в установке с рычажной системой (рис. 3.4.9, *б*) образец *3* крепят с помощью гайки *5* в силовой раме, состоящей из динамометрических колонн *2* и *8* траверсы *4*. Нижний конец образца через подвижный захват *9* соединен с рычагом *1*, который совершает перемещения с помощью эксцентрика *10*, вращающегося от электродвигателя. Циклический нагрев образца осуществляется от трансформатора *7*. Напряжения измеряются тензодатчиками *6*, наклеенными на динамометрические колонны, а упругопластические деформации – с помощью деформометра (продольного или поперечного) либо определяются расчетным путем.

Для рассмотренных выше установок электрические схемы на основе позиционного принципа управления процессом нагружения обеспечивают синхронизацию циклов нагружения и нагрева, в основном, по экстремальным значениям параметров нагружения.

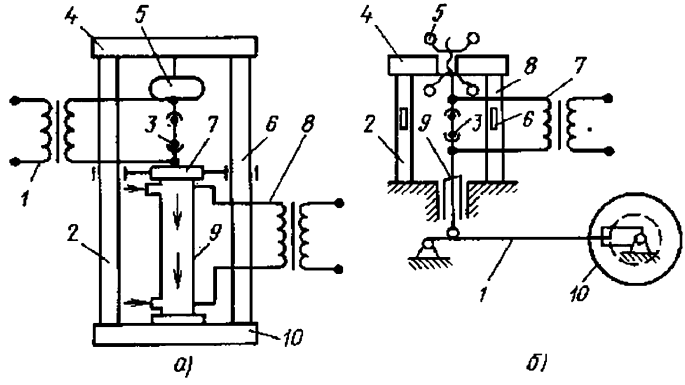


Рис. 3.4.9. Принципиальные схемы установок для нестационарных режимов испытаний

В процессе испытаний на термическую усталость (см. рис. 3.4.1, *з*, *и*) при нагружении образца путем полного (рис. 3.4.10, *а*) или частичного (рис. 3.4.10, *б*) стеснения тепловой деформации образца *1* в условиях циклического нагрева моделируется противофазный режим неизотермического малоциклового нагружения, реализующийся в элементах конструкций вследствие температурных градиентов при нестационарных тепловых полях.

Испытания на термическую усталость с варьируемой жесткостью нагружения обеспечиваются путем добавления упругого элемента *2* (см. рис. 3.4.10, *б*) для разделения механических и температурных эффектов при исследовании сопротивления деформированию и разрушению материала в процессе термоциклического нагружения. В исследуемом объеме материала образца при термоусталостном нагружении реализуется, как правило, промежуточный (между жестким и мягким) способ нагружения с нестационарным процессом циклического упругопластического деформирования. При этом возможны формоизменение рабочей части образца и накопление односторонних деформаций.

В установках с варьируемой жесткостью может быть осуществлен близкий к жесткому режим циклического деформирования. Установка обычно представляет собой раму, состоящую из фланцев, соединенных колоннами, являющимися одновременно динамометрическими элементами. Конструктивно система нагружения с варьируемой жесткостью и крепление образца в захватах в термоусталостных установках реализуются различными способами.

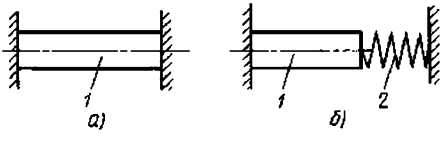


Рис. 3.4.10. Схемы крепления образцов при испытаниях на термоусталость

На рис. 3.4.11, *а* представлена схема установки, в которой циклически нагреваемый и охлаждаемый образец *6* закреплен в захватах *5* и *7* рамы, состоящей из набора стоек *2* и *9* и массивных обойм *1* и *3*, в которых крепятся сменные мембраны *4* и *10*, определяющие жесткость режима испытаний.

В других схемах (рис. 3.4.11, *б*, *в*) крепление образца в раме осуществляется через упругие связи *4* в виде стержня или упругих шайб. Циклические нагрузки в образце регистрируются с помощью динамометрических колонн *2* и *9* и размещенных на них тензодатчиков *8*.

На рис. 3.4.12 в качестве примера показана конструкция установки для испытаний образцов по методике с варьируемой жесткостью нагружения. Две жесткие одинаковые обоймы *11* и *14* связаны между собой тремя колоннами *12*, являющимися одновременно динамометрическими элементами: в средней части колонн размещены тензорезисторы *13*. Динамометры изолированы с помощью текстолитовых втулок *10* и прокладок *9*. При сборке установки обоймы устанавливают параллельно (допуск параллельности 0,02 мм на диаметре шайбы 420 мм) и фиксируют с помощью гаек.

Настройку на заданную жесткость испытаний выполняют с помощью сменных мембран *8* соответствующей толщины, которые центрируют в специальных отверстиях обойм шайб *11*. В каждой мембране имеются специальные соосные отверстия для крепления переходных втулок *7*. Цилиндрическую головку образца *1* крепят во втулках с помощью полуколец *3* и гайки *2* и специальной стопорной гайки-втулки *6*. В верхнюю переходную втулку *7* головка образца входит по скользящей посадке, а в нижнюю – с зазором, который предусмотрен для устранения возможного отклонения от соосности при монтаже образца.

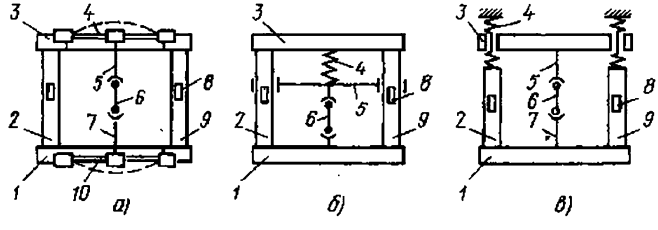


Рис. 3.4.11. Схемы установок для испытаний на термоусталость с варьируемой жесткостью нагружения

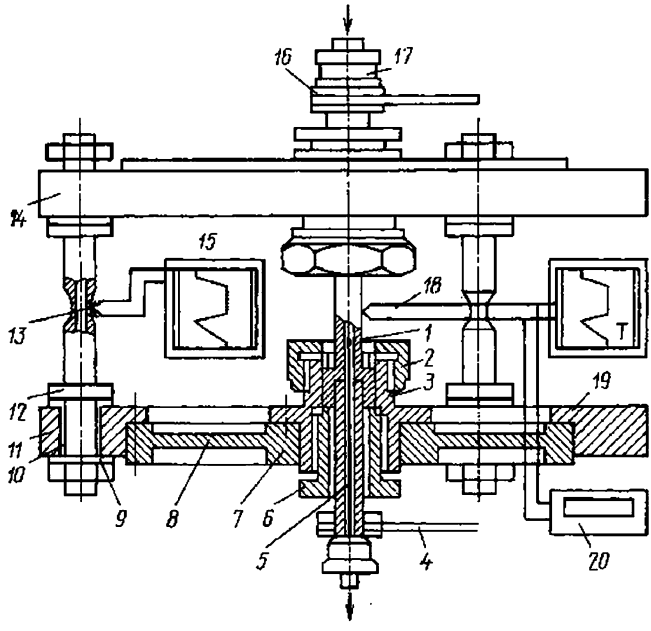


Рис. 3.4.12. Конструкция установки для испытаний на термоусталость

В головки образца ввернуты медные токоподводящие стержни *5*, к которым припаяны медные упорные шайбы *16*, служащие для крепления токоподводящих шин *4*. На стержни *5* навернуты штуцера *17* для подвода охлаждающей среды к образцу.

Термическим циклом нагрева управляют с помощью термопары *18*, которую подключают к регулирующему прибору *20* и для записи цикла температуры – к электронному потенциометру *19*. Запись циклической термической нагрузки (напряжений σ), действующей в образце, осуществляется на самописце *15*.

Противофазный режим неизотермического малоциклового нагружения, соответствующий термоусталостному нагружению, в принципе может быть осуществлен и на установках с независимыми малоцикловым нагружением и циклическим нагревом с варьированием размаха механической циклической упругопластической деформации в широких пределах, в том числе и в случае термоусталостного режима, когда размах механической деформации, возникающей в реальной конструкции, превышает уровень тепловой деформации в заданном диапазоне температур термического цикла.

Неизотермические испытания с большой длительностью цикла проводят при изучении влияния большой длительности (десятки часов) цикла нагружения на циклическую прочность конструкционных материалов. Нагружение образца осуществляется благодаря тому, что при нагревании происходят перемещения нагружающего элемента и образца, материалы которых имеют различные коэффициенты теплового расширения. Испытуемый образец (или несколько образцов при использовании многообразцового приспособления) жестко закрепляется в нагружающем приспособлении, которое помещается в электропечь.

Жесткость приспособления должна превышать жесткость образца в упругой области. Размах деформации в образце определяется расчетным путем с использованием фактических значений коэффициентов теплового расширения материалов образца и приспособления.

В случае закрепления образца в приспособлении путем сварки технология процесса и конструкция приспособления должны обеспечивать высокую надежность сварного соединения и не приводить к остаточным деформациям рабочей части образца. Нагружающее приспособление с образцами подвергается циклическому нагреву–охлаждению. При экстремальных температурах осуществляется выдержка. Появление трещин и разрушение фиксируются визуально и методом разности электрических потенциалов. Данный метод испытаний может быть использован при исследовании влияния облучения или коррозии на длительную циклическую прочность.

Конструкция устройства для проведения испытаний показана на рис. 3.4.13.

Основные виды диаграмм циклического деформирования, соответствующие схемам режимов испытаний на рис. 3.4.1, показаны на рис. 3.4.14:

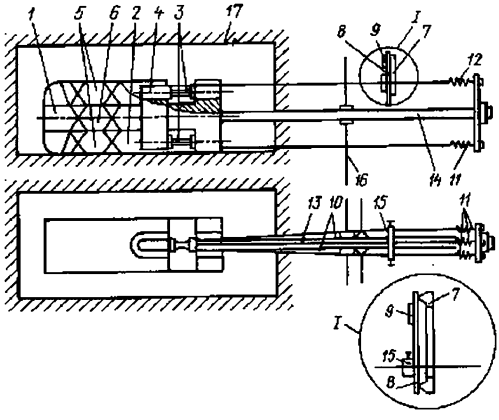


Рис. 3.4.13. Устройство для малоцикловых испытаний с большой длительностью:
1, 2 – соответственно центральный и боковой стержни; *3* – образцы; *4* – накладка; *5, 6* – элементы соответственно боковых и центрального стержней; *7* – рамка; *8* – упругий элемент (балка); *9* – тензорезистор; *10* – боковые струны; *11* – компенсирующие пружины; *12* – поперечина; *13* – центральная струна; *14* – направляющий стержень; *15* – втулка подгрузки упругого элемента; *16* – защитный экран; *17* – печь для нагрева

изотермические испытания (см. рис. 3.4.1, *а*) при симметричном (рис. 3.4.14, *а*, σ = const) и несимметричном (рис. 3.4.14, *б*, σ_{max} = const, σ_{min} = const) мягком и аналогичном жестком нагружении (рис. 3.4.14, *в*, *г*);

изотермические испытания с выдержками (см. рис. 3.4.1, *б* – *г*) при мягком (рис. 3.4.14, *е*) или жестком (рис. 3.4.14, *ж*) нагружении;

неизотермические испытания (см. рис. 3.4.1, *д*, *е*, *з*), при жестком нагружении с синфазными (см. рис. 3.4.1, *д*) и противофазными циклами (см. рис. 3.4.1, *е*) или термоусталость (см. рис. 3.4.1, *з*) с диаграммами на рис. 3.4.14, *з*;

неизотермические испытания с выдержками или варьирусмой скоростью деформирования в полуциклах в синфазном или противофазном (см. рис. 3.4.1, *ж*) режиме с жестким или мягким нагружением (рис. 3.4.14, *е*, *ж*);

термоусталостные испытания без временных выдержек (см. рис. 3.4.1, *з*) и с выдержками (см. рис. 3.4.1, *и*), когда изменяются и напряжения и деформации в цикле (рис. 3.4.14, *з*).

Проведение программных малоцикловых испытаний по режимам, соответствующим рис. 3.4.1, а также полученные диаграммы циклического деформирования (см. рис. 3.4.14) и их параметров позволяют проводить анализ напряженно-деформированных состояний и прочности при различных режимах эксплуатационного нагружения.

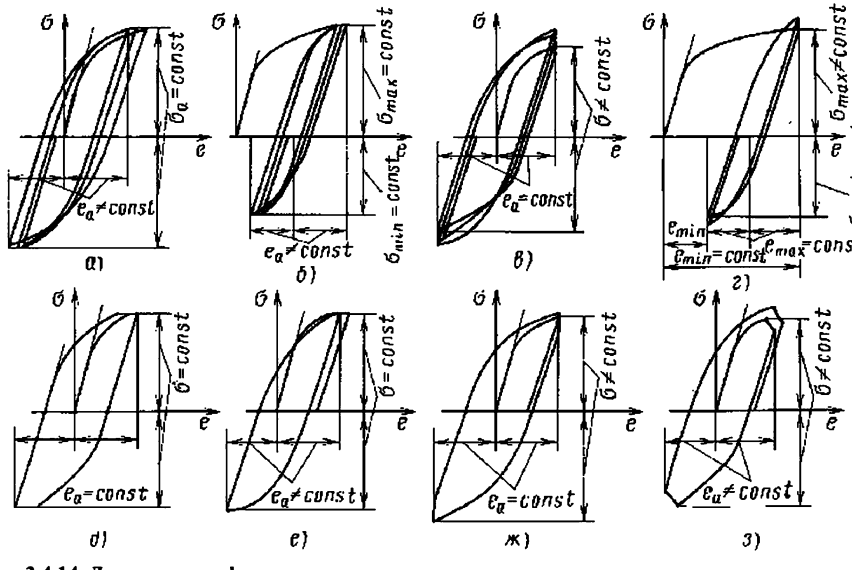


Рис. 3.4.14. Диаграмма деформирования при различных режимах малоциклового нагружения:
σ_a, e_a – амплитуда соответственно напряжений и деформации

3.4.2. МАШИНЫ И УСТАНОВКИ ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Аппаратура для низкотемпературных физико-механических испытаний и металлографических исследований может быть классифицирована следующим образом:

по назначению установки для низкотемпературных физико-механических испытаний подразделяются на предназначенные для изучения механических характеристик, для прямого наблюдения за микроструктурой и структурными превращениями, для исследования деформационной структуры при статическом и циклическом нагружении и для измерения микротвердости и определения физических свойств;

по температуре испытаний до 30...–70 °С (область пониженных температур – климатический диапазон), до –196 °С (область низких температур – глубокое охлаждение), до –253...–269 °С (область криогенных температур – использование криогенной техники);

по способу охлаждения образца – с применением контакта с охлажденными теплопроводящими элементами, путем радиационного излучения и путем непосредственного контакта образца с охлаждающей средой;

по способу борьбы с осаждением конденсата влаги на смотровом стекле или фронтальной линзе объектива – с использованием влагопоглотителей, с использованием форвакуума, с использованием высокого вакуума и с применением прозрачных жидкостей, замерзающих при низкой температуре.

Основными видами механических испытаний при низких температурах являются одноосное статическое растяжение, определение ударной вязкости и трещиностойкости. Исследования низкотемпературной малоцикловой усталости в широком диапазоне температур должны сочетаться с анализом условий перехода от малоцикловых (усталостных и квазихрупких) разрушений к хрупким. Существенное значение при этом приобретают исследования характеристик пластичности и степени развития трещин, определяемых при испытаниях гладких лабораторных образцов. Чтобы оценить влияние накопления малоцикловых повреждений на переход к хрупким разрушениям, необходимо экспериментально установить отношение разрушающих напряжений к пределу текучести и долю хрупкой составляющей от всей поверхности разрушения в последнем полуцикле. Указанные параметры используются для определения первой и второй критических температур хрупкости.

В качестве хладагента при проведении испытаний до –70 °С, т.е. до климатических низких температур, обычно применяют твердую углекислоту (сухой лед) в смеси с денатуратом или этиловым спиртом. При испытаниях до –196 °С хладагентом обычно является жидкий азот или его пары. Эти системы охлаждения сравнительно дешевы и удобны. В качестве хладагента при температуре ниже –196 °С обычно используют жидкие водород и гелий.

Применение жидкого водорода, имеющего температуру кипения –253 °С, сопряжено с большими трудностями. Взрыво- и пожароопасная концентрация водорода в воздухе составляет 4,6...76 %. При этом взрыв воздушно-водородной смеси в открытом пространстве наиболее вероятен при содержании 30...40 % водорода. Кроме того, в случае попадания воздуха в систему с жидким водородом происходит его конденсация с образованием твердых осадков, способствующих детонации и взрыву. Недостатком жидкого водорода как хладагента является также необходимость обеспечения эффективной теплоизоляции. Теплота парообразования жидкого водорода в несколько раз меньше, чем жидкого азота. Даже небольшое количество теплоты, подводимой через тепловые мосты испытательных устройств, приводит к испарению значительных количеств газа. Поэтому возникают определенные трудности при вводе в среду жидкого водорода испытуемых образцов и силовых элементов машин.

Жидкий гелий вполне безопасен для испытаний при низких температурах, но он значительно дороже водорода. Это обусловливает необходимость сложной организации сбора, очистки и вторичного использования испаряющегося газообразного гелия. Из-за сложности теплозащиты при работе с жидким гелием для испытаний обычно применяют небольшие образцы и малогабаритные криостаты. Учитывая, что применение тензометров, передающих деформацию образца, осложняет теплоизоляцию криостата, запись деформации обычно ведут не с рабочей части образца, а со штанг, выходящих за пределы криостата.

В табл. 3.4.1 приведены наиболее часто применяемые хладагенты и их основные свойства.

3.4.1. Основные свойства хладагентов, используемых в производственных и лабораторных условиях

Вещество	Температура кипения при атмосферном давлении, °С	Скрытая удельная теплота испарения		Плотность жидкости, кг/м^3	Отношение объема газа к объему жидкости
		кДж/кг	кДж/л		
Фреон-12	–29,8	167	249	1024	240
Аммиак	–33,3	–	936	681	884
Углекислый газ (твердый)	–78,5	212	171,5	790	650
Фреон	–81,5	149	227,5	1120	204
Криптон	–151,8	105,5	–	2400	270
Метан	–161,4	574	244	426	580
Кислород	–183,0	213,5	243	1136	800
Аргон	–185,7	163	224	1390	790
Воздух жидкий	–187,0	196,9	188	877	675
Фтор	–187,9	172	257,5	1505	880
Азот	–195,8	199,5	161	808	645
Неон	–245,9	87	105	1206	1840
Водород	–252,7	455	31,7	70,9	786
Гелий	–268,9	23,9	2,97	124,8	700

Различают два типа установок для одноосных кратковременных и малоцикловых испытаний: 1) установки, специально создаваемые для испытаний материалов в криогенных условиях; 2) стандартные испытательные машины, оснащенные сконструированными для этой цели герметизированными теплоизолированными камерами-криостатами.

Применение специальных испытательных машин облегчает монтаж образцов и их охлаждение, расширяет температурный диапазон эксперимента, диапазон и скорость приложения нагрузок, позволяет осуществлять дополнительные воздействия на испытуемый материал (контролируемая атмосфера, облучение) и параллельно определять физические характеристики. Современные криостаты, используемые в качестве приставок к стандартным и специальным машинам, позволяют проводить низкотемпературные испытания материалов и в настоящее время получили наибольшее распространение.

Криостаты для низкотемпературных испытаний по конструктивному признаку могут быть разделены на две группы: 1) с двусторонним вводом силовых элементов; 2) реверсивного типа, т.е. с односторонним вводом тяг (рис. 3.4.15).

Устройство криостатов с двусторонним вводом тяг более простое (рис. 3.4.15, *а*). Испытуемый образец, помещенный в двухстенную камеру *2* с тепловой изоляцией, закрепляется между двумя нагружающими тягами *1*, которые присоединяются к захватам испытательной машины. Испытания при –196 °С проводятся в жидком азоте. Недостаток этих криостатов в том, что выходящие из них две силовые тяги являются источником интенсивного подвода тепла, в результате чего имеет место сравнительно большой расход хладагента и применение криостатов этого типа при температурах ниже –253 °С затруднено.

Специальный криостат реверсивного типа (рис. 3.4.15, *б*) позволяет уменьшить теплоподвод. Камера, в которой помещается образец, имеет внешний и внутренний корпуса, пространство между которыми заполнено жидким азотом. Растягивающая нагрузка на образец передается через нагружающую тягу *1* с помощью опорной сжимаемой трубы *6*, к которой крепится нижний захват образца, и расположенного внутри трубы перемещающегося штока, связанного с верхним захватом образца. Реверсивная конструкция силовых вводов дает возможность не только снизить

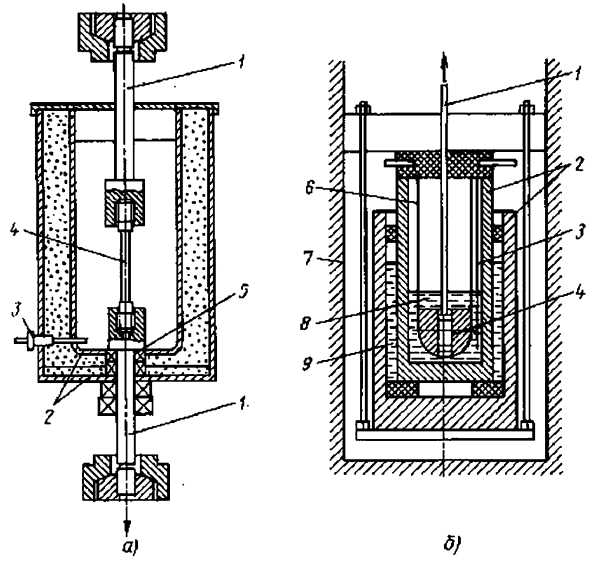


Рис. 3.4.15. Схемы криостатов для испытаний на растяжение при криогенных температурах:
а – с двусторонним вводом тяг; *б* – реверсивного типа с односторонним вводом тяг; *1* – нагружающие тяги; *2* – двухстенный корпус камеры с теплоизоляцией; *3* – штуцер для ввода жидкого хладагента; *4* – испытуемый образец; *5* – тефлоновое уплотнение; *6* – опорная труба; *7* – внешний корпус камеры; *8* – жидкий водород или гелий; *9* – экран из жидкого азота

теплоподвод, но и позволяет вместо двух сальников или сильфонов, уплотняющих штоки, иметь один, работающий при температуре около 20 °С.

При испытаниях в среде гелия необходимо принимать дополнительные меры по тепловой изоляции и герметизации рабочей камеры. Это связано с малой теплотой испарения гелия и необходимостью сохранения его во время испытаний. Для усиления теплоизоляции применяются вакуумные рубашки и азотные ванны. Поверхности экранов, обращенные к рабочей камере криостата, покрывают хромом, никелем или серебром и полируют до зеркального блеска.

В криостатах охлаждение испытуемых образцов производят заливаемой в рабочую камеру криогенной жидкостью, т.е. испытания проводят при температурах, соответствующих температуре кипения сжиженных хладагентов.

Получение характеристик механических свойств при промежуточных температурах достигается путем использования газообразного гелия для теплообмена между образцом и окружающим корпусом. Однако таким методом сложно получать и поддерживать заданную температуру во время испытаний.

Для получения экспериментальной информации о статических и циклических прочностных характеристиках и трещиностойкости материалов при криогенных температурах сконструирована усовершенствованная криокамера, предназначенная для установки на гидравлических, электрогидравлических испытательных системах (рис. 3.4.16). Испытательные системы позволяют реализовать широкий спектр знакопостоянных и знакопеременных нагрузок на образец в диапазоне частот $5 \cdot 10^{-3}$...50 Гц, а также осуществлять (с использованием ЦВМ) съем, хранение, передачу и обработку экспериментальной информации в соответствии с выполняемой программой испытаний. В отличие от традиционных призматических бокс-камер с закрывающейся боковой дверцей эта конструкция позволяет существенно сократить протяженность тепловых мостов между хладагентом и окружающей средой. Криокамера обладает повышенными теплоизоляционными свойствами. Ее внутреннее рабочее пространство имеет диаметр 330 мм, объем хладагента (жидкий азот) порядка 45 л.

Конструктивно камера выполнена как "сосуд в сосуде" с двусторонним торцовым вводом силовых тяг *3* и *7*, которые закрепляют в захватах *13* и *8* испытательной установки. При этом внешний глубоко вакуумированный цилиндрический сосуд *2*, изготовленный из

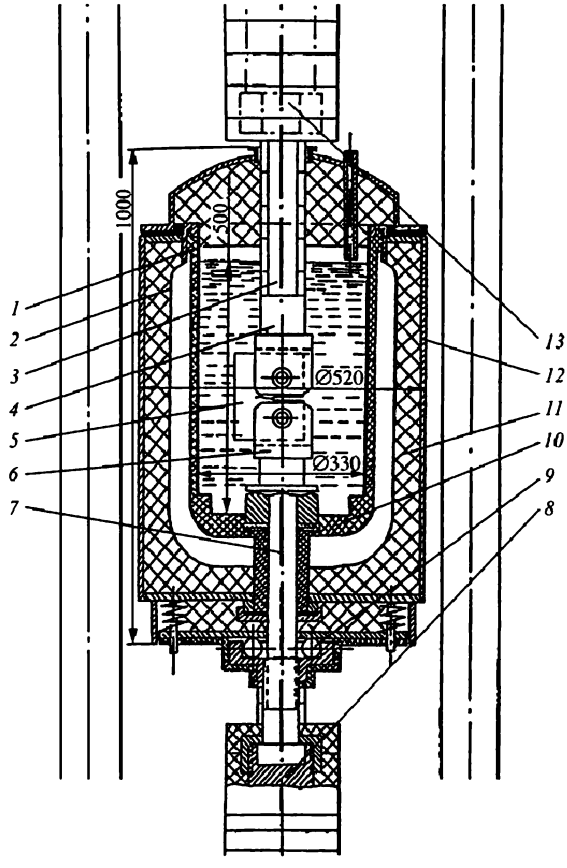


Рис. 3.4.16. Схема усовершенствованной криокамеры

листового алюминия, с двойной стенкой и слоем наружной теплоизоляции *11*, защищенной кожухом *12*, размещается на подшипниковой опоре *9*, фиксируемой на нижней силовой тяге *7* испытательной установки. Внутренний сосуд *1* выполнен в виде легкой, съемной цилиндрической обечайки из листовой коррозионно-стойкой стали, которая снаружи изолирована стеклотканью и размещается в полости внешнего сосуда *2*. Внутренняя обечайка, служащая для заливки хладагента, имеет с днищем фланцевое соединение, герметично уплотненное паронитовой прокладкой и слоем термоизоляции *10*. Зазор между внутренним и внешним сосудами уплотняют листовой поролоновой прокладкой. Обечайку до заливки азота (после разборки фланцевого соединения с днищем) удаляют из внешнего сосуда и поднимают на верхнюю силовую тягу *3*, открывая свободный доступ к захватам *4*, *6* и испытуемому образцу *5* через боковой цилиндрический лючок внешнего сосуда, который в рабочем состоянии герметично закрыт теплоизолирующей крышкой.

Такое конструктивное решение имеет важное значение для криокамер больших вместимости и нагрузочной способности, которые устанавливают на испытательных машинах с силой до 1 МН.

Для проведения испытаний при криогенных температурах в рабочем пространстве внутреннего сосуда предусмотрена установка дополнительного криостата с жидким гелием, который погружается в жидкий азот, заливаемый во внутренний сосуд.

Низкотемпературные приставки к стандартным испытательным машинам мощностью до 100 кН позволяют проводить испытания на статическое и циклическое растяжение при температуре –269...–196 °С (рис. 3.4.17). Особенность установки состоит в том, что стабилизатором температуры является медный

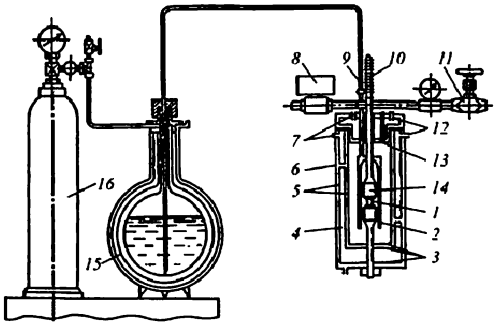


Рис. 3.4.17. Криостат для испытаний на растяжение при $T = -253...-196$ °С:
1 – образец; *2* – распылитель гелия и стабилизатор температуры; *3* – гибкие днища; *4* – камера с жидким азотом; *5* – вакуумные рубашки; *6* – испытательная камера; *7* – штуцер для подвода азота; *8* – управляющий соленоид дренажного клапана; *9* – подвод гелия; *10* – сильфон; *11* – выпускной клапан грубой регулировки; *12* – клапан для отвода азота; *13* – термопара; *14* – захваты; *15* – сосуд Дьюара; *16* – баллон со сжатым гелием

распылитель *2* гелия, расположенный в центральной части криостата, который представляет собой цилиндр с двойными стенками и запаянным дном. На внутренней поверхности распылителя имеется большое число отверстий малого диаметра, через которые на образец и захваты направляется непрерывный поток жидкого гелия. Интенсивность выхода гелия регулируется соленоидом *8* дренажного клапана, помещенным на выходном патрубке. Управление работой клапана осуществляется с помощью медно-константановых термопар и специальной чувствительной аппаратуры. Вокруг образца образуется смесь жидкого и газообразного гелия, где может быть достигнута любая температура с погрешностью 1 °С регулировкой притока жидкого гелия к распылителю.

Газообразный гелий удаляется из рабочей камеры через отверстие для верхнего захвата и, обтекая штангу верхнего захвата, снижает интенсивность тепловых потоков, поступающих в испытательную камеру. При работе машины перемещается только нижний захват, а верхний остается неподвижным. Ударную нагрузку в момент разрушения образца "смягчает" сильфон *10*. Испытательная камера изготовлена из аустенитной коррозионно-стойкой тонколистовой стали типа 18-10. Тепловая изоляция осуществляется с помощью двух вакуумных рубашек *5* и камеры *6*, заполненной жидким азотом. Захваты изготовлены из высоколегированного аустенитного сплава на основе железа (25%Ni, 15%Cr, 2,7%Mo, 2,2%Ti), обладающего удачным сочетанием высоких прочности и вязкости с низкими теплопроводностью и теплоемкостью при криогенных температурах. Длина внутренней камеры криостата порядка 380 мм, диаметр 13 мм. Тепловое расширение компенсируется гибкими днищами *3*, изготовленными из коррозионно-стойкой стали.

Запись диаграммы деформирования проводится с помощью электронного потенциометра. Нагрузка измеряется динамометрическим датчиком, сигнал от которого подается на самописец.

Более простым методом, при реализации которого используется газообразный распылитель такого же типа, является прокачка газообразного гелия с помощью мощного форвакуумного насоса (рис. 3.4.18). Удобство этого метода и его преимущества перед описанным выше состоят в использовании для прокачки того же форвакуумного насоса *5*, что и для прокачки гелия при получении заданной температуры, и весьма простое поддержание необходимой температуры с помощью вентиля *4* для регулировки температуры.

Проведение малоцикловых испытаний в диапазоне температур +20...–196 °С с записью диаграмм циклического деформирования возможно на гладких трубчатых образцах с получением вязких, квазихрупких и хрупких разрушений.

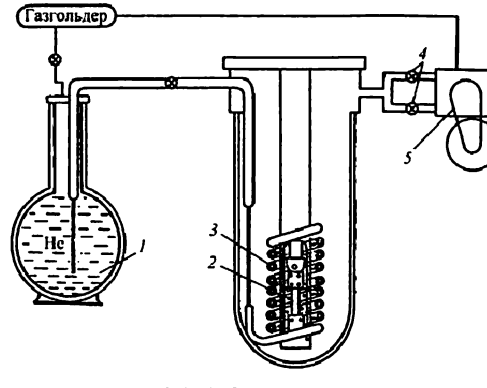


Рис. 3.4.18. Схема установки для низкотемпературных испытаний с прокачкой газообразного гелия:
1 – гелиевый сосуд Дьюара; *2* – образец; *3* – распылитель; *4* – вентили для грубой и тонкой регулировки; *5* – форвакуумный насос

На машинах с силой до 100 кН предусмотрено испытание трубчатых образцов с наружным диаметром до 20 мм и толщиной стенки 1...2 мм. Продольные деформации измеряют на базе до 50 мм деформометром, содержащим упругую скобу с датчиками сопротивления, которую закрепляют на рабочей части образца. Если внутрь образца подавать регулируемую струю паров жидкого азота, то можно при его минимальном расходе охладить образец до очень низких температур, сохраняя принятые для 20 °С схему измерения сил и деформаций и конструкцию узлов крепления образца.

На рис. 3.4.19 показана схема приспособления для охлаждения образца. При включении нагревателя *1* пары азота из сосуда Дьюара *2* поднимаются по трубопроводу и через штуцер *3* поступают в насадку, вставленную внутрь образца *4*. Насадка представляет собой пробку *5* со вставленной внутрь дуралюминовой трубкой *6*, проходящей по всей длине образца. Пробка по наружной поверхности плотно входит в верхнюю головку образца. С нижней стороны в головку образца вставлена заглушка *7*, которая изменяет направление паров азота, выходящих из насадки, на обратное, заставляя их двигаться между трубкой *6* и стенкой образца. При этом происходит охлаждение образца, а нагретые пары азота выходят в атмосферу через три дроссельных отверстия диаметром 2 мм, сделанных в утолщенной части образца. Температура образца контролируется термопарой *8*, подключенной к электронному потенциометру *9*, снабженному регулятором. При достижении заданной температуры потенциометр выключает нагреватель *1*, испарение азота в сосуде Дьюара прекращается, давление падает и пары холодного азота не поступают внутрь образца. Образец нагревается. Далее цикл повторяется. Время охлаждения образца от 20 °С до –196 °С около 30 мин. При низких температурах (–150...–196 °С) и длительных выдержках можно уменьшить расход азота путем создания тепловых барьеров в верхнем *10* и нижнем *11* захватах машины, что достигается пропусканием охлажденной жидкости через специальные полости.

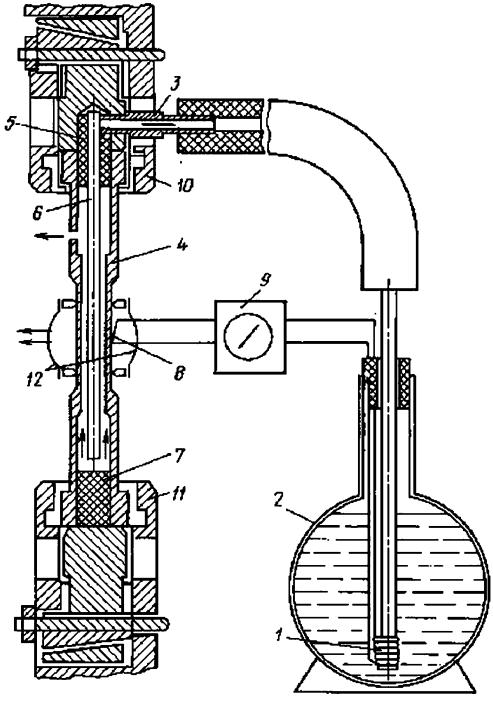


Рис. 3.4.19. Схема приспособления для охлаждения трубчатого образца

Чтобы оценить неравномерность распределения температуры вдоль образца были проведены соответствующие исследования с помощью пяти термопар, приваренных через равные промежутки на рабочей части образца и поочередно подключаемых к регистрирующему прибору. Неравномерность температуры по длине образца на всех уровнях не превышала ±5 % на 1 см его длины.

Рассматриваемая система охлаждения образца обеспечивает свободный доступ к его рабочей части и позволяет использовать измерители деформаций различного рода (не прибегая к их тепловой защите), а также наблюдать за поведением образца в процессе испытаний. Использование серийного измерителя деформаций при низкотемпературных малоцикловых испытаниях показало, что линейность и стабильность его работы сохраняются в широком интервале температур. При испытаниях в диапазоне –100...–170 °С и ниже температура упругого элемента деформометра оставалась не ниже –10 °С. Такой перепад температур обеспечивается в основном воздушной прослойкой между образцом и упругим элементом деформометра *12*. Во избежание конденсации влаги на упругом элементе его либо защищают ватой, которую периодически меняют, либо покрывают пушсалом.

Точные измерения температур и деформаций, относящиеся к числу сложных задач в технике низкотемпературного эксперимента, определяют основные условия корректного проведения такого эксперимента.

Для измерения низких температур применяют жидкостно-стеклянные термометры, металлические и полупроводниковые термометры сопротивления и термопары.

До –120 °С температуру с достаточной точностью можно измерять с помощью стеклянных термометров, заполненных термометрической жидкостью. Сложность использования жидких металлов для заполнения термометров обусловлена их относительно высокой температурой затвердевания. Ртуть остается жидкой до температуры –38,9 °С. Рабочая температура жидкометаллического термометра может быть понижена до –55 °С при использовании эвтектической смеси ртути с таллием. При более низких температурах в качестве термометрических используются органические жидкости (спирт, пропан или пентан), недостатками которых являются повышенные летучесть и вязкость, а также то, что они смачивают стенки капилляра. Пентановые термометры сохраняют удовлетворительную подвижность жидкости в капилляре до –120 °С. Жидкостно-стеклянные термометры, заполненные органическими жидкостями, обеспечивают погрешность измерений 1...2 °С.

При температурах ниже –120 °С для измерения используют термометры сопротивления и термопары. Принцип действия термометров сопротивления основан на свойстве твердых тел изменять свое электрическое сопротивление в зависимости от температуры. Различают металлические и полупроводниковые термометры сопротивления. Из металлических термометров сопротивления наиболее надежным является термометр, в котором в качестве чувствительного элемента применена спираль из чистой, свободной от механических напряжений, платины. Этот термометр является эталонным, воспроизводящим международную температурную шкалу. Платиновые термометры сопротивления обладают высокой чувствительностью и точностью вплоть до гелиевых температур. При гелиевых температурах сопротивление платиновых термометров падает настолько, что остаточное сопротивление начинает играть доминирующую роль в общем сопротивлении термометра. В гелиевой температурной области остаточное сопротивление, сильно зависящее от чистоты платины, является причиной разброса характеристик. При легировании платины небольшими добавками переходных металлов были созданы термометры, сохраняющие более высокие значения температурного коэффициента изменения сопротивления, чем при использовании чистой платины, и способные получать надежные измерения вплоть до –273 °С.

На рис. 3.4.20, *а* представлена схема платинового термометра сопротивления, обычно используемого для работы при температурах 10...250 К. Термометр состоит из тонкой платиновой спирали *1*, намотанной на кварцевый каркас и заключенной в герметичную стеклянную гильзу *2*, из которой выведены проводники *3* для включения термометра в схему.

В некоторых случаях при низких температурах применяют никелевые и медные термометры, имеющие более высокие температурные коэффициенты изменения сопротивления, а также сплавы из этих металлов, однако из-за сильного влияния микропримесей на точность измерений их показания не всегда стабильны. При низких температурах усиливается влияние дефектов решетки на электрическую проводимость. Чувствительность медно-никелевых термометров сопротивления может быть повышена путем дополнительного легирования матрицы Fe и Co или Fe и Mn в количестве до 2 ат. %.

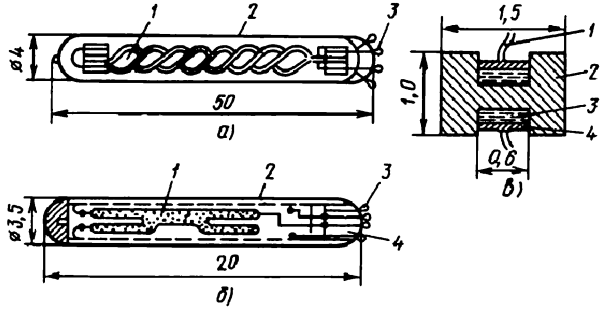


Рис. 3.4.20. Схемы термометров сопротивления:
а – платинового; *б* – германиевого; *в* – полупроводникового

Достаточно высокой точностью воспроизведения показаний в температурном диапазоне –269 °С...+20 °С характеризуется термометр, в котором чувствительным элементом является проволока из индия высокой чистоты. Индиевые термометры можно градуировать по температуре перехода в сверхпроводящее состояние (–269 °С), т.е. без непосредственного сравнения результатов измерений с помощью первичного прибора.

Для температурных измерений до –271 °С чаще используются термометры сопротивления из германия. Получение монокристаллов германия высокой чистоты хорошо освоено промышленностью; легирование сурьмой, галлием, мышьяком также не вызывает трудностей.

Германиевые термометры характеризуются высокой чувствительностью и точностью воспроизведения показаний (порядка 0,001 °С). На рис. 3.4.20, *б* приведена схема германиевого термометра. Чувствительный элемент *1* из легированного германия находится в металлической гильзе *2*, герметически закрытой стеклянной крышкой *4*, через которую наружу выведено четыре платиновых проводника *3*.

В настоящее время разработаны универсальные цифровые измерители низких температур, в которых в качестве первичных преобразователей использованы германиевые датчики. Недостатком термометров этого типа является их высокая чувствительность к действию магнитных полей, а также к вибрационным и ударным нагрузкам. Кроме того, они проявляют нестабильность при многократных охлаждениях до низких температур.

Общим недостатком металлических термометров является потеря ими чувствительности по мере понижения температуры и приближения к абсолютному нулю. В этих условиях более целесообразно использовать полупроводниковые термометры. С понижением температуры чувствительность полупроводников в отличие от чувствительности металлов увеличивается, поэтому их применение более предпочтительно. Полупроводниковые термометры отличаются малыми габаритными размерами и массой, низкой инерционностью, хорошей работоспособностью в электрических и магнитных полях, сохранением стабильности параметров в условиях многократных охлаждений и нагревов.

Схема миниатюрного полупроводникового термометра сопротивления с многокомпонентным легированием приведена на рис. 3.4.20, *в*. В полупроводниковом столбике *2* с двух сторон вытравлены отверстия, заполненные сплавом *4*, к которому припаяны проводники *1* для включения датчика в электрическую цепь. Рабочим элементом термометра является тонкая пленка *3* толщиной 0,1 – 0,3 мм, расположенная между переходными слоями.

Для низкотемпературных измерений, особенно в температурном диапазоне до –253 °С, широко используют термопары. Термопара представляет собой два проводника из разнородных материалов, одна пара концов которых соединена друг с другом. Место соединения называют спаем. Если температура спая отличается от температуры свободных концов, то между ними возникает разность потенциалов – термическая электродвижущая сила (термоЭДС), которая позволяет определить температуру спая. ТермоЭДС измеряется с помощью милливольтметра или потенциометра, включаемого в цепь термопары. Значение термоЭДС зависит только от разности температур спаев, а если температура одного из них жестко фиксируется, то – только от температуры рабочего спая. В этом случае необходимо лишь произвести градуировку термопары, т.е. экспериментально определить термоЭДС при различных температурах рабочего спая. Материалы термоэлектродов должны обеспечивать достаточно высокие значения термоЭДС и хорошую воспризводимость термоэлектрических характеристик для сплавов одного состава, обладать термоэлектрической однородностью по длине термопарной проволоки и достаточной механической прочностью, технологичностью, низкой стоимостью и т.д. Особенно важны высокие значения ЭДС, так как от развиваемой термоЭДС непосредственно зависит точность измерения температуры. Оптимальные пары для конкретных диапазонов температур образуют из различных комбинаций чистых элементов и сплавов.

К достоинствам термопар относятся простота изготовления, сравнительно низкая стоимость, малое время установления равновесия. Кроме того, термопары легко размещаются в сложной аппаратуре.

Недостатком термопар является потеря ими чувствительности при низких температурах, связанная с падением термоЭДС пропорционально температуре (при абсолютном нуле температуры термоЭДС становится равной нулю). При использовании термопар велики

погрешности измерений, вносимые паразитными ЭДС. Важную роль играет гомогенность применяемой проволоки. Теплый спай необходимо поддерживать при строго постоянной температуре (обычно при 0 °С) с помощью ледяной ванны. Малые термоЭДС обусловливают необходимость применения высокочувствительных приборов для их регистрации.

В процессе механических испытаний уровень (высота) охладителя в криостатах должен контролироваться и поддерживаться в пределах заданных значений. Для измерения уровня используют полупроводниковые датчики сопротивления, механические уровнемеры поплавкового типа и другие приборы. Полупроводниковые датчики включают в электрическую цепь. Нагрев датчиков сопротивления, а следовательно, и ток в цепи зависит от эффективности отвода теплоты, определяющейся средой (жидкой или газообразной), в которой находятся датчики. При понижении уровня жидкости ниже уровня датчика сила тока резко возрастает.

Для определения характеристик механических свойств необходимо точно измерять деформацию образцов (см. подразд. 3.3.2). Измерение продольной деформации при испытаниях на растяжение-сжатие может проводиться как непосредственно на образце, так и с использованием индикатора, укрепленного на колонне испытательной машины. Во втором случае индикатор регистрирует не только деформацию собственно образца, но и перемещения всех элементов испытательной машины. Разность общей деформации, зарегистрированной индикатором на колонне, и деформации самой машины является деформацией образца на расчетной длине. Деформацию машины определяют экспериментально. Измерение деформации с помощью индикатора, установленного на колонне испытательной машины, является наиболее простым, хотя и наименее точным способом определения деформации исследуемого образца. Бóльшая точность достигается при использовании экстензометров различного типа, закрепленных непосредственно на рабочей части образца. Посредством экстензометров, применяемых при 20 °С, деформацию определяют непосредственно с помощью механических или оптико-механических устройств: индикаторов часового типа, рычажных тензометров, зеркальных приборов типа прибора Мартенса. Для низкотемпературных измерений эти системы неприменимы из-за очень сложного доступа к охлажденной зоне. В этих условиях наиболее точное измерение деформации достигается с помощью тензометров, установленных на образце, с последующей передачей сигнала к регистрирующему прибору. К регистрирующему прибору сигнал может поступать либо благодаря механическим звеньям, передающим деформацию из холодной зоны в зону с температурой 20 °С, либо вследствие превращения механической деформации в изменение электрических характеристик (сопротивления, напряжения, емкости). В ряде случаев применяется комбинация этих приемов. Для измерения деформаций используют тензодатчики сопротивления и линейные дифференциальные трансформаторы.

В комбинированных системах измерений термометр крепится к испытуемому образцу двумя зажимами, соединенными с трубками, вставленными одна в другую и выходящими за пределы рабочей камеры. Удлинение образца приводит к относительному перемещению выступающих из криостата трубок, которое с помощью рычажной системы передается на плунжер индукционного датчика дифференциально-трансформаторного типа. Для фиксации выходного сигнала может быть использован двухкоординатный самописец.

Для измерений деформаций при криогенных температурах наиболее широкое распространение получили тензодатчики сопротивления. Используют как проволочные тензорезисторы, так и напыленную металлическую фольгу на полимерной подложке. Тензорезисторы прикрепляются с помощью специальных клеев, которые подбирают в зависимости от характера изменения его свойств при различных температурах. Материал тензочувствительного элемента должен обладать достаточно большим удельным сопротивлением и иметь малый температурный коэффициент изменения сопротивления при различных температурных условиях проведения измерений. Этими свойствами в значительной мере обладают медно-никелевые сплавы, например константан.

Для наблюдения за образованием и развитием микромакротрещин и фотографирования микроструктуры поверхности образца обычно используют герметичное окно в оболочке криостата, которое представляет собой две плоскопараллельные пластинки из кварцевого стекла с вакуумной прослойкой между

ними. При этом используется оптическая система с объективами, имеющими большое рабочее расстояние (не менее 12...15 мм). Увеличение при этом достигает ×50...250.

Металлографическое исследование деформированных металлов, проводимое при больших увеличениях, должно сочетаться с макроскопическими наблюдениями всей поверхности. Кроме того, существует ряд явлений (появление пузырьков газа у полос скольжения, возникновение сбросов, развитие макроскопических полос), которые нужно исследовать с помощью оптических систем с малым увеличением. Использование оптических систем с большим и малым увеличением затруднено малыми размерами оптических окон. В связи с этим для наблюдений за поверхностью деформируемого образца целесообразно использование волоконной оптики.

Применение волоконной оптики при низкой температуре (до –269 °С) дает возможность непосредственно заглянуть в низкотемпературную камеру. При передаче изображения из криостата наружу возникает ряд принципиальных трудностей, при решении которых волоконная оптика имеет несомненные преимущества перед микроскопами прямого наблюдения. Яркость изучаемого изображения очень мала, поэтому нужна оптика с большой силой излучения. Волоконный световод имеет большую силу излучения, чем система линз. При охлаждении вследствие изменения размеров криостата система линз требует дополнительной фокусировки, а волоконная оптика не требует. Из-за большого пути, проходимого лучом света (1 м), система линз должна быть усилена промежуточной оптикой, а для устройств со световодами этого не требуется.

В качестве волоконно-оптического устройства (рис. 3.4.21) может использоваться сплавленный волоконный световод диаметром 3 мм и длиной до 1,5 м. Светосила такого световода достигает 1 : 1. Изображение, передаваемое с одного конца на другой, нет необходимости фокусировать, и отсутствуют потери на затенение. Потери на поглощение в видимой части составляют около 30 % на 1 м. Разрешение может быть доведено до 40 линий на 1 мм, что достаточно для целей эксперимента. Наблюдаемый объект изображается на люминесцентном экране. Люминофор наносится на защитное стекло, прикрепленное к торцу световода. Наиболее сложным в данной конструкции является теплоподвод по волоконному световоду к охлаждаемой гелием части криостата и герметичное уплотнение световода.

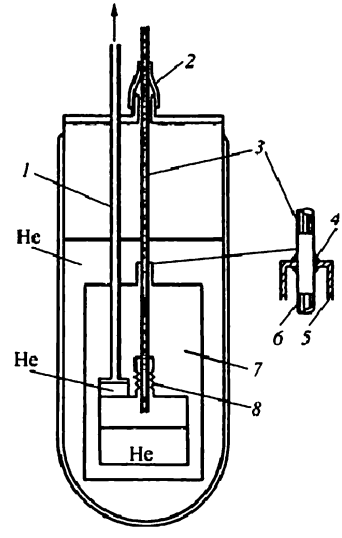


Рис. 3.4.21. Схема криостата со световодом:
1 – откачная трубка из коррозионно-стойкой стали; *2* – резиновая втулка; *3* – волоконный световод; *4* – паяное соединение; *5* – латунная втулка; 6 – платиновое покрытие; *7* – вакуумная камера; *8* – сильфон

При пониженных и криогенных температурах могут быть реализованы те же режимы испытаний, что и при повышенных температурах (см. рис. 3.4.1) с получением соответствующих диаграмм деформирования (см. рис. 3.4.14).

Глава 3.5

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ МАЛОЦИКЛОВОМУ ДЕФОРМИРОВАНИЮ И РАЗРУШЕНИЮ

3.5.1. ПРОВЕДЕНИЕ ИСПЫТАНИЙ

Условия и порядок проведения малоцикловых испытаний регламентированы рядом нормативных документов.

Основным видом нагружения при испытании на малоцикловую усталость является равномерное растяжение–сжатие. Для определения параметров диаграмм циклического деформирования может быть использовано циклическое кручение тонкостенных трубчатых образцов. При получении характеристик малоциклового разрушения образцов листовых материалов допускаются испытания при плоском изгибе.

Испытания при малоцикловом нагружении проводят при симметричном и асимметричном циклах деформаций (жесткое нагружение) и напряжений (мягкое нагружение). Для оценки влияния на характеристики деформирования и разрушения асимметрии цикла напряжений и деформаций испытания осуществляют не менее, чем при трех коэффициентах асимметрии r_σ и r_ε.

Максимальная частота нагружения ограничивается таким образом, чтобы обеспечить требуемую точность поддержания деформаций и напряжений, а также исключить саморазогрев образца до температуры выше 50 °С для легких сплавов и 100 °С для сталей.

Сравнительные испытания рекомендуется проводить на одной частоте нагружения.

Для регистрации диаграмм циклического деформирования допускается переход на более низкие частоты, соответствующие требуемой разрешающей способности и точности приборов записи параметров нагружения.

Допускается проведение испытаний с перерывами. При этом необходима оценка возможного влияния перерывов на характеристики циклического деформирования и долговечность образцов.

Испытания продолжаются до момента образования трещины размером, не превышающим до 5...10 % от диаметра образца d (для образца с d = 10 мм размер трещины – 0,5...1,0 мм). Момент образования трещины определяется визуально или с помощью оптических средств. Допускается проведение испытаний до окончательного разрушения при числе циклов N_f без фиксации появления трещины, когда стадия распространения трещины не превышает 10 % от общей долговечности.

Для проведения испытаний при жестком нагружении вместо числа циклов N до появления макротрещины может регистрироваться число циклов, соответствующее падению напряжения (нагрузки) при растяжении в цикле на 25...50 % по сравнению с максимальным или установившимся значением.

Для построения кривой усталости испытывается не менее 12 образцов на разных уровнях (не менее четырех уровней).

При необходимости определить статистические характеристики рассеяния долговечности на каждом уровне нагружения испытывают 10 – 12 образцов и определяют средние значения $\lg N$ и дисперсии $S_{\lg N}$.

Результаты испытаний исключаются из дальнейшего рассмотрения в следующих случаях:

при разрушении образца за пределами его расчетной длины или при потере устойчивости;

при несоблюдении точности заданных в одном или нескольких циклах нагружения амплитуд деформаций или нагрузок;

при дефектах материала, выявленных в изломе;

при значительном формоизменении рабочей части трубчатого образца (локальная потеря устойчивости).

Перед проведением испытаний образцы подготавливаются следующим образом:

контролируется маркировка образцов;

проверяется соответствие образца требованиям его чертежа (точность размеров, качество поверхности и т.д.);

измеряются фактические размеры образца и вычисляется площадь поперечного сечения;

определяются твердость и микротвердость материала образцов;

результаты измерений и вычислений заносятся в протокол испытания;

образцы, не соответствующие требованиям чертежа и техническим условиям на материал, отбраковываются.

До начала испытаний выполняют поверку испытательной машины на соответствие тарировке по силам, используют образцовые динамометры не ниже 2-го класса. Тарировку осуществляют как при растяжении, так и при сжатии. Образцовые динамометры должны быть рассчитаны на номинальную силу испытательной машины. Допускается также проверка только с помощью динамометра растяжения, либо только динамометра сжатия.

Тарировка деформометров проводится с помощью микрометров с ценой деления 2 мкм и погрешностью задания перемещений ±0,2 % или набором концевых мер (измерительных плиток).

Перед началом испытаний проверяют соосность испытательной машины. Для этих целей используют специальный образец, выполненный с высокими требованиями к точности изготовления. На рабочей базе образца устанавливают датчики (не менее двух датчиков на противоположных сторонах по ширине плоского образца; не менее трех датчиков на образцах круглого или трубчатого поперечно-

го сечения под углом 120° по периметру) и измеряют деформации при нагружении в упругой области. По результатам измерения упругих деформаций определяют отклонения от номинального значения, вычисляемого как полусумма двух измерений. Дополнительные деформации изгиба образца от несоосности нагружения не должны превышать 5 % от деформаций растяжения или сжатия.

При закреплении образца в захватах испытательной машины не допускается нагружение с заходом в пластическую область.

Выбирают масштаб записи силы и деформации, задают требуемый режим испытания средствами, предусмотренными в испытательной машине.

Перед испытаниями электронные приборы систем измерений, записи и регулирования параметров испытания должны выдерживаться включенными до полной стабилизации показаний во времени (до 10...20 мин).

Испытания начинают с получения характеристик статического разрушения.

Для проведения испытания на статический разрыв выбирается деформометр с соответствующим ожидаемому диапазоном измеряемых перемещений, либо нагружение выполняется с остановками или разгрузками для перестановки до исходной базы деформометра, обладающего меньшим, чем требуется, диапазоном измерений.

На основе диаграммы статического деформирования выбирают значения нагрузок или деформаций циклического нагружения в зависимости от типа испытания (мягкое или жесткое нагружение).

Нулевой полуцикл нагружения образца проводится при растяжении.

Первый образец испытывается при амплитуде деформаций 1 % (при нагружении с заданными деформациями) и деформации нулевого полуцикла 0,6 % (при нагружении с заданными нагрузками).

Последующие образцы в зависимости от результата испытания первого образца испытываются при амплитудах деформации или деформациях нулевого полуцикла, обеспечивающих приблизительно равномерное распределение (в логарифмической шкале) получаемых долговечностей в заданном диапазоне чисел циклов.

В процессе испытаний проводится запись нагрузок и деформаций на двухкоординатном самописце или в памяти ЭВМ в нулевом полуцикле и в циклах 10^p, $2 \cdot 10^p$, $3 \cdot 10^p$, $5 \cdot 10^p$, где $p = 0, 1, 2, 3, 4$.

В случае накопления образцом односторонних деформаций в процессе малоцикловых нагружений производят перестановку деформометра до исходной базы измерения.

3.5.2. ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ, ПОЛУЧАЕМЫЕ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ

Характеристики сопротивления разрушению. По результатам испытания образцов при статическом растяжении определяют характеристики статической прочности и пластичности исследуемого материала:

временное сопротивление $\sigma_в$;

условный предел текучести $\sigma_{0,2}$;

истинное сопротивление разрушению $S_к$;

относительное удлинение δ;

относительное сужение площади поперечного сечения ψ, $\psi_в$;

предел пропорциональности $\sigma_{пц}$;

деформацию $e_{пц}$, соответствующую $\sigma_{пц}$;

максимальную упругопластическую деформацию e_f при статическом разрыве;

равномерную упругопластическую деформацию $e_в$ при статическом разрыве, соответствующую $\sigma_в$;

модуль упругости материала E, G;

модуль упрочнения $E_т$, $G_т$;

показатель упрочнения m.

При малоцикловом нагружении сварных соединений получают кривые усталости для основного металла, металла шва и его характерных зон (переходной зоны и зоны термического влияния) при мягком и жестком нагружениях с симметричным и асимметричным циклами.

Кривые усталости при жестком нагружении по параметру коэффициента асимметрии цикла деформаций r_e строят в координатах "e_a – число циклов N до образования трещины", а также в координатах $e_{еа} - N$ или $e_{ра} - N$ (рис. 3.5.1), где $e_{еа}$, $e_{ра}$ – амплитуда соответственно упругой и пластической деформации.

Кривые усталости при мягком нагружении по параметру – коэффициенту асимметрии цикла напряжений r_σ представляют в координатах $\sigma_{max} - N$ или $\sigma_a - N$ (рис. 3.5.2).

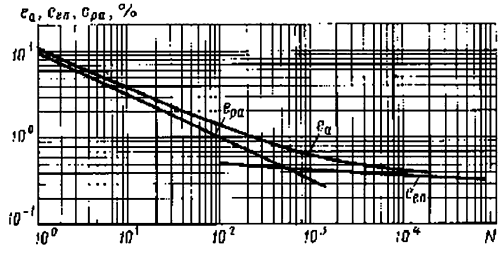


Рис. 3.5.1. Кривые малоцикловой усталости при жестком нагружении по параметру амплитуды упругой (e_{ea}), пластической (e_{pa}) и упругопластической (e_a) деформации

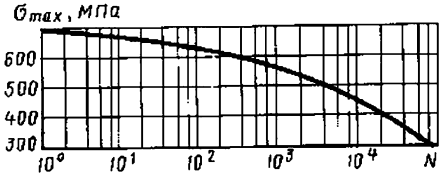


Рис. 3.5.2. Кривые малоцикловой усталости при мягком нагружении с различной асимметрией цикла нагрузок

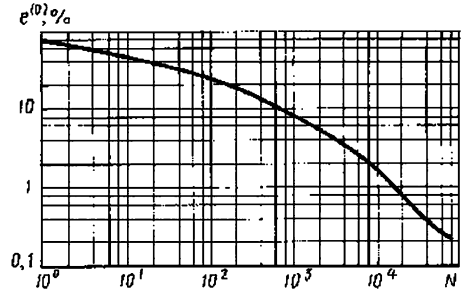


Рис. 3.5.3. Кривые малоцикловой усталости по параметру деформации $e^{(0)}$ исходного полуцикла

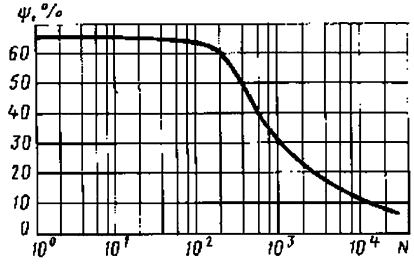


Рис. 3.5.4. Изменение пластичности при разрушении образцов в условиях малоциклового мягкого нагружения

Наряду с этим могут быть построены кривые в координатах "деформация исходного (нулевого) полуцикла $e^{(0)} - N$" (рис. 3.5.3) и "относительное сужение испытанного образца ψ – число циклов до образования трещины N" (рис. 3.5.4).

По данным об изменении циклических и односторонне накапливаемых деформаций в процессе повторного нагружения, а также кривым малоцикловой усталости и деформационной способности материала определяют, как отмечено выше, накопленные усталостные d_f, квазистатические d_s и полные повреждения d, например, в виде их суммы $d = d_f + d_s$.

Характеристики сопротивления циклическому деформированию. По результатам малоцикловых испытаний с заданным размахом напряжений (мягкое нагружение) определяют:

ширину петли гистерезиса $\delta^{(k)}$ в зависимости от числа полуциклов k (циклов N) нагружения ($k = 2N$) по параметру $e^{(0)}$ (рис. 3.5.5);

односторонне накопленную пластическую деформацию $e_p^{(k)}$ в зависимости от числа полуциклов нагружения по параметру $e^{(0)}$ или $\sigma^{(0)}$ (рис. 3.5.6).

При жестком нагружении определяют максимальные напряжения в полуциклах $\sigma^{(k)}$ и строят кривые их изменения в зависимости от числа циклов нагружения. В тех случаях, когда происходит существенное изменение ширины петли гистерезиса с ростом числа циклов нагружения, для жесткого нагружения строят

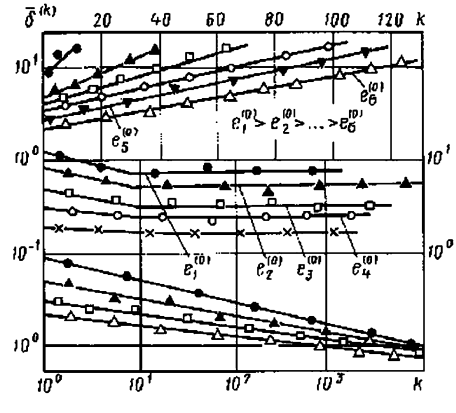


Рис. 3.5.5. Зависимость ширины петли гистерезиса $\bar{\delta}^{(k)}$ от числа полуциклов нагружения k и деформации $e^{(0)}$ исходного полуцикла

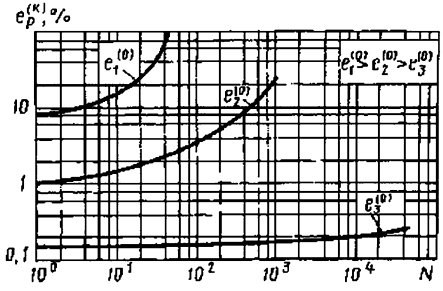


Рис. 3.5.6. Зависимость накопленной деформации ($e^{(k)}$) от числа циклов нагружения при различных степенях деформации ($e^{(0)}$) в исходном полуцикле

кривые, характеризующие изменение ширины петли в зависимости от числа циклов нагружения также, как и для мягкого (см. рис. 3.5.5).

По данным регистрации процессов деформирования строят диаграммы циклического деформирования в координатах $S - \varepsilon$ (или в относительных координатах $\overline{S} - \overline{\varepsilon}$) по параметру числа полуциклов нагружения (см. рис. 3.1.1, 3.1.2).

По результатам циклических испытаний определяют параметры линейной $G_т^{(k)}$, $E_т^{(k)}$ или степенной $m(k)$ аппроксимации диаграмм циклического деформирования, входящие в уравнения (3.1.1) и (3.1.2).

Особенности исследования сопротивления разрушению и деформированию сварных соединений и наплавок. При испытании металла сварного шва продольную ось образцов следует располагать параллельно оси сварного соединения. Допускается использование корсетных образцов с расположением оси образцов поперек оси сварного соединения (рис. 3.5.7).

При испытании металла переходных зон (зоны сплавления и зоны термического влияния) минимальное сечение корсетных образцов следует располагать в испытуемой зоне сварного соединения. По результатам испытаний строится кривая усталости, являющаяся нижней огибающей кривых различных зон сварного соединения.

Допускается получать кривую усталости, используя цилиндрические (или плоские) образцы с расположением продольной деформации всех зон сварного соединения в пределах базы измерения (рис. 3.5.8).

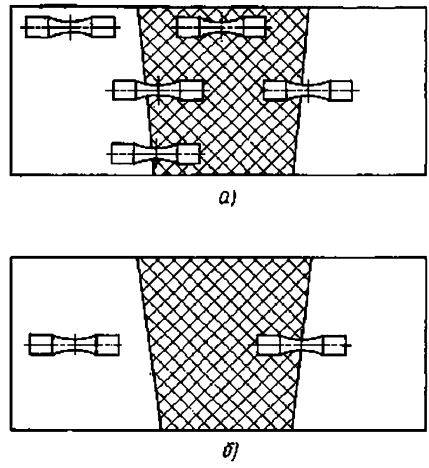


Рис. 3.5.7. Схемы вырезания корсетных (*а*) и цилиндрических (*б*) образцов для малоцикловых испытаний сварных соединений

Характеристики циклической прочности металла с наплавкой определяют на плоских образцах с сохранением наплавки в натуральную величину. При этом принимается, что длина рабочей части образца $H = 4B$, где B – толщина наплавленного слоя. Для однослойной наплавки допускается использование образцов с меньшей, чем у стандартного образца площадью сечения рабочей части. При этом толщина наплавленного слоя должна быть не менее (2±0,5) мм.

Если при испытаниях металла переходных зон сварных соединений циклические разрушения возникают не в рассматриваемой зоне цилиндрического образца, то исследуемая зона корсетного образца переносится в ту часть, где возникают разрушения.

При испытаниях плоских образцов с наплавкой проводится фиксация зоны, в которой возникают трещины (наплавленный слой, поднаплавочная зона, основной металл).

По результатам испытаний на усталость основного металла, а также металла сварных соединений и металла с наплавкой определяется коэффициент φ_c снижения циклической прочности сварного соединения или металла с наплавкой при заданной долговечности N по формуле $\varphi_c = e_{ac}/e_a$, где e_{ac} – амплитуда деформации по кривой усталости сварного соединения; e_a – амплитуда деформации по кривой усталости основного металла.

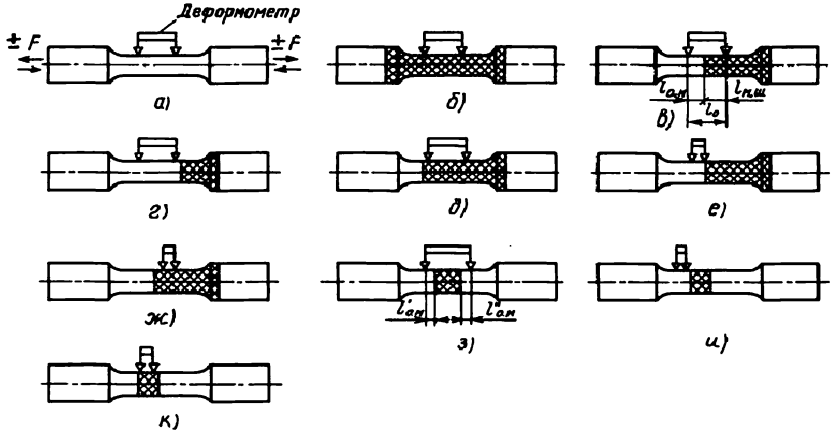


Рис. 3.5.8. Схемы, иллюстрирующие способы испытания материалов сварных соединений на малоцикловую усталость при растяжении–сжатии силой F с учетом сопротивления циклическому деформированию отдельных зон:

а – основной металл; *б* – металл шва; *в* – металл переходных зон; *г* – основной металл и зона термического влияния; *д* – металл шва и переходная зона; *е* – переходная зона и зона термического влияния; *ж* – металл шва и переходная зона; *з* – металл шва и зона термического влияния; *и* – зона термического влияния; *к* – металл шва

Для определения φ_c в зависимости от N используются кривые $e_a - N$. Если полученное значение $\varphi_c > 1$, то для расчетов принимается $\varphi_c = 1$.

Если в интервале $N = 10^2 \ldots 10^7$ отличие φ_c от φ_c при $N = 10^4$ окажется не более чем на ±10 %, то принимается минимальное значение φ_c, установленное по кривой $\varphi_c - N$. Для практических целей значение φ_c определяется по зависимости $\varphi_c - \sigma_a(e_a)$, которая используется в расчетах.

При изучении малоцикловой прочности сварных соединений следует учитывать наличие значительной механической неоднородности в зоне шва и, как следствие, – перераспределение напряжений и деформаций между отдельными зонами (основной металл, металл шва, зона термического влияния, переходная зона) соединения в процессе циклического нагружения.

При исследовании металла отдельных зон сварного соединения используют корсетные образцы (см. рис. 3.5.7, *а*), ось которых располагают перпендикулярно зоне сплавления, а минимальное сечение образца размещают в испытуемой зоне. В ряде случаев при исследовании сопротивления малоцикловой усталости сварных соединений целесообразно использовать образцы с цилиндрической рабочей частью (см. рис. 3.5.7, *б*), что обеспечивает возможность интегральной оценки сварного соединения в процессе испытания и позволяет сокращать объем испытаний.

При испытаниях материала сварного соединения на растяжение–сжатие в жестком режиме нагружения (рис. 3.5.8) с учетом сопротивления циклическому деформированию отдельных зон используют основной вариант измерения деформации и получения сигнала обратной связи для управления процессом малоциклового нагружения. Применительно к испытанию основного металла и металла шва этот вариант соответственно на рис. 3.5.8, *а*, *б*.

Когда сопротивление циклическому деформированию основного металла и металла шва одинаково или отличается незначительно, зону сплавления сварного соединения размещают в центре рабочей части (рис. 3.5.8, *в*) так, что участки основного металла и металла шва в пределах измерительной базы (l_0) деформометра равны между собой ($l_{о.м} = l_{м.ш}$).

Указанная методика может быть использована и в тех случаях, когда различаются циклические прочности основного металла и металла шва. Поскольку общая циклическая деформация на базе деформометра (l_0) остается постоянной, происходит ее перераспределение между основным металлом ($l_{о.м}$) и металлом шва ($l_{м.ш}$), что приводит к концентрации

деформации в зоне сварного соединения, имеющей пониженные прочностные характеристики. Введем понятие коэффициента концентрации деформации k_c при испытании сварного соединения; $k_c = e_{max}/e_н$, где e_{max} – максимальная осевая деформация в пределах сварного соединения; $e_н$ – номинальная осевая деформация, измеряемая деформометром.

При испытаниях в жестком режиме нагружения по схеме, показанной на рис. 3.5.8, *в*, без учета эффекта концентрации деформаций происходит ускоренное разрушение сварного соединения, поскольку фактическая деформация основного металла или металла шва может значительно превышать среднюю на базе измерения l_0. Так, при измерении деформации в основном металле и металле шва сварного соединения аустенитной коррозионно-стойкой стали установлено, что величина k_c может превышать 2. Таким образом, следует определить фактическое значение циклической деформации в зоне разрушения сварного соединения. Это может быть выполнено с использованием условной диаграммы циклического деформирования основного металла. Такую диаграмму для основного металла строят в координатах $\sigma_a - e_a$, где σ_a – амплитуда напряжений; e_a – амплитуда полной деформации, соответствующие $N/2$ (N – число циклов до зарождения трещины).

Описанный способ испытания образцов наиболее эффективен применительно к материалам с циклически стабильными или слабо циклически изменяющимися свойствами. В противном случае при использовании условных диаграмм циклического деформирования, построенных для фиксированного числа циклов ($N/2$), может существенно изменяться k_c вследствие нестационарности процесса перераспределения деформаций в сварном соединении и их повышенной концентрации в менее прочной зоне.

Возможны два основных случая: 1) когда область пониженного сопротивления циклическому деформированию распространяется на всю зону основного металла или металла шва; 2) когда указанная область имеет сравнительно малую протяженность.

Если основной металл имеет пониженное сопротивление деформированию, сварное соединение размещают в рабочей части образца так, чтобы зона сплавления находилась на расстоянии 3...4 мм от галтельного перехода, а остальная часть образца состояла из основного металла (см. рис. 3.5.8, *г*). При этом можно использовать тот же деформометр, который применяется при испытании основного металла, металла шва и сварного соединения (см. рис. 3.5.8, *а – в*).

На рис. 3.5.8, *д* изображена схема размещения сварного соединения в случае, когда основной металл имеет более высокое сопротивление малоцикловой усталости, чем металл шва.

Оба описанных способа позволяют проводить испытания при одновременном контроле всех зон сварного соединения, учитывая при этом концентрацию деформации в менее прочной их них.

При локальном характере расположения области пониженного сопротивления малоцикловой усталости применение интегрального метода измерения деформации в случае, когда деформометр установлен на базе всех зон сварного соединения (см. рис. 3.5.8, *в*), становится необходимым. Концентрация деформации в малой по протяженности зоне может быть столь значительна, что возникновение трещины или разрушения сопровождается образованием местного сужения поперечного сечения образца. Наиболее эффективным способом учета концентрации деформации в данном случае является непосредственное измерение деформации в "ослабленной" зоне. Схема установки деформометра показана на рис. 3.5.8, *е*, *ж*. База деформометра должна быть соизмерима с размером рассматриваемой зоны. В этом случае условия деформирования материала в локальной зоне эквивалентны испытанию образца, рабочая часть которого полностью состоит из того же материала. Поскольку управление испытаниями осуществляется с помощью сигнала обратной связи, поступающего от деформометра, эффект концентрации деформации в этом случае исключается.

Исследования сварного соединения с узким швом (рис. 3.5.8, *з – к*) проводят аналогично вышеописанному: при этом схема на рис. 3.5.8, *з* аналогична схеме на рис. 3.5.8, *в* (причем $l_{о.м} = l'_{о.м} + l''_{о.м}$); рис. 3.5.8, *и* – схеме рис. 3.5.8, *е*, а схема на рис. 3.5.8, *к* – схеме на рис. 3.5.8, *ж*.

При сопоставлении результатов, получаемых на основе измерения циклической продольной деформации, с данными, основанными на использовании поперечных деформа-

ций, следует учитывать особенности изменения коэффициента Пуассона в локальных зонах в зависимости от циклических свойств материала.

Таким образом, описанные способы испытания сварного соединения позволяют осуществлять оценку циклической прочности сварного соединения с учетом концентрации деформации в распределенной или локализованной зоне.

3.5.3. ОБРАБОТКА РЕЗУЛЬТАТОВ ИСПЫТАНИЙ

По результатам испытаний составляют протоколы испытаний каждого образца серии и сводный протокол испытаний, в который заносятся исходные данные о серии образцов (марка материала, термообработка, тип заготовки, место и ориентация вырезки образцов, формы и размеры образца, тип машины, условия испытаний), данные об амплитудах деформаций и напряжений, о долговечности до образования трещин и о константах уравнений диаграмм деформирования.

Построение кривых усталости при нагружении с заданными амплитудами деформаций. Результаты испытаний при нагружении с заданными амплитудами деформаций (жесткое нагружение) каждого образца серии представляются графически (см. рис. 3.5.1) в двойных логарифмических координатах: $\lg e_a - \lg N$; $\lg e_{ap} - \lg N$; $\lg e_{ae} - \lg N$.

Амплитуды деформаций e_{ap} и e_{ae} принимаются для стабилизированного цикла или для числа циклов, равного $N/2$.

Построение кривых усталости по экспериментальным точкам проводится способом наименьших квадратов.

В случаях определения только амплитуд упругопластических деформаций e_a (без их разделения на упругие и пластические составляющие) построение кривых усталости допускается проводить графическим интерполированием.

Уравнения кривых усталости записывают в виде степенных зависимостей:

в пластических деформациях –

$$e_{ap}(4N)^m = e_c, \qquad (3.5.1)$$

где m, e_c – константы материала;

в упругих деформациях –

$$e_{ae}(4N)^{m_e} = \frac{\sigma_c}{E}, \qquad (3.5.2)$$

где m_e, σ_c – константы материала; E – модуль упругости.

Все константы уравнений (3.5.1) и (3.5.2) заносятся в сводный протокол испытаний.

Построение кривых усталости при нагружении с заданными амплитудами напряжений. Результаты испытаний при нагружении с заданной амплитудой напряжений (мягкое нагружение) каждого образца серии представляются графически (см. рис. 3.5.2, 3.5.3) в координатах "$\lg\sigma_a - \lg N$" и "$\lg e_0 - \lg N$". Амплитуду пластических деформаций e_{ap} определяют по деформации нулевого полуцикла e_0:

$$e_{ap} = \frac{A}{2}\left(e_0 - \frac{\sigma_т}{E}\right), \qquad (3.5.3)$$

где $\sigma_т$ – предел текучести, МПа; A – коэффициент, определяемый по стабилизированной ширине петли $\delta^{(k)}$ (в пределах первых 10 – 15 полуциклов нагружения);

$$A = \frac{\delta^{(k)}}{e_0 - \sigma_т / E}. \qquad (3.5.4)$$

Кривая усталости в деформациях при мягком нагружении характеризуется выражением

$$e_{ap} N^{m_1} = e_{cb}, \qquad (3.5.5)$$

где m_1, e_{cb} – константы материала, которые заносятся в сводный протокол испытаний.

Построение диаграммы циклического деформирования. Для построения кривых усталости в напряжениях или деформациях используется условная диаграмма циклического деформирования по уравнениям (3.1.1), (3.1.2). Для упрощенных расчетов малоцикловой прочности она может быть получена по данным испытаний при заданных амплитудах деформаций для стабилизированного числа циклов или для числа циклов, равного $N/2$. Координатами этой диаграммы циклического деформирования являются деформации $\varepsilon = 2e_a$ и напряжения $S = 2\sigma_a$ при $k = 2N$.

Показатель упрочнения кривой циклического деформирования $m = f(k)$ в неупругой области находят построением кривой деформирования для данной серии образцов в двойных логарифмических координатах $\lg(2\sigma_a) - \lg(2e_a)$ как тангенс угла наклона аппроксимирующей прямой.

В сводный протокол испытаний заносятся значения характеристик диаграмм циклического деформирования A, A^*, B, C в соответствии с уравнениями (3.1.3) и (3.1.4).

По диаграммам циклического деформирования определяют расчетные значения показателей:

$$m = \lg \bar{e}^{(0)m} \Big/ \lg\left[\bar{e}^{(0)m} + \frac{A}{2}\left(\bar{e}^{(0)} - 1\right)F\right], \tag{3.5.6}$$

$$\overline{G}_{\text{т}}^{(k)} = 1 \Big/ \left[1 + \frac{A}{2\overline{G}_{\text{т}}} F\right],$$

где m и $G_{\text{т}}$ – соответственно показатель упрочнения и модуль упрочнения в исходном (нулевом) полуцикле нагружения; m и F – функции числа полуциклов;

$$\overline{\sigma}^{(0)} = \bar{e}^{(0)m}, \quad \overline{\sigma}^{(0)} = 1 + \overline{G}_{\text{т}}\left(\bar{e}^{(0)} - 1\right). \tag{3.5.7}$$

Получение основных характеристик при изменении режимов нагружения. При испытаниях в условиях повышенных и пониженных температур с варьированием формы и частоты цикла, двухчастотных и программных режимах нагружения в качестве исходных используются приведенные выше кривые усталости и обобщенные диаграммы деформирования, полученные при простых гармонических малоцикловых режимах.

При пониженных температурах, когда отсутствуют реологические эффекты, принципиальных особенностей по сравнению с малоцикловыми испытаниями при 20 °С нет. Поэтому основная задача сводится к получению указанных выше параметров кривых усталости для жесткого и мягкого нагружения (m, m_e, m_1, e_c, σ_c, e_{cb}, A, B, C, φ) в зависимости от температуры T в соответствии с уравнениями (3.5.1) – (3.5.7).

Повышение температур испытания до определенного уровня (для малоуглеродистых сталей до 350 °С, для аустенитных сталей до 450 °С) также не сказывается на появлении деформаций ползучести; в этом случае определяют те же параметры, что и при 20 °С или пониженной температуре.

При более высоких температурах к циклическим деформациям добавляются деформации ползучести и фактор времени начинает играть такую же роль, как и фактор числа циклов. При увеличении времени цикла (уменьшении частоты или введении временных выдержек) ширина петли начинает увеличиваться не только для циклически разупрочняющихся материалов, но и для циклически стабильных, и даже для циклически упрочняющихся материалов. В этом случае параметры m, m_e, m_1, A, C, как правило, растут, а e_c, σ_c, e_{cb}, φ – уменьшаются. Основной целью малоцикловых испытаний при этом становится получение указанных выше параметров в зависимости от частоты нагружения f или времени циклов $t_{\text{ц}}$.

При двухчастотных режимах определяют долговечность N_2 при заданных амплитудах суммарных σ_a (низкочастотных σ_{a1}) напряжений и деформаций $e_a(e_{a1})$ для соответствующих амплитуд высокочастотных напряжений σ_{a2} (деформаций e_{a2}), соотношений амплитуд σ_{a2}/σ_{a1}; σ_{a2}/σ_a; e_{a2}/e_{a1}; e_{a2}/e_a и соотношений частот f_2/f_1 (рис. 3.5.9, *а*). Эти характеристики определяют как при жестком, так и при мягком режимах одночастотного и двухчастотного нагружения. При испытаниях в области высоких температур указанные выше характеристики устанавливают для каждой из требуемых температур, а также для 20 °С.

При двухчастотном деформировании в области малоцикловой усталости для мягкого режима регистрируют в нулевом и первом полуциклах суммарную или низкочастотную упругопластическую деформацию $e^{(0)}$, ее размах $\varepsilon^{(1)}$, циклическую пластическую деформацию $\delta^{(1)}$ и односторонне накопленную деформацию $e^{(1)}$. В последующих полуциклах нагружения ($k > 1$) фиксируют циклическую $\delta^{(k)}$ и односторонне накапливаемую $e^{(k)}$ пластическую деформации исходя из условий кинетики деформаций для следующих циклов, включая полуциклы растяжения и сжатия: $N = 2, 3, 4, 5, 10, 20, 30, 50, 100, 200$ и т.д. При наличии временных выдержек и действии высокочастотных напряжений (рис. 3.5.9, *б*) в дополнение к перечисленным характеристикам определяют деформацию циклической ползучести $e_t^{(k)}$ в соответствующих полуциклах и циклах нагружения.

Для жесткого режима двухчастотного малоциклового деформирования находят максимальные $\sigma_a^{(k)}$ или низкочастотные $\sigma_{a1}^{(k)}$ напряжения, а также циклическую пластическую деформацию $\delta^{(k)}$ в указанных полуциклах

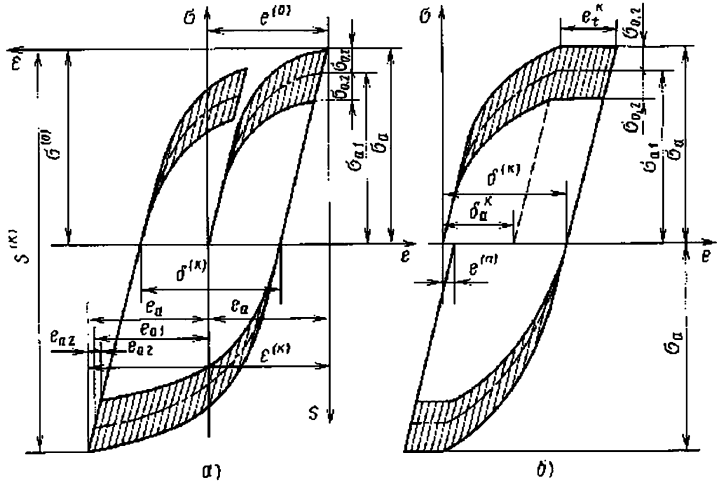


Рис. 3.5.9. Диаграммы статического ($\sigma - e$) и циклического ($S - \varepsilon$) деформирования при жестком (*а*) и мягком (*б*) режимах двухчастотного нагружения

и циклах нагружения. При наличии в полуциклах жесткого и мягкого нагружения временных выдержек t и действии высокочастотных деформаций, кроме перечисленных характеристик, определяют циклическую релаксацию напряжений $e_t^{(k)}$. Наряду с указанными характеристиками в рассматриваемых полуциклах нагружения целесообразно регистрировать двухчастотные или низкочастотные диаграммы циклического деформирования.

Результаты исследования сопротивления материала двухчастотному нагружению представляются в виде зависимостей долговечности N до образования трещины или окончательного разрушения от размаха (амплитуды) суммарных (низкочастотных) напряжений σ_a или деформаций e_a (кривых усталости) для данного соотношения частот по уровню высокочастотных напряжений σ_{a2} или деформаций e_{a2} (или соотношения амплитуд σ_{a2}/σ_a; σ_{a2}/σ_{a1}; e_{a2}/e_a; e_{a2}/e_{a1}) (рис. 3.5.10, *а*). Экспериментальные кривые усталости строят по опытным данным с использованием метода наименьших квадратов.

Для оценки изменения долговечности строят диаграммы отношений двухчастотной N_2 и одночастотной N_1 долговечностей в зависимости от отношений амплитуд низкочастотных и суммарных деформаций (напряжений) (рис. 3.5.11, *а*) или отношений амплитуд высокочастотных к суммарным (e_{a2}/e_a), высокочастотных к низкочастотным e_{a2}/e_{a1} (рис. 3.5.11, *б*) по параметру f_2/f_1.

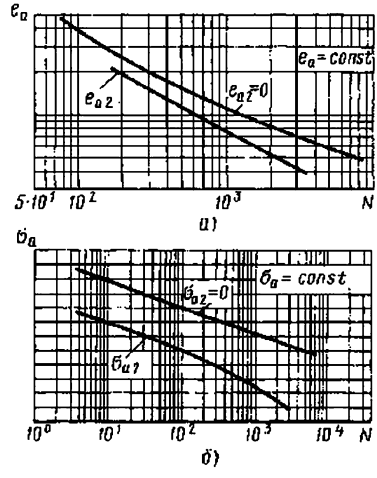


Рис. 3.5.10. Кривые малоцикловой усталости при жестком (*а*) и мягком (*б*) режимах двухчастотного нагружения

Для мягкого режима нагружения в двойных логарифмических (для циклически упрочняющихся материалов) или в полулогарифмических (для циклически разупрочняющихся материалов) координатах по экспериментальным данным строят, как и при одночастотном нагружении, зависимости изменения циклической $\delta^{(k)}$ и односторонне накапливаемой $e^{(k)}$ пластических деформаций с ростом числа циклов (полуциклов) для разных уровней высокочастотных напряжений (деформаций) и соотношений частот f_2/f_1.

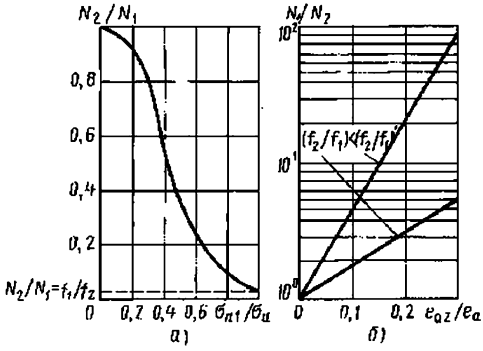


Рис. 3.5.11. Диаграммы, характеризующие зависимость снижения долговечности при двухчастотных режимах от отношения амплитуд низкочастотных и высокочастотных напряжений (*а*) и деформаций (*б*)

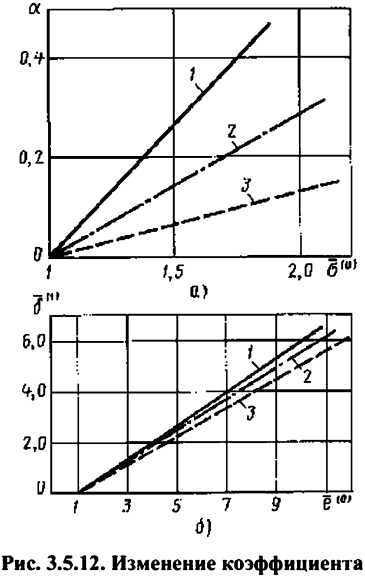


Рис. 3.5.12. Изменение коэффициента α в уравнении (3.1.3) и размаха пластической деформации $\bar{\delta}^{(1)}$ в первом полуцикле нагружения при вычислении параметров *A* и *B* диаграмм циклического деформирования в зависимости от характеристик двухчастотного малоциклового нагружения:
1 – $e_{a2} = 0$; *2* – $e_{a2} = 0{,}025$ %; *3* – $e_{a2} = 0{,}045$ %

По данным о кинетике диаграмм циклического деформирования определяют параметры α и β, входящие в уравнение вида (3.1.3) для функции $F = f(k)$. По полученным величинам α и β строят их графические зависимости соответственно от $\bar{\sigma}^{(0)}$ и $\bar{e}^{(0)}$ (рис. 3.5.12, *а*) и определяют параметры диаграмм циклического деформирования B и C [см. (3.1.3)] для исследуемого материала, уровня высокочастотных деформаций e_{a2} и соотношений частот f_2 / f_1. По экспериментальным данным о циклической пластической деформации в первом полуцикле нагружения ($k = 1$) для каждого испытанного образца строят ее зависимость от уровня максимальной деформации в исходном ($k = 0$) полуцикле $\bar{e}^{(0)}$, и с учетом характера функции $F = f(k)$ для $k = 1$ определяют параметры циклического деформирования A (рис. 3.5.12, *б*) для исследуемого материала, уровня высокочастотных напряжений σ_{a2} (деформаций e_{a2}) и соотношений частот f_2 / f_1. Для мягкого режима нагружения по экспериментальным данным строят зависимости изменения амплитуд суммарных (низкочастотных) напряжений с ростом числа циклов (полуциклов) нагружения по параметру – уровню высокочастотных деформаций и соотношений частот.

Для аналитического описания диаграмм деформирования в исходном и последующих полуциклах одночастотного и двухчастотного нагружения в области малоцикловой усталости обычно используют приведенную выше степенную аппроксимацию. Используемые при определении этой функции параметры диаграмм деформирования A, B, C, которые изменяются в зависимости от различных условий двухчастотных режимов нагружения, позволяют описать и кинетику диаграмм циклического двухчастотного деформирования.

3.5.4. АТТЕСТАЦИОННЫЕ ИСПЫТАНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА ПРОЧНОСТЬ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Аттестационные данные должны обеспечивать возможность расчета конструкций на циклическую прочность. Применительно к условиям эксплуатации, исключающим ползучесть, должны быть представлены гарантированные (для регламентированных техническими условиями характеристик прочности и пластичности металла и сварных соединений) кривые усталости в интервале $10^2 \ldots 10^6$ циклов по образованию макротрещин в диапазоне предельных температур от 20 °С до наибольшей рабочей температуры, допустимой для материала. Кривые усталости определяют при постоянной температуре через интервалы 50...100 °С в зависимости от интенсивности

изменения сопротивления усталостному разрушению по мере увеличения температуры испытаний. Кривые для промежуточных температур могут быть получены интерполяцией амплитуд деформаций (напряжений) для заданных чисел циклов по температуре.

Кривые усталости определяют при одноосном равномерном нагружении по 50 %-ной вероятности образования макротрещин.

Кривые усталости при нагружении с заданными амплитудами упругопластических деформаций при температуре T получают при $e_a \le \sigma_{0,2}^T / E^T$ и представляют для симметричного цикла в логарифмических координатах "амплитуда упругопластической деформации – число циклов".

Кривые усталости при нагружении заданными силами при температуре T представляют для симметричного цикла в логарифмических координатах "амплитуда упругопластической деформации в первом полуцикле – число циклов" в упругопластической области при $e_a \ge \sigma_{0,2}^T / E^T$ и для симметричного и асимметричного пульсирующего циклов в координатах "амплитуда напряжений – число циклов".

По результатам нагружения заданной силой по симметричному циклу должны быть представлены следующие данные:

упругопластическая деформация при первом нагружении растяжением (нулевой полуцикл) $e^{(0)}$;

предел пропорциональности в нулевом полуцикле $\sigma_т^{(0)}$ при допуске на относительную пластическую деформацию $2 \cdot 10^{-4}$;

пластическая деформация в первом полуцикле $\delta^{(1)}$;

циклический предел пропорциональности в первом полуцикле $S_т^{(1)}$ при допуске на относительную пластическую деформацию $4 \cdot 10^{-4}$.

Указанные данные получают для трех различных значений $e^{(0)}$, приводящих к пластическим деформациям $\delta^{(1)}$ в первом полуцикле от $1 \cdot 10^{-3}$ до $3 \cdot 10^{-3}$, и определяют параметр A для расчета кривой усталости по критерию квазистатического разрушения.

В том случае, когда $\sigma_{0,2}^T / \sigma_в^T < 0,7$ в интервале от 20 °С до рабочей температуры, испытания при нагружении заданными силами допускается начинать при $\sigma_a \le 1,2\,\sigma_{0,2}^T$. Для материалов, характеризуемых отношением $\sigma_{0,2}^T / \sigma_в^T \ge 0,7$, испытания начинают при $\sigma_a \le 1,05\,\sigma_{0,2}^T$.

Гарантированные значения коэффициента φ_c снижения усталостной прочности металла сварных соединений представляют по результатам испытаний при симметричном цикле заданных деформаций в упругопластической области в необходимом интервале температур и чисел циклов. Результаты обрабатывают методом наименьших квадратов в логарифмических координатах "φ_c – амплитуда деформации".

Если в течение ресурса эксплуатации не исключается снижение циклической прочности основного металла или сварных соединений в интервале температур от 20 °С до рабочей вследствие контакта с рабочими средами, деформационного старения, наводороживания, нейтронного облучения, окисления, изменения структуры, неизотермического нагружения и других процессов по сравнению с циклической прочностью при предельных температурах без учета указанных факторов, то должны быть представлены количественные данные для учета их влияния на циклическую прочность в диапазоне числа циклов $N = 10^2 \ldots 10^6$.

Глава 3.6

ОСНОВЫ ВЫБОРА МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ РЕЖИМОВ МАЛОЦИКЛОВОГО НАГРУЖЕНИЯ

3.6.1. ОБЩИЕ ТРЕБОВАНИЯ К МАТЕРИАЛАМ ПРИ КОНСТРУИРОВАНИИ

При конструировании машин необходимо обеспечить их прочность и долговечность. Это связано с выбором материалов, экспериментальным получением их прочностных характеристик и применением соответствующих методов расчета.

В условиях непрерывного повышения мощностей, скоростей, грузоподъемности и других эксплуатационных параметров решающее значение имеет правильный выбор конструкционных материалов, основанный на комплексном учете на стадии проектирования машин эксплуатационных требований, заданного ресурса, металлоемкости, технологично-

сти, стоимости и других факторов. При этом необходимо знать, как поведут себя материалы в реальных условиях эксплуатации, что в значительной степени определяется их физико-механическими свойствами, а также теплофизическими, виброакустическими и другими параметрами. Как правило, требования, предъявляемые к конструкционным материалам, их механическим свойствам, методам обработки при изготовлении из них деталей, а также разъемных, неразъемных и подвижных соединений, узлов трения, основаны на опыте, результатах экспериментального определения комплекса свойств конкретных материалов и элементов конструкций и, в общем случае, – на поиске оптимальных значений критериев эффективности создаваемого изделия (технической системы).

Эффективность технической системы, т.е. ее соответствие назначению, потребные затраты и заданный ресурс неразрывно связаны с эффективностью конструкционного материала, под которой понимают приспособляемость и пригодность материала к работе в заданных условиях применения при обеспечении наименьшей стоимости изготовляемого из него элемента конструкции, надежно функционирующего в течение установленного промежутка времени.

Для обеспечения эффективности конструкционного материала необходимо решить следующие задачи:

конструкторские, когда из нескольких материалов выбирают в наибольшей степени удовлетворяющий по комплексу физико-механических свойств заданным требованиям в соответствии с условиями работы данного элемента конструкции или узла не только с точки зрения установления безопасной наработки, но и исходя из того, чтобы неизбежные дефекты, первоначально содержащиеся или зародившиеся в материале, не выходили за допустимые пределы в течение всего установленного промежутка времени, как это предусматривается концепцией обеспечения безопасности по отказам, включая обоснование требований к чувствительности, доступности и периодичности неразрушающего контроля;

металлургические и технологические, направленные на выбор наиболее эффективного элементного состава материала, способа изготовления и обработки (обеспечение требуемых плотности, литейных свойств, обрабатываемости резанием, давлением, свариваемости, термической и комбинированной обработки, пайки, склеивания, достижения однородности и стабильности свойств, создания защитных и упрочняющих покрытий), контроля качества и т.д.;

экономические и организационные, позволяющие обосновать возможность разработки нового конструкционного материала в установленные сроки с наименьшими затратами, оценить эффективность материала, круг поставщиков, оперативность поставок, стоимость материала, допуски параметров поставляемых материалов и полуфабрикатов.

При проектировании машиностроительных конструкций исходят из следующих основных положений: все материалы обязательно содержат дефекты на микро- и макроструктурном уровнях, у всех технологических процессов есть пределы возможностей, все средства контроля имеют пределы чувствительности и достоверности, и всякое производство должно быть рентабельным и соответствовать экономическим и экологическим требованиям.

Для решения задач конструкторского характера, т.е. выбора конструкционного материала, а также определения форм и размеров деталей, узлов и элементов конструкций необходимо знание предельных состояний и критериев прочности и долговечности для заданного характера изменения нагрузок, температур, влияния окружающей среды и других факторов. При этом существенное значение имеет правильная оценка предельных состояний по критериям вязкого, квазихрупкого, хрупкого, длительного, малоциклового и многоциклового усталостного разрушений на стадиях образования и развития трещин.

Для некоторых элементов конструкций, деталей и узлов весьма важно обеспечить оптимизацию параметров одновременно по критериям прочности, долговечности и износостойкости.

Использование силовых, деформационных и энергетических характеристик разрушения, а также трибологических критериев при расчетах прочности, износостойкости и долговечности высоконагруженных несущих элементов машин и конструкций базируется: на получении информации об условиях перераспределения напряжений и деформаций при возникновении упругопластических состояний, выявлении роли исходных механических свойств (прочности, пластичности и т.д.) при анализе условий образования разрушения, в

том числе при наличии концентрации напряжений; на установлении особенностей изменения тепловых полей и напряженно-деформированных состояний в зонах трещин при появлении пластических деформаций; на изучении диаграмм деформирования и разрушения; на оценке предельных нагрузок для хрупких, квазихрупких и вязких состояний, а также на определении условий возникновения заедания в узлах трения и интенсивности изнашивания.

На основе знания комплекса фундаментальных характеристик механических свойств конструкционных материалов (прочность, пластичность, показатель упрочнения в неупругой области и другие параметры диаграмм деформирования), а также фактических особенностей (типа кристаллической решетки, фазовых и структурных состояний, дефектности и параметров структуры) возможно целенаправленное применение указанных выше критериальных подходов при расчетах прочности и износостойкости деталей машин, узлов и элементов конструкций. Для наиболее полного обоснования выбора конструкционных материалов требуются также исчерпывающие сведения о таких свойствах, как плотность, теплоемкость, теплопроводность, электропроводность, сопротивление коррозии и т.д.

Особое внимание должно быть обращено на зависимость исходных значений характеристик физико-механических свойств от уровня технологических воздействий и их последствий (остаточная напряженность после обработки и сборки, появление поводок, протекание релаксационных процессов, изменение сопротивления коррозии при наклепе и т.д.), а также на соотношение между исходными свойствами материала и его поведением в разъемных (резьбовых, прессовых) и неразъемных (сварных, паяных, заклепочных, клеевых) соединениях, узлах трения. Основные характеристики механических свойств материалов на стадии проектирования нужно использовать в инженерных расчетах с учетом конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов (реальные толщины сечений, уровень действующих нагрузок, зоны концентрации напряжений, влияние температуры, коррозионного и других воздействий среды, магнитных полей, радиации и т.д.), а также наличия дефектов типа трещин. В отдельных случаях это требует постановки специальных экспериментов для определения механических свойств на образцах конкретных материалов, а также проведения исследований на моделях и натурных конструкциях.

Оценка эффективности конструкционного материала может быть проверена по известному критериальному уравнению:

$$C_э \approx C_н k_{ср} t_н + C_м m_м + C_{пр}, \quad (3.6.1)$$

где $C_э$ – стоимость элемента конструкции; $C_н$ – тарифная ставка основных производственных работников; $k_{ср}$ – коэффициент, учитывающий долю затрат, калькулируемых в процентах от основной заработной платы производственных работников; $t_н$ – трудоемкость изготовления данного элемента конструкции, зависящая от массы элемента и свойств материала; $C_м$ – удельная стоимость конструкционного материала или стоимость единицы массы материала данного сортамента; $m_м$ – масса материала заготовки элемента конструкции; $C_{пр}$ – прочая стоимость, не зависящая от типа используемого материала (стоимость энергии, топлива, воды и т.д.).

При определении удельной стоимости элемента конструкции $C_м$, т.е. уровня затрат, приходящихся на единицу массы при заданной степени соответствия элемента конструкции своему назначению, эффективность конструкционного материала описывается уравнением

$$C_э = C_н k_{ср} t'_н + C_м(1 + \xi_{отх}) = \min, \quad (3.6.2)$$

где $t'_н = t_н / m_э$ – удельная трудоемкость изготовления элемента конструкции; $\xi_{отх}$ – коэффициент, учитывающий долю отходов материала при изготовлении элемента конструкции.

В уравнении (3.6.2) удельная трудоемкость $t'_н$ и удельная стоимость материала $C_м$ являются критериями эффективности конструкционного материала. Решив это уравнение, получим оптимальные значения $t_{н.опт}$ и $C_{м\ опт}$. Критерий $t'_н$ характеризует технологичность материала и влияние физико-механических свойств и условий работы материала на возможности его использования. Критерий $C_н$ характеризует совокупность затрат труда на этапах научно-исследовательских работ, получения и испытания данного материала в условиях опытного производства и этапе внедрения его в серийное производство.

Таким образом, разработка, выбор и использование конструкционных материалов должны осуществляться на основе комплексного системного подхода к анализу эффектив-

ности технической системы (изделия) в целом на всех иерархических уровнях (уровень системы, уровень конструкции, уровень элемента конструкции или детали, уровень материала). При оптимальном выборе материала нужно учитывать степень ответственности и уровень нагруженности: во-первых, тех деталей, элементы конструкции, повреждения которых приводят к разрушению всего изделия, что связано с причинением значительного ущерба людям и окружающей среде; во-вторых, высоко и умеренно нагруженных деталей и элементов конструкции, не имеющих вышеуказанных признаков последствий разрушения; в-третьих, ненагруженных или малонагруженных деталей и элементов конструкций, выбор материалов для которых не является проблемой и целиком основана на имеющемся опыте.

В двух последних случаях в инженерной практике при выборе материалов традиционно широко используют методы сопротивления материалов, основанные на определении номинальных и местных напряжений. А для наиболее ответственных элементов конструкций, работающих, как правило, в экстремальных условиях при наличии весьма нагруженных зон, действии термических и остаточных напряжений, в том числе в окрестности трещин, выбор конструкционного материала, определение запасов прочности и долговечности должны проводиться исходя из предельных нагрузок, местных упругопластических деформаций, коэффициентов интенсивности напряжений и деформаций, размеров дефектов типа трещин.

3.6.2. УЧЕТ ОСОБЕННОСТЕЙ ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

В результате сопоставления различных конструкционных материалов по результатам аттестационных испытаний при T = 20 °С может оказаться, что требованиям соответствуют несколько материалов, и тогда выбор должен быть осуществлен из этих материалов с учетом их поведения в процессе циклического нагружения, отвечающего определенным условиям эксплуатации.

Для окончательного выбора материала необходимо выполнить детальный анализ условий работы детали или узла, или системы в целом и определить поведение материалов в этих условиях.

Прежде всего необходимо установить характер нагружения проектируемой детали: мягкое (постоянная нагрузка в цикле) или жесткое (постоянный размах деформаций в цикле) нагружение в условиях эксплуатации. При этом имеется в виду, что для зон концентрации напряжений реализуется преимущественно жесткое нагружение.

Далее определяют характер поведения рассматриваемых материалов в процессе циклического нагружения: упрочнение (ширина петли гистерезиса с ростом числа циклов нагружения уменьшается), разупрочнения (ширина петли гистерезиса в цикле увеличивается) или стабильное поведение (ширина петли гистерезиса в цикле в процессе нагружения остается бóльшую долю долговечности практически неизменной).

Тип материала (упрочняющийся, разупрочняющийся или циклически стабильный) может быть определен по диаграммам, характеризующим статическое разрушение материала (рис. 3.6.1). Разупрочняющемуся материалу свойственна малая равномерная деформация $e_в$ (кривая *1*), упрочняющимся материалам – большая равномерная деформация $e_в$ (кривая *3*), для циклически стабильных материалов (кривая *2*) $e_в \cong 0{,}5e_f$, где e_f – деформация, при которой наступает динамический дорыв ("утяжка") материала образца при однократном разрушении (точка S на кривых, представленных на рисунке).

При нагружении с заданным размахом упругопластической деформации (жесткое нагружение), когда размах пластической деформации в цикле (ширина петли гистерезиса δ) изменяется незначительно, в области малого числа циклов до разрушения ($N \le 10^3$) с достаточной для практики точностью справедлива зависимость типа (3.5.1), частным случаем которой является известный критерий Коффина–Мэнсона:

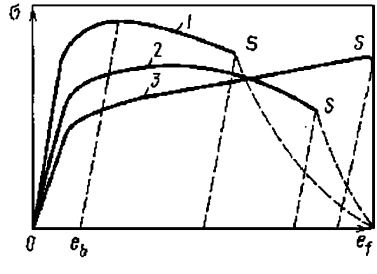


Рис. 3.6.1. Типичные диаграммы, характеризующие статическое разрушение

$$\delta^2 N_{\text{р}} = e_f^2, \qquad (3.6.3)$$

где e_f – пластичность материала (способ определения указан ниже); $N_{\text{р}}$ – число циклов до разрушения.

Из (3.6.3) следует, что многие металлические материалы в указанном интервале долговечностей имеют практически одну кривую (рис. 3.6.2) зависимости δ/e_f от N.

Один и тот же материал при разных повышенных температурах также имеет одну кривую малоцикловой усталости (за исключением температур интенсивного деформационного старения и ползучести) в виде зависимости относительной амплитуды напряжений $\sigma_a/\sigma_{\text{в}}$ от N (рис. 3.6.3).

Характер поведения материалов при циклическом нагружении определяет темп накопления повреждений d с ростом числа циклов нагружения, который может быть определен на основе зависимостей (3.1.7) – (3.1.10).

Для усталостного повреждения при жестком нагружении (образование трещины усталости без одностороннего накопления деформаций) на основе (3.1.9) и (3.6.3) можно записать:

$$d_f = \int_0^N \frac{\delta e}{e_f^2} dN. \qquad (3.6.4)$$

Для суммарного d повреждения (квазистатическое d_S и усталостное d_f повреждения) при мягком нагружении (с образованием трещины в условиях одностороннего накопления пластических деформаций) на основе (3.1.9) – (3.1.10):

$$d = \int_0^N \frac{\delta e}{e_f^2} dN + \int_0^N \frac{\Delta}{e_f} dN. \qquad (3.6.5)$$

В предельном случае $N = N_{\text{р}}$, когда наступает разрушение или образование трещины соответственно

$$\int_0^{N_{\text{р}}} \frac{\delta e}{e_f^2} dN = 1, \qquad (3.6.6)$$

$$\int_0^{N_{\text{р}}} \frac{\delta e}{e_f^2} dN + \int_0^{N_{\text{р}}} \frac{\Delta}{e_f} dN = 1. \qquad (3.6.7)$$

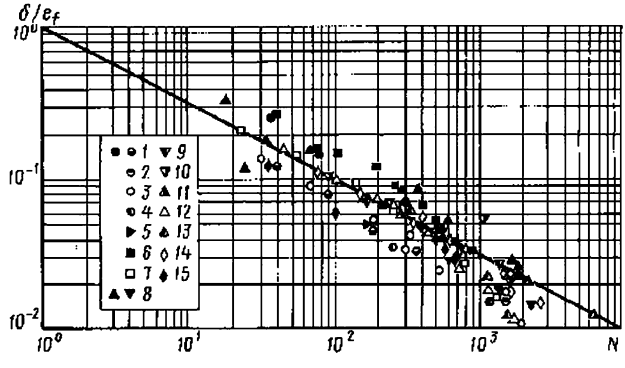


Рис. 3.6.2. Обобщенные кривые сопротивления малоцикловому жесткому нагружению:
1 – 15 – различные марки сталей и сплавов

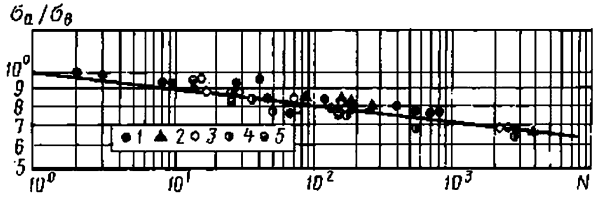


Рис. 3.6.3. Обобщенные кривые сопротивления малоцикловому мягкому нагружению:
1 – 5 – различные температуры

В уравнениях (3.6.4) – (3.6.7) δ – ширина петли гистерезиса в полуцикле растяжения; e – упругопластическая деформация в полуцикле растяжения; Δ – односторонне накопленная пластическая деформация в цикле; e_f – предельная деформация при статическом разрыве образца; N и N_p – соответственно текущее и разрушающее число циклов.

При жестком малоцикловом нагружении можно принять, что $\delta = \text{const}$ и $e = \text{const}$, и тогда при $\delta = e$ зависимость (3.6.6) превращается в (3.6.3).

В зависимости от типа материала (характера его циклического поведения) темп накопления повреждений в соответствии с зависимостями (3.6.4) и (3.6.5) с ростом числа циклов нагружения различен (рис. 3.6.4).

При мягком нагружении (с заданной амплитудой нагрузки): для упрочняющегося материала более активное накопление повреждений происходит на начальной стадии нагружения (кривая *1*); для разупрочняющегося идет прогрессирующее накопление повреждений (кривая *3*) с ростом числа циклов нагружения; у стабильных материалов происходит сравнительно равномерное накопление повреждений с ростом числа циклов нагружения (кривая *2*).

При выборе материалов и оценке долговечности) для деталей и конструкций, работающих при циклическом нагружении, наиболее представительными являются характеристики пластических свойств материала, и тот материал, который обладает более высокими пластическими характеристиками (при равных прочностных) является приоритетным для использования в конструкции. Однако не вся пластичность материала ответственна за обеспечение несущей способности элемента конструкции, а лишь та ее часть (e_f в зависимостях (3.6.1) – (3.6.7)), которая реализуется в процессе однократного разрушения образца до потери устойчивости пластической деформации (точка S на рис. 3.6.1).

Прочностные характеристики (пределы прочности и текучести) являются важными при определении действующих циклических пластических деформаций и менее важными при определении долговечности в условиях заданных циклических деформаций. Прочностные характеристики определяют "стартовые" уровни реализации пластичности: чем выше предел текучести, тем меньше исходные деформации нагружения (деформации нулевого полуцикла $e^{(0)}$), а чем меньше для данного материала деформация в цикле, тем дольше идет "исчерпание" пластичности (тем больше долговечность).

На рис. 3.6.5 показано влияние режимов нагружения и механических свойств сталей на сопротивление малоцикловому нагружению. Показана также зависимость разрушающего числа циклов от уровня исходной деформации $e^{(0)}$ (деформации нулевого полуцикла) и временного сопротивления $\sigma_в$ материала для двух предельных режимов нагружения – жесткого ($e_a = \text{const}$) и мягкого ($\sigma_a = \text{const}$) при заданной исходной пластичности. В связи со склонностью сталей к циклическому разупрочнению и одностороннему накоплению деформаций по мере повышения прочности при малом числе

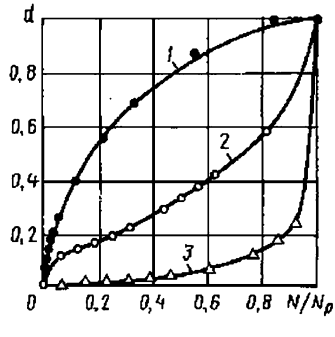


Рис. 3.6.4. Кривые, характеризующие относительное накопление повреждений до достижения предельного состояния

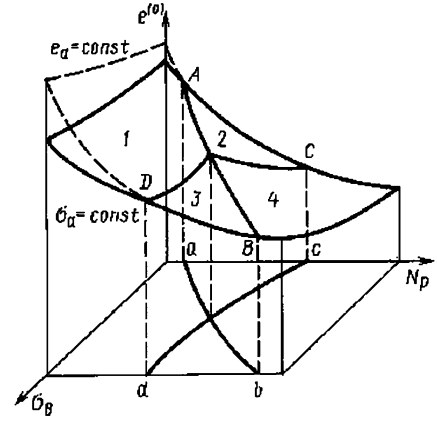


Рис. 3.6.5. Предельные поверхности при малоцикловом разрушении

циклов до разрушения минимальные деформации, соответствующие одинаковым долговечностям мягкого и жесткого нагружения, наблюдаются при мягком нагружении. Предельные деформации, при которых разрушающие деформации при мягком нагружении оказываются меньше, чем при жестком, увеличиваются с увеличением $e^{(0)}$. Однако предельные числа циклов, при которых разрушающие деформации определяются в основном пределом прочности, по мере повышения $\sigma_в$ уменьшаются.

На поверхности разрушающих деформаций $e^{(0)}$ можно выделить четыре характерных области: *1* – область разрушений при мягком нагружении с преимущественным влиянием на деформации $e^{(0)}$ равномерной пластичности; *2* – область разрушений при жестком нагружении с преимущественным влиянием на деформации $e^{(0)}$ пластичности в шейке; *3* – область разрушений при мягком нагружении с преимущественным влиянием на разрушающие деформации предела прочности; *4* – область разрушений при жестком нагружении с преимущественным влиянием на разрушающие деформации $e^{(0)}$ предела прочности. Изменение характеристик пластичности в соответствии с рассматриваемой схемой влияет на разрушающие деформации $e^{(0)}$ в пределах областей *1* и *2*. С увеличением пластичности стали разрушающие деформации увеличиваются, и граница раздела между областями *1 – 2* и *3 – 4* смещается в сторону большего числа циклов до разрушения.

Правило выбора материала на стадии развития трещины аналогично правилу выбора на стадии образования разрушения.

При длительном статическом нагружении в условиях проявления температурно-временны́х эффектов (ползучесть) скорость накопления повреждений по числу циклов и по времени, как указано в гл. 3.1 и 3.5, возрастает, что обусловлено снижением e_f и ростом δ, e.

При выборе материала для деталей, работающих в области большого числа циклов нагружения (многоцикловая усталость), когда характеристики процесса деформирования, как правило, изменяются несущественно, основную роль начинают играть характеристики прочности материала в соответствии с уравнением (3.5.2).

Для случаев нагружения, когда возможно возникновение хрупких и квазихрупких состояний, выбор материалов осуществляется на основе подходов и критериев механики однократного и циклического разрушения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Гусенков А.П., Москвитин Г.В., Хорошилов В.Н.** Малоцикловая прочность оболочечных конструкций. М.: Наука, 1989. 254 с.

2. **Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П.** Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность. М.: Машиностроение, 1985. 223 с.

3. **Конструирование** машин: справочно-методическое пособие. В 2 т. Т. 2 / под ред. К.В. Фролова. М.: Машиностроение, 1994. 624 с.

4. **Механика** малоциклового разрушения / Н.А. Махутов, М.И. Бурак, М.М. Гаденин и др. М.: Наука, 1986. 264 с.

5. **Механическое** поведение материалов при различных видах нагружения / В.Т. Трощенко, А.А. Лебедев, В.А. Стрижало и др. Киев: ИПП НАН Украины, 2000. 569 с.

6. **Мэнсон С.** Температурные напряжения и малоцикловая усталость. М.: Машиностроение, 1974. 344 с.

7. **Нормы** расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. М.: Энергоиздат, 1989. 524 с.

8. **Прочность** и ресурс водо-водяных энергетических реакторов / Н.А. Махутов, К.В. Фролов, В.В. Стекольников и др. М.: Наука, 1988. 312 с.

9. **Прочность** конструкций при малоцикловом нагружении / Н.А. Махутов, А.З. Воробьев, М.М. Гаденин и др. М.: Наука, 1983. 272 с.

10. **Прочность** материалов и элементов конструкций в экстремальных условиях / Г.С. Писаренко, А.Л. Квитка, И.А. Козлов и др. Киев: Наукова Думка, 1980. Т. 1. 531 с.; Т. 2, 767 с.

11. **Прочность** при малоцикловом нагружении / С.В. Серенсен, Р.М. Шнейдерович, А.П. Гусенков и др. М.: Наука, 1975. 288 с.

12. **Романов А.Н.** Разрушение при малоцикловом нагружении. М.: Наука, 1988. 278 с.

13. Уравнения состояния при малоцикловом нагружении / Н.А. Махутов, М.М. Гаденин, Д.А. Гохфель и др. М.: Наука, 1981. 245 с.

14. **Энциклопедия:** Детали машин. Конструкционная прочность. Трение, износ, смазка. Т. IV-1. М.: Машиностроение, 1995. С. 35 – 85.

Раздел 4

МНОГОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ

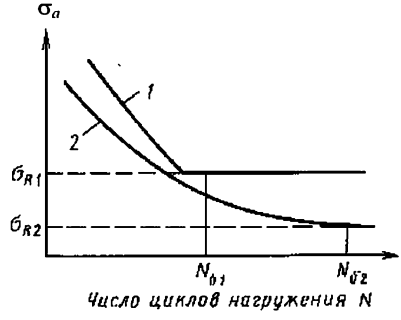
Глава 4.1

ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ И СТАДИИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ

4.1.1. ОСНОВНЫЕ СВЕДЕНИЯ О ПРОЦЕССЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ

Результаты испытаний на сопротивление усталости представляют в виде графических зависимостей между максимальными напряжениями σ_{max} или амплитудами напряжений σ_a и числом циклов N до разрушения или образования трещины, которые получили название кривых усталости (рис. 4.1.1).

Кривые усталости могут иметь горизонтальный участок, что свидетельствует о наличии физического предела выносливости (σ_{R_1} на рис. 4.1.1). Это наиболее характерно для металлов и сплавов с ОЦК-решеткой (например, углеродистые стали). Для металлических материалов, не имеющих физического предела выносливости, определяют ограниченный предел выносливости σ_R – значение максимального по абсолютной величине напряжения цикла, соответствующее задаваемой долговечности при заданном значении коэффициента асимметрии цикла R.



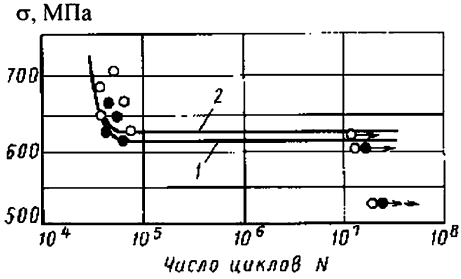
4.1.1. Кривые усталости:
1 – кривая усталости с физическим пределом выносливости; *2* – кривая усталости без физического предела выносливости; N_{61} и N_{62} – базы испытания; σ_{R1} и σ_{R2} – пределы выносливости

Предотвращение усталостных разрушений остается одной из наиболее трудных и важных задач при обеспечении надежности машин и сооружений. Трудность решения этой проблемы определяется исключительной сложностью и разнообразием процессов, имеющих место на микро- и макроскопическом уровнях в материалах при переменных нагрузках, и большой чувствительностью этих процессов к влиянию различных металлургических (структура, фазовый состав и т.п.), технологических (чистота поверхности, остаточные напряжения и т.п.), конструкционных (концентрация напряжений, размеры и т.д.) и эксплуатационных (напряженное состояние, температура, коррозионная среда и т.п.) факторов.

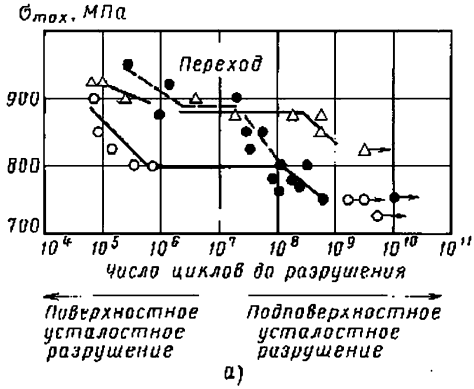
Различают многоцикловую усталость и малоцикловую усталость. Согласно ГОСТ 23207 *многоцикловая усталость* – это усталость материала, при которой усталостное повреждение или разрушение происходит в основном при упругом деформировании, а малоцикловая усталость – усталость материала, при которой усталостное повреждение или разрушение происходит при упругопластическом деформировании.

Чаще всего разрушение в области многоцикловой усталости наблюдается в диапазоне $10^5...10^8$ циклов при напряжениях, значительно более низких, чем временное сопротивление или предел текучести. В ряде случаев (особенно это относится к металлическим материалам в высокопрочном состоянии) вся кривая усталости может находиться в малоцикловой области (рис. 4.1.2).

В реальных условиях эксплуатации усталостное разрушение наблюдается при базах испытаний, больших $10^8...10^{10}$ циклов, даже несмотря на наличие горизонтального участка на кривых усталости в интервале долговечностей от $10^6...10^8$ циклов. Этот вид усталостного разрушения называют *гигацикловой усталостью*.



4.1.2. Кривые усталости титановых сплавов:
1 – сплав 129 (Ti – 2Al – 11V – 2Sn – 11Zr);
2 – сплав 134 (Ti – 2Al – 12V – 2Sn – 6Zr)



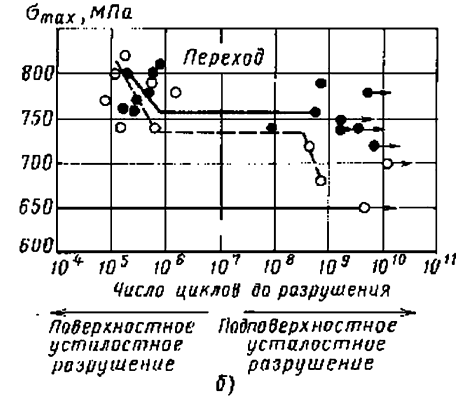


Рис. 4.1.3. Кривые усталости:
а – высокопрочных пружинных сталей системы C – Cr – Si; • – 55SC7; Δ – 55SC7TT2; ∘ – 54SC6;
б – высокопрочные легированные стали;
• – 42CrMo4UC; ∘ – 42CrMo4RC

На рис. 4.1.3 представлены кривые усталости высокопрочных легированных сталей, построенные на базе 10^{10} циклов нагружения. Видно, что испытания на усталость после базы 10^8 циклов приводят к появлению второй ветви ограниченной долговечности, и что в этом случае зарождение усталостных трещин происходит под поверхностным слоем.

Природа усталостного разрушения металлов определяется тонкими структурными изменениями, возникающими в них в процессе циклического нагружения, окончательным результатом которых является зарождение усталостной трещины. Основным признаком усталостного повреждения металлов на ранней стадии является возникновение очагов пластической деформации в локальных объемах. С увеличением числа циклов таких очагов становится больше, и они распространяются на другие, до сих пор нетронутые объемы. Ранее образовавшиеся линии сдвига при этом распространяются, и появляются темные полосы, представляющие собой многочисленные, тесно расположенные линии сдвигов, которые называют устойчивыми зонами скольжения (рис. 4.1.4). В местах темных полос происходит образование трещины, распространяющейся от зерна к зерну и приводящей к разрушению.

Имеются и другие механизмы зарождения усталостных трещин. Возникновение сдвигов в отдельных зернах поликристаллических металлов, при напряжениях меньших, чем предел текучести или даже предел упругости,



Рис. 4.1.4. Устойчивые полосы скольжения в техническом железе при испытании на усталость, ×2000

является вполне очевидным, если учесть неоднородность строения реальных металлов. Вследствие этого при небольших средних напряжениях в образце в отдельных зернах поликристалла могут возникать значительные напряжения, превышающие предел текучести и вызывающие пластическое деформирование микрообъемов металла.

4.1.2. ПОНЯТИЯ, ТЕРМИНЫ И ХАРАКТЕРИСТИКИ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ

Характеристики сопротивления усталостному разрушению весьма существенно зависят от режима нагружения, металлургических, технологических, эксплуатационных и конструктивных факторов и т.д.

Основные понятия и термины регламентируются ГОСТ 23207, ГОСТ 25.502 и ГОСТ 16505.

Усталость – процесс постепенного накопления повреждений материала под действием переменных напряжений, приводящий к изменению свойств, образованию трещин, их развитию и разрушению.

Сопротивление усталости – свойство материала противостоять усталости.

Усталостное повреждение – необратимое изменение физико-механических свойств материала объекта под действием переменных напряжений.

Усталостная трещина – частичное разделение материала под действием переменных напряжений.

Скорость роста усталостной трещины – отношение приращения длины усталостной трещины к интервалу времени, выраженном числом циклов нагружения за рассматриваемый интервал времени.

Усталостное разрушение – разрушение материала нагружаемого объекта до полной потери его прочности или работоспособности вследствие распространения усталостной трещины.

Усталостный излом – поверхность раздела, возникающая при усталостном разрушении объекта.

База испытаний – предварительно задаваемая наибольшая продолжительность испытаний на усталость.

По ГОСТ 25.502 база испытаний для определения пределов выносливости принимается: 10^7 циклов – для металлов и сплавов, имеющих практически горизонтальный участок на кривой усталости; 10^8 циклов – для металлов и сплавов, ординаты кривых усталости которых по всей длине непрерывно уменьшаются с ростом числа циклов.

Циклическая долговечность – число циклов напряжений или деформаций до разрушения или до определенной протяженности усталостной трещины.

Цикл напряжений (*деформаций*) – совокупность последовательных значений напряжений (деформаций) за один период их изменения (рис. 4.1.5) при регулярном нагружении.

Частота циклов f – отношение числа циклов напряжений (деформаций) к интервалу времени их действия.

Период цикла T – продолжительность одного цикла напряжений (деформаций).

Максимальное напряжение цикла – наибольшее по алгебраическому значению напряжение цикла (σ_{max}, τ_{max}). Здесь и далее σ относится к циклу изменения нормальных напряжений, а τ – касательных напряжений.

Минимальное напряжение цикла (σ_{min}, τ_{min}) – наименьшее по алгебраическому значению напряжение цикла.

Среднее напряжение цикла (σ_m, τ_m) – постоянная (положительная или отрицательная) составляющая цикла напряжений, равная алгебраической полусумме максимального и минимального напряжений цикла:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{min} + \sigma_{max}}{2},$$

$$\tau_m = \frac{\tau_{min} + \tau_{max}}{2}. \qquad (4.1.1)$$

Амплитуда напряжений цикла σ_a – наибольшее числовое положительное значение переменной составляющей цикла напряжения (рис. 4.1.5), равное полуразности максимального и минимального напряжений цикла:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2},$$

$$\tau_a = \frac{\tau_{max} - \tau_{min}}{2}. \qquad (4.1.2)$$

Размах напряжений цикла ($2\sigma_a$, $2\tau_a$) – алгебраическая разность максимального и минимального напряжений цикла.

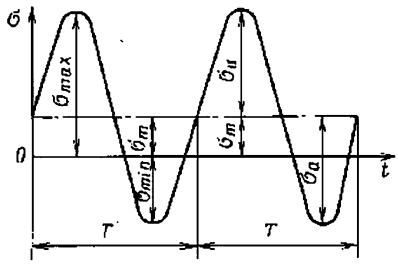


Рис. 4.1.5. Основные параметры цикла напряжений:
σ_m – среднее напряжение цикла

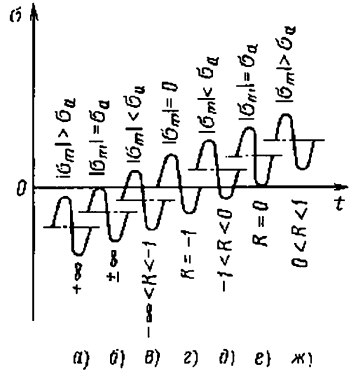


Рис. 4.1.6. Циклы напряжений и соответствующие им значения коэффициентов асимметрии

Симметричный цикл напряжений – цикл, у которого максимальное и минимальное напряжения равны по абсолютному значению, но противоположны по знаку (рис. 4.1.6):

$$\sigma_{max} = -\sigma_{min}, \quad |\sigma_{max}| = |\sigma_{min}|,$$

$$\tau_{max} = -\tau_{min}, \quad |\tau_{max}| = |\tau_{min}|.$$

Асимметричный цикл напряжений – цикл, у которого максимальное и минимальное напряжения имеют разные абсолютные значения (см. рис. 4.1.6).

Отнулевой цикл напряжений – знакопостоянный цикл напряжений, изменяющихся от нуля до максимума ($\sigma_{min} = 0$, $\tau_{min} = 0$) или от нуля до минимума ($\sigma_{max} = 0$, $\tau_{max} = 0$) (см. рис. 4.1.6, *б*, *е*).

Коэффициент асимметрии цикла напряжений (*деформаций*) – отношение минимального напряжения (деформации) цикла к максимальному:

$$R_\sigma = \sigma_{min} / \sigma_{max},$$

$$R_\tau = \tau_{min} / \tau_{max}. \qquad (4.1.3)$$

Основные характеристики сопротивления усталости получают на основе построения кривой усталости.

Текущее число циклов n – число циклов напряжений, которое выдержал нагруженный образец до рассматриваемого момента испытания.

Кривая усталости – график, характеризующий зависимость между максимальными напряжениями (деформациями) (рис. 4.1.7, *б*) или амплитудами напряжений (деформаций) (рис. 4.1.7, *а*) цикла и циклической долговечностью одинаковых образцов, построенный по параметру среднего напряжения (деформации) (σ_m = const) или по параметру коэффициента асимметрии цикла (R = const).

Абсцисса точки перелома кривой усталости N_G – число циклов, соответствующее точке перелома кривой усталости, представленной двумя прямыми линиями (рис. 4.1.8).

Показатель наклона кривой усталости – параметр, характеризующий угол наклона левой ветви кривой усталости к оси абсцисс:

для кривой в полулогарифмических координатах:

$$k = \operatorname{tg}\alpha = \frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\lg N_1 - \lg N_2}; \qquad (4.1.4)$$

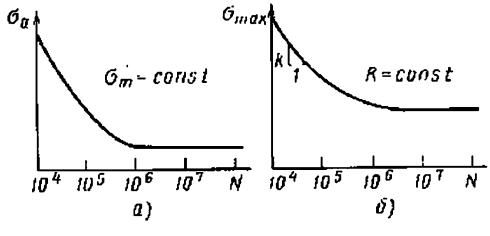


Рис. 4.1.7. Кривые усталости в полулогарифмических координатах при испытании с σ_m = const (*а*) и коэффициентом асимметрии цикла R = const (*б*)

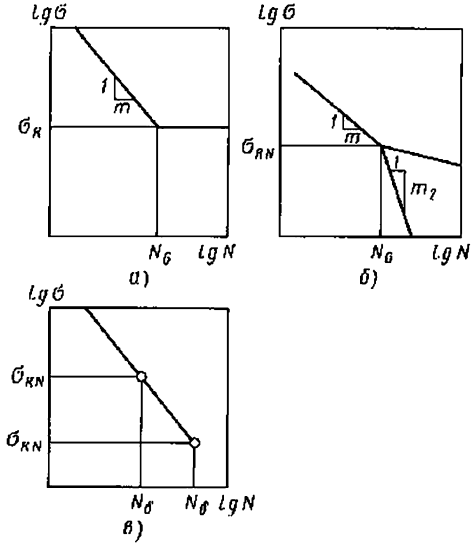


Рис. 4.1.8. Виды кривых усталости в двойных логарифмических координатах:
а – с физическим пределом выносливости;
б, *в* – без физического предела выносливости;
а, *б* – кривые, состоящие из двух участков;
в – из одного участка

для кривой в логарифмических координатах:

$$m = \operatorname{ctg}\alpha = \frac{\lg N_1 - \lg N_2}{\lg \sigma_2 - \lg \sigma_1}, \qquad (4.1.5)$$

где σ_1, N_1 и σ_2, N_2 – координаты двух точек на кривой усталости.

Если кривая усталости имеет два наклонных участка (рис. 4.1.8, *б*), определяют два показателя их наклона: m_1 для левой и m_2 для правой ветвей кривой усталости.

Предел выносливости (σ_R, τ_R) – максимальная по абсолютному значению амплитуда напряжений, при которой еще не происходит усталостное разрушение до базы испытаний (рис. 4.1.8, *а*).

Предел ограниченной выносливости (σ_{RN}, τ_{RN}) – максимальная по абсолютному значению амплитуда напряжений, соответствующая задаваемой циклической долговечности (рис. 4.1.8, *б*, *в*).

Предельные напряжения цикла – максимальное и минимальное напряжения цикла, соответствующие пределу выносливости.

Предельная амплитуда цикла – амплитуда напряжения, соответствующая пределу выносливости.

Диаграмма предельных напряжений цикла – график, характеризующий зависимость между значениями предельных напряжений и значениями средних напряжений цикла для заданной долговечности (рис. 4.1.9).

Каждое сечение вертикальной линией диаграммы *ABCDE* соответствует предельному циклу напряжений с определенным коэффициентом асимметрии. Сечение *AE* соответствует симметричному циклу предельных напряжений ($R_\sigma = -1$), сечение *BD* – отнулевому циклу ($R_\sigma = 0$), сечение *FG* – знакопостоянному циклу предельных напряжений при $0 < R_\sigma < 1$.

Угол β, определяемый лучом, проведенным из начала координат к любой точке на предельной кривой *AF*, соответствует определенному коэффициенту асимметрии цикла,

$$\operatorname{tg}\beta = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_m} = \frac{1}{1 + R_\sigma}.$$

Например, для точки *B* $\operatorname{tg}\beta = 2$, для точки *A* $\operatorname{tg}\beta = \infty$.

Диаграмма предельных амплитуд цикла – график, характеризующий зависимость между значениями предельных амплитуд и значениями средних напряжений цикла (рис. 4.1.10).

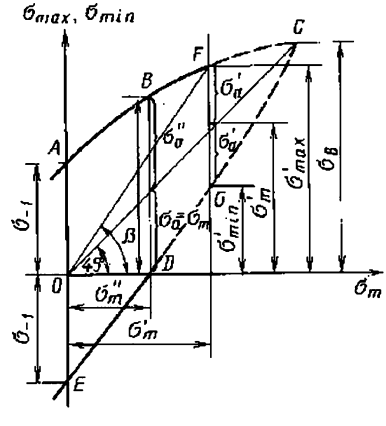


Рис. 4.1.9. Диаграмма предельных напряжений цикла:
σ_{-1} – предел выносливости при симметричном цикле

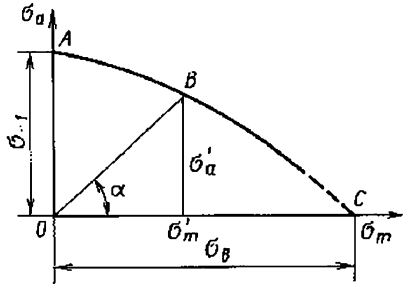


Рис. 4.1.10. Диаграмма предельных амплитуд цикла

На диаграмме точка A соответствует симметричному циклу предельных напряжений ($R_\sigma = -1$), а точка C – пределу прочности при растяжении. Любая точка на кривой AC (например, точка B) соответствует определенному коэффициенту асимметрии цикла. Тангенс угла α, который характеризует конкретный режим испытаний,

$$\operatorname{tg}\alpha = \frac{\sigma'_a}{\sigma_m} = \frac{1-R_\sigma}{1+R_\sigma}.$$

Теоретический коэффициент концентрации напряжений – характеристика степени концентрации (местного повышения) напряжений в пределах упругости материала, определяемая как отношение максимального напряжения в зоне концентрации (σ_{max}) к номинальному напряжению (σ_n) в том же месте:

$$\alpha_\sigma = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_n}, \quad \alpha_\tau = \frac{\tau_{max}}{\tau_n}. \qquad (4.1.6)$$

Эффективный коэффициент концентрации напряжений – отношение предела выносливости образцов без концентрации напряжений к пределу выносливости образцов с концентрацией напряжений, имеющих такие же абсолютные размеры сечения, как и гладкие образцы:

$$K_\sigma = \frac{\sigma_R}{\sigma_{Rн}}, \quad K_\tau = \frac{\tau_R}{\tau_{Rн}}, \qquad (4.1.7)$$

где $\sigma_{Rн}$, $\tau_{Rн}$ – пределы выносливости образцов с надрезом.

Коэффициент чувствительности к концентрации напряжений определяется по формулам:

$$q_\sigma = \frac{K_\sigma - 1}{\alpha_\sigma - 1}, \quad q_\tau = \frac{K_\tau - 1}{\alpha_\tau - 1}, \qquad (4.1.8)$$

где $\alpha_\sigma(\alpha_\tau)$ и $K_\sigma(K_\tau)$ – теоретические и эффективные коэффициенты концентрации напряжений; $q_\sigma(q_\tau)$ меняется в пределах от нуля, когда материал совершенно не чувствителен к концентрации напряжений, до единицы, когда снижение предела выносливости образцов с концентраторами напряжения соответствует теоретическому коэффициенту концентрации напряжений.

Коэффициент чувствительности к асимметрии цикла напряжений определяется по формулам:

$$\psi_\sigma = \frac{2\sigma_{-1} - \sigma_0}{\sigma_0}, \quad \psi_\tau = \frac{2\tau_{-1} - \tau_0}{\tau_0}, \qquad (4.1.9)$$

где $\sigma_{-1}(\tau_{-1})$ и $\sigma_0(\tau_0)$ – пределы выносливости при симметричном и отнулевом циклах.

Наряду с концентрацией напряжений, коэффициентом асимметрии цикла, на предел выносливости оказывают влияние и многие другие факторы, например, абсолютные размеры поперечного сечения, шероховатость поверхности, коррозионная среда, фреттинг-коррозия, поверхностное упрочнение и т.п.

Наиболее часто используемые уравнения кривых усталости приведены в табл. 4.1.1.

Выражение (1) соответствует прямой линии в полулогарифмических координатах, где σ_{-1} – предел выносливости, N_G – точка перелома кривой усталости, K – коэффициент, характеризующий наклон левого участка кривой выносливости.

Выражение (2) – соответствует прямой линии в логарифмических координатах, σ_{-1} и N_G аналогичны выражению (1), m – коэффициент, характеризующий наклон левого участка кривой усталости.

Горизонтальный участок кривой усталости, соответствующий неограниченной долговечности, имеет место у сталей малой и средней прочности, титановых сплавов при испытаниях при нормальной температуре и без воздействия коррозии.

В других случаях кривая усталости не имеет горизонтального участка и непрерывно снижается (легкие сплавы и высокопрочные легированные стали во всех случаях, стали

4.1.1. Уравнения кривых усталости

Уравнения		Обозначение
$\sigma_a + k \lg N = \sigma_{-1} + k \lg N_G$	(1)	k – показатель наклона; N_G – точка перелома
$\sigma_a^m N = \begin{cases} \sigma_{-1}^m N_G & \text{при } \sigma_a \geq \sigma_{-1} \\ \infty & \text{при } \sigma_a < \sigma_{-1} \end{cases}$	(2)	m – показатель наклона; N_G – точка перелома
$\sigma_a^{m_1} N = \sigma_{-1N_G}^{m_1} N_G$ при $\sigma_a \geq \sigma_{-1N_G}$; $\sigma_a^{m_2} N = \sigma_{-1N_G}^{m_2} N_G$ при $\sigma_a < \sigma_{-1N_G}$	(3)	m_1, m_2 – показатели наклона; N_G – точка перелома
$(\sigma_a - \sigma_{-1\infty}) N^{\beta} = B$	(4)	β, B – параметры
$\overline{\sigma}_a = \overline{\sigma}_{-1} + A(\lg N)^{-\alpha}$	(5)	A, α – параметры

малой и средней прочности и титановые сплавы при повышенных температурах и в условиях коррозии и т.д.). При этом сопротивление усталости характеризуется пределом ограниченной выносливости σ_{-1N}, под которым понимают максимальное напряжение цикла, соответствующее по кривой усталости числу циклов N. Кривую усталости аппроксимируют двумя наклонными кривыми в двойных логарифмических координатах – выражение (3), где σ_{-1N_G} – предел ограниченной выносливости, соответствующий числу циклов N_G, причем $\lg \sigma_{-1N_G}$ и $\lg N_G$ являются координатами точки пересечения указанных прямых; m_1, m_2 – соответственно показатели углов наклона верхней и нижней частей кривых усталости.

Выражение (4) – для описания кривых усталости, не имеющих горизонтального участка (уравнение Вейбулла), где β, B – параметры уравнения; $\sigma_{-1\infty}$ – предел выносливости, соответствующий неограниченной базе $(N = \infty)$.

Выражение (5) – уравнение обобщенной кривой усталости для деформируемых легких алюминиевых и титано-магниевых сплавов; где $\overline{\sigma}_a = \sigma_a / \sigma'_{-1}$; $\overline{\sigma}_{-1} = \sigma_{-1\infty} / \sigma'_{-1}$; A, α – параметры уравнения; σ'_{-1} – предел выносливости, соответствующий базе $N = 10^7$ циклов.

4.1.3. ПЕРИОДИЧНОСТЬ И СТАДИЙНОСТЬ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ

Усталостное разрушение металлических материалов, возможное при напряжениях как выше, так и ниже макроскопического предела текучести, зависит от ряда факторов: структурного состояния материала, частоты и асимметрии цикла нагружения, масштабного фактора, напряженного состояния, температуры испытания, состояния поверхности, среды и др. Все это затрудняет создание общей теории усталостного разрушения металлических материалов. Однако в общем случае процесс усталости связан с постепенным накоплением и взаимодействием дефектов кристаллической решетки (вакансий, межузельных атомов, дислокации и дисклинаций, двойников, границ блоков и зерен и т.д.) и, как следствие этого, – с развитием усталостных повреждений в виде образования и распространения микро- и макроскопических трещин. Кроме того, в конструкционных металлических материалах в процессе циклического деформирования могут происходить фазовые превращения, например, образование мартенсита деформации в метастабильных аустенитных сталях, возврат или старение в алюминиевых сплавах. Поэтому явлению усталостного разрушения (впрочем, как и любому виду разрушения) присущи периодичность и стадийность процесса, характеризующиеся вполне определенными структурными изменениями и механизмами развития повреж-

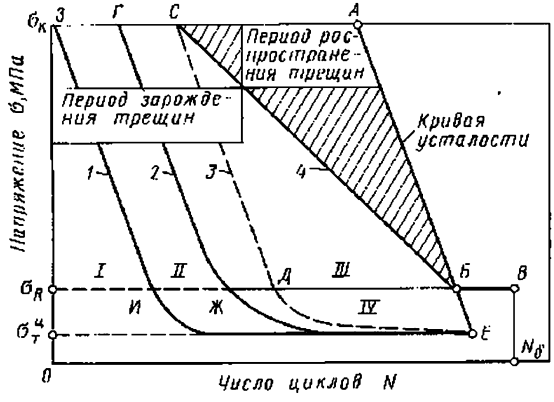
даемости. Такой структурный анализ накопления повреждений позволяет не учитывать перечисленные факторы.

Однако, если просто изучать все многообразие наблюдаемых структурных изменений, в частности дислокационных субструктур, формирующихся в процессе усталости металлических материалов, то очень трудно выявить общие закономерности накопления повреждений. Важно рассмотреть эволюцию структур в процессе усталости при характерных (пороговых) условиях пластического деформирования разрушения. В этом смысле весьма перспективен анализ представления синергетики – области научных исследований, цель которых – выявление общих закономерностей в процессах образования, устойчивости и разрушения упорядоченных временны́х и пространственных структур в сложных неравновесных системах разной природы. Это возможно, если использовать подходы термодинамики необратимых процессов, теорий бифуркаций и катастроф, описывающих те критические (пороговые) ситуации, при которых возникают диссипативные самоорганизующиеся структуры. Рассмотрим основные периоды и стадии усталостного разрушения металлических материалов с учетом упомянутых соображений.

На рис. 4.1.11 представлена схема периодичности и стадийности многоциклового усталостного разрушения ОЦК-металлов. В дальнейшем будем рассматривать закономерности усталостного разрушения в основном в области многоцикловой усталости, хотя при рассмотрении многих аспектов проблемы многоцикловой и малоцикловой усталости бывает трудно разделить. Представленная на рис. 4.1.11 схема отражает основные закономерности накопления повреждаемости в основных периодах и стадиях процесса усталостного разрушения металлических материалов, имеющих на кривой статического растяжения физический предел текучести. В диапазоне циклических напряжений от $\sigma_к$ до $\sigma_т^ц$ весь процесс усталости в зависимости от числа циклов нагружения можно разделить на два основных периода (по аналогии со стадийностью процессов пластического деформирования и разрушения при статическом нагружении): зарождение усталостных трещин и распространение усталостных трещин (заштрихованная область на рис. 4.1.11).

Период зарождения усталостных трещин также, как и в случае статического деформирования, можно разделить на три основные стадии:

1) циклической микротекучести, в которой протекают процессы, аналогичные процессам, протекающим на стадии микротекучести при статическом деформировании;



4.1.11. Схема периодичности и стадийности многоциклового усталостного разрушения ОЦК-металлов: *I* – стадия циклической микротекучести; *II* – стадия циклической текучести; *III* – стадия циклического упрочнения или разупрочнения; заштрихованная область – период распространения усталостной трещины; *IV* – область нераспространяющихся микротрещин; *1* – линия *ЗЕ* – окончание стадии микротекучести; *2* – линия *ГЕ* – окончание стадии текучести; *3* – линия *СЕ* – появление субмикротрещин; *4* – линия *СБ* – необратимые повреждения (линия Френча); *АБВ* – кривая усталости; *БЕ* – линия окончания процессов микротекучести; $\sigma_г^ц$ – циклический предел текучести; σ_R – предел выносливости

2) циклической текучести (негомогенного деформирования), в которой наблюдается негомогенное пластическое течение материала, аналогичное деформированию Людерса – Чернова при статическом деформировании. Однако прохождение фронта Людерса – Чернова в условиях циклического деформирования имеет ряд особенностей. У металлических материалов, у которых отсутствует физический предел текучести при статическом деформировании, стадия циклической текучести отсутствует;

3) циклического упрочнения (разупрочнения), которая завершается достижением линии необратимых повреждений (линии Френча). Стадия циклического упрочнения наблюдается у пластичных металлов и сплавов, а стадия циклического разупрочнения у высокопрочных металлических материалов. Так же, как и при статическом деформировании, на этой стадии наряду с процессами деформационного упрочнения наблюдается развитие повреждаемости в виде образования субмикротрещин (штриховая линия *СДЕ* на рис. 4.1.11).

Описанные выше стадии периода зарождения усталостных трещин наиболее характерны для ОЦК-металлов, имеющих физический предел текучести при статическом растяжении, а также металлов и сплавов с другими типами кристаллических решеток, когда у них проявляется предел текучести (известно, что физический предел текучести наблюдается при определенных условиях практически у всех металлов и сплавов с любым типом кристаллической решетки).

Эти стадии хорошо выявляются в условиях нагружения с постоянной общей (упругой и пластической) амплитудой деформации за цикл. В случае испытаний с постоянной амплитудой пластической деформации за цикл у металлических материалов, не имеющих физического предела текучести, период зарождения усталостных трещин может сразу начинаться со стадии деформационного упрочнения или разупрочнения. Кроме того, для выявления стадий циклической микротекучести и циклической текучести требуется специальная методика усталостных испытаний.

Период распространения усталостных трещин, расположенный между кривой усталости (линия *АБВ* на рис. 4.1.11) и линией необратимой повреждаемости (линия *СБ*), обычно описывается кинетическими диаграммами усталостного разрушения (КДУР) [зависимость между скоростью роста усталостной трещины dl/dN и размахом коэффициента интенсивности напряжений $\lg\Delta K$ (или $\lg\Delta K_{max}$)]. В этом периоде усталостного нагружения также выделяют три основные стадии: *припорогового роста* усталостной трещины при скорости распространения трещины в интервале – $10^{-5}...10^{-6}$ мм/цикл; *стабильного* ($10^{-5}... 5\cdot10^{-6} < dl/dN > 10^{-3}$ мм/цикл) и *ускоренного* (*нестабильного*) *роста усталостной трещины* при $dl/dN > 10^{-3}$ мм/цикл.

4.1.4. СТАДИЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ МИКРОТЕКУЧЕСТИ

Главной особенностью поведения металлических материалов, подвергающихся разрушению, является наличие перед разрушением микро- или макродеформации. В зависимости от структурного состояния, вида нагружения и асимметрии цикла предел выносливости металлов и сплавов может быть выше или ниже физического предела текучести. В том случае, когда он ниже физического предела текучести (наиболее частый случай), циклическое деформирование начинается со стадии циклической микротекучести. Иногда наличие этой стадии связывают с эффектом задержки текучести при усталости по аналогии с эффектом задержки текучести при статическом нагружении.

На рис. 4.1.12 представлены экспериментальные данные по изменению напряжения σ (меньшего предела текучести при исследованных амплитудах циклической деформации) в зависимости от числа циклов при испытании на усталость при $R = -1$ с постоянной ампли-

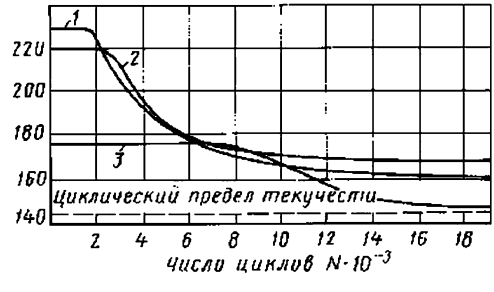


Рис. 4.1.12. Изменение максимального циклического напряжения на начальной стадии усталостного нагружения армко-железа при испытании с постоянной амплитудой деформации за цикл $2\varepsilon_a = 0{,}112$ % (*1*), $2\varepsilon_a = 0{,}1$ % (*2*), $2\varepsilon_a = 0{,}085$ % (*3*)

тудой деформации за цикл образцов из отожженного железа. На этой стадии (горизонтальные участки кривых на рисунке) не наблюдается раскрытия петли механического гистерезиса (точность замера деформации 0,001 %) и циклическое напряжение с ростом числа циклов остается постоянным. На зеркально полированной поверхности образцов не наблюдается следов макроскопической деформации. Электронно-микроскопические исследования показали, что на этой стадии циклического деформирования, как и в условиях статического нагружения, наблюдается некоторое изменение дислокационной структуры: на границах ферритных зерен генерируются новые дислокации; в отдельных зернах наблюдаются дислокационные сплетения. В наиболее благоприятно ориентированных зернах могут наблюдаться полосы скольжения. Пример дислокационной структуры, формирующейся на этой стадии циклического нагружения в отожженных образцах из стали Ст3 приведен на рис. 4.1.13, *а*. Интенсивность изменения микропластической деформации на этой стадии циклического деформирования в приповерхностных слоях металла выше, чем во внутренних объемах. Об этом свидетельствуют данные

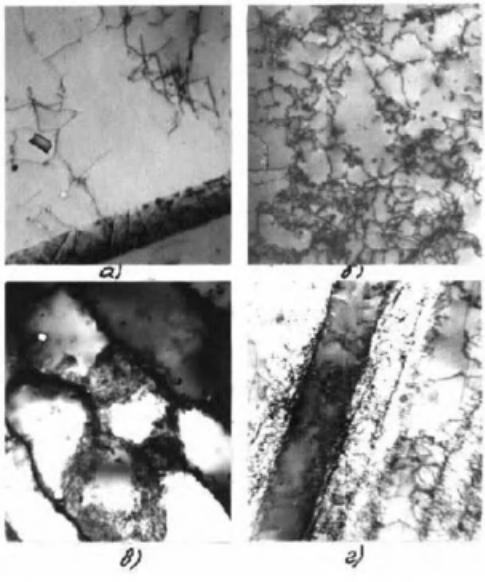


Рис. 4.1.13. Дислокационные структуры низкоуглеродистой стали Ст3 на разных стадиях усталости:
а – циклическая микротекучесть; *б* – циклическая текучесть; *в*, *г* – циклическое упрочнение

рентгеноструктурного анализа с использованием послойного удаления металла и сравнения плотности дислокаций в объеме и приповерхностных слоях металла. Причина такого поведения связана с рядом факторов: особенностью закрепления приповерхностных источников дислокаций (имеющих одну точку закрепления), у которых критическое напряжение начала их работы значительно ниже, чем у источников в объеме; наличием в поверхностном слое более "грубой", чем в объеме, дислокационной сетки Франка, и в этом случае для генерирования дислокаций требуется меньшее напряжение; присутствием поверхностных концентраторов напряжений; различием скоростей движения дислокаций у поверхности и внутри металлов и рядом других факторов. Стадия циклической микротекучести может не наблюдаться при испытаниях на усталость с постоянной амплитудой пластической деформации за цикл.

4.1.5. СТАДИЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ТЕКУЧЕСТИ

Стадия циклической текучести наблюдается у металлических материалов, имеющих физический предел текучести, и связана с прохождением фронта Людерса – Чернова в условиях циклического деформирования. После достижения определенного числа циклов (соответствующих окончанию стадии циклической микротекучести) наблюдается начало раскрытия петли гистерезиса и снижение действующего напряжения σ_a (при испытаниях с общей постоянной деформации за цикл) у образцов из отожженного железа (см. рис. 4.1.12). Происходит процесс макроскопического циклического разупрочнения. Такое поведение характерно для материалов, имеющих физический предел текучести и испытываемых на усталость ниже статического предела текучести. На этой стадии циклического деформирования наблюдается прохождение фронта Людерса – Чернова. На полированной поверхности образцов из железа и углеродистых сталей происходит образование темных "язычков" пластической деформации на границе перехода от рабочей части к головкам образца. Увеличение числа циклов нагружения не приводит к возникновению типичного фронта текучести (деформации Людерса – Чернова), когда испытание на усталость происходит в условиях растяжения–сжатия. Вместо этого область образца, составляющая примерно одну треть рабочей части образца постепенно покрывается волнистыми

следами деформации, ориентированными в двух пересекающихся плоскостях скольжения. С ростом числа циклов деформированные области охватывают другие объемы материала.

При больших циклических деформациях прохождение циклического фронта Людерса – Чернова в условиях усталости с переменой знака нагружения связано с образованием волнистого рельефа на поверхности образца. В процессе такого макроскопического разупрочнения образца (снижения амплитуды напряжения с ростом числа циклов, – см. рис. 4.1.12) элементарные объемы металла упрочняются – в них повышается плотность дислокаций. Своеобразный характер изменения механических свойств железа (макроскопическое разупрочнение, сопровождаемое локальным упрочнением) в процессе циклического деформирования на этой стадии вызван распространением *локальных усталостных зон макроскопической деформации* с подвижными дислокациями. Преобладающим типом структуры образцов из железа на стадии циклической текучести являются чаще всего вытянутые вдоль одного из направлений плоские скопления дислокаций. С увеличением числа циклов или увеличением амплитуды нагружения сплетения дислокаций увеличиваются в размере и становятся еще плотнее. Отдельные сплетения смыкаются, образуя подобие ячеистой структуры.

Распространение фронта Людерса – Чернова на стадии циклической текучести связано с процессами интенсивного изменения дислокационной структуры в областях металла, где этот фронт уже прошел (происходят процессы деформационного упрочнения в локальных объемах металла). Это является особенностью циклического деформирования по сравнению со статическим нагружением. Из-за длительности процесса усталости происходят также структурные изменения и в областях, где металл еще находится в области микротекучести. Эти изменения связаны с накоплением микропластической деформации и процессами динамического деформационного старения (например, у углеродистых сталей).

4.1.6. СТАДИЯ ЦИКЛИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ (РАЗУПРОЧНЕНИЯ)

Стадия циклической текучести характерна для металлов и сплавов, имеющих физический предел текучести, и ее можно изучать при определенной методике усталостных испытаний. Для металлических материалов, не имеющих физического предела текучести, усталостный процесс начинается с кратковременной стадии циклической микротекучести (которая часто протекает в процессе вывода испытательной машины на заданную амплитуду нагружения), а затем следует стадия циклического деформационного упрочнения (разупрочнения). Эту стадию следует рассматривать как конкуренцию двух кинетических процессов – пластического деформирования и разрушения (упрочнения и разупрочнения). Поэтому в области циклического упрочнения (3-я стадия в периоде зарождения усталостных трещин на рис. 4.1.11) штриховой линией отмечено геометрическое место точек, соответствующих началу появления поверхностных субмикротрещин размером 1...3 мкм. Склонность металлических материалов к циклическому упрочнению или разупрочнению определяется отношением предела прочности к условному пределу текучести. Известно, что все материалы с $\sigma_в / \sigma_{0,2} < 1{,}2$ разупрочняются при циклическом деформировании, а материалы, для которых $\sigma_в / \sigma_{0,2} \geq 1{,}4$, циклически упрочняются. При $1{,}2 < \sigma_в / \sigma_{0,2} < 1{,}4$ может происходить либо упрочнение, либо разупрочнение.

На первых двух стадиях периода зарождения усталостных трещин хотя и происходят изменения в структурном состоянии материалов, однако механические свойства при этом практически не изменяются. На стадии же циклического упрочнения (разупрочнения) происходит интенсивное изменение механических свойств до определенного числа циклов, которое зависит от амплитуды приложенной нагрузки, после чего достигается стабилизация этих свойств или их значения изменяются мало.

Для исследований изменений механических свойств в процессе циклического деформирования (как при малоцикловой, так и при многоцикловой усталости) используют петлю механического гистерезиса, форма и площадь которой меняются в процессе нагружения. Характерные параметры петли гистерезиса и наиболее важные методики испытаний на усталость схематически показаны на рис. 4.1.14. Наиболее часто применяемый в настоящее время метод испытания с контролируемым напряжением, при котором в образце в процессе всего испытания поддерживается постоянство двух граничных напряжений цикла, показан на рис. 4.1.14, *а*. Две приведенные на этом рисунке петли гистерезиса отражают реакцию

материала на внешнюю нагрузку в два различных момента времени. При этом методе испытания достаточно определять лишь изменение ширины петли гистерезиса. При испытаниях на усталость с предварительно заданными границами суммарной деформации, кроме измерения амплитуды пластической деформации, следует также определять изменение амплитуды напряжения цикла (рис. 4.1.14, *б*).

В фундаментальных металловедческих исследованиях предпочитают применять испытания с постоянной амплитудой пластической деформации за цикл (рис. 4.1.14, *в*). Изменение механических свойств при этом проявляется в изменении действующего в образце напряжения. Для научных исследований преимущественно выбирают изменение нагрузки во времени по пилообразному закону, так как в этом случае материал деформируется приблизительно с постоянной скоростью. Частое применение синусоидальной временной функции нагрузки в практике является следствием имеющихся в распоряжении машин.

По результатам усталостных испытаний, используя данные по изменению параметров петли механического гистерезиса, строят *кривые циклического упрочнения* (*разупрочнения*) (рис. 4.1.15). Оценка результатов испытаний с контролируемым напряжением дает соответствующую каждому циклу нагружения амплитуду пластической деформации $\varepsilon_{p,a}$ как половину ширины петли гистерезиса при напряжении цикла σ_a. Затем обычно в логарифмическом масштабе строят зависимость амплитуды необратимой пластической деформации $\varepsilon_{p,a}$ от числа циклов нагружения. Аналогично поступают при испытании с контролируемой ампли-

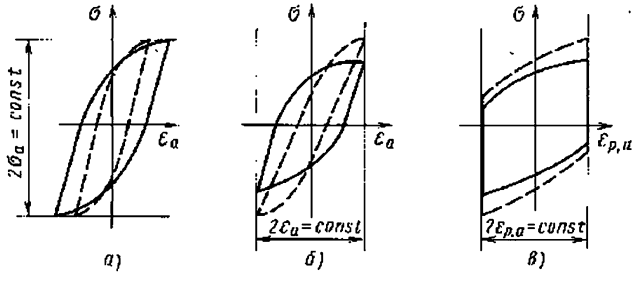


Рис. 4.1.14. Схемы проведения усталостных испытаний с использованием записи петли механического гистерезиса:
а – с постоянной амплитудой циклического напряжения; *б* – с постоянной амплитудой суммарной деформации; *в* – с постоянной амплитудой пластической деформации

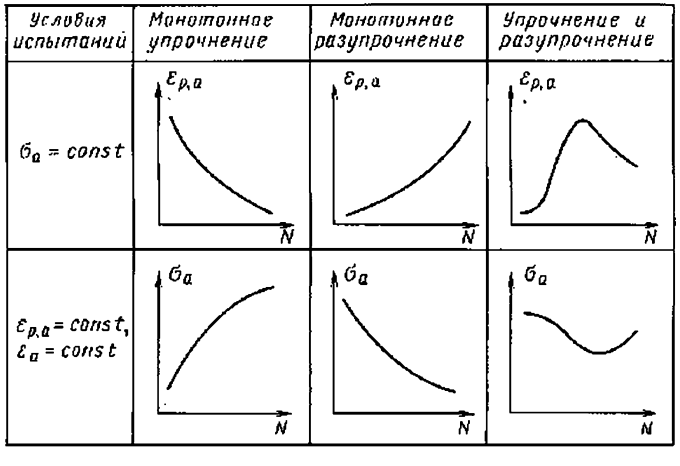


Рис. 4.1.15. Характерные типы кривых циклического упрочнения (разупрочнения)

тудой суммарной или пластической деформации. В зависимости от структурного состояния атериала различают три типа характерных кривых циклического упрочнения (разупрочнения) (рис. 4.1.15). Монотонное циклическое упрочнение, например под действием циклической нагрузки, наблюдается в нормализованных конструкционных сталях, которые испытываются на усталость при амплитудах, бóльших макроскопического предела текучести.

Монотонное циклическое разупрочнение характерно для высокопрочных и холоднодеформированных металлических материалов при амплитудах напряжения ниже предела текучести. Первоначальное циклическое разупрочнение и последующее циклическое упрочнение типично для нормализованных конструкционных сталей, если величина приложенной нагрузки не превышает макроскопический предел текучести. На рис. 4.1.16 в качестве примера представлены кривые циклического упрочнения конструкционной стали Ст 45.

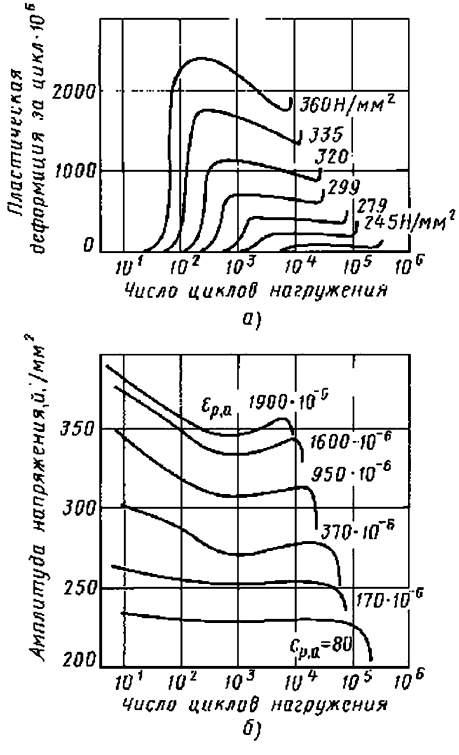


Рис. 4.1.16. Кривые циклического упрочнения нормализованной стали типа 45:
а – с постоянной амплитудой напряжения;
б – с постоянной амплитудой пластической деформации за цикл

Кроме кривых циклического упрочнения (разупрочнения) для оценки поведения металлических материалов в условиях циклического нагружения строят также *кривые циклического деформирования* (рис. 4.1.17) в координатах циклическое напряжение – деформация, причем берут значения циклической деформации при достижении стабилизации (насыщения) параметров петли гистерезиса. При монотонном циклическом упрочнении материала в случае испытания с контролируемым напряжением в многоцикловой области нагружения наблюдается выход кривой усталости на горизонтальный участок. Почти не зависящую от числа циклов нагружения амплитуду пластической деформации в этом случае рассматривают в качестве амплитуды насыщения. В предположении, что постоянство амплитуды пластической деформации поддерживается достаточно точно, пару значений (σ_a, $\varepsilon_{p,a}$) можно рассматривать как точку кривой циклического деформирования. Кривая циклического деформирования "σ_a – $\varepsilon_{p,a}$" в этом случае монотонного упрочнения строится по схеме, приведенной на рис. 4.1.17, *а*.

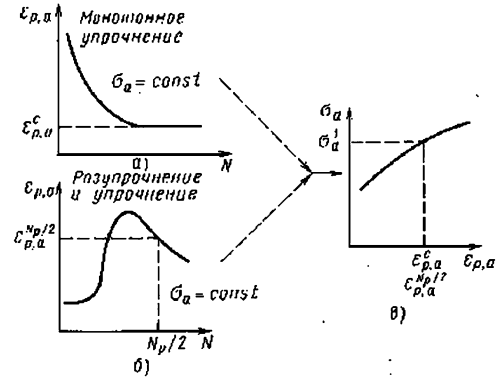


Рис. 4.1.17. Схема построения кривой циклического деформирования в зависимости от типа кривой циклического упрочнения (разупрочнения):
а – кривая монотонного упрочнения;
б – кривая разупрочнения и упрочнения;
в – кривая циклического деформирования; $N_р$ – число циклов до разрушения; $\varepsilon^{c}_{p,a}$ – деформация, соответствующая стадии насыщения; $\varepsilon^{N_р/2}_{p,a}$ – деформация, соответствующая половине долговечности

Для материалов, которые ни при какой амплитуде напряжения не дают горизонтального участка кривой в течение достаточно большого числа циклов нагружения, однозначное определение кривой "циклическое напряжение – деформация" значительно сложнее. Можно взять за основу значение циклической пластической деформации, которое измеряется при половине числа циклов нагружения до разрушения (см. рис. 4.1.17). Однако такой подход не корректен. Если по этому методу с помощью кривых циклического упрочнения определить значения напряжения и деформации, то они могут относиться к совершенно различным деформированным состояниям материала.

В случае более сложного поведения материала (первоначальное циклическое разупрочнение с последующим упрочнением) для построения кривой циклического деформирования можно также использовать метод, в основу которого положено представление об изменении свойств материала при наличии в нем зародившейся трещины. Образование трещин проявляется на кривых циклического деформирования в том, что амплитуда пластической деформации вслед за фазой циклического упрочнения с ростом числа циклов нагружения вновь увеличивается. Это можно объяснить уменьшением поперечного сечения образца, и это позволяет связать четко выраженный минимум на кривой циклического упрочнения (разупрочнения) с зарождением трещин и использовать для построения кривой циклического деформирования соответствующие значения σ_a и $\varepsilon_{p,a}$. При определении отдельных точек кривой циклического деформирования следует руководствоваться схемами на рис. 4.1.18.

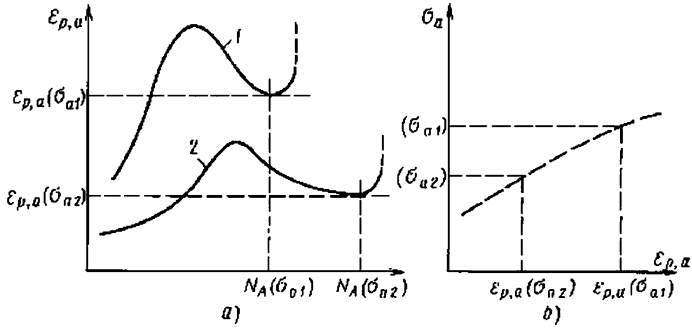


Рис. 4.1.18. Схемы определения кривой циклического деформирования при немонотонном поведении материала:
а – кривые циклического упрочнения (разупрочнения) при различных амплитудах напряжений; *1* – σ_{a1}, *2* – σ_{a2}; *б* – кривая циклического деформирования

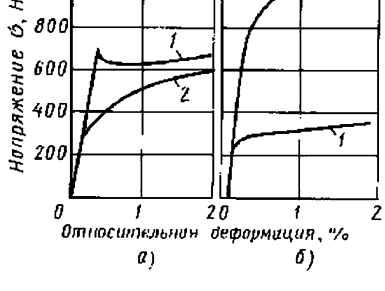


Рис. 4.1.19. Кривые циклического деформирования:
а – углеродистая сталь типа 45;
б – легированная сталь

На рис. 4.1.19 в качестве примера представлены кривые циклического деформирования углеродистой и легированной сталей. Из сравнения кривых статического и циклического деформирования делают вывод о том, является ли материал циклически упрочняющимся (если кривая циклического деформирования проходит выше кривой статического деформирования), или он циклически разупрочняющийся (кривая циклического деформирования проходит ниже кривой статического деформирования).

Полученные для поликристаллических материалов данные показывают, что кривую циклического деформирования можно описать степенной функцией: $\sigma_a = A(\varepsilon_{p,a})^n$, где A –

коэффициент циклической прочности; n – показатель кривой циклического деформирования. Циклическое упрочнение обычно наблюдается у пластичных металлических материалов, а циклическое разупрочнение – у высокопрочных или предварительно деформированных материалов. У металлов и сплавов, имеющих физический предел текучести, вначале наблюдается циклическое разупрочнение, связанное с негомогенностью пластической деформации на площадке текучести (при циклических нагрузках ниже предела текучести), а затем упрочнение.

На стадии циклического деформационного упрочнения происходит интенсивное повышение плотности дислокаций в пластичных металлических материалах. При этом наблюдается большое разнообразие формирующихся дислокационных структур в зависимости от типа кристаллической решетки и структурного состояния металлических материалов. Подходы синергетики позволяют описывать сложное поведение открытых систем (а образец или конструкция, которые испытываются на усталость, являются открытыми системами), не вступая в противоречие со вторым законом термодинамики. Синергетика оперирует с диссипативными структурами, образующимися в неравновесных условиях в результате обмена энергией (или энергии и веществом) с окружающей средой при подводе внешней энергии к материалу.

Повышение плотности дислокаций на стадии циклического деформационного упрочнения приводит к формированию упорядоченных самоорганизующихся дислокационных структур (СДС). Эти структуры в основном являются диссипативными. И. Пригожин и И. Стенгерс образование диссипативных структур связывают с термодинамической неустойчивостью системы в точке бифуркации, когда, например, хаотическая структура перейдет на новый более дифференцированный и более высокий уровень упорядоченности или организации (например, формирование в металлах при циклической деформации упорядоченных ячеистой или полосовой дислокационных структур). Для формирования и поддержания таких структур требуется бóльшая энергия, чем для поддержания более простых структур, на смену которым они приходят. Таким образом, диссипативными называют не все динамические структуры, а лишь те СДС, которые вносят существенный вклад в общую энергию системы. К ним также можно отнести низкоэнергетические дислокационные структуры (НДС). Для них характерно наличие объемов, практически свободных от дислокаций, с граничными областями, в которых плотность дислокаций очень высока (неоднородное стационарное состояние, устойчивое к малым возмущениям).

В настоящее время предлагается следующая классификация дислокационных структур, возникающих при циклических деформациях: структуры равновесия (например, НДС) и сильно неравновесные самоорганизующиеся дислокационные структуры (СДС). НДС являются частным случаем СДС. В свою очередь, СДС предложено разбить на две категории: самоорганизующиеся дислокационные структуры, связанные с единичным скольжением (устойчивые полосы скольжения, дислокационная сетка у границ зерен, венная структура), и самоорганизующиеся дислокационные структуры, связанные с множественным скольжением (лабиринтная и ячеистая структуры). На рис. 4.1.13 приведены примеры ячеистой и полосовой дислокационных структур, формирующихся в процессе усталости, а также структур формирующихся на начальных стадиях усталости.

Кроме изменения плотности дислокаций в процессе циклического деформирования на стадии циклического деформационного упрочнения могут интенсивно проходить фазовые превращения (например, мартенситные превращения в метастабильных аустенитных сталях или процессы возврата в алюминиевых сплавах) и другие структурные изменения (динамическое деформационное старение в углеродистых сталях и др.). Эти фазовые превращения и структурные изменения могут существенно влиять на долговечность металлических материалов.

Механизмы деформационного упрочнения при усталости в основном такие же, как и при статическом деформировании. Все они связаны с взаимодействием движущихся дислокаций с различного рода препятствиями: другими дислокациями (или дислокационными образованиями); границами зерен; растворенными чужеродными атомами и различного рода частицами (когерентными и некогерентными выделениями, упорядоченными фазами и крупными вторыми фазами). Специфика

циклического деформирования связана с относительно малыми внешними напряжениями, которые повторяются большое число циклов.

Достижение штриховой линии зарождения субмикротрещин на стадии циклического деформационного упрочнения (см. рис. 4.1.11) связано с формированием таких СДС с критической плотностью дислокаций (около 10^{14} м$^{-2}$), например, в стенках дислокационных ячеек или полосовых структур. Именно в этих локальных объемах металла возникают уже на стадии циклического деформационного упрочнения субмикротрещины размером порядка 1...3 мкм.

По поводу зарождения трещин в теории прочности существуют два подхода – механический и кинетический (термофлуктуационный). Согласно механическому подходу разрыв межатомной связи происходит в том случае, если сила F, действующая на нее, больше некоторой критической силы F_m. Тепловое движение атомов при этом не учитывается. При $F < F_m$ разрыва не происходит вообще, а при $F \geq F_m$ он происходит мгновенно (за время, равное примерно времени атомного колебания $t \approx 10^{-2}$ с). При термофлуктуационном подходе разрыв межатомной связи происходит при $F < F_m$ вследствие воздействия на нее тепловой флуктуации. Сила $F < F_m$ играет при этом двоякую роль: 1) понижает энергетический барьер, который необходимо преодолеть для разрыва связи; 2) обеспечивает энергетическую выгодность конечного состояния с разорванной связью. При таком подходе разрыв межатомной связи становится вероятностным процессом, требующим времени ожидания достаточно мощной тепловой флуктуации, способной разорвать связь. Вследствие этого процесс разрушения является кинетическим процессом накопления разорванных связей во времени.

В условиях циклического деформирования могут наблюдаться те же механизмы зарождения трещин, которые свойственны и другим видам нагружения: механизм слияния дислокаций, механизм заторможенного сдвига, механизм вскрытия полосы скольжения, механизм Коттрелла, зарождение микротрещин на пересечении полос скольжения, образование субмикротрещин на краю субграницы, образование трещин при взаимодействии двойников, возникновение микротрещин на поверхностях раздела. Во многих случаях невозможно провести четкую грань между различными вариантами и исключить еще серии механизмов, не укладывающихся ни в один из названных.

На рис. 4.1.20 – 4.1.22 представлены некоторые механизмы зарождения усталостных трещин на стадии деформационного упрочнения.

К специфическим механизмам зарождения трещин в условиях усталости можно отнести механизм зарождения трещин, связанный с образованием экструзий и интрузий вследствие локализованного скольжения в условиях знакопеременного нагружения (рис. 4.1.23), а также другие механизмы зарождения трещин, учитывающие повторность нагрузки (а также знакопеременность) в условиях усталости и преимущественное течение приповерхностных слоев металла в периоде зарождения трещин. В сталях с гетерогенной структурой (в частности, у перлитных сталей) могут существовать два независимых субмикроскопических источника разрушения – либо зеренный (зарождение субмикротрещин на границе перлитных зерен), либо цементитный (инициирование субмикротрещин в срезах цементитных пластин). Чаще всего субмикроскопические усталостные трещины зарождаются в приповерхностных слоях металла глубиной порядка размера зерна.

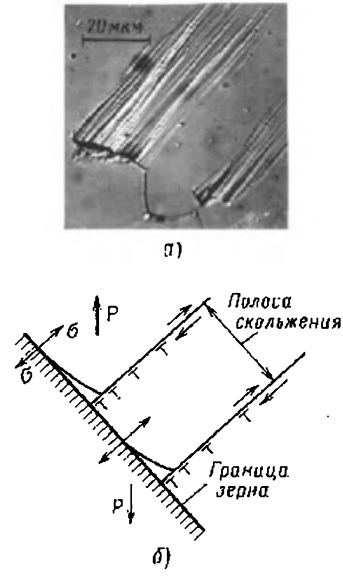


Рис. 4.1.20. Образование межзеренной трещины в условиях повторного напряжения в молибдене (*а*) и схема зарождения трещины у границы зерна при встрече с ней полосы скольжения (*б*)

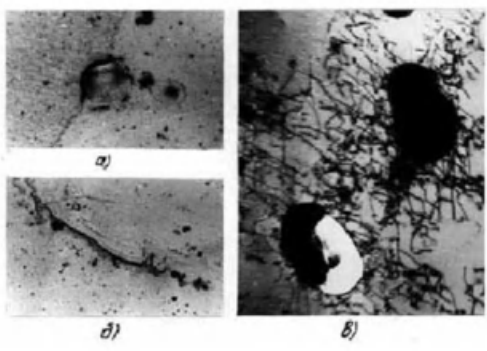


Рис. 4.1.21. Зарождение усталостных трещин у неметаллических включений в стали Ст3 (*а*, *б*) и дислокационная структура у неметаллического включения (*в*)

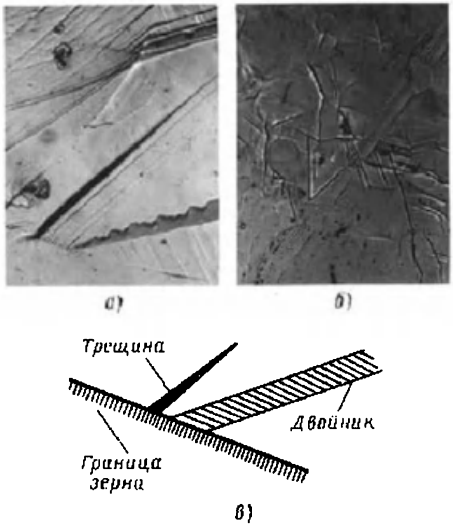


Рис. 4.1.22. Двойникование в процессе циклического деформирования железа при температуре испытания 77К (*а*, *б*) и схема образования микротрещины при встрече двойника с границей зерна (*в*)

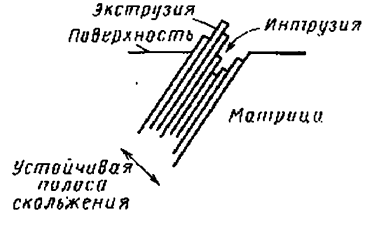


Рис. 4.1.23. Схема образования экструзий и интрузий в устойчивых полосах скольжения при усталости металлических материалов

4.1.7. ЛИНИЯ НЕОБРАТИМЫХ ЦИКЛИЧЕСКИХ ПОВРЕЖДЕНИЙ (ЛИНИЯ ФРЕНЧА)

Стадия циклического деформационного упрочнения (разупрочнения) завершается достижением линии необратимых циклических повреждений. Одним из самых ранних методов необратимой степени повреждаемости при усталости является метод построения линии, предложенный Х. Френчем и заключающийся в тренировке образца выше предела усталости и последующим циклическом деформировании при напряжении, равном пределу выносливости (рис. 4.1.24). Если образец при перегрузке разрушается на пределе выносливости (до достижения базового числа циклов), значит он получил необратимое повреждение. Если после перегрузки на уровень предела выносливости образец простоял базовое число циклов, то образец не поврежден и на нем ставится стрелка вверх.

Границей необратимо поврежденных образцов и образцов, которые после перегрузки достигают базы испытания, является линия необратимых повреждений. Исследования показывают, что размер микротрещин на линии Френча зависит от материала, структуры и вида нагружения. Достижение этой линии соответствует образованию устойчивых полос скольжения (УПС) и возникновению в них микротрещин.

По данным М. Хемпеля [25], размер микротрещин на линии Френча достигает 10...40 мкм для стали 30CuMo4, испытанной в условиях циклического изгиба. Переход через линию Френча приводит к резкому увеличению дли-

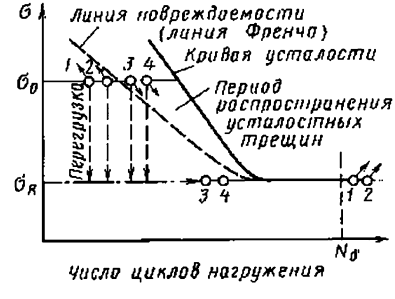


Рис. 4.1.24. Схема определения линии усталостной повреждаемости по Френчу: σ_0 – напряжение, при котором производится первоначальное нагружение образцов до разной долговечности; *1 – 4* – номера предварительно тренированных образцов

ны трещины до 100...300 мкм и более и сопровождается резким увеличением скорости ее роста. Таким образом, окончание периода зарождения микротрещин связано с достижением линии Френча, когда оканчивается кристаллографический рост трещин в пределах одного или нескольких зерен. Микротрещины длиной 100...120 мкм (порядка размера зерна) в конструкционных сталях при напряжении, равном пределу выносливости, являются пороговыми в том смысле, что в зависимости от конкуренции процессов упрочнения – разупрочнения и напряженного состояния у вершины трещины такие трещины могут дальше распространяться или стать нераспространяющимися. Следует отметить, что усталостные микротрещины критического размера могут зарождаться не только в УПС; так, например, в молибдене усталостные микротрещины могут зарождаться по границам зерен.

Переход через линию повреждаемости связан с началом периода распространения усталостных трещин, который расположен между кривой усталости (линия *АБВ* на рис. 4.1.11) и линией необратимой повреждаемости (линия *СБ*), обычно описывается кинстическими диаграммами усталостного разрушения (КДУР) (зависимость между скоростью роста усталостной трещины dl/dN и размахом коэффициента интенсивности напряжений ΔK).

4.1.8. ФИЗИЧЕСКИЙ ПРЕДЕЛ ВЫНОСЛИВОСТИ

При оценке ресурса элементов конструкций, работающих в условиях циклического нагружения, часто используют величины пределов выносливости, полученные при разных базах испытаний. В этой связи большим преимуществом обладают материалы, имеющие горизонтальный участок на кривой усталости, свидетельствующий о наличии физического предела выносливости.

Первая группа исследователей (П. Кеттунен, Г. Оатес, Д. Вильсон) считает, что физический предел выносливости наблюдается у металлов и сплавов, склонных к деформационному старению, и его выявление может быть объяснено по аналогии с явлением физического предела текучести в том смысле, что циклическое нагружение выше предела выносливости должно приводить к интенсивной разблокировке дислокаций от атмосфер типа Коттрелла. Существуют экспериментальные данные, не согласующиеся с гипотезой о влиянии исходной блокировки дислокаций. Так, в ряде случаев предел выносливости выше статического предела текучести. Кроме того, наличие предела выносливости зависит не только от исходной блокировки дислокаций атомами примесей, но и от размера зерна.

Вторая группа исследователей (Д. Леви, Т. Накагава, И. Икаи) наличие физического предела выносливости связывает с протеканием при усталости процесса динамического деформационного старения, который свойственен металлам с ОЦК-решеткой (железо, молибден, хром и др.). Согласно этой точке зрения в условиях циклического деформирования наблюдается относительное медленное, но эффективное закрепление дислокаций в результате динамического деформационного старения. Считается, что предел выносливости – это такое максимальное напряжение, при котором процессы разблокировки, блокировки дислокаций и накопления повреждений взаимно уравновешены. Однако эта теория, связывающая наличие физического предела выносливости с протеканием динамического деформационного старения, не может объяснить его наличие у ряда металлических материалов с ГПУ- и ГЦК-кристаллическими решетками.

А. Ферро и Ж. Монтанелли не связывают наличие физического предела выносливости с процессами деформационного старения, а считают его природным свойством кристаллической структуры. Они обнаружили наличие физического предела выносливости у чистых металлов с ОЦК-, ГЦК- и ГПУ-кристаллическими решетками.

В. Маснинг и Х. Тафернер также пришли к выводу, что физический предел выносливости является природным свойством кристаллической решетки и его проявление связано с существованием порогового напряжения образования полос скольжения. В то же время они отмечают, что на формирование физического предела выносливости влияют многие факторы: микроструктура, тип кристаллической решетки, энергия дефекта упаковки, размер зерна, атомы замещения и внедрения, деформационное старение, процессы упрочнения и разупрочнения. Из возможных механизмов упрочнения при взаимодействии дислокаций с атомами внедрения (атмосферы Коттрелла, Сузуки и Сноека) эти исследователи отдают предпочтение атмосферам Сноека, т.е. блокированию дислокаций упорядоченно распределенными атомами внедрения. В основном

В. Маенинг и Х. Тафернер пришли к выводу, что в настоящее время трудно дать единую интерпретацию появления физического предела выносливости у металлов и сплавов с разным типом кристаллической решетки.

В.Ф. Терентьевым была предложена гипотеза о природе физического предела выносливости ОЦК-металлов и сплавов, основанная на идее барьерного действия более прочного приповерхностного слоя глубиной порядка размера зерна, формирующегося с опережением (по сравнению с внутренними объемами металла) на ранних стадиях циклического нагружения при напряжении предела выносливости. При этом В.Ф. Терентьев исходил из предпосылки, что у ОЦК-металлов и сплавов природа таких феноменов, как физический предел текучести и физический предел выносливости должна быть взаимосвязана. Проведенный анализ показал, что физический предел выносливости у углеродистых сталей наблюдается лишь в том случае, если в этих сталях достижению макроскопического (физического) предела текучести предшествует микропластическая деформация (стадия микротекучести) приповерхностного слоя глубиной порядка размера зерна. На стадии микротекучести может наблюдаться и микропластическое деформирование всего объема материала, но она на порядок меньше, чем деформация приповерхностного слоя. В результате этого преимущественного микропластического деформирования на пределе выносливости в ОЦК-металлах и сплавах формируется более прочный приповерхностный слой глубиной порядка размера зерна, который является барьером для выхода дислокаций на поверхность. Тем самым тормозится развитие процессов сдвигообразования и повреждаемости. Особенности пластического деформирования ОЦК-металлов (например, большое число систем скольжения, облегченность поперечного скольжения и др.) и склонность к динамическому деформационному старению способствуют созданию более прочного приповерхностного слоя. Таким образом, формируется физический предел выносливости.

"Барьерный эффект" более прочного приповерхностного слоя, формирующегося непосредственно в процессе циклического деформирования, связан с затрудненностью выхода дислокаций на поверхность и эстафетной передачей деформации из внутренних объемов металла. Дислокации задерживаются как поверхностной сеткой дислокаций, так и границами зерен приповерхностного слоя, наиболее упрочненными на стадии микротекучести. Если на пределе выносливости в материале имеются нераспространяющиеся микротрещины, то зоны пластического деформирования у вершин таких трещин являются также барьером для движения дислокаций.

Формирование более прочного приповерхностного слоя в процессе циклического деформирования на пределе выносливости у достаточно пластичных металлических материалов наблюдается не только у ОЦК-металлов и сплавов, но и у металлических материалов с другими типами кристаллической решетки и связано в основном с особенностями пластического течения приповерхностных слоев.

Предварительное упрочнение тонкого приповерхностного слоя приводит к повышению циклической прочности металлических материалов и, что особенно важно, формированию, физического предела выносливости в материалах, где он отсутствовал. Дж. Гросскройтц и Д. Бенсон установили, что поверхностное легирование на глубине 100 мкм образцов из алюминия марки 1100 медью приводит к повышению долговечности и формированию физического предела выносливости на базе 10^7 циклов.

Уровень предела выносливости чаще всего связан с определенной степенью упрочнения и повреждаемости приповерхностного слоя и размером нераспространяющихся усталостных микротрещин. Исследования К. Миллера показывают (рис. 4.1.25), что при уровне циклических напряжений $\Delta\sigma_3 > \Delta\sigma_4 > \Delta\sigma_5$ усталостное разрушение не происходит, поскольку трещина останавливается на порогах, обозначенных соответственно δ_3, δ_4 и δ_5. Однако на уровне $\Delta\sigma$, который несколько больше, чем предел выносливости, эти барьеры не столь велики, чтобы остановить трещину, в результате чего происходит разрушение. Для начальной стадии распространения усталостных трещин барьеры δ_5, δ_4 и δ_3 соответствуют возрастающей их прочности. Например, самым низким барьером может быть граница двойникования, средним – граница зерна, а самый высокий барьер связан с перлитной зоной в ферритно-перлитной микроструктуре.

В рамках линейно-упругой механики разрушения (ЛУМР) предел выносливости

определяется пороговым значением коэффициента интенсивности напряжений ΔK_{th}, при котором для данного уровня циклических напряжений трещина не будет распространяться, а для данной глубины трещины – размахом напряжений, который не способен вызвать ее распространение. Таким образом, уровень напряжений, соответствующий пределу выносливости, должен быть связан с заданной длиной трещины, как это показано на рис. 4.1.26. На рисунке совокупность значений напряжений предела выносливости для полного диапазона глубин трещин (например, от 10^{-6} до 10^{-1} м) дана из условия, что скорость роста трещины $dl/dN = 0$. Микроструктурные барьеры возрастающей прочности δ_5, δ_4 и δ_3 на рис. 4.1.26 соответствуют условиям, представленным на рис. 4.1.25. На рис. 4.1.26 зона $A-Б$ соответствует условиям роста микроструктурно коротких трещин, а зона $Б-В$ – физически коротких трещин. Только в зоне $В-Г$ можно использовать ЛУМР для определения предела выносливости.

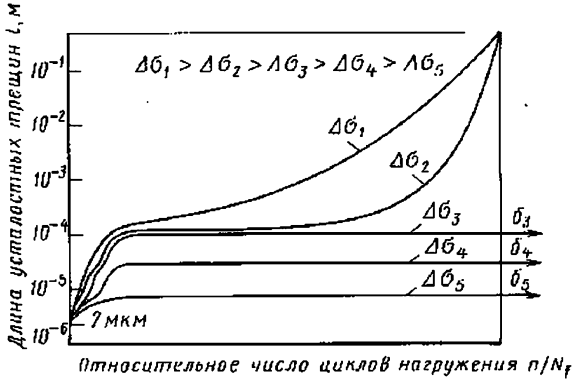


Рис. 4.1.25. Распространение усталостных трещин в зависимости от прочности микроструктурных барьеров и амплитуды циклических напряжений:
$\delta_3 - \delta_5$ – микроструктурные барьеры; 2 мкм – пороговое (минимальное) значение длины малой трещины; n – число циклов нагружения; N_f – число циклов до разрушения

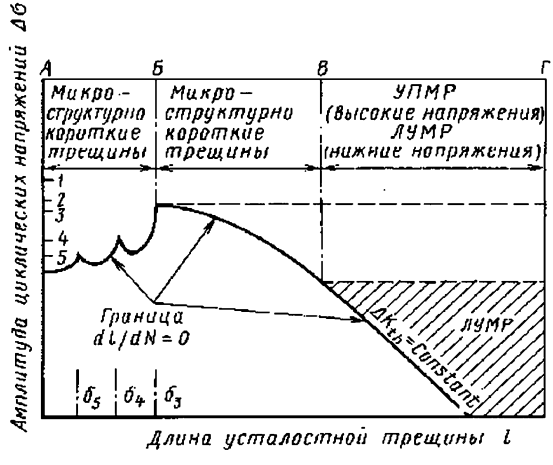


Рис. 4.1.26. Зависимость предела выносливости от длины трещины:
$\delta_3 - \delta_5$ – микроструктурные барьеры; 2 мкм – пороговое (минимальное) значение; *1 – 5* –напряжения микроструктурных барьеров; dl/dN – скорость роста трещины; УПМР – упругопластическая механика разрушения; ЛУМР – линейно-упругая механика разрушения

Для инспекции и прогнозирования возможности разрушения при напряжениях, близких к пределу выносливости, важно знать критический размер дефекта, который может привести к началу распространения магистральной усталостной трещины и, в конце концов, к разрушению материала или конструкции. Многими исследователями было доказано, что за пороговый размер нераспространяющейся усталостной трещины (критический размер дефекта) можно принять один из важнейших структурных параметров – размер зерна.

На рис. 4.1.27 представлены данные К. Танаки и других ученых, из которых видно, что в низкоуглеродистой стали размер нераспространяющейся трещины можно принять за размер ферритного зерна.

Т. Ямада и другие ученые провели испытания на образцах из хромомолибденовой стали SCM4 и показали, что на пределе выносливости лишь одна из многих, зародившихся в первом периоде усталости трещин продолжает свое развитие, в то время, как большинство трещин прекратило свой рост (рис. 4.1.28). Средний размер предшествующего аустенитного зерна в этой стали был равен 18 мкм, что как раз соответствует размеру нераспространяющихся усталостных трещин.

Ряд ученых путем создания искусственных дефектов выявили критический размер дефекта, который приводит к снижению предела выносливости и по сути дела является критическим размером нераспространяющейся усталостной трещины. В ряде работ изучено влияние небольших искусственных дефектов (отверстий, узких надрезов и отпечатков от индентора твердомера Виккерса) на цикличе-

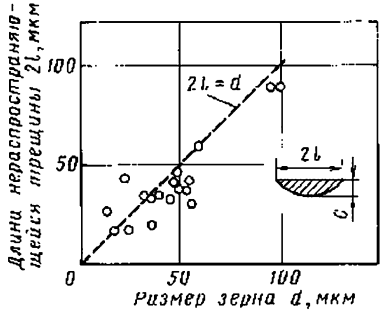


Рис. 4.1.27. Зависимость длины *l* нераспространяющейся усталостной микротрещины от размера зерна в низкоуглеродистой стали с 0,04 % С

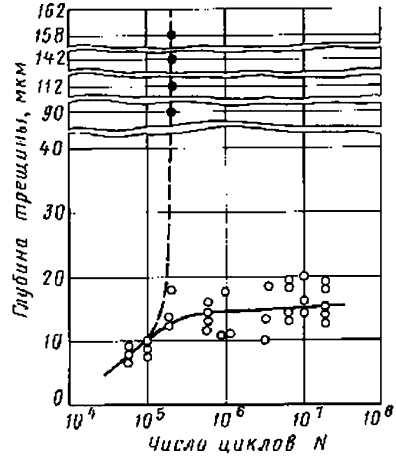


Рис. 4.1.28. Развитие усталостных трещин на пределе выносливости в легированной стали:
сплошная линия – нераспространяющиеся трещины;
штриховая линия – развивающиеся трещины;
• – магистральные трещины;
○ – нераспространяющиеся трещины

скую прочность при изгибе с вращением на базе 10^7 циклов. На образцах из мартенситностареющей стали (массовая доля, %: 0,007C; 0,02Si; 0,01Mn; 0,003P; 17,5Ni; 3,79Mo; 12,6Co; 0,11Al; 1,86Ti, остальное – Fe) было показано, что предел выносливости σ_R коррелирует с твердостью материала и размером дефекта:

$$\sigma_R = 0{,}65(\mathrm{HV} + 960)/(\sqrt{S})^{1/6},$$

где HV – твердость по Виккерсу; S – проекция площади дефекта на плоскость, нормальную к оси максимального растягивающего напряжения.

Эта зависимость позволяет понять причину относительно низкой циклической прочности этой стали (σ_R = 598...745 МПа при уровне предела прочности от 1190 до 2490 МПа (в зависимости от термообработки)), так как сталь содержит сферические включения диаметром около 10 мкм, а значение $\sqrt{S}$ этих включений составляет примерно 9 мкм. Испытания на усталость показали, что нанесенные искусственные дефекты размером больше 10 мкм приводят к снижению циклической прочности.

4.1.9. ОБЛАСТЬ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ $N = 10^8...10^{10}$ ЦИКЛОВ (ГИГАЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ)

Выше упоминалось о *гигацикловой усталости* – испытаниях на усталость при сверхбольших базах испытаний (см. рис. 4.1.3). В настоящее время имеется уже достаточно много исследований по гигаусталости, проведенных при различных температурах на образцах из чугуна, конструкционных сталей, титановых сплавов и др.

На рис. 4.1.29 представлены экспериментальные данные по циклической прочности на базе испытания 10^{10} циклов титанового сплава системы Ti–6Al–4V и мартенситной коррозионно-стойкой стали X20CrMoV121 (воздушная среда при 20 °С, частота нагружения 150 Гц и 20 кГц, $R = 0$). При высоких амплитудах напряжений, чтобы образцы не нагревались, их испытывали при частоте 150 Гц, а при амплитудах близких к пределу выносливости – при 20 кГц. Видно, что в обоих случаях после определенной базы испытания механизм поверхностного зарождения усталостных трещин меняется на механизм подповерхностного зарождения. Это связано с тем, что поверхностные слои металла при низких напряжениях и больших базах испытания упрочняются в большей мере, чем внутренние объемы материала вследствие процессов деформационного упрочнения и динамического деформационного старения. Кроме того, поверхностные устойчивые полосы скольжения упрочняются благодаря взаимодействию с кислородом и азотом воздуха.

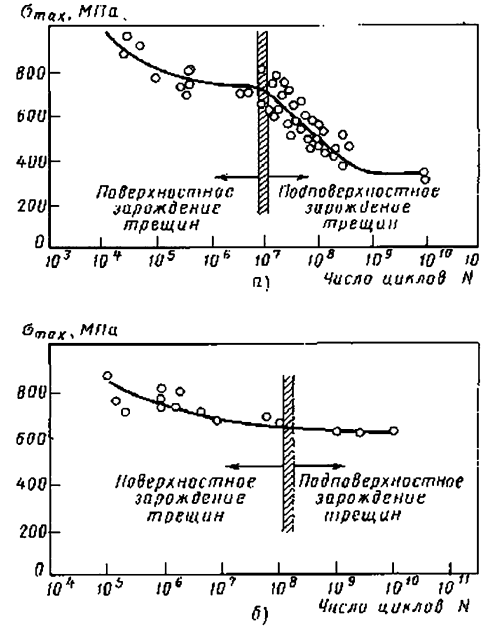


Рис. 4.1.29. Кривых усталости и особенности зарождения усталостных трещин на большой базе испытания:
а – титановый сплав системы Ti–6Al–4V;
б – сталь X20CrMoV121

Процессы упрочнения и окисления поверхностного слоя в процессе испытания на усталость при высоких температурах заметно влияют на вид кривых усталости образцов жаростойкой стали 24CrMoV55. На рис. 4.1.30 представлены кривые усталости гладких образцов (рис. 4.1.30, *а*) и образцов с концентра-

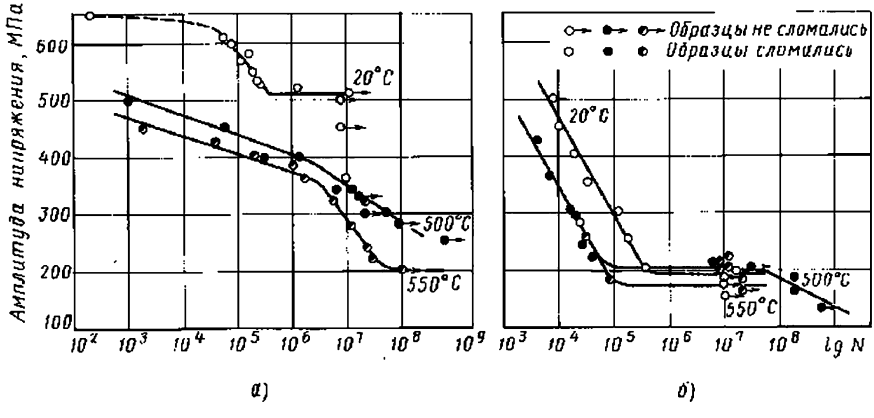


Рис. 4.1.30. Кривые усталости жаростойкой стали 24CrMoV55 при разных температурах:
а – гладкие образцы; *б* – образцы с концентратором напряжений

тором напряжений (рис. 4.1.30, *б*), построенные при температуре 20, 500 и 550 °С. У гладких образцов при высоких температурах не наблюдается физического предела выносливости, в то время как при 20 °С имеется резкий перегиб на кривой усталости. Видимо процессы окисления при повышенных температурах не позволяют сформироваться более прочному поверхностному слою. У образцов с концентратором напряжения во всех случаях наблюдается резкий перегиб и выход на горизонтальное плато кривых усталости, что, по-видимому, связано с локальным деформационным упрочнением металла в зоне концентрации напряжений. Однако у образцов, испытанных при температуре 500 °С, при базах испытания бо́льших $5 \cdot 10^7$ циклов, появляется вторичная кривая усталости (рис. 4.1.30, *б*).

На образцах из высокопрочной подшипниковой стали JIS SUJ2 показано, что существуют как бы две самостоятельные кривые усталости в зависимости от механизма зарождения усталостной трещины (рис. 4.1.31). Когда трещины зарождаются, на поверхности металла кривая усталости имеет четкий перегиб и выход на горизонтальное плато. Если усталостная трещина зарождается под поверхностным слоем, то этого перегиба не наблюдается.

Физический предел выносливости, который хорошо выявляется на ряде металлических сплавов на стандартных базах испытания, связан со способностью материала формировать более прочный поверхностный слой. Испытания в области гигацикловой усталости показывают, что после достаточно длительного нагружения может зародиться подповерхностная усталостная трещина, которая в конечном итоге может привести к усталостному разрушению. На эти особенности разрушения в области гигацикловой усталости большое влияние оказывают многие факторы (среда, температура, концентрация напряжений и др.). Эти исследования также показывают, что при проведении различных поверхностных упрочняющих обработок большое внимание нужно уделять изучению механизмов зарождения усталостных трещин.

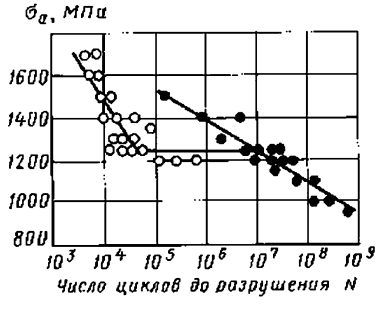


Рис. 4.1.31. Циклическая прочность высокоуглеродистой хромистой подшипниковой стали JIS, SUJ2:
○ – поверхностное зарождение трещины;
• – подповерхностное зарождение трещины

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Владимиров В.И.** Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.

2. **Горицкий В.М., Терентьев В.Ф.** Структура и усталостное разрушение металлов. М.: Металлургия, 1980. 127 с.

3. **Кишкина С.И.** Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1981. 280 с.

4. **Клевцов Г.В.** Пластические зоны и диагностика разрушения металлических материалов. М.: МИСиС, 1999. 110 с.

5. **Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П.** Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность: справочник. М.: Машиностроение, 1985. 224 с.

6. **Когаев В.П.** Расчеты на прочность при напряжениях, переменных во времени. М.: Машиностроение, 1993. 363 с.

7. **Коцаньда Ст.** Усталостное растрескивание металлов: под ред. С.Я. Яремы / пер. с польск. М.: Металлургия, 1990. 623 с.

8. **Механика** разрушения и прочность материалов: справоч. пособие: под ред. В.В. Панасюка. Т. 4. Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О.Н. Романив, С.Я. Ярема, Г.Н. Никифорчин и др. Киев: Наукова думка, 1990. 680 с.

9. **Миллер К.Ж.** Усталость металлов – прошлое, настоящее и будущее // Заводская лаборатория. 1994. № 3, 5.

10. **Осташ О.П., Андрейко И.М., Шейко А.А. и др.** Влияние фазовой нестабильности на низкотемпературную циклическую трещиностойкость аустенитных высокопрочных чугунов // Процессы литья. 1997. № 2. С. 76–84.

11. **Пестриков В.М., Морозов Е.М.** Механика разрушения твердых тел: курс лекций. СПб.: Профессия, 2002. 300 с.

12. **Поведение** стали при циклических нагрузках: под ред. В. Даля / пер. с нем. М.: Металлургия, 1983. 568 с.

13. **Синергетика** и усталостное разрушение металлов: сборник: под ред. В.С. Ивановой. М.: Наука, 1989.

14. **Терентьев В.Ф.** Усталость металлических материалов. М.: Наука, 2003. 254 с.

15. **Терентьев В.Ф.** Деформация и разрушение металлических материалов при усталости // Деформация и разрушение материалов. 2005. № 1. С. 3 – 10.

16. **Терентьев В.Ф.** Усталостная прочность металлов и сплавов. М.: Интермет инжиниринг, 2002. 286 с.

17. **Терентьев В.Ф.** Стадийность процесса усталостного разрушения металлических материалов // Металлы. 1996. № 6. С. 14–20.

18. **Терентьев В.Ф.** К вопросу о пределе выносливости металлических материалов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2004. № 6. С. 22–28.

19. **Трощенко В.Т., Сосновский Л.А.** Сопротивление усталости металлов и сплавов: Справочник. Ч. 1 и 2. Киев: Наукова думка, 1987. С. 1324.

20. **Трощенко В.Т., Лебедев А.А.,** Стрижало В.А. и др. Механическое поведение материалов при различных видах нагружения. Киев: Логос, 2000. 571 с.

21. **Трощенко В.Т.** Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. Киев: Наукова думка, 1981. 343 с.

22. **Хакен Г.** Синергетика. Иерархии неустойчивостей в самоорганизующихся системах и устройствах. М.: Мир, 1985. 419 с.

23. **Циклические** деформации и усталость металлов. В 2 т: под ред. В.Т. Трощенко. Киев: Наукова думка, 1985. Т. I. 215 с.; Т. II. 222 с.

24. **Atrens A., Hoffelner W., Duering T.W. e.a.** Subsurface crack initiation in high cycle fatigue in Ti6A14V and in a typical martensitic stainless steel // Scripta metallurgica. 1983. Vol. 17. P. 601–606.

25. **Glasov M., Llanes L.M., Laird C.** Self-organized dislocation structures (SODS) in fatigue metals // Phys. Stat. Sol.(a), 1995. V. 149. P. 297.

26. **Hertzberg R.W.** Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. Johr Wiley and Sons, Inc. 1995. 786 s.

27. **Jago G., Wu T.Y., Guichard D. e.a.** A cryogenic fatigue machine working at 20 kHZ and 77 K // Fatigue 96: Proc. 6th Int. Fatigue Congr., Berlin. 6–10 May. 1996. Vol. 3. Oxford. 1996. P. 1917–1922.

28. **Klesnil M., Lukas P.** Fatigue of Metallic Materials // Materials Science Monographs 71, Elsevier, Amsterdam, 1992. 240 p.

29. **Kuroshima Y., Ikeda T., Harada M. e.a.** Subsurface Crack Growth Behavior on High Cycle Fatigue of High Strength Steel // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A., 1998. Vol. 64, N 626. P. 102–107.

30. **Mughrabi H., Christ H.-J.** Cyclic deformation and fatigue of selected ferritic and austenitic steels; specific aspects // ISIJ. International, 1997. Vol. 37, N 12. P. 1154–1169.

31. **Mughrabi H.** Dislocations in fatigue. In Dislocation and Properties of Real Materials (Conf. Proc.) Book № 323. The Institute of Metals. London, 1985. P. 244 –262.

32. **Mughrabi H.** On the grain-size dependence of metal fatigue: outlook on the fatigue of ultrafine – grained metals // Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation (NATO Science Series). Dordrecht – Boston – London: Kluwer Academic Publishers, 2000. 241–253 p.

33. **Shiozawa K., Lu L.T., Ishihara S.** Duplex S-N curve characteristics and subsurface fatigue crack initiation behavior in high carbon-chromium bearing steel // Proc. 13-th European Conference of Fracture 2000. San Sebastian, Spain, Elsevier Science, 2000. P. 130–139.

34. **Suresh S.** Fatigue of Materials. – Cambridge University Press, 2003. 679 p.

35. **Umezawa O., Nagai K.** Subsurface Crack Generation in High-cycle Fatigue for High Strength Alloys // ISIJ International, 1997. Vol. 37, N 12. 1170–1179 p.

36. **Wang Q.Y., Bathias C., Rathery S. e.a.** Comportement en fatigue gigacyclique d'une fonte GS // Rev. Met. (Fr.). 1999, N 2. P. 221–226.

Глава 4.2

МЕТОДЫ ИСПЫТАНИЙ НА УСТАЛОСТЬ. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК УСТАЛОСТИ

При исследовании усталости металлов чрезвычайно большую роль играют экспериментальные методы определения характеристик сопротивления усталости. Требования к образцам, испытательному оборудованию и

методики усталостных испытаний регламентированы ГОСТ 25.502, ГОСТ 25.507. Можно выделить следующие виды испытаний:

– гладких лабораторных образцов, по результатам которых дается сравнительная оценка исходных свойств материалов;

– лабораторных образцов или моделей детали с учетом влияния конструктивных (размеры, концентрация напряжений), технологических (состояние поверхности, остаточные напряжения, сварка и т.п.) и эксплуатационных (температура, режим нагружения, воздействие среды, фреттинг-коррозия и т.п.), по результатам которых оцениваются характеристики сопротивления усталостному разрушению материалов в условиях их предполагаемой эксплуатации;

– натурных деталей, при которых реализуются условия нагружения, максимально приближающиеся к реальным, и по результатам которых делается вывод о характеристиках сопротивления усталости деталей.

Для указанных видов испытаний необходимо использование усталостных машин, обеспечивающих различные виды нагружения, реализующих различные условия испытаний и способных испытывать образцы разных размеров.

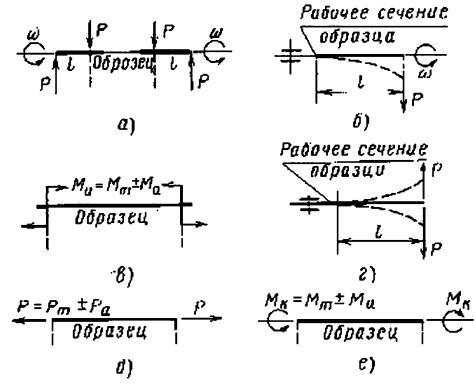
Особенностью явления усталости материалов является существенное рассеяние характеристик сопротивления усталости, что требует испытания достаточно большого числа образцов и соответствующей статистической обработки полученных результатов.

4.2.1. ОСНОВНЫЕ СХЕМЫ НАГРУЖЕНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА УСТАЛОСТЬ

Основные схемы нагружения образцов при испытаниях на усталость в соответствии с ГОСТ 25.502 приведены на рис. 4.2.1.

Помимо основных схем нагружения используются комбинированные схемы, когда совмещаются изгиб с кручением, изгиб с растяжением и т.п.

Характер изменения напряжений во времени при стандартных усталостных испытаниях в общем случае меняется периодически (по закону, близкому к гармоническому), действующее напряжение является суммой постоянного (среднего) напряжения σ_m и напряжения, меняющегося по синусоидальному закону с амплитудой σ_a.



4.2.1. Основные схемы нагружения образцов при испытаниях на усталость:
а – чистый изгиб при вращении; *б* – поперечный изгиб при вращении при консольном нагружении; *в* – чистый изгиб в одной плоскости; *г* – поперечный изгиб в одной плоскости при консольном нагружении; *д* – повторно-переменное растяжение-сжатие образцов; *е* – повторно-переменное кручение образцов; $M_к$, $M_и$ – соответственно крутящий и изгибающий моменты; M_m, M_a – соответственно среднее и амплитудное значения момента; P_m, P_a – соответственно среднее и амплитудное значения силы

4.2.2. СИЛОВЫЕ СХЕМЫ МАШИН ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ НА УСТАЛОСТЬ

Используются различные схемы для преобразования энергии, подводимой извне в энергию деформирования образца.

Различают следующие способы возбуждения сил в образцах:

механический, основанный на использовании рычажных, эксцентриковых, инерционных, комбинированных и других механизмов;

гидравлический, основанный на использовании энергии сжатой жидкости;

электрический (электромагнитный, электродинамический, магнитострикционный и др.);

пневматический, использующий энергию сжатого газа.

В установках для испытания на усталость реализуются резонансный и нерезонансный принципы силового возбуждения.

Резонансный принцип силовозбуждения даст возможность увеличить амплитуды развиваемых нагрузок и повысить производительность. В резонансных машинах частота нагружения близка к собственной частоте колебаний упругой системы, в которую входит образец. В связи с этим долговечность образцов определяется по моменту зарождения ус-

талостной трещины таких размеров, которые приводят к выводу системы из резонанса.

Испытательные установки, реализующие различные схемы силовозбуждения, позволяют получить различные частоты нагружения от единиц (механическое, гидравлическое силовозбуждение) до тысяч герц (магнитострикционное, пьезоэлектрическое силовозбуждение). Так как частота нагружения влияет на значения характеристик сопротивления усталости, то для получения сопоставимых результатов рекомендуется использовать силовозбуждение, реализующее частоты в диапазоне 10...300 Гц, если испытания проводят в обычных атмосферных условиях и если температура рабочей части образца при испытаниях не превышает 50 °С для легких сплавов и 100 °С – для сталей. Испытания при частотах, превышающих 300 Гц, можно отнести к специальным видам испытаний.

Рассмотрим типичные схемы установок, соответствующие различным схемам силовозбуждения.

В схемах испытательных машин приняты следующие обозначения масс и жесткости: m_1 – масса возбудителя и деталей его крепления, m_2 – свободная масса, сосредоточенная на конце нагружаемой системы, m_3 – масса зажимного устройства, сосредоточенная между образцом и динамометром, c_1 – жесткость образца, c_2 – жесткость динамометра.

На рис. 4.2.2 приведена схема установки для испытания образцов при чистом изгибе при вращении. Образец *3* закрепляют головками в патронах двух шпинделей *2*, которые, получая вращение от электродвигателя *1*, могут поворачиваться в вертикальной плоскости относительно шарнирной опоры *4*. Образец нагружают подвешиванием гирь *7* на рычаг *6* с шарнирной опорой *5*. Значение напряжений регулируется изменением массы гирь или их положения на рычаге *6*. Частота нагружения соответствует частоте оборотов электродвигателя.

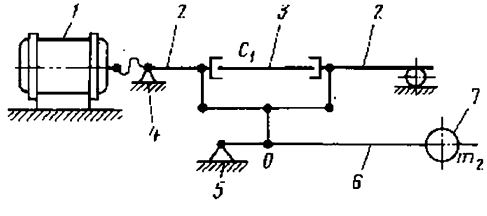


Рис. 4.2.2. Схема установки для испытаний при чистом изгибе с вращением

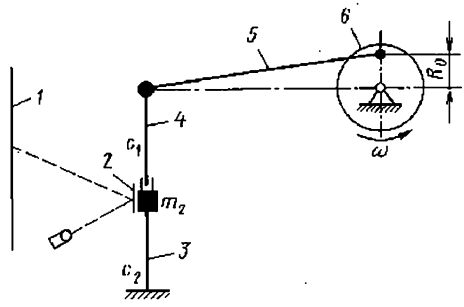


Рис. 4.2.3. Схема установки для испытаний образцов при поперечном изгибе в одной плоскости при консольном нагружении с кривошипным силовозбуждением

На рис. 4.2.3 приведена схема установки для испытания образцов при поперечном изгибе в одной плоскости при консольном нагружении с кривошипным силовозбуждением. Нагружающая система состоит из консольного динамометра *3*, жестко закрепленного в станине, и образца *4*, укрепленного на свободном конце динамометра. Деформирование образца осуществляется шатуном *5* и кривошипным механизмом *6*. Изменение нагрузки достигается путем регулирования радиуса кривошипа R_0. Воспринимаемая образцом нагрузка определяется с помощью оптической системы *1*, *2*.

Типичная схема машины с гидропульсационным силовозбуждением двухстороннего действия показана на рис. 4.2.4, *а*. В соответствии с этой схемой испытания можно проводить при симметричных и асимметричных циклах нагружения, в первую очередь при растяжении–сжатии. Образец *5* верхним концом крепится в станине *7*, а нижним – в подвижной раме *6*, которая может совершать колебательные движения под действием силы упругости предварительно сжатой пружины *8*, которая вызывает растяжение образца, и давления жидкости в рабочем цилиндре *3*, которое передается на раму с помощью поршня *4* и вызывает сжатие образца. Знак результирующей нагрузки зависит от соотношения составляющих усилий. Изменение давления жидкости в рабочем цилиндре *3* зависит от соотношения постоянного давления, создаваемого многоплунжерным насосом *2*, и переменного давления, создаваемого плунжером гидропульсатора *1*. Минимальные и максимальные значения давления воспринимаются манометрами *9*.

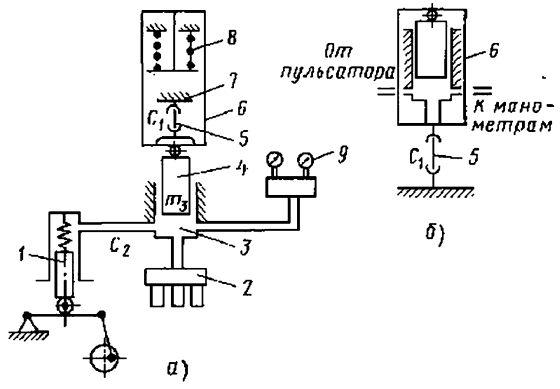


Рис. 4.2.4. Схемы установок с гидропульсационным возбуждением

Силовая схема машины одностороннего действия приведена на рис. 4.2.4, *б*. Давление, создаваемое в рабочем цилиндре, воздействует на образец *5* через подвижную раму *6*, и развиваемая нагрузка имеет только один знак.

В последние годы получили широкое распространение электрогидравлические испытательные машины, в которых нагружение образца реализуется с помощью гидравлики, а управление процессом нагружения обеспечивается электрической системой. Эти машины работают в режиме замкнутой петли, т.е. в процессе испытания непрерывно сравниваются заданный и реализуемый в образце режимы нагружения и обеспечивается их соответствие. Это дает большие возможности для реализации различных режимов, в том числе случайных, нагружения.

Типичный пример установок с инерционным нагружением показан на рис. 4.2.5. Система состоит из образца *1* с двумя массивными траверсами *2*, укрепленными на его концах, и грузов *3* с пружинами *4*. Нижняя траверса укреплена в неподвижной стойке *5*. Противофазные колебания траверсы возбуждаются инерционным вибратором, неуравновешенная масса которого приводится во вращение двигателем постоянного тока. В этой установке образец в процессе испытаний подвергается изгибу в резонансном режиме. Подобные принципы силовозбуждения используются также для испытаний при растяжении–сжатии и кручении.

Известны установки с инерционным возбуждением, в которых резонансный принцип не используется, а нагружение осуществляется прямым образом благодаря силам инерции.

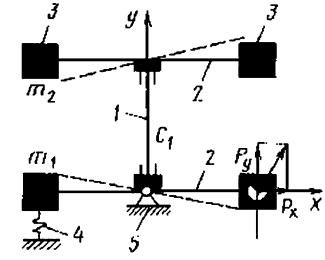


Рис. 4.2.5. Схема установки с инерционным силовозбуждением для испытаний при чистом изгибе

В машинах с электромагнитным возбуждением колебания упругой системы вызываются и поддерживаются периодическими электромагнитными силами притяжения, возникающими при прохождении магнитного потока через массу якоря, прикрепленного к испытываемому образцу.

На рис. 4.2.6 приведена простейшая схема установки с электромагнитным силовозбуждением для испытания образцов при консольном изгибе. Образец *1*, жестко закрепленный в массивной станине *2*, является якорем электромагнита *3*, питаемого от источника переменного тока. Частота нагружения при

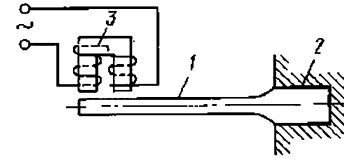


Рис. 4.2.6. Схема установки с электромагнитным возбуждением изгибных колебаний

этих испытаниях соответствует собственной частоте колебаний образца.

При электродинамическом силовозбуждении колебания вызываются и поддерживаются силами, возникающими при прохождении переменного тока через катушку, находящуюся в постоянном магнитном поле, к которой крепится исследуемый образец.

На рис. 4.2.7 приведена схема установки, в которой использован электродинамический способ силовозбуждения. Возбудитель состоит из электромагнита *5*, питающегося от генератора постоянного тока, и катушки *6*, питаемой током переменной частоты и расположенной в кольцевом зазоре корпуса *4*, и соединенной с платформой *3* с помощью стойки *7*.

Образец *1* крепится в зажимном устройстве *2*, которое прикреплено к платформе *3*, совершающей вертикальные колебания. При испытаниях частота переменного тока, подбирается таким образом, чтобы обеспечить резонансные колебания исследуемого образца. Электродинамические возбудители колебаний широко используются при испытании натурных деталей и изделий.

На рис. 4.2.8 приведена схема установки с пневматическим возбуждением для испытаний на усталость при изгибе консольных образцов. На конце образца *1* с двух его сторон прикрепляются поршни *2* так, чтобы они находились напротив выходных отверстий замкнутого трубопровода *3*, образуя небольшие зазоры. В средней части трубопровод соединен с воздушным аккумулятором *6*, между аккумулятором и замкнутым трубопроводом находятся редукционный клапан *5* и манометр *4*. Возбуждение устойчивых колебаний образца достигается подбором длины замкнутого трубопровода так, чтобы период собственных колебаний воздушного столба между выходными отверстиями был равен полупериоду собственных колебаний образца. Пневматическое силовозбуждение может быть реализовано и с использованием принципа сирены, когда на исследуемый образец подаются импульсы вследствие прохождения воздуха через отверстия во вращающихся дисках.

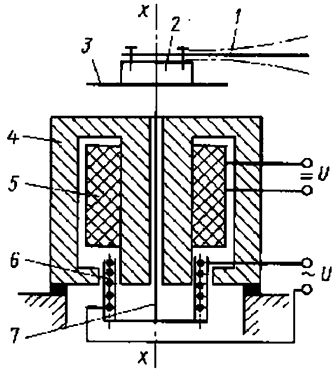


Рис. 4.2.7. Схема установки с электродинамическим силовозбуждением

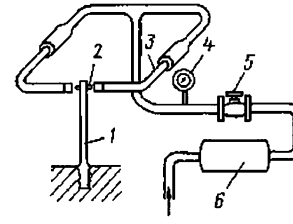


Рис. 4.2.8. Схема установки с пневматическим силовозбуждением

В случае необходимости машины для испытаний на усталость оснащаются устройствами для проведения испытаний при высоких и низких температурах, в условиях воздействия коррозионной среды, вакуума и т.п.

4.2.3. ОБРАЗЦЫ ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ НА УСТАЛОСТЬ

Размеры образцов и технологию их изготовления регламентирует ГОСТ 25.502. Рабочая часть стандартных образцов для испытаний на усталость показана на рис. 4.2.9. Испытания на усталость проводят на гладких образцах круглого поперечного сечения типа I (рис. 4.2.9, *а*) и типа II (рис. 4.2.9, *б*), а также прямоугольного сечения типа III (рис. 4.2.9, *в*, *г*) и типа IV (рис. 4.2.9, *д*). Влияние концентрации напряжений и абсолютных размеров на сопротивление усталости определяют на образцах различных типов: V – с V-образной кольцевой выточкой (рис. 4.2.9, *е*); VI – с симметричными боковыми надрезами V-образного профиля (рис. 4.2.9, *ж*); VII – с центральным поперечным круглым отверстием (рис. 4.2.9, *з*); VIII – с кольцевой выточкой кругового профиля (рис. 4.2.9, *и*); IX – с двумя симметрично расположенными отверстиями (рис. 4.2.9, *к*).

Рекомендуемые размеры образцов и соответствующие им теоретические коэффициенты концентрации напряжений, если образцы с концентраторами напряжений, приведены в ГОСТ 25.502.

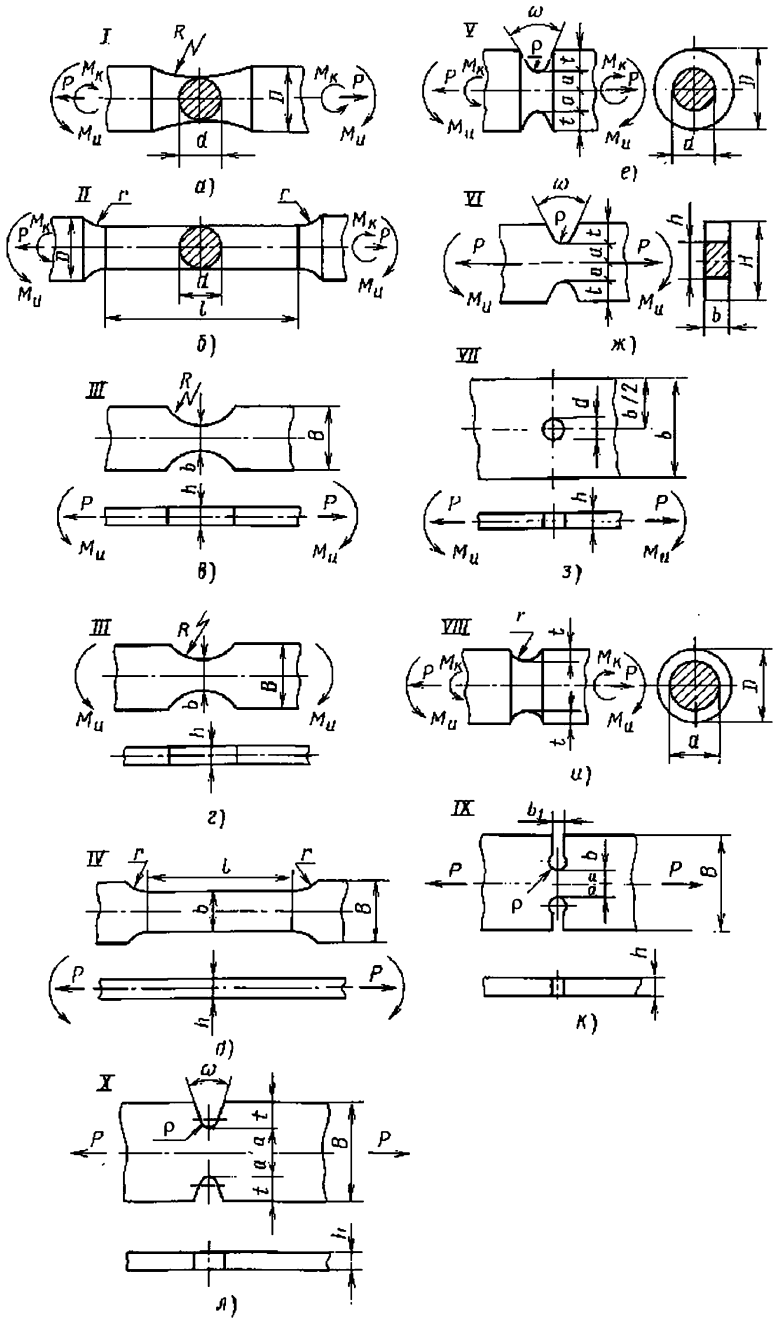


Рис. 4.2.9. Рабочая часть стандартных образцов для испытаний на усталость:
P – сила в продольном направлении; D – диаметр образца; d – диаметр рабочей части образца; R – радиус рабочей части гладких образцов; l – длина рабочей части образца; ρ – радиус надреза образцов с надрезом; r – радиус галтели; d_0 – диаметр отверстия; a – расстояние от оси образца до дна надреза; t – глубина надреза; B – ширина плоского образца; b – ширина рабочей части плоского образца; h – толщина плоского образца; b_1 – ширина надреза; ω – угол надреза

При испытаниях на усталость возможно использование специальных образцов, когда требуется исследовать влияние на характеристики сопротивления усталостному разрушению дополнительных факторов, что не может быть выполнено с использованием стандартных образцов.

4.2.4. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ

В зависимости от поставленных задач и используемого типа испытательной установки за критерий разрушения принимается полное разрушение (разделение образца на части) или появление трещин заданного размера. Порядок испытаний на усталость регламентирует ГОСТ 25.502.

Для построения кривой усталости и определения предела выносливости испытывают не менее 15 идентичных образцов. Для построения кривой распределения долговечности и оценки среднего значения и среднего квадратического отклонения логарифма долговечности на заданном уровне напряжений испытывают не менее 10 одинаковых образцов.

Для металлов и сплавов, имеющих практически горизонтальный участок при данных условиях испытаний, например для углеродистых сталей, база испытаний принимается равной $N_б = 10^7$ циклов, для легких сплавов и других металлов и сплавов, ординаты кривых усталости которых непрерывно уменьшаются с увеличением числа циклов, принимается $N_б = 10^8$ циклов. При сравнительных испытаниях для определения пределов выносливости в ГОСТ 25.502 рекомендуется соответственно принимать $N_б = 3 \cdot 10^6$ циклов и $N_б = 10^7$ циклов.

По результатам испытаний строят кривые усталости в полулогарифмических координатах "$\sigma - \lg N$" или двойных логарифмических координатах "$\lg\sigma - \lg N$" (см. рис. 4.1.7, 4.1.8). Для асимметричных циклов кривые усталости строят для образцов, испытанных при одинаковых средних напряжениях $\sigma_m = \text{const}$ или при одинаковых коэффициентах асимметрии цикла $R_\sigma = \text{const}$.

При испытаниях ограниченного числа образцов (15 шт.) кривые усталости строят методом графического интерполирования экспериментальных результатов или по способу наименьших квадратов.

Уровень напряжения при испытании первого образца выбирается по характеристикам механических свойств исследуемого материала, как правило, 0,5...0,6 от предела прочности $\sigma_в$. Уровень напряжения для испытания следующего образца выбирается в зависимости от результатов испытаний первого образца. Особенно тщательно следует проводить испытания образцов в области предполагаемого предела выносливости. При напряжениях, равных (0,95...1,05) σ_{-1}, следует испытать три-четыре образца, при этом не менее двух образцов не должны разрушиться до достижения базового числа циклов. Если это условие не выдерживается, испытываются дополнительно один-два образца. Считается, что найденный таким образом предел выносливости соответствует вероятности разрушения 50 %.

Результаты испытаний каждого образца в отдельности и серии одинаковых образцов заносятся в формализованные протоколы испытаний на усталость, в которых отражаются условия испытаний и полученные результаты.

Для построения семейства кривых усталости по параметру вероятности разрушения, построения кривой распределения предела выносливости, оценки среднего значения и среднего квадратического отклонения предела выносливости испытывают серии из не менее чем 10 одинаковых образцов на каждом из четырех-шести уровней напряжений.

Так как характеристики сопротивления усталостному разрушению имеют существенное рассеяние, необходимо проводить статистический анализ результатов усталостных испытаний.

4.2.5. РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ОЦЕНКИ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ МАТЕРИАЛА

В связи с большими длительностью и стоимостью испытаний на усталость актуальны разработки расчетно-экспериментальных методов оценки характеристик сопротивления усталости материалов. Основанием для разработки этих методов служит достаточно тесная корреляция характеристик сопротивления усталости и статического разрушения при нормальных условиях испытаний (температура 20 °С, отсутствие агрессивной среды и т.д.).

Оценка предела выносливости. Наиболее тесная корреляционная связь предела вы-

носливости материала наблюдается с его пределом прочности.

По ГОСТ 25.504 допускается оценивать медианы предела выносливости сталей по формуле

$$\sigma_{-1} = (0{,}55 - 0{,}0001\sigma_в)\,\sigma_в, \qquad (4.2.1)$$

где $\sigma_в$ – в МПа.

Предложено много других уравнений линии регрессии между указанными характеристиками, однако в большинстве из них рассматриваются лишь линейные зависимости, противоречащие граничным условиям. Причем эти зависимости были получены на основании анализа сравнительно ограниченного по объему статистического материала, не позволяющего надежно обосновать ошибку оцениваемого предела выносливости.

Следует иметь в виду, что использование для углеродистых и легированных сталей единого уравнения линии регрессии приводит к увеличению относительной средней квадратической погрешности оценивания предела выносливости дополнительно на 0,05.

Корреляционный и регрессионный анализы больших совокупностей конструкционных материалов (187 вариантов алюминиевых деформируемых сплавов и их состояний, 317 вариантов углеродистых и 393 вариантов легированных сталей и их состояний, 92 варианта титановых деформируемых сплавов и их 45 состояний) показали, что в качестве уравнения линии регрессии для оценки предела выносливости можно принять

$$\sigma_{-1} = C\sigma_в^{\alpha} \qquad (4.2.2)$$

или

$$y = a + bx, \qquad (4.2.3)$$

где σ_{-1} – предел выносливости на базе 10^7 циклов, $y = \lg\sigma_{-1}$, $x = \lg\sigma_в$, $a = \lg C$, $b = \alpha$; C и α – параметры, для сталей $\alpha = 0{,}820$, для алюминиевых сплавов $\alpha = 0{,}630$, для титановых сплавов $\alpha = 0{,}831$ и соответственно $C = 1{,}75$, $C = 3{,}49$, $C = 1{,}55$ при переменном изгибе и $C = 1{,}60$, $C = 3{,}33$, $C = 1{,}29$ при переменном растяжении–сжатии.

При использовании уравнения (4.2.3) коэффициенты корреляции достигают 0,92...0,95, причем расхождение с эмпирическим корреляционным отношением не превышает одной основной ошибки коэффициента корреляции, что говорит о практически полной адекватности уравнений линии регрессии (4.2.2) и (4.2.3) экспериментальным данным.

Значения параметров уравнения (4.2.2) для указанных материалов и относительной средней квадратической ошибки оценки предела выносливости $\delta_{\sigma_{-1}}$ приведены в табл. 4.2.1.

4.2.1. Значения параметров уравнения (4.2.2) и относительной среднеквадратической ошибки

Материал	Вид деформации	C	α	$\delta_{\sigma_{-1}}$
Углеродистые стали $\sigma_в$ = 300...1700 МПа	Знакопеременный изгиб	1,23	0,850	0,13
	Растяжение–сжатие	1,13	0,850	0,15
Легированные стали $\sigma_в$ = 450...2150 МПа	Знакопеременный изгиб	2,21	0,777	0,09
	Растяжение–сжатие	2,02	0,777	0,12
Объединенная совокупность углеродистых и легированных сталей $\sigma_в$ = 300...2150 МПа	Знакопеременный изгиб	1,75	0,820	0,13
	Растяжение–сжатие	1,60	0,820	0,16
Алюминиевые сплавы $\sigma_в$ = 100...650 МПа	Знакопеременный изгиб	3,49	0,630	0,08
	Растяжение–сжатие	3,33	0,630	0,09
Титановые сплавы $\sigma_в$ = 700...1300 МПа	Знакопеременный изгиб	1,55	0,831	0,14
	Растяжение–сжатие	1,29	0,831	0,16

Для повышения надежности получаемых расчетным методом характеристик сопротивления усталости целесообразно для практических целей использовать нижнюю (гарантированную) границу предела выносливости

$$\sigma_{-1н} = \sigma_{-1}\left(1 - Z_p \delta_{\sigma_{-1}}\right), \qquad (4.2.4)$$

где $\sigma_{-1н}$ – нижняя граница значения медианы предела выносливости, которая с вероятностью P не ниже действительного значения медианы предела выносливости для рассматриваемого материала; Z – квантиль уровня P нормально распределенной случайной величины, для значений P, равных 0,90; 0,95; 0,99, значения Z_p равны соответственно 1,28; 1,64; 2,33.

По ГОСТ 25.504 предел выносливости при переменном кручении составляет 0,5...0,6 предела выносливости при переменном изгибе.

Для чугунов в рекомендациях Р 54-258–88 даны следующие эмпирические соотношения, связывающие предел выносливости (МПа) с пределом прочности (МПа):

для высокопрочного чугуна

$$\sigma_{-1} = (0{,}58 - 0{,}0002\,\sigma_в)\,\sigma_в, \qquad (4.2.5)$$

для ковкого чугуна

$$\sigma_{-1} = (0{,}48 - 0{,}0002\,\sigma_в)\,\sigma_в, \qquad (4.2.6)$$

для серого чугуна

$$\sigma_{-1} = (0{,}52 - 0{,}0003\,\sigma_в)\,\sigma_в. \qquad (4.2.7)$$

Соотношения между механическими характеристиками чугунов приведены в табл. 4.2.2.

По результатам испытаний 30 марок сталей установлена корреляционная зависимость между пределом выносливости при изгибе σ_{-1} (МПа) и твердостью по Бринеллю

$$\sigma_{-1} = 46{,}4 + 0{,}130\,НВ. \qquad (4.2.8)$$

Коэффициент корреляции в этом случае составил 0,67, а средняя квадратическая ошибка оценки предела выносливости по уравнению (4.2.8) для низкопрочных сталей равна 25 %, для сталей средней прочности – 20 % и для высокопрочных сталей – 15 %.

Расчетный метод построения кривых усталости и диаграмм предельных амплитуд. Кривую усталости для сталей обычно представляют выражением

$$\sigma_a^m N = \sigma_{-1}^m N_G = \text{const}.$$

В логарифмических координатах кривая усталости в этом случае изображается двумя отрезками прямых линий (см. рис. 4.1.8).

Для графического построения кривой усталости для гладких образцов предел выносливости определяется по уравнениям (4.2.1) или (4.2.2), а остальные параметры уравнения кривой усталости по ГОСТ 25.504. Величина $N_G = 10^6...3\cdot10^6$ циклов, в среднем принимают $N_G = 2\cdot10^6$;

$$m = C/K, \qquad (4.2.9)$$

где

$$C = 5 + \frac{\sigma_в}{80}, \qquad (4.2.10)$$

K – коэффициент, учитывающий влияние на предел выносливости масштабного фактора, концентрации напряжений, поверхностной обработки, упрочнения, анизотропии.

Тогда

$$\lg N_G = \lg C - m \lg \sigma_{-1}. \qquad (4.2.11)$$

4.2.2. Соотношения между пределами выносливости чугунов при различных видах нагружения

Чугун	$\overline{\sigma}_{-1}^{p\,*}/\sigma_{-1}$	$\overline{\sigma}_{-1}^{p}/\sigma_в$	τ_{-1}/σ_{-1}	$\tau_{-1}/\sigma_в$
Серый	0,60...0,70	0,28...0,34	0,75....0,85	0,34...0,42
Ковкий	0,55...0,65	0,22...0,28	0,80...0,90	0,32...0,38
Высокопрочный	0,65...0,75	0,28...0,34	0,70...0,80	0,30...0,36

* $\overline{\sigma}_{-1}^{p}$ – медианное значение предела выносливости образцов при растяжении–сжатии.

При построении кривых усталости в координатах $\sigma_a - \lg N$ (см. рис. 4.1.7), что соответствует экспоненциальному уравнению, координаты точки перелома определяют по формуле (4.2.11), параметр $k = \operatorname{tg}\alpha$ по формуле

$$k = 7{,}5 + 0{,}098\,\sigma_в, \qquad (4.2.12)$$

где α – угол наклона левой ветви кривой усталости к оси абсцисс.

Применительно к гладким лабораторным образцам из конструкционных деформируемых алюминиевых сплавов при симметричном переменном изгибе в соответствии с результатами регрессионного анализа кривую усталости достаточно надежно можно рассчитать по формуле

$$(\sigma_a)_N = \sigma_в^{0,63}[1{,}57 + 94(\lg N)^{-2}], \qquad (4.2.13)$$

где $(\sigma_a)_N$ — предельная амплитуда для долговечности N циклов.

Для асимметричного изгиба при постоянном среднем напряжении цикла σ_m кривую усталости для деформируемых алюминиевых сплавов рассчитывают по следующему уравнению:

$$(\sigma_a)_N = (\sigma_в - \sigma_m)^{0,63}[1{,}57 + 94(\lg N)^{-2}]. \qquad (4.2.14)$$

Расчет кривых усталости при симметричном и асимметричном растяжении–сжатии осуществляется по аналогичным формулам:

$$(\sigma_a)_N = \sigma_в^{0,63}[1{,}50 + 90(\lg N)^{-2}], \qquad (4.2.15)$$

$$(\sigma_a)_N = (\sigma_в - \sigma_m)^{0,63}[1{,}50 + 90(\lg N)^{-2}]. \qquad (4.2.16)$$

Уравнения (4.2.14) и (4.2.16) позволяют проводить оценку предела выносливости при асимметричных циклах нагружения для базы $N_б = 10^5 ... 10^9$.

В основе уравнений (4.2.13) – (4.2.16) лежат установленные экспериментальным путем соотношение (4.2.2) и уравнение кривой усталости при симметричном нагружении

$$(\sigma_a)_N = (\sigma_{-1})_{N=10^7}[0{,}45 + 27(\lg N)^{-2}],$$

а также экспериментально подтвержденное допущение, что изменение предельной амплитуды из-за влияния среднего напряжения цикла эквивалентно изменению предела выносливости сплавов при симметричном цикле нагружения вследствие снижения его статической прочности на величину, равную среднему напряжению цикла.

Средние квадратические ошибки оценки координат кривых усталости по уравнениям (4.2.13) – (4.2.16) не превышают 10...12 %.

Для титановых сплавов формулы, аналогичные (4.2.13) – (4.2.16) имеют вид

$$(\sigma_a)_N = \sigma_в^{0,831}[1{,}40 + 370(\lg N)^{-4}], \qquad (4.2.17)$$

$$(\sigma_a)_N = (\sigma_в - \sigma_m)^{0,831}[1{,}40 + 370(\lg N)^{-4}], \qquad (4.2.18)$$

$$(\sigma_a)_N = \sigma_в^{0,831}[1{,}16 + 310(\lg N)^{-4}], \qquad (4.2.19)$$

$$(\sigma_a)_N = (\sigma_в - \sigma_m)^{0,831}[1{,}16 + 310(\lg N)^{-4}]. \qquad (4.2.20)$$

В основе этих уравнений лежит соотношение (4.2.2) и уравнение кривой усталости при симметричном нагружении

$$(\sigma_a)_N = \sigma_{-1}[0{,}90 + 240(\lg N)^{-4}].$$

На основании анализа форм кривых усталости, диаграмм предельных амплитуд, их аппроксимаций с учетом граничных условий Р.Б. Хейвуд получил соотношения, позволяющие с удовлетворительной точностью оценивать предельную амплитуду цикла напряжений при переменном растяжении–сжатии и строить соответствующую кривую усталости по значениям предела прочности при растяжении:

$$(\sigma_a)_N = (\sigma_в - \sigma_m)[A_0 + \gamma\,(1 - A_0)]. \qquad (4.2.21)$$

Здесь

для сталей

$$\gamma = \frac{\sigma_m\left(2 + \dfrac{\sigma_m}{\sigma_в}\right)}{3\sigma_в},$$

$$A_0 = \frac{1 + 0{,}0038n^4}{1 + 0{,}008n^4};$$

для алюминиевых сплавов

$$\gamma = \frac{\sigma_m}{\sigma_в\left[1+\left(\frac{\sigma_в n}{2250}\right)^4\right]},$$

$$A_0 = \frac{1+\frac{0{,}0031n^4}{1+0{,}0064\sigma_в}}{1+0{,}0031n^4},$$

где $n = \lg N$.

Применительно к конструкционным деформируемым алюминиевым сплавам, как показал статистический анализ отечественных и зарубежных экспериментальных данных, расчет по формуле (4.2.21) для симметричного цикла напряжений приводит к систематической ошибке определения ординат кривой усталости, равной 1 %, и к средней квадратической ошибке, достигающей 14 %. Для асимметричного растяжения и сжатия ошибки возрастают соответственно до 6 и 12 %.

После вычисления по формулам (4.2.17) – (4.2.21) оценок предельных амплитуд для ряда значений среднего напряжения цикла и фиксированной долговечности (базы испытаний) можно построить диаграмму предельных амплитуд для выбранной базы (рис. 4.2.10).

Уравнения (4.2.14), (4.2.16), как и уравнение (4.2.21), справедливы для случая действия растягивающих средних напряжений цикла, но, как показывают экспериментальные данные, могут быть использованы и для случая сжимающих средних напряжений. Для иллюстрации этого вывода на рис. 4.2.10 приведены диаграммы предельных амплитуд для различных баз испытаний, построенные расчетным методом по уравнениям (4.2.16) и (4.2.21) для материала с $\sigma_в = 576$ МПа. Там же нанесены экспериментальные точки для сплава 7075-Т6 с $\sigma_в = 576$ МПа. Как следует из графика, для всего диапазона долговечности и уровня среднего напряжения соответствие расчетных и экспериментальных данных вполне удовлетворительное. Расхождение не превышает 5...10 %.

При экспериментальном методе построения диаграмм предельных амплитуд в координатах $\frac{\sigma_a}{\sigma_{-1}} - \frac{\sigma_m}{\sigma_в}$, как показал анализ результатов многочисленных испытаний на усталость сталей, ковкого чугуна и деформируемых алюминиевых сплавов, проведенных отечественными и зарубежными исследователями, экспериментальные точки в преобладающем большинстве располагаются в области, заключенной между прямой Гудмана $\sigma_a/\sigma_{-1} = 1-(\sigma_m/\sigma_в)$ и параболой Гербера $\sigma_a/\sigma_{-1} = 1-(\sigma_m/\sigma_в)^2$. Поэтому эти уравнения не могут быть рекомендованы для расчетной оценки предельных амплитуд указанных выше материалов, как приводящие к заметным систематическим ошибкам.

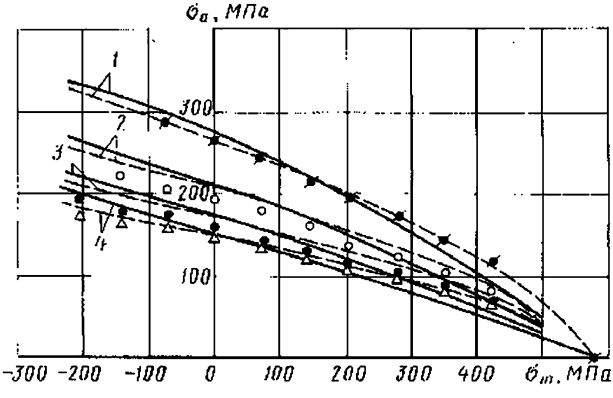


Рис. 4.2.10. Диаграммы предельных амплитуд для алюминиевого сплава 7075-Т6 с $\sigma_в = 576$ МПа: штриховая линия – расчет по уравнению (4.2.16); сплошная линия – расчет по уравнению (4.2.21); *1* – $N = 10^5$; *2* – $N = 10^6$; *3* – $N = 10^7$; *4* – $N = 10^8$; ✓ – экспериментальные точки, соответствующие $N = 10^5$; ○ – экспериментальные точки, соответствующие $N = 10^6$; • – экспериментальные точки, соответствующие $N = 10^7$; Δ – экспериментальные точки, соответствующие $N = 10^8$

Наиболее удовлетворительно результаты экспериментов для сталей и ковкого чугуна описываются уравнением Хейвуда, И.А. Биргера

$$\frac{\sigma_R}{\sigma_{-1}} = \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_в}\right)^{0,5} \qquad (4.2.22)$$

и уравнением Петерсона

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{-1}} = \frac{1}{7}\left[8 - \left(1 + \frac{\sigma_m}{\sigma_в}\right)^3\right], \qquad (4.2.23)$$

расчет по которым дает наименьшие систематические ошибки по сравнению со всеми известными другими уравнениями диаграммы предельных амплитуд.

При отсутствии экспериментально найденных значений σ_{-1} в формулах (4.2.22) и (4.2.23) следует использовать значения, вычисленные по уравнению (4.2.1) или (4.2.2).

Применительно к серым чугунам наименьшую систематическую ошибку обеспечивает уравнение Гудмана.

Как показал статистический анализ результатов испытаний, для конструкционных алюминиевых сплавов наиболее адекватным экспериментальным данным является уравнение

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{-1}} = \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_в}\right)^{0,63}, \qquad (4.2.24)$$

вытекающее из уравнений (4.2.15) и (4.2.16).

С помощью однофакторного дисперсионного анализа опытных данных установлено, что уравнение (4.2.23) не зависит от базы испытаний в диапазоне $10^5...10^8$ циклов.

При отсутствии опытных значений предела выносливости в уравнении (4.2.24) следует использовать расчетные значения, определяемые по формуле (4.2.15). Для базы 10^7 циклов уравнение (4.2.24) записывается в виде

$$\sigma_a = 3,33(\sigma_в - \sigma_m)^{0,63}.$$

Для титановых сплавов и объединенной совокупности сталей соответственно это уравнение принимает вид

$$\sigma_a = 1,29(\sigma_в - \sigma_m)^{0,831}$$

и

$$\sigma_a = 1,60(\sigma_в - \sigma_m)^{0,820}.$$

Для оценки влияния среднего напряжения цикла на предел выносливости часто используется зависимость

$$\sigma_a = \sigma_{-1} - \psi_\sigma \sigma_m. \qquad (4.2.25)$$

Здесь в качестве характеристики чувствительности материала к асимметрии цикла нагружения используется величина ψ_σ, определяемая экспериментально на основе пределов выносливости при симметричном σ_{-1} и отнулевом σ_0 циклах напряжений.

Как показывает опыт, экспериментальное определение величины ψ_σ сопряжено со значительными погрешностями при испытании 7...10 образцов для построения одной кривой усталости. Результаты расчетов среднего квадратического отклонения ψ_σ при коэффициентах вариации σ_{-1} и σ_0, равных 5...7 % с использованием теоремы о числовых характеристиках функции случайных аргументов, показали, что для указанных выше объемов испытаний, которыми обычно ограничиваются на практике, относительная средняя квадратическая ошибка экспериментального определения ψ_σ составляет 40...60 %.

В связи с этим для надежного обоснования величины ψ_σ необходимо значительно увеличить объем испытания с целью повышения точности оценок σ_{-1} и σ_0 либо подвергнуть статистической обработке и обобщению результаты ранее проведенных испытаний на усталость аналогичных материалов. В результате статистической обработки (корреляционный и регрессионные методы) результатов испытаний 26 вариантов конструкционных алюминиевых сплавов и их состояний $\sigma_в$ = = 200...650 МПа получена следующая формула для оценки величины ψ_σ сплавов разной прочности и для различных баз испытаний:

$$\psi_\sigma = (0,40 - 0,00033\sigma_в)[0,45 + 27(\lg N)^{-2}]. \qquad (4.2.26)$$

Величина ψ_σ для алюминиевых сплавов убывает с ростом статической прочности и снижается при увеличении базы испытаний.

Уравнения (4.2.15), (4.2.16) и (4.2.21) позволяют оценить ψ_σ по аналитической зависимости

$$\frac{1}{1+\psi_\sigma}=\left[1-\frac{1{,}50+90(\lg N)^{-2}}{(1+\psi_\sigma)\sigma_в^{0{,}37}}\right]^{0{,}63}. \quad (4.2.27)$$

Расчеты ψ_σ по уравнениям (4.2.26) и (4.2.27) дают близкие результаты.

Посредством линейной аппроксимации зависимости ψ_σ от $\sigma_в$ для алюминиевых сплавов, построенной на основании решения уравнения (4.2.27), получена формула

$$\psi_\sigma = 0{,}34 - 2{,}2\cdot 10^{-4}\sigma_в. \quad (4.2.28)$$

Аналогично величина ψ_σ оценивается для титановых сплавов по формуле

$$\psi_\sigma = 0{,}43 - 7{,}5\cdot 10^{-5}\sigma_в. \quad (4.2.29)$$

Для конструкционных углеродистых и легированных сталей с $\sigma_в$ = 300...2150 МПа

$$\psi_\sigma = 0{,}43 - 6{,}0\cdot 10^{-5}\sigma_в. \quad (4.2.30)$$

Следует иметь в виду, что для алюминиевых и титановых сплавов вычисленная по указанным формулам величина ψ_σ соответствует базе испытаний $N_\sigma = 10^7$ циклов.

4.2.6. ПЛАНИРОВАНИЕ И СТАТИСТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА РЕЗУЛЬТАТОВ ИСПЫТАНИЙ. АНАЛИЗ РАССЕЯНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ

Рассеяние характеристик механических свойств материалов и несущей способности конструкций является объективным свойством конструкционных материалов и деталей машин, которое необходимо учитывать при создании современных машин и сооружений. Особенно высокое рассеяние характерно для результатов испытаний на усталость, что обусловлено большим числом различных факторов, влияющих на сопротивление усталостному разрушению. Так, долговечность 10 идентичных образцов, испытанных на усталость при возможно равных условиях, может различаться на порядок и более.

Статистическая обработка результатов испытаний на усталость и их соответствующий анализ являются необходимыми условиями для объективной оценки свойств конструкционных материалов при оптимизации их состава и режимов технологии их производства, а также для обеспечения необходимой надежности расчета на прочность элементов конструкций при использовании характеристик сопротивления усталостному разрушению в качестве расчетных.

В связи с большой длительностью и высокой стоимостью испытаний на усталость приобретают большую актуальность вопросы их планирования, позволяющего производить выбор режимов и обосновывать объем испытаний с целью оценки характеристик усталостных свойств (среднего значения, дисперсии, квантили и т.д.) с требуемыми точностью и статистической надежностью при минимальных материальных затратах и наименьшей трудоемкости.

Статистическая обработка результатов испытаний на долговечность базируется на нормальном распределении логарифма числа циклов до окончательного разрушения образцов либо до появления макротрещины усталости определенного размера, одинакового для всех образцов анализируемой партии.

Функция нормального распределения применительно к случайной величине X (случайные величины обычно обозначают прописными буквами латинского алфавита, а их возможные значения – соответствующими строчными) или логарифмически нормального распределения применительно к величине N, если $X = \lg N$, где N – число циклов до разрушения или появления трещины заданного размера, имеет вид

$$F(x)=\frac{1}{\sqrt{2\pi}\,\sigma}\int_{-\infty}^{x}\mathbf{e}^{-\frac{(x-a)^2}{2\sigma^2}}dx, \quad (4.2.31)$$

где a и σ^2 – параметры распределения – соответственно математическое ожидание или среднее значение и дисперсия случайной величины X.

Нормальная плотность вероятности

$$f(x)=\frac{1}{\sqrt{2\pi}\,\sigma}\mathbf{e}^{-\frac{(x-a)^2}{2\sigma^2}}. \quad (4.2.32)$$

При усталостных испытаниях, как известно, среднее значение величины $X = \lg N$ увеличивается по мере снижения уровня максимального напряжения цикла в соответствии с уравнением кривой усталости, а дисперсия этой случайной величины в области многоцикловой усталости увеличивается с ростом средней долговечности или со снижением уровня максимального напряжения цикла.

Если в выражениях (4.2.30) и (4.2.31) перейти к новой переменной, называемой нормированной случайной величиной

$$z = \frac{x - a}{\sigma}, \qquad (4.2.33)$$

то

$$\Phi(z) = F(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{z} e^{-\frac{z^2}{2}} dz, \qquad (4.2.34)$$

$$\Phi(z) = \sigma f(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{z^2}{2}}. \qquad (4.2.35)$$

Выражение (4.2.34) представляет функцию нормального закона распределения для нормированной случайной величины (4.2.33) и называется нормированной функцией нормального распределения или функцией Лапласа. Функция Лапласа, как и функция (4.2.35), табулирована. Их значения для различных z приведены в таблицах [3, 13, 16]. Следует иметь в виду, что $\Phi(-z) = 1 - \Phi(z)$.

Вероятность нахождения в интервале $(-\infty, x_1)$ случайной величины X, подчиняющейся нормальному закону распределения, на основании формул (4.2.33) и (4.2.34) определится так:

$$P(X \le x_1) = \Phi(z_1). \qquad (4.2.36)$$

Для интервала (x_1, x_2) соответствующая вероятность находится на основании выражения

$$P(x_1 < X \le x_2) = \Phi(z_2) - \Phi(z_1). \qquad (4.2.37)$$

Для случайной величины (4.2.33) квантиль z_P, соответствующая уровню вероятности P, может быть найдена на основании формулы (4.2.36). Значения наиболее часто используемых квантилей нормированного нормального распределения приведены ниже:

Вероятность $P(Z \le z_P) = P$	0,5	0,8	0,9	0,95	0,975	0,99	0,999	0,9999	1
Квантиль z_P	0	0,842	1,282	1,645	1,960	2,326	3,090	3,719	∞

Для $P < 0{,}5$ используется соотношение

$$z_{1-P} = -z_P.$$

Квантиль уровня P случайной величины X, подчиняющейся нормальному закону распределения, определяется в соответствии с (4.2.33) по формуле

$$x_P = a + z_P \sigma. \qquad (4.2.38)$$

Механические свойства материалов и эксплуатационные характеристики конструкций определяют, испытывая ограниченное число образцов. В связи с неоднородностью конструкционных материалов найденные таким образом числовые характеристики механических свойств в большей или меньшей степени отличаются от генеральных характеристик, которые могут быть определены по результатам испытаний бесконечно большого числа образцов. Эту неограниченно большую воображаемую совокупность образцов (результатов испытаний), которые могут быть выделены из исследуемого материала, называют генеральной совокупностью. Ограниченную совокупность образцов (результатов испытаний), являющуюся частью генеральной совокупности, называют выборкой, а значения характеристик, вычисленные по результатам испытаний выборки, называют выборочными характеристиками или оценками генеральных характеристик. Генеральные числовые характеристики механических свойств, параметры функций распределения, являются детерминированными величинами, а выборочные, т.е. их оценки, – случайными. Разница в значениях выборочных и генеральных характеристик зависит от объема испытаний (объема выборки n) и используемой методики статистического анализа их результатов.

Статистический анализ экспериментальных данных по долговечности предусматривает точечные и интервальные оценки одной или нескольких следующих числовых характеристик:

$\bar{x} = \hat{a}$ – выборочного среднего значения, являющегося оценкой математического ожидания случайной величины X;

$\hat{x}_{0,5}$ – выборочной медианы, являющейся оценкой генеральной медианы $x_{0,5}$;

$s^2 = \hat{\sigma}^2$ – выборочной дисперсии или оценки генеральной дисперсии σ^2;

$s = \hat{\sigma}$ – выборочного среднего квадратического отклонения или оценки генерального среднего квадратического отклонения σ;

$v = \hat{\gamma}$ – выборочного коэффициента вариации или оценки генерального коэффициента вариации γ;

$\hat{x}_P$ – оценки квантили распределения.

Если при заданном уровне максимального напряжения разрушились все образцы до базовой долговечности, то предварительно n результатов испытания представляют в виде вариационного ряда

$$x_1 \le x_2 \le \ldots \le x_i \le \ldots \le x_n . \quad (4.2.39)$$

При небольшом объеме испытаний ($n < 50$) указанные оценки вычисляют без группировки результатов испытаний.

Выборочное среднее значение логарифма долговечности

$$\bar{x} = \frac{\sum_{i=1}^{n} x_i}{n}, \quad (4.2.40)$$

где $x_i = \lg N_i$ – логарифм долговечности отдельных образцов; n – число испытанных образцов (объем выборки).

Выборочная медиана при нечетном объеме выборки $n = 2m - 1$ (m – целое число) равна среднему члену вариационного ряда

$$\hat{x}_{0,5} = x_m , \quad (4.2.41)$$

при четном объеме $n = 2m$

$$\hat{x}_{0,5} = \frac{x_m + x_{m+1}}{2} . \quad (4.2.42)$$

Выборочная дисперсия логарифма долговечности

$$s^2 = \frac{1}{n-1}\left[\sum_{i=1}^{n} x_i^2 - \frac{1}{n}\left(\sum_{i=1}^{n} x_i\right)^2\right] . \quad (4.2.43)$$

Выборочное среднее квадратическое отклонение и выборочный коэффициент вариации определяют соответственно по формулам

$$s = \sqrt{s^2} , \quad (4.2.44)$$

$$v = \frac{s}{\bar{x}} . \quad (4.2.45)$$

Оценку квантили распределения уровня P производят по формуле (4.2.38) с использованием выборочного среднего значения (4.2.40) и среднего квадратического отклонения (4.2.44), т.е.

$$\hat{x}_P = \lg \hat{N}_P = \bar{x} + z_P s. \quad (4.2.46)$$

Путем потенцирования величины $\hat{x}_P = \lg \hat{N}_P$ проводят оценку квантили предельного числа циклов $\hat{N}_P$.

При большом объеме выборки ($n > 50$) для вычисления оценок (4.2.40), (4.2.43) осуществляют группировку результатов испытания, для чего размах варьирования логарифма долговечности (4.2.39) $R = x_n - x_1$ разбивают на 7...20 равных интервалов и подсчитывают частоту (число наблюдений), заключенных в каждом интервале.

Выборочное среднее значение логарифма долговечности

$$\bar{x} = \frac{\sum_{j=1}^{e} n_j x_j}{n}, \quad (4.2.47)$$

где x_j – значение логарифма долговечности в середине j-го интервала; n_j – частота или число наблюдений, заключенные в j-м интервале; e – число интервалов.

Для этого случая выборочная дисперсия

$$s^2 = \frac{1}{n-1}\left[\sum_{j=1}^{e} x_j^2 n_j - \frac{1}{n}\left(\sum_{j=1}^{e} x_j n_j\right)^2\right] . \quad (4.2.48)$$

Группировка данных приводит к некоторой неточности расчета $\bar{x}$ и по формулам (4.2.47), (4.2.48) по сравнению с формулами (4.2.40), (4.2.43), получаемой при этом погрешностью можно пренебречь, если $e \geq 7$.

Выборочное среднее квадратическое отклонение, коэффициент вариации и квантили вычисляют по формулам (4.2.44) – (4.2.46).

В табл. 4.2.3 приведен пример вычисления оценок числовых характеристик распределения применительно к образцам из алюминиевого сплава В95, испытанных на чистый изгиб с вращением при амплитуде цикла напряжений $\sigma_a = 285$ МПа.

4.2.3. Статистическая обработка результатов усталостных испытаний образцов из сплава В95

i	$N \cdot 10^{-5}$	$x = \lg N$
1	0,701	4,8457
2	0,740	4,8692
3	0,809	4,9079
4	0,910	4,9590
5	1,03	5,0128
6	1,09	5,0374
7	1,17	5,0682
8	1,18	5,0719
9	1,35	5,1303
10	1,42	5,1523
11	1,43	5,1553
12	1,54	5,1875
13	1,54	5,1875
14	1,57	5,1959
15	1,58	5,1987
16	1,80	5,2553
17	2,02	5,3054
18	2,15	5,3324
19	2,22	5,3464
20	2,35	5,3711

$\Sigma x = 102{,}5902$; $(\Sigma x)^2 = 10524{,}74914$; $\Sigma x^2 =$ $= 526{,}703972$; $\bar{x} = \overline{\lg N} = 102{,}5902/20 = 5{,}1295$;

$$s^2 = \frac{1}{19}\left[\left(526{,}703972 - \frac{1}{20}10524{,}74914\right)\right] = 0{,}02455;$$

$s = \sqrt{0{,}024553} = 0{,}1567$; $v = 0{,}1567/5{,}1295 =$ $= 0{,}0305$; $\hat{x}_{P=0.01} = 5{,}1295 - 2{,}326 \cdot 0{,}1567 = 4{,}7650$.

Оценку среднего значения и среднего квадратического отклонения логарифма долговечности для уровней амплитуд напряжения, на которых до базы разрушились не все образцы серии (однократно цензурированная справа выборка), производят методом максимума правдоподобия в соответствии с нормальным распределением для случайной величины $X = \lg N$ как корни следующих уравнений

$$\sum_{i=1}^{k}(x_i - \bar{x}) + s(n-k)\psi(z) = 0, \quad (4.2.49)$$

$$\sum_{i=1}^{k}(x_i - \bar{x})^2 + s^2\left[(n-k)\psi(z)z - k\right] = 0, \quad (4.2.50)$$

где n – объем серии; k – число образцов, разрушившихся до базовой долговечности $N_б$;

$$z = \frac{\lg N_б - \bar{x}}{s}; \quad \psi(z) = \frac{\varphi(z)}{1 - \Phi(z)}.$$

В случае многократно цензурированной выборки оценку указанных числовых характеристик распределения осуществляют по уравнениям [22]

$$\sum_{i=1}^{k}(x_i - x) + s\sum_{j=1}^{m} r_j \psi(z_j) = 0, \quad (4.2.51)$$

$$\sum_{i=1}^{k}(x_i - x)^2 + s^2\left[\sum_{j=1}^{m} r_j \psi(z_j) z_j - k\right] = 0, \quad (4.2.52)$$

где k – число разрушившихся образцов ($k < n$); m – число баз испытаний; r_j – число неразрушившихся образцов до базы испытаний $N_{б_j}$;

$$z_j = \frac{\lg N_{б_j} - \bar{x}}{s}, \quad \psi(z_j) = \frac{\varphi(z_j)}{1 - \Phi(z_j)}.$$

Для иллюстрации приведенной методики анализировали результаты испытаний на усталость 12 образцов из алюминиевого сплава АК6 при постоянной амплитуде цикла напряжений. При этом значения долговечности (млн. циклов) составляли 1,23; 1,3; 1,6*; 1,77; 2,73; 3,00; 3,00*; 3,00*; 3,00*; 3,2; 5,0*; 5,0*.

Значения, указанные со звездочкой, соответствуют неразрушившимся образцам, снятым с испытания (базовые долговечности). В этом случае $n = 12$, $k = 6$, $j = 3$, причем, $r_1 = 1$, $r_2 = 3$, $r_3 = 2$. Значения $\varphi(z)$ и $\Phi(z)$ находили по справочным таблицам для нормального распределения.

В рассмотренном примере для приведенных выше результатов испытаний корнями уравнений (4.2.49) и (4.2.50) являются $\overline{x} = \overline{\lg N} = 6{,}545$ и $\overline{s} = 0{,}309$.

В тех случаях, когда объем испытаний достаточно большой, представляется возможность надежной оценки порога чувствительности по циклам N_0. В основе этой оценки лежит гипотеза о нормальном распределении для случайной величины $X = \lg(N - N_0)$.

В качестве приближенной оценки порога чувствительности по циклам служит величина

$$\hat{N}_0 = \frac{N_{\min} N_{\max} - \hat{N}_{0,5}^2}{N_{\max} + N_{\min} - 2\hat{N}_{0,5}},$$

где $N_{\max}$, $N_{\min}$, $\hat{N}_{0,5}$ – соответственно минимальная, максимальная и медианная долговечности, полученные при испытаниях на усталость. Эту оценку применяют при объеме серии образцов $n > 20$ и при $N_{\max} - N_{\min} > 5\hat{N}_{0,5}$.

Для полной выборки приближенная оценка порога чувствительности может быть осуществлена с использованием метода приведения выборочного распределения к симметричному виду, т.е. подбирают такое значение $\hat{N}_0$, при котором выборочный центральный момент третьего порядка случайной величины $X = \lg(N - \hat{N}_0)$ обращается в нуль.

Рассмотренная методика точечных оценок числовых характеристик является надежной лишь при достаточно большом объеме выборки. При ограниченном объеме испытаний на усталость необходимо указать степень точности и надежности оценок генеральных характеристик.

Представление об уровне точности и надежности оценок дают доверительные интервалы, смысл которых состоит в том, что для любой малой вероятности α можно указать такое значение $\varepsilon = \left|\theta - \hat{\theta}\right|$, при котором

$$P\left(\hat{\theta} - \varepsilon < \theta < \hat{\theta} + \varepsilon\right) = 1 - \alpha,$$

где $\hat{\theta}$ является оценкой параметра θ. Если многократно повторять выборки и каждый раз находить доверительные интервалы, то в $P = (1 - \alpha)\ 100\ \%$ случаев доверительные интервалы "накроют" истинное значение интересующего нас параметра. Вероятность $P = 1 - \alpha$, с которой доверительный интервал при многократном повторении опыта "накроет" истинное значение параметра, называют доверительной вероятностью или статистической надежностью.

При определении доверительных интервалов уровни доверительной вероятности обычно принимают равными 0,9 или 0,95, т.е. α равно 0,1 или 0,05.

Доверительные интервалы для математического ожидания (генерального среднего) находят из выражения

$$\overline{x} - \frac{s}{\sqrt{n}} t_{\alpha,k} < a < \overline{x} + \frac{s}{\sqrt{n}} t_{\alpha,k}, \quad (4.2.53)$$

где $t_{\alpha,k}$ – значение квантили уровня $P = 1 - \alpha/2$ случайной величины

$$t = \frac{\overline{x} - a}{s/\sqrt{n}},$$

подчиняющейся распределению Стьюдента, для числа степеней свободы $k = n - 1$.

Доверительные интервалы для генеральной дисперсии определяют по формуле

$$s^2 \frac{n-1}{\chi^2_{P_1}} < \sigma^2 < s^2 \frac{n-1}{\chi^2_{P_2}}, \quad (4.2.54)$$

где χ^2_P – квантили уровня P случайной величины

$$\chi^2 = \frac{(n-1)s^2}{\sigma^2}, \quad (4.2.55)$$

подчиняющейся распределению Пирсона (хи-квадрат-распределение) с параметром $k = n - 1$ (число степеней свободы). Обычно принимают $P_1 = \alpha/2$ и $P_2 = 1 - \alpha/2$.

Границы доверительных интервалов для генерального среднего квадратического отклонения находят путем извлечения квадратного корня из значений доверительных границ для генеральной дисперсии (4.2.54).

Для примера построим доверительные интервалы по данным табл. 4.2.3 для математического ожидания, генеральной дисперсии σ^2 и среднего квадратического отклонения σ. Примем $\alpha = 0{,}1$, тогда для $k = n - 1 = 19$, $t_{0{,}1;\,19} = 1{,}73$, $\chi^2_{0{,}05} = 30{,}1$ и $\chi^2_{0{,}95} = 10{,}1$. В соответствии о формулами (4.2.53) и (4.2.54) получим $5{,}0689 < a < 5{,}1901$; $0{,}01550 < \sigma^2 < 0{,}04618$; $0{,}1245 < \sigma < 0{,}2149$.

Графическое представление результатов испытаний на усталость серии образцов при постоянном значении амплитуды цикла напряжений осуществляют на вероятностной сетке, соответствующей выбранному закону распределения. На рис. 4.2.11 на логарифмически нормальной вероятностной сетке представлены результаты испытаний на усталость, приведенных в табл. 4.2.3, а также показана эмпирическая функция распределения и границы доверительной области.

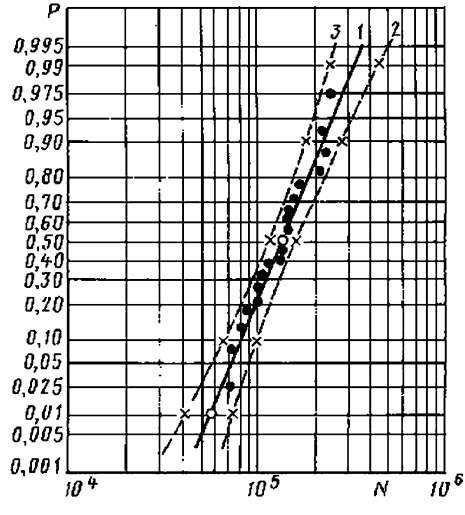


Рис. 4.2.11. Эмпирическая функция распределения долговечности образцов из сплава В95 (см. табл. 4.2.3) при σ_a = 285 МПа на логарифмически нормальной вероятностной сетке:

1 – эмпирическая функция распределения; *2* – правая граница доверительной области; *3* – левая граница доверительной области; ∘ – вычисленные оценки числа циклов до разрушения для двух уровней вероятности; • – экспериментально полученные значения чисел циклов до разрушения; × – расчетные значения доверительных интервалов

Экспериментальные точки своей ординатой имеют оценку вероятности разрушения P

$$W(x) = \frac{i - 0{,}5}{n},$$

где i – номер образца в вариационном ряду (4.2.39); n – объем серии образцов.

Линию эмпирической функции распределения проводят через две точки, соответствующие вычисленным оценкам квантилей числа циклов до разрушения для двух уровней вероятности, например, для $P = 0{,}5$ и $P = 0{,}01$. Эти точки показаны на рис. 4.2.11 ($\hat{N}_{0{,}5} = 1{,}35 \cdot 10^5$ циклов и $\hat{N}_{0{,}01} = 5{,}82 \cdot 10^4$ циклов). Границы доверительной области наносят в соответствии с результатами вычислений, выполненных в рассмотренном примере.

Построение кривых усталости. В зависимости от назначения кривые усталости могут быть представлены в графическом или аналитическом виде.

График кривых усталости изображают в полулогарифмических $(\sigma_a - \lg N)$ или логарифмических $(\lg \sigma_a - \lg N)$ координатах, где σ_a – амплитуда цикла напряжений.

При нескольких испытанных образцах на одном уровне амплитуды цикла напряжений в качестве абсциссы точек кривой усталости выбирают оценку медианы логарифма долговечности, вычисляемую по формулам (4.2.41) и (4.2.42).

При больших объемах испытания для каждого уровня амплитуды цикла напряжения строят график эмпирической функции распределения долговечности (семейство подобных графиков приведено на рис. 4.2.12, построенных по результатам испытаний, приведенных в табл. 4.2.4). По построенным кривым распределения для $P = 0{,}5$ определяют значения разрушающих чисел циклов для соответствующих уровней напряжения цикла, на основании которых строят кривую усталости, соответствующую вероятности разрушения $P = 0{,}5$.

В ряде случаев по результатам испытаний на усталость возникает необходимость обоснования уравнения кривой усталости и оценки его параметров.

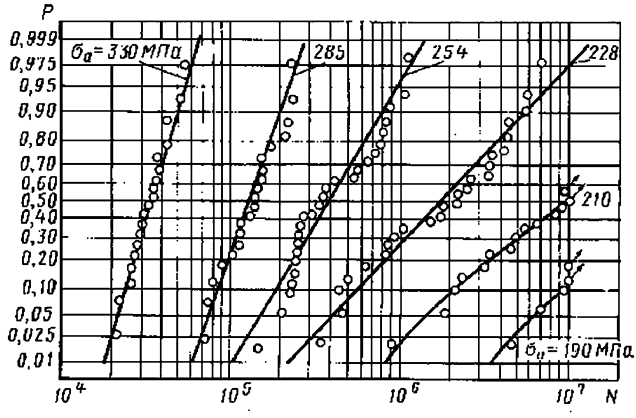


Рис. 4.2.12. Функции распределения долговечности образцов из алюминиевого сплава В95

4.2.4. Вариационные ряды числа циклов до разрушения образцов из сплава В95

i	$N \cdot 10^{-4}$	$N \cdot 10^{-5}$	$N \cdot 10^{-5}$	$N \cdot 10^{-5}$	$N \cdot 10^{-6}$	$N \cdot 10^{-6}$
	при $\sigma_a = \sigma_{max}$, МПа					
	330	285	254	228	210	190
1	2,18	0,701	1,63	3,44	0,982	4,63
2	2,29	0,740	2,07	4,58	1,97	6,90
3	2,58	0,809	2,15	4,61	2,20	9,57
4	2,80	0,910	2,27	5,06	2,35	10,00*
5	2,81	1,03	2,30	6,21	3,19	10,00*
6	2,91	1,09	2,54	8,40	3,66	10,00*
7	2,97	1,17	2,56	8,98	4,76	10,00*
8	3,05	1,18	2,62	9,47	4,98	10,00*
9	3,05	1,35	2,64	10,40	5,40	10,00*
10	3,27	1,42	2,69	15,40	6,53	10,00*
11	3,39	1,43	2,87	18,50	8,28	10,00*
12	3,48	1,54	3,02	18,80	9,04	10,00*
13	3,63	1,54	3,41	23,20	10,00*	10,00*
14	3,82	1,57	3,72	23,70	10,00*	10,00*
15	3,84	1,58	3,74	24,80	10,00*	10,00*
16	4,10	1,80	4,25	27,70	10,00*	10,00*
17	4,12	2,02	5,23	33,00	10,00*	10,00*
18	4,39	2,15	5,52	33,90	10,00*	10,00*
19	5,21	2,22	6,63	37,40	10,00*	10,00*
20	5,72	2,35	7,06	39,00	10,00*	10,00*
21	–	–	7,93	41,60	10,00*	10,00*
22	–	–	8,00	47,60	10,00*	10,00*
23	–	–	8,07	55,50	10,00*	10,00*
24	–	–	8,64	55,50	10,00*	10,00*
25	–	–	10,20	67,30	10,00*	10,00*
26	–	–	10,30	–	–	–

* Образцы не разрушились.

Применительно к сплавам на железной основе хорошее соответствие экспериментальным данным при симметричном цикле нагружения в широком диапазоне долговечности имеет уравнение

$$\sigma_a = \sigma_{-1} + c_1 N^{-\alpha} \qquad (4.2.56)$$

или

$$\lg(\sigma_a - \sigma_{-1}) = c - \alpha \lg N . \qquad (4.2.57)$$

Для низко- и среднеуглеродистых сталей, имеющих выраженный горизонтальный участок на кривой усталости, левая ветвь кривой описывается экспоненциальным уравнением

$$N = \mathbf{e}^{a_1 - b_1 \sigma_a} \text{ или } \lg N = a - b\sigma_a \qquad (4.2.58)$$

и степенным

$$N = c\sigma_a^{-m} \text{ или } \lg N = c_1 - m \lg \sigma_a , \qquad (4.2.59)$$

являющимся частным случаем уравнения (4.2.57) для $\sigma_{-1} = 0$, $m = 1/\alpha$ и $c_1 = c/\alpha$.

Графический и статистический анализы показали, что для деформируемых титановых, алюминиевых и магниевых сплавов удовлетворительное соответствие с экспериментальными данными имеют уравнение (4.2.56), а также уравнение

$$\sigma_a = \sigma_{-1} + a_1 (\lg N)^{-\alpha} \qquad (4.2.60)$$

или

$$\lg N = b(\sigma_a - \sigma_{-1})^{-\beta} . \qquad (4.2.61)$$

Для гладких и надрезанных образцов различных типоразмеров из деформируемых алюминиевых сплавов, а также для натурных элементов конструкций в уравнении (4.2.60) $\alpha = 2$, а в уравнении (4.2.61) $\beta = 0{,}5$.

Если испытания на усталость проводятся при асимметричном цикле напряжений с постоянным коэффициентом асимметрии R при изменяющемся среднем значении напряжения цикла σ_m, то в формулах (4.2.56) – (4.2.61) вместо σ_a следует подставлять максимальное напряжение цикла σ_{max} и вместо σ_{-1} – предел выносливости σ_R. В случае испытаний при σ_m = = const в указанных формулах вместо σ_{-1} нужно подставить предельную амплитуду цикла σ_a, соответствующую неограниченной долговечности.

Оценку параметров уравнений кривых усталости проводят с помощью линейного регрессионного анализа результатов испытаний на усталость, устанавливающего связь между нормально распределенной случайной величиной и неслучайной, значение которой варьируется в процессе испытаний различных экземпляров образцов.

Построение квантильных кривых усталости для низких уровней вероятностей разрушения в связи с заметным отклонением случайной величины $\lg N$ от нормального закона распределения осуществляют только графическим методом. Для этого по результатам испытаний на усталость при 4...6 уровнях амплитуды цикла напряжений строят семейство кривых эмпирической функции распределения долговечности на вероятностной сетке. Подобные кривые для образцов из сплава В95 по данным табл. 4.2.4 приведены на рис. 4.2.13.

Задавшись фиксированными значениями вероятности разрушения, по кривым распределения долговечностей определяют разрушающие числа циклов для заданных уровней амплитуды напряжения и строят соответствующие квантильные кривые усталости для принятых уровней P в координатах $\sigma_a - \lg N$ или $\lg \sigma_a - \lg N$.

На рис. 4.2.13 представлены квантильные кривые усталости образцов из сплава В95 для уровней вероятностей P, равных 0,5; 0,1 и 0,01, построенные по данным рис. 4.2.12.

При графическом способе построения кривой усталости для вероятности разрушения $P = 0{,}5$ объем серии из n образцов целесообразно разделить в зависимости от планируемой

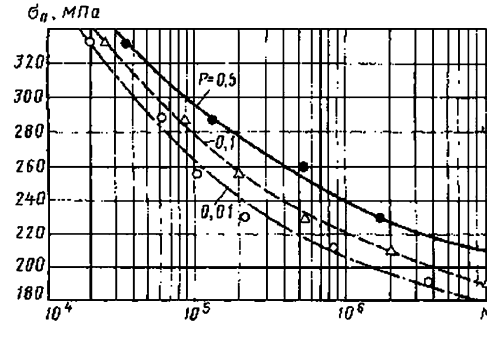


Рис. 4.2.13. Квантильные кривые усталости образцов из сплава В95, построенные по данным рис. 4.2.12

протяженности кривой на 4...5 приблизительно равных групп, каждую из которых испытывают при постоянном уровне переменных напряжений. Объем серии n выбирают из условия оценки предела выносливости с заданной точностью на основании приближенного выражения, полученного в результате анализа и обобщения данных статистического моделирования усталостных испытаний;

$$\delta_{\sigma_{-1}} = k\frac{\gamma_{\sigma_{-1}}}{\sqrt{n}},$$

где $\delta_{\sigma_{-1}}$ — относительная средняя квадратическая ошибка в определении предела выносливости σ_{-1}; k – коэффициент, зависящий от протяженности кривой усталости; для диапазона медиан долговечности кривой усталости, отличающихся на один порядок, принимают $k = 1{,}8$, при разнице медиан на два порядка – $k = 2{,}1$ и в случае трех порядков $k = 2{,}4$; $\gamma_{\sigma_{-1}}$ – коэффициент вариации предела выносливости.

При низкой точности оценки предела выносливости величину $\delta_{\sigma_{-1}}$ принимают равной (0,4...0,5) коэффициента вариации $\gamma_{\sigma_{-1}}$, при средней точности $\delta_{\sigma_{-1}} = (0{,}25...0{,}35)\,\gamma_{\sigma_{-1}}$ и при высокой точности – $\delta_{\sigma_{-1}} = (0{,}1...0{,}2)\,\gamma_{\sigma_{-1}}$. Значением коэффициента вариации предела выносливости задаются на основании априорной информации по аналогичным материалам.

При построении семейства квантильных кривых усталости для достаточно широкого диапазона вероятностей разрушения ($0{,}01 \le P \le 0{,}99$) испытания целесообразно проводить на пяти уровнях амплитуды напряжений. Минимальный уровень амплитуды выбирают с таким расчетом, чтобы до базового числа циклов разрушилось 5...15 % образцов, испытываемых на этом уровне амплитуды цикла напряжений. На следующем (в порядке возрастания) уровне должно разрушаться около 40...60 % образцов, т.е. этот уровень соответствует, примерно, медиане предела выносливости для принятого базового числа циклов.

Максимальный уровень амплитуды напряжений выбирают с учетом требований к протяженности левой ветви кривой усталости. Оставшиеся два уровня распределяются равномерно между последними указанными значениями амплитуды цикла напряжений.

При ограничении общего времени испытаний используют равномерное распределение образцов по уровням амплитуд, однако большая точность оценок квантилей предела выносливости соответствует неравномерному симметричному распределению со смещением основной части образцов на крайние уровни амплитуд цикла напряжений.

Точность построения кривых усталости зависит от объема испытаний, характера распределения образцов по уровням амплитуд напряжений и требований к протяженности кривой усталости.

Общий объем серии объектов испытаний определяют исходя из необходимой точности оценки квантили предела выносливости для заданной долговечности. Однако точного решения этой задачи не существует.

Построение функции распределения предела выносливости. Одним из вариантов графического представления характеристик сопротивления усталости материала являются кривые функций распределения предела выносливости.

Анализ опытных данных показал, что для легких сплавов распределение случайной величины

$$X = \lg\frac{\sigma_{-1} - \sigma_{н}}{\sigma_{в} - \sigma_{-1}}$$

хорошо согласуется с нормальным законом. Здесь $\sigma_{н}$ и $\sigma_{в}$ – соответственно нижняя и верхняя границы (пороги) предела выносливости.

Для сталей удовлетворительное соответствие с опытными данными имеет трехпараметрическое распределение Вейбулла–Гнеденко.

Для построения эмпирической функции распределения предела выносливости материала или предельной амплитуды цикла напряжений при испытании с $\sigma_m = \text{const}$ применяют метод пробитов. В этом случае серию образцов делят на $m = 4...5$ групп. Образцы одной группы испытывают до базового значения числа циклов на определенном уровне амплитуды цикла напряжений.

В результате испытаний получают 4–5 пар координат точек графика выборочного распределения предела выносливости. Одной координатой служит накопленная частость, определяемая в данном случае отношением числа разрушившихся до базовой долговечности образцов n_{P_i} к общему числу n_i, подвергнутых усталостным испытаниям на i-м уровне амплитуды цикла напряжений:

$$W_i = \frac{n_{P_i}}{n_i} = \hat{P}_i .$$

Это отношение является оценкой вероятности разрушения на i-м уровне напряжения P_i.

В качестве второй координаты принимают значение амплитуды цикла напряжений при испытании σ_{a_i}, которая при симметричном цикле нагружения является оценкой квантили предела выносливости $(\sigma_{-1})_{P_i}$ уровня P_i.

По точкам с указанными координатами на нормальной вероятностной сетке строят график, дающий графическую оценку функции распределения предела выносливости или предельных амплитуд (для асимметричного цикла напряжений). Этот график позволяет произвести оценку математического ожидания и среднего квадратического отклонения предела выносливости.

Одним из эффективных методов испытаний на усталость с целью нахождения оценок математического ожидания и среднего квадратического отклонения предела выносливости является метод ступенчатого изменения нагрузки (метод "вверх–вниз").

Основным достоинством этого метода является сокращение количества испытываемых объектов при заданной точности оценок указанных характеристик по сравнению с другими видами испытаний.

Метод предусматривает испытание серии образцов на нескольких уровнях напряжения. Первый образец испытывается при переменном напряжении, равном ожидаемому пределу выносливости σ_R, предварительную оценку которого можно произвести на основании априорной информации. Если первый образец не разрушится до базового числа циклов, то второй испытывается при более высоком уровне напряжения, а если он разрушится, то испытание второго образца проводят при более низком уровне напряжения. Уровень напряжения для испытания третьего образца выбирается в зависимости от результата испытаний второго образца. Таким образом, уровень напряжения для каждого последующего образца повышается по сравнению с предыдущим, если предыдущий образец не разрушился, и понижается, если он разрушился. Перепад между уровнями напряжений выбирают постоянным.

Оценку математического ожидания и среднеквадратического отклонения производят по формулам

$$\overline{\sigma}_R = \sigma_0 + d\left(\frac{\sum_{i=0}^{k}(in_i)}{N} \pm 0{,}5\right), \qquad (4.2.62)$$

$$s_{\sigma_R} = 1{,}62d\left(\frac{N\sum_{i=0}^{k}(i^2 n_i) - \left(\sum_{i=0}^{k}(in_i)\right)^2}{N^2} - 0{,}029\right), \qquad (4.2.63)$$

где σ_0 – самый низкий уровень напряжения; d – интервал между уровнями напряжений; n_i – число образцов, разрушившихся на i-м уровне напряжения; $N = \sum_{i=0}^{k} n_i$ – наименьшее число из общего числа разрушений и из общего числа неразрушений.

Знак "+" в формуле (4.2.62) справедлив в том случае, когда общее число разрушений больше числа неразрушений (расчет ведут по неразрушенным образцам), а знак "–" – когда общее число разрушений меньше числа неразрушений (в этом случае расчет ведут по разрушенным образцам).

Интервал между уровнями напряжений d не должен превышать двух значений среднеквадратического отклонения предела выносливости, что соответствует значению первого слагаемого, стоящего в квадратных скобках уравнения (4.2.63), больше 0,3. В противном случае уравнение (4.2.63) приводит к существенным погрешностям в определении оценки s_{σ_R}. Объем серии образцов, как показали результаты статистического моделирования, не должен быть меньше 20.

В качестве иллюстрации метода на рис. 4.2.14 показаны последовательность и результаты испытаний на усталость при симметричном нагружении для базы 10^7 циклов методом ступенчатого изменения нагрузки 40 образцов из углеродистой стали с $\sigma_в$ = 600 МПа при d = 5 МПа. Требуется оценить среднее значение и среднеквадратическое отклонение предела выносливости.

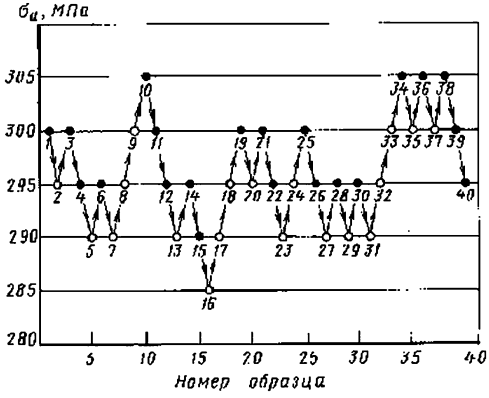


Рис. 4.2.14. Последовательность испытаний на усталость образцов методом ступенчатого изменения нагрузки:

○ – образец не разрушился; • – образец разрушился

4.2.5. Результаты испытания образцов

σ_a, МПа	Число разрушенных образцов	Число неразрушенных образцов	Общее число образцов
285	0	1	1
290	1	8	9
295	9	6	15
300	7	4	11
305	4	0	4
Сумма Σ	21	19	40

4.2.6. Оценка среднего значения и среднеквадратического отклонения предела выносливости

i	i^2	n_i	$i\,n_i$	$i^2 n_i$
0	0	1	0	0
1	1	8	8	8
2	4	6	12	24
3	9	4	12	36
4	16	0	0	0
Сумма Σ		$N = 19$	32	68

$\sigma_{-1} = 296$ МПа; $s_{\sigma_{-1}} = 6{,}25$ МПа.

На основании приведенных результатов составлена табл. 4.2.5, в которой указано для каждого уровня амплитуды цикла напряжения при испытании число разрушенных и неразрушенных образцов.

Число неразрушенных образцов меньше числа разрушенных, поэтому оценки указанных характеристик вычисляют по неразрушенным образцам ($N = \Sigma n_i = 19$). Подсчитанные указанные характеристики приведены в табл. 4.2.6.

4.2.7. МЕТОДЫ ИСПЫТАНИЙ НА УСТАЛОСТЬ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ РЕЖИМАХ НАГРУЖЕНИЯ

Эксплуатационное нагружение характеризуется:

характером нагружения (регулярное, нерегулярное, квазистатическое, ударное);

числом наложенных многоосных составляющих и отношениями между ними (коррелированные или некоррелированные; различные или одинаковые частоты; со сдвигом или без сдвига фаз);

частотой;

параметрами окружающей среды (температурой, давлением, коррозией и др.);

видом нагружения (растяжение–сжатие, изгиб, кручение, сдвиг);

асимметрией нагружения (знакопеременный или знакопостоянный цикл напряжений).

Область многоцикловой усталости в основном характеризуется регулярным и нерегулярным нагружением.

Регулярной переменной нагруженностью называют периодический закон изменения нагрузок с одним максимумом и одним минимумом в течение одного периода при постоянстве характеристик цикла напряжений во времени в течение всего периода эксплуатации. К характеристикам цикла относятся среднее напряжение σ_m, амплитуда σ_a и закон изменения напряжений в течение одного цикла.

Остальные случаи изменения нагрузок отнесены к нерегулярному нагружению. К ним относятся:

периодический закон изменения нагрузок, но со многими экстремумами (полигармоническое нагружение);

блочное (программное) нагружение, под которым понимают последовательное чередование ступеней регулярного нагружения с различными характеристиками цикла в пределах одного блока при многократном повторении блоков;

случайное нагружение.

Нерегулярное нагружение описывают спектрами нагружения, которые характеризуют соотношение уровня нагрузок и числа циклов их действия. Спектры нагружения могут быть заданы в виде непрерывных законов распределения или в табличной форме.

Методика проведения испытаний. В соответствии с ГОСТ 25.507 различают следующие виды испытаний на усталость в зависимости от формы спектра нагружения и вида его реализации:

одноступенчатые;

многоступенчатые (испытания по блок-программе);

случайные (при эксплуатационных нагрузках), включая испытания со слежением, испытания с аналоговым моделированием процесса нагружения и испытания с цифровым моделированием процесса нагружения.

Одноступенчатые испытания проводят при постоянной амплитуде и постоянном среднем значении цикла нагружения. При сравнительных испытаниях, когда осуществляют регулярное нагружение вместо нерегулярного нагружения, очень важен правильный выбор уровня нагружения.

Многоступенчатые испытания (испытания по блок-программе) проводят с нагружениями в форме управляемых по программе однородных блоков. Каждый блок состоит из определенного числа ступеней. На каждой ступени воспроизводят регулярное нагружение одного уровня. Числа циклов, амплитуды и средние значения напряжений для отдельных ступеней должны соответствовать представительному спектру нагружения.

При блочном нагружении можно использовать простые испытательные машины, в том числе экономичные резонансные машины. Применение блочного нагружения позволяет накопить большое число экспериментальных данных, но полученные значения долговечности менее надежны.

Получение блок-программного нагружения. Спектр нагружения подразделяют на 6–8 ступеней (если изменение градации не объясняется условиями эксплуатации) так, чтобы влияние разбивки на долговечность было незначительным.

Разбивку на ступени осуществляют линейно или на основе известных законов накопления усталостных повреждений. Пример разбивки приведен на рис. 4.2.15 (ГОСТ 25.507). Числа циклов в отдельных ступенях округляют до значений, кратных 2 или 10.

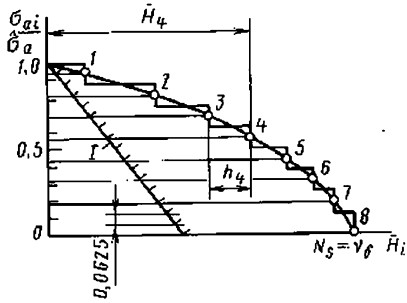


Рис. 4.2.15. Линейное разбиение спектра на восемь ступеней:
1 – отрезок вспомогательной прямой, разделенный на 16 равных частей; *1–8* – ступени блока; σ_{a_i} – амплитуда нагружения на *i*-й ступени; $\hat{\sigma}_a$ – максимальная амплитуда спектра; $\overline{H}_i$ – накопленная частота для *i*-й ступени блока нагружения; h_i – число циклов в *i*-й ступени блока нагружения; $\nu_б$ – общее число циклов в блоке нагружения; N_s – число максимумов в блоке нагружения

Размер блоков выбирают таким образом, чтобы число блоков до разрушения было не менее 10. Если число блоков до разрушения менее 10, следует учитывать влияние последовательности отдельных ступеней на долговечность. При большем числе блоков до разрушения точность оценки эксплуатационной долговечности повышается.

Различные формы спектра сравнивают с помощью меры полноты

$$V = \sqrt[m]{\frac{1}{\nu_б}\sum n_i \left(\sigma_{a_i}/\hat{\sigma}_a\right)^m}, \qquad (4.2.64)$$

где σ_{a_i} – амплитуда нагружения на *i*-й ступени; $\hat{\sigma}_a$ – максимальная амплитуда спектра; n_i – число циклов в *i*-й ступени блока нагружения; m – показатель наклона левой ветви кривой усталости – по ГОСТ 25.504; $\nu_б$ – число циклов в блоке нагружения.

Стандартные спектры нагружения. Когда нет действительных спектров или действительной последовательности экстремумов (на стадии проекта, при сравнительных испытаниях и т.п.), то испытания проводят по стандартным спектрам (при испытании по блок-программе) или по стандартным последова-

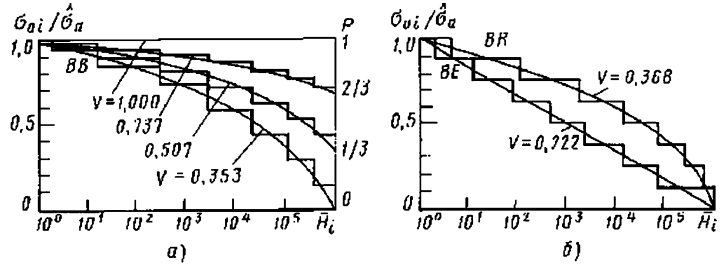


Рис. 4.2.16. Стандартные спектры нагружения для блок-программных испытаний:
а – биномиальное распределение (BB) (*P* – отношение между наибольшей и наименьшей амплитудами при $N_i = 10^6$); *б* – распределение Рэлея (BR) и экспоненциальное распределение (BE); *V* – мера полноты спектра

тельностям экстремумов (при испытании при случайном нагружении).

Стандартные спектры нагружения задают в виде известных законов распределения (нормального, логнормального, экспоненциального, Рэлея и др.).

Применение стандартных спектров нагружения позволяет получить лучшую сравнимость результатов испытаний, использовать имеющиеся результаты испытаний, провести испытания на стадии проекта без точного знания действительного нагружения.

Стандартные спектры или стандартные последовательности экстремумов, применяют для постоянного или малоизменяющегося основного нагружения.

Долговечность, определенную экспериментально с помощью стандартного спектра нагружения, допускается пересчитывать по линейной гипотезе суммирования усталостных повреждений или другими более точными методами с целью определения долговечности, соответствующей реальному спектру нагружения.

Объем стандартного спектра нагрузок 10^6 циклов (рис. 4.2.16), а объем блока нагружения может составлять $10^4...10^6$ циклов (ГОСТ 25.507). При сравнении результатов блок-программных и случайных испытаний необходимо ссылаться на фактические спектры нагружения.

Результаты испытаний при блок-программном нагружении по сравнению с результатами сравнимого случайного испытания дают погрешность не в запасе прочности. Погрешность возрастает с увеличением числа блоков, так как кривая долговечности блок-программного испытания имеет более пологий наклон, чем кривая, полученная при испытании при случайном нагружении. Различие результатов, полученных при случайном нагружении и блок-программном, объясняется незарегистрированным влиянием последовательности напряжений и влиянием неучтенных изменений среднего напряжения. Степень различия зависит от методов проведения испытаний, параметров случайного процесса и метода его схематизации, а также других неучтенных факторов нагружения.

Испытания при случайном нагружении (при эксплуатационных нагрузках). ***Испытания со слежением.*** Это испытания на усталость с процессами нагружения, параметры которых измеряют при эксплуатации, регистрируют на магнитной ленте и с незначительными изменениями отслеживают на электрогидравлическом или электродинамическом испытательном оборудовании. Нагружение фиксирует представительный участок общего нагружения и повторяется многократно.

Случайные испытания со слежением весьма точно определяют долговечность. При этом можно отказаться от статистического описания нагружения, требуются лишь минимальные знания о действии и связях различных влияющих факторов. Но необходимо измерение параметров нагружения, испытания длительны во времени, переносимость и обобщаемость испытаний ограничены.

Испытания при случайном нагружении с аналоговым моделированием процесса. Испытания на усталость со случайными процессами нагружения, которые воспроизводят с помощью генераторов шума, проводят на электросервогидравлическом или электродинамическом испытательном оборудовании. Исходные сигналы генераторов шума являются стационарными процессами с нормальным распределением нагрузок, статистические характеристики которых формируются так, что-

бы они совпадали с характеристиками процессов эксплуатационного нагружения. Преимущество данных испытаний заключается в простоте проведения некоррелированных многокомпонентных испытаний, но эти испытания имеют меньшую сравнимость результатов, так как невозможно строго воспроизвести выходной сигнал.

Испытания при случайном нагружении с цифровым моделированием процесса нагружения. При данном виде испытаний процесс нагружения задают с помощью управляющей вычислительной машины как строго воспроизводимую последовательность экстремумов. Испытания проводят на электросервогидравлическом испытательном оборудовании. Процесс нагружения является случайной последовательностью экстремумов постоянного временно́го промежутка, которые связаны косинусоидами. Статистические характеристики последовательности соответствуют характеристикам представительного процесса эксплуатационного нагружения.

Последовательность экстремумов генерируют с помощью корреляционной таблицы, представляющей собой результат двухпараметрической схематизации по ГОСТ 25.101 процесса нагружения в эксплуатации.

Стандартные последовательности экстремумов объемом $10^4...10^6$ максимумов соответствуют стандартным процессам с нормальным распределением нагрузок (рис. 4.2.17). В соответствии с ГОСТ 25.507 стандартную последовательность *С9* вследствие незначи-

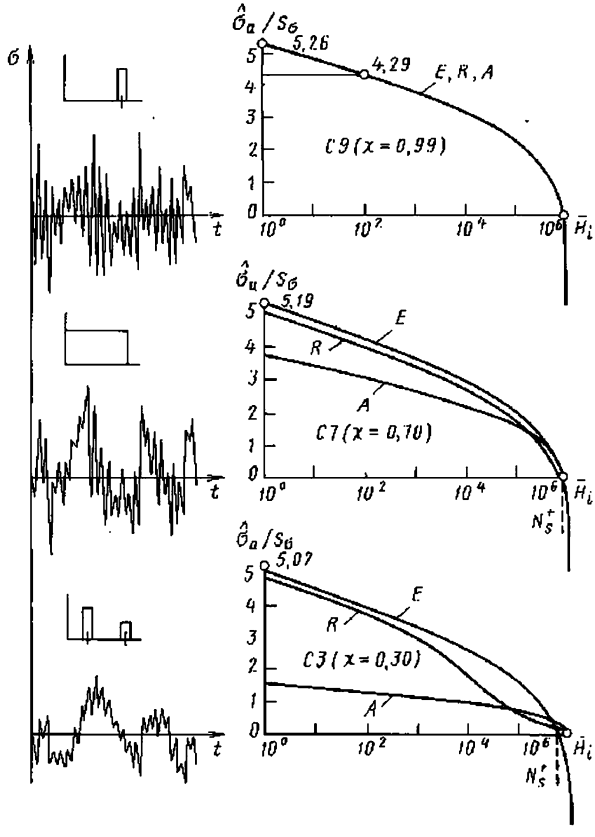


Рис. 4.2.17. Стандартные последовательности экстремумов для случайного испытания и спектры нагружения (*С9*; *С7*; *С3*) (ГОСТ 25.101):

χ – коэффициент нерегулярности; N_s^+ – число положительных максимумов в спектре;

A, *E*, *R* – спектр нагружения, полученный путем схематизации соответственно по методу амплитуд, по методу экстремумов, по методу "падающего дождя"

тельных колебаний мгновенных средних значений используют для исследования влияния последовательности нагрузок.

Для последовательности экстремумов с коэффициентом нерегулярности χ, близким к единице (например стандартная последовательность экстремумов *С9*), получают минимальные значения долговечности. Для меньших значений χ (например стандартная последовательность экстремумов *С7*) получают несколько бóльшие значения. Только очень малые значения χ дают значительно бóльшие значения характеристик сопротивления усталости. Например, для стандартной последовательности экстремумов *С3* долговечность или предел ограниченной выносливости при эксплуатационном нагружении по сравнению с последовательностью *С9* в среднем соответственно в 1,50 и 1,15 раза больше.

Для сокращения времени испытаний допускается ускорение испытаний при неизменном критерии предельного состояния.

При достаточном количестве результатов испытаний их представляют в виде кривой усталости или как функцию распределения долговечности при случайном нагружении, а также как диаграммы предела выносливости, предела ограниченной выносливости для определенной вероятности безотказной работы или вероятности разрушения.

4.2.8. УСКОРЕННЫЕ МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ

В связи с большой длительностью испытаний на усталость при доводке химического состава сплавов при оптимизации режимов технологии производств полуфабрикатов и деталей необходимо использовать форсированные и ускоренные испытания. Эти виды испытаний особенно актуальны в связи с отсутствием тесной корреляции между характеристиками рассеяния усталостных и статических свойств материала, что обусловливает для оценки уровня стабильности характеристик сопротивления усталости конструкционных материалов применение испытаний только при переменных нагрузках.

Форсированные испытания на усталость может осуществляться путем применения высокочастотных испытательных установок, а также создания при испытании образцов напряжений, существенно превышающих эксплуатационные значения.

Применение высокочастотных испытательных установок (с частотой 1000 Гц и более) ограничено, так как в процессе испытания на указанных частотах происходит интенсивный разогрев образцов, в связи с чем необходимо их охлаждение, что искажает результаты испытаний. Кроме того, рассматриваемый метод форсирования испытаний малопригоден для образцов с концентратором напряжений и образцов больших сечений соответственно из-за локального разогрева материала в зоне концентратора и из-за чрезмерного возрастания мощности испытательных установок, а также наличия заметного градиента температуры по сечению элемента.

Таким образом, основным способом форсирования испытаний на усталость является испытание образцов при высоких уровнях амплитуд цикла напряжений, соответствующих левой части кривой многоцикловой усталости ($N = 5\cdot10^4...5\cdot10^6$ циклов) с последующей экстраполяцией кривой усталости в область высокой долговечности ($N = 10^7...10^{10}$ циклов) или оценкой этой долговечности по соответствующим зависимостям. Этот способ может быть использован для определения как характеристик сопротивления образованию усталостной трещины заданного размера, так и характеристик сопротивления усталостному разрушению.

Для сталей в качестве медианной кривой усталости целесообразно использовать уравнение Вейбулла, являющегося обобщением степенного уравнения:

$$\lg(\sigma_a - \sigma_{-1}) = c - \alpha \lg(N + B).$$

Кривая усталости, соответствующая этому уравнению, построенная в координатах $y = \lg(N + B)$ и $x = \lg(\sigma_a - \sigma_{-1})$ представляет собой прямую, уравнение которой

$$y = a + bx, \qquad (4.2.65)$$

где $a = c/\alpha$ и $b = -1/\alpha$.

Параметры σ_{-1} и B оценивают методом последовательных приближений. Подбирают такие значения σ_{-1} и B, при которых рассеяние экспериментальных данных вокруг прямой линии описывается уравнением (4.2.65).

Для деформированных алюминиевых сплавов при форсированных испытаниях на усталость в качестве уравнения кривой усталости целесообразно использовать уравнение (4.2.60) для $\alpha = 2$. Кривую усталости в этом случае представляют в координатах $x = (\lg N)^{-2}$ и $y = \sigma_a$, в которых она изображается прямой, описываемой уравнением (4.2.65), где $a = \sigma_{-1}$, $b = a_1$. Параметры прямой оцениваются методом наименьших квадратов.

Ускоренный метод оценки медианы предела выносливости Про предусматривает испытание образцов до разрушения при линейной возрастающей амплитуде цикла напряжений. В зависимости от конструкции испытательной машины возрастание напряжений может быть ступенчатым или непрерывным.

Для определения предела выносливости методом Про необходимо испытывать не менее трех-четырех серий образцов. Скорость возрастания амплитуды напряжений для каждой серии принимают различной.

Максимальную скорость нагружения выбирают с таким расчетом, чтобы напряжение в момент разрушения не превышало предела текучести материала. Минимальную скорость назначают по возможности низкой. Однако необходимо учитывать, что длительность испытаний по методу Про определяется в основном испытаниями при минимальной скорости нагружения, т.е. эффективность рассматриваемого метода во многом зависит от уровня минимальной скорости возрастания напряжений. Обычно скорости возрастания амплитуды напряжений выбирают в диапазоне $5 \cdot 10^{-5}$... $5 \cdot 10^{-4}$ МПа/цикл.

Испытания всех серий проводят при одинаковой начальной амплитуде цикла напряжений, значение которой для чугунов и сталей выбирают на 10...15 % выше предполагаемого значения предела выносливости. Для легких сплавов начальную амплитуду цикла напряжений принимают равной ожидаемому значению предела выносливости для базы 10^7 циклов. По мере увеличения уровня начальной амплитуды цикла напряжения до указанных значений увеличивается эффективность ускоренных испытаний.

Предел выносливости при ускоренных испытаниях по методу Про определяется из уравнения

$$\sigma_p = \sigma_{-1} + k\,\alpha^c, \qquad (4.2.66)$$

где σ_p – медиана разрушающей амплитуды цикла напряжений при испытании с данной скоростью возрастания напряжений; α – скорость возрастания амплитуды цикла напряжения; k, c – параметры.

Зависимость, построенная по уравнению (4.2.66) в координатах $y = \sigma_p$ и $x = \alpha^c$, изображается прямой линией, уравнение которой

$$Y = a + bx, \qquad (4.2.67)$$

где $a = \sigma_{-1}$, $b = k$.

Для оценки предела выносливости методом последовательных приближений подбирают такое значение c, при котором отклонение экспериментальных точек от прямой, описываемой уравнением (4.2.67), будет минимальным.

Для большинства материалов c = 0,3...0,5.

Для легких сплавов, сталей и чугунов систематическая ошибка при оценке предела выносливости ускоренным методом Про, как правило, не превышает 4...6 %. Случайная относительная средняя квадратическая ошибка зависит от объема испытаний.

Анализ результатов ускоренных испытаний методом Про показал, что для материалов с коэффициентом вариации предела выносливости $\gamma_{\sigma_{-1}} \le 0{,}1$ число образцов для надежной оценки медианы предела выносливости должно составлять n = 8...12 штук, для $\gamma_{\sigma_{-1}} \ge 0{,}15$ n = 12...20. В этом случае точность обычных и ускоренных испытаний на усталость будет одинаковой.

Для легких сплавов предел выносливости, найденный по уравнению (4.2.65) соответствует базе 10^7 циклов. Предел выносливости для других баз определяют по формуле

$$(\sigma_{-1})_N = \sigma_{-1}[0{,}45 + 27(\lg N)^{-2}]. \qquad (4.2.68)$$

Метод Про при оценке медианы предела выносливости сокращает время испытаний примерно в 10 раз, но число испытываемых образцов по сравнению с обычным методом не уменьшается.

Оценка предела выносливости методом Эномото. Ускоренный метод Эномото предусматривает испытание одной серии из четырех-пяти образцов при постоянной скорости возрастания амплитуды цикла напряжений.

Начальный уровень напряжения выбирают так же, как в методе Про.

Определение предела выносливости по результатам ускоренных испытаний по методу Эномото основано на предположении, что при постоянной скорости возрастания амплитуды отношение разрушающих напряжений к пределу выносливости является постоянной величиной для материалов одного типа, т.е.

$$\sigma_{-1} = \sigma_p / K ,$$

где $K = f(\alpha)$ – коэффициент, зависящий только от скорости возрастания амплитуды цикла напряжений; σ_p – медиана разрушающей амплитуды цикла напряжений.

Значения коэффициента K и его среднеквадратической ошибки $\delta_к$, подсчитанные по результатам испытаний сталей и чугунов различных марок, алюминиевых и магниевых сплавов для различных скоростей возрастания амплитуд цикла напряжений, приведены в табл. 4.2.7.

Анализ результатов показывает, что погрешность в определении предела выносливости при использовании метода Эномото достигает 10...15 %. В связи с этим указанный метод может быть использован для ориентировочной оценки предела выносливости.

Оценка предела выносливости методом Локати. Метод Локати применим для материалов, правая ветвь кривой усталости которых может быть аппроксимирована прямой линией, параллельной оси абсцисс (углеродистые стали).

Испытаниям подвергается одна серия образцов при постоянной скорости возрастания амплитуды напряжений. Обычно напряжения увеличивают ступенчато.

Для каждого испытуемого образца подсчитывают сумму относительных долговечностей

$$\sum_{i=0}^{m} \frac{n_i}{N_i} = a , \qquad (4.2.69)$$

(здесь n_i – число циклов нагружения на i-м уровне напряжения; N_i – усталостный ресурс на i-м уровне напряжения; m – число ступеней нагрузки до разрушения образца или изделия) на основании трех условных (предполагаемых) кривых усталости (рис. 4.2.18), соответствующих вероятностям разрушения *а* – 95 %; *б* – 50 %; *в* – 5 %.

Условные кривые усталости должны охватить зону возможного расположения фактической кривой усталости, которая может быть получена расчетно-экспериментальными методами (см. подразд. 4.2.5). Далее строят график зависимости суммы относительных долговечностей (4.2.69), соответствующий указанным кривым усталости (рис. 4.2.19).

По этому графику определяют искомое значение предела выносливости как значение абсциссы, соответствующей ординате, равной единице, т.е. для $\sum (n_i / N_i) = 1$.

Опыт использования ускоренного метода Локати позволил сформулировать рекомендации по выбору режимов испытания и параметров условных кривых усталости (ГОСТ 19533).

Скорость возрастания амплитуды цикла напряжений принимают равной $\alpha = 2 \cdot 10^{-4}$ МПа/цикл. Длительность испытания на каждом из уровней напряжений выбирают в диапазоне $n = 5 \cdot 10^4 ... 10^5$ циклов. При этом число ступеней нагружения должно быть не менее 8...10. В противном случае следует снизить длительность испытаний n. Приращение амплитуды цикла напряжений $\Delta\sigma$ зависит от принятых значений α и n и должно находиться в интервале от 5 МПа до 0,15 значения ожидаемого предела выносливости σ_{-1}. Уровень начального напряжения σ_0 принимают равным ожидаемому пределу выносливости σ_{-1}.

4.2.7. Значения K и δ_K при различных скоростях возрастания амплитуды цикла напряжений

Материал	$\alpha \cdot 10^4$, МПа/цикл	K	δ_K
Стали, чугуны	0,1	1,08	0,08
	0,5	1,13	0,12
	1,0	1,18	0,14
Алюминиевые и магниевые сплавы, база 10^7 циклов	0,3	1,30	0,05
	0,5	1,33	0,06
	1,0	1,38	0,07
	2,0	1,46	0,10
	4,0	1,63	0,12
	6,0	1,76	0,18

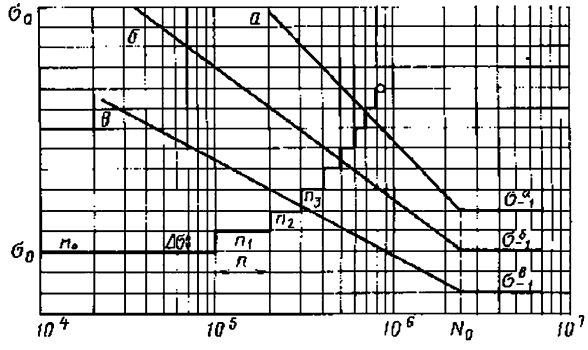


Рис. 4.2.18. Условные кривые усталости для вычисления суммы относительных долговечностей, соответствующие вероятностям разрушения *а* – 95 %; *б* – 50 %; *в* – 5 %:
σ_0 – начальное напряжение; $\Delta\sigma$ – приращение напряжения при ступенчатом увеличении нагрузки;
n_i – число циклов нагружения на i-м уровне напряжения;
N_0 – число циклов нагружения, соответствующее пределу выносливости

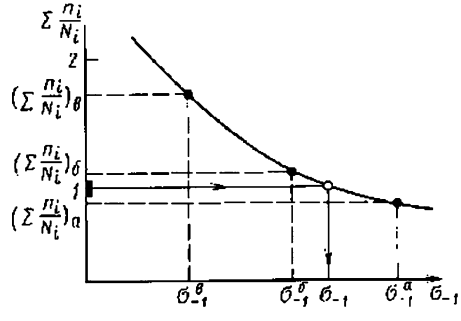


Рис. 4.2.19. Зависимость суммы относительных долговечностей от предполагаемого значения предела выносливости

При построении условных кривых усталости долговечность N_0, соответствующую точке перелома, выбирают в диапазоне $(2...3)\cdot 10^6$ циклов. Как показывает анализ опытных данных, изменение N_0 от 10^6 до $5\cdot 10^6$ циклов не оказывает существенного влияния на результат ускоренного определения предела выносливости. Дисперсионный и регрессионный анализы показали, что абсолютные размеры образцов и степень концентрации напряжений практически не влияют на абсциссу точки перелома кривой усталости для углеродистых сталей.

Тангенс угла наклона левой ветви кривой усталости (рис. 4.2.1) для образцов из углеродистых сталей при переменном изгибе можно определить по корреляционному уравнению через предел прочности стали при статическом напряжении

$$K_б = 7{,}5 + 0{,}098\sigma_в.$$

Для крайних условных кривых усталости характеристику наклона левой ветви устанавливают на основании соотношений

$$K_а = K_б + 30,$$

$$K_в = K_б - 30.$$

При наличии априори надежных данных относительно угла наклона левой ветви кривой усталости принимают $K_а = K_б = K_в$.

Ожидаемое значение предела выносливости $\left(\sigma_{-1}^{б}\right)$ для стальных гладких лабораторных образцов целесообразно определять по корреляционному уравнению (4.2.1), приняв $\sigma_{-1} = \sigma_{-1}^{б}$.

Значения пределов выносливости, соответствующие крайним условным кривым усталости, $\sigma_{-1}^{а}$ и $\sigma_{-1}^{в}$ принимают на 10...15 % выше и ниже ожидаемого предела выносливости $\sigma_{-1}^{б}$.

После определения предела выносливости описанным методом для каждого образца осредняют результаты по формуле

$$\sigma_{-1} = \frac{\sum_{i=1}^{n} \sigma_{-1_i}}{n},$$

где n – число испытанных образцов.

Величина σ_{-1} является оценкой предела выносливости материала. В связи со значительным рассеянием значений σ_{-1_i} испытаниям следует подвергать не менее трех образцов. Увеличение числа образцов (более пяти) не приводит к заметному снижению погрешности в оценке предела выносливости, которая в основном не превышает 8 %. Машинное время сокращается при использовании метода Локати в 10...15 раз в зависимости от объема испытаний. Повысить точность оценки предела выносливости ускоренным методом Локати можно, уточнив предельную сумму накопленных повреждений (4.2.69) для исследуемого материала при ступенчато возрастающем спектре переменных напряжений.

Дисперсия величины σ_{-1}, получаемая по результатам испытаний серии одинаковых образцов методом Локати, не может служить оценкой меры рассеяния предела выносливости, связанного с неоднородностью свойств материала, состояния поверхности и других факторов, в связи с тем, что разброс результатов ускоренных испытаний по методу Локати в значительной мере обусловлен ошибками при выборе формы и параметров условных кривых усталости.

Ускоренный метод оценки дисперсии и построение функции распределения предела выносливости. Статистический анализ результатов массовых испытаний с возрастающей амплитудой цикла напряжений показал, что дисперсия разрушающих амплитуд напряжения не зависит от скорости возрастания амплитуды и уровня начального значения амплитуды цикла напряжений как для сталей, так и для легких конструкционных сплавов. В связи с этим оценку дисперсии разрушающих амплитуд напряжений для каждого материала можно определить, объединив дисперсии для различных скоростей нагружения и начальных уровней амплитуд:

$$s^2_{\sigma_p} = \frac{\sum_{i=1}^{m}(n_i - 1)\left(s^2_{\sigma_p}\right)_i}{\sum_{i=1}^{m} n_i - m},$$

где $\left(s^2_{\sigma_p}\right)_i$ – дисперсия разрушающих амплитуд цикла напряжений при скорости возрастания α_i.

Из уравнения (4.2.66) следует, что дисперсия предела выносливости равна дисперсии разрушающих амплитуд цикла напряжений. Поэтому оценка среднего квадратического отклонения предела выносливости может быть найдена по формуле

$$s_{\sigma_{-1}} = \sqrt{s^2_{\sigma_p}}. \qquad (4.2.70)$$

Для легких сплавов формула (4.2.70) определяет среднее квадратическое отклонение предела выносливости для базы 10^7 циклов. Дисперсия предела выносливости для других баз может быть выражена через дисперсию разрушающих амплитуд напряжений:

$$s^2_{\sigma_{-1}} = s^2_{\sigma_p}\left[0{,}45 + 27(\lg N)^{-2}\right]^2.$$

Методика ускоренной оценки дисперсии предела выносливости дает вполне удовлетворительные результаты как для образцов различных размеров и с разной степенью концентрации напряжений, так и для натурных деталей.

Относительная средняя квадратическая ошибка оценки среднего квадратического отклонения предела выносливости в долях среднего квадратического отклонения предела выносливости определяется из приближенного асимптотического уравнения $\delta = \frac{1}{\sqrt{2(n-1)}}$, которое может быть использовано для определения необходимого объема испытаний: $n = 1 + \frac{1}{2\delta^2}$.

Анализ кривых распределения разрушающих амплитуд цикла напряжений, приведенных в качестве примера на рис. 4.2.20 для сплавов АВ и Мл5 (для других легких сплавов и сталей они имеют аналогичный вид), показал, что для каждого материала и типа образцов при различных скоростях возрастания амплитуды цикла напряжений форма и наклон кривых распределения одинаковы, а различаются лишь медианные значения разрушающих амплитуд. Это позволяет по результатам ускоренных испытаний не только оценивать медиану предела выносливости и его дисперсию, но также проводить оценку квантильных значений предела выносливости и строить эмпирическую функцию его распределения.

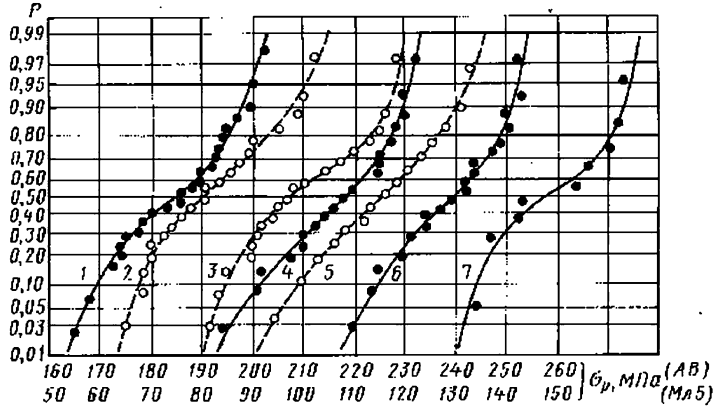


Рис. 4.2.20. Графики эмпирических функций распределения разрушающих напряжений образцов из алюминиевого АВ и магниевого Мл5 сплавов, построенные при различной скорости возрастания амплитуды цикла напряжений α, МПа/цикл:

1 – $\alpha = 0{,}33 \cdot 10^{-4}$; *2* – $\alpha = 0{,}4 \cdot 10^{-4}$; *3* – $\alpha = 0{,}2 \cdot 10^{-4}$; *4* – $\alpha = 2 \cdot 10^{-4}$; *5* – $\alpha = 6 \cdot 10^{-4}$; *6* – $\alpha = 3{,}32 \cdot 10^{-4}$; *7* – $\alpha = 6{,}64 \cdot 10^{-4}$; сплошная линия – сплав АВ; штриховая линия – сплав Мл5

Для этого все результаты ускоренных испытаний для рассматриваемого материала и типа образцов (m выборок) объединяют в одну общую совокупность путем введения случайной величины

$$x_{ij} = \sigma_{p_{ij}} - \sigma_{p_i},$$

где σ_{p_i} – оценка медианы разрушающей амплитуды цикла напряжений при i-й скорости нагружения; $\sigma_{p_{ij}}$ – j-й член вариационного ряда разрушающей амплитуды цикла напряжений при i-й скорости нагружения.

Далее строят общий вариационный ряд из $n = \sum_{i=1}^{m} n_i$ значений x_{ij} и наносят на нормальной вероятностной сетке график эмпирической функции распределения величины x_{ij}.

Квантили предела выносливости $(\sigma_{-1})_P$ для уровня вероятности P определяют по формуле

$$(\sigma_{-1})_P = (\sigma_{-1})_{0,5} + x_P, \qquad (4.2.71)$$

где x_P – оценка квантили величины x_{ij}, определяемая по графику эмпирической функции распределения; $(\sigma_{-1})_{0,5}$ – оценка медианы предела выносливости, определяемая по формуле (4.2.66).

Проведя вычисления по формуле (4.2.71) для нескольких уровней вероятностей P, строят эмпирическую функцию распределения предела выносливости. Расчет значений предела выносливости образцов из алюминиевых сплавов для базы, отличной от 10^7 циклов, выполняют с помощью уравнения (4.2.68).

На рис. 4.2.21 в качестве примера приведены эмпирические кривые распределения пределов ограниченной выносливости сплавов

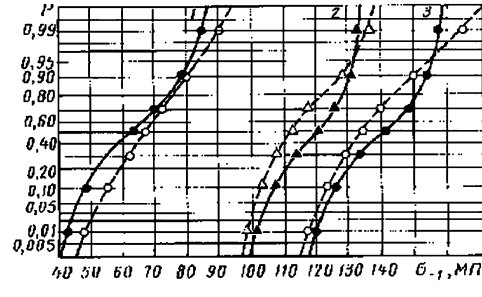


Рис. 4.2.21. Кривые распределения пределов ограниченной выносливости сплавов при ускоренных и обычных испытаниях на усталость:

сплошная линия – ускоренные испытания; штриховая линия – обычные испытания; *1* – сплав Мл5, $N = 10^7$ циклов; *2* – алюминиевый сплав АВ, $N = 10^8$ циклов; *3* – алюминиевый сплав АВ, $N = 10^7$ циклов

АВ и Мл5, построенные по результатам обычных и ускоренных испытаний. Приведенные данные показывают удовлетворительное соответствие характеристик сопротивления усталости, найденных указанными методами. Расхождения в пределах выносливости не превышают 5...8 МПа. Аналогичные результаты справедливы для других марок алюминиевых и магниевых сплавов, а также для углеродистых и легированных сталей.

При использовании метода Про требуется такое же число образцов для оценки медианы предела выносливости, как и при обычных испытаниях. Однако при построении кривой распределения предела выносливости ускоренным методом в связи о возможностью объединения отдельных выборок в единую совокупность для сплавов со стабильными усталостными свойствами число объектов должно составлять лишь 30...40, а для сплавов с повышенной дисперсией усталостных свойств – 40...60. Случайная ошибка оценки квантили предела выносливости для малых уровней вероятностей будет такой же, как и при обычном методе испытаний 100...150 образцов. Таким образом, при построении кривой распределения предела выносливости наряду с 10...50-кратным сокращением машинного времени достигается двух-трехкратная экономия объектов испытаний.

Рассмотренная модификация метода Про позволяет проводить оценку характеристик рассеяния усталостных свойств как по окончательному разрушению, так и по образованию макротрещины усталости определенного размера.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Гребеник В.М., Цапко В.К.** Надежность металлургического оборудования. М.: Металлургия, 1989. 591 с.

2. **Когаев В.П.** Расчеты на прочность при напряжениях, переменных во времени. М.: Машиностроение, 1993. 363 с.

3. **Когаев В.П., Дроздов Ю.Н.** Прочность и износостойкость деталей машин. М: Высшая школа, 1991. 319 с.

4. **Проблемы** прочности, долговечности и надежности продукции машиностроения. Формирование информации о нагруженности в эксплуатации и оценка долговечности деталей машин / Методические указания. М.: МЦНТИ, 1991. 116 с.

5. **Расчеты** и испытания на прочность в машиностроении. Планирование и статистическая обработка результатов статических испытаний и испытаний на усталость. РД 50-705-91 // Методические указания. М.: Комитет стандартизации и метрологии СССР, 1992. 170 с.

6. **Селихов А.Ф., Чижов В.М.** Вероятностные методы в расчетах прочности самолета. М.: Машиностроение, 1987. 232 с.

7. **Степнов М.Н.** Статистические методы обработки результатов механических испытаний: Справочник. М.: Машиностроение, 1985. 231 с.

8. **Степнов М.Н.** Расчетные методы оценки характеристик сопротивления усталости материалов и элементов конструкции. М.: Изд-во МАТИ, 2003. 120 с.

9. **Трощенко В.Т., Сосновский Л.А.** Сопротивление усталости металлов и сплавов (справочник в двух томах). Киев: Наукова думка, 1987. Т. I, 505 с.; Т. II, 1303 с.

Глава 4.3

ВЛИЯНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ ФАКТОРОВ, ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ И УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ

Основные факторы, влияющие на сопротивление усталости следующие: свойства и структура материала; концентрация напряжений; абсолютные размеры поперечного сечения (или масштабный фактор); качество обработки поверхности; эксплуатационные факторы (коррозия, частота переменной нагрузки, температура и т.п.); технологические методы поверхностного упрочнения.

При рассмотрении закономерностей усталостного разрушения материалов следует различать стадии зарождения и развития усталостной трещины.

4.3.1. ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ

Свойства и структура. Характеристики сопротивления усталостному разрушению существенно зависят от особенностей структуры металлов и, в первую очередь, от "структурных надрезов" в виде грубого перлита, мелкого феррита, выделений легирующих элементов, неметаллических включений, микротрещин, которые особенно опасны в тех случаях, когда они находятся на поверхности образца или изделия.

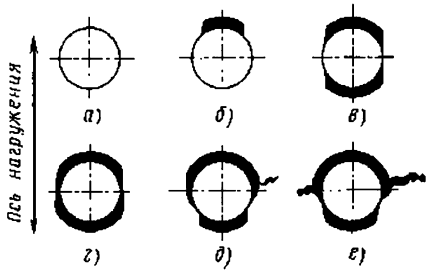


Рис. 4.3.1. Этапы (*а – е*) зарождения усталостной трещины вблизи неметаллического включения

Влияние неметаллических включений на предел выносливости определяется их размерами, формой, ориентацией к действующим напряжениям и прочностью стали. Этапы зарождения усталостной трещины вблизи неметаллического включения показаны на рис. 4.3.1. Первоначально нарушается когезивная связь между включениями и матрицей, затем происходит рост этой области, зарождение точечных дефектов вблизи включения и их объединение в усталостную трещину.

Сопротивление усталости при наличии неметаллических включений существенно снижается с увеличением размеров неметаллических включений. На рис. 4.3.2 по результатам испытаний 280 образцов показано изменение пределов выносливости при изгибе высокопрочной стали 18ХНВА в зависимости от максимального размера неметаллического включения и от расстояния его в изломе от поверхности образца. Из рисунка следует, что начиная с 10 мкм наблюдается заметное снижение предела выносливости, и особенно существенно это снижение для неметаллических включений, находящихся вблизи поверхности.

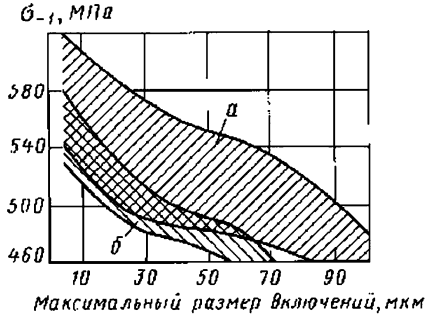


Рис. 4.3.2. Зависимость предела выносливости стали 18ХНВА от максимального размера включений:
а, б – расстояния от поверхности;
а = 0,07...0,3 мм, *б* = 0...0,05 мм

В ряде случаев технология изготовления деталей приводит к анизотропии, т.е. к существенному различию пределов выносливости образцов, вырезанных в поперечном и продольном направлениях заготовок. Предел выносливости легированных сталей в поперечном направлении снижается на 6...43 %.

На предел выносливости оказывает влияние также размер зерна. По результатам большинства исследований с увеличением размера зерна предел выносливости снижается, и в некоторых случаях это снижение наблюдалось при практически неизменных характеристиках механических свойств.

Предварительное пластическое деформирование неоднозначно влияет на характеристики сопротивления усталости различных металлов и сплавов. В ряде исследований отмечается, что в том случае, когда образец для испытаний на усталость изготовляется из предварительно деформированных заготовок, пластическое деформирование повышает предел выносливости углеродистых сталей, причем этот эффект не зависит от характера наклепа (растяжением или сжатием). Большой эффект наклепа при испытаниях углеродистых сталей объясняется повышенной склонностью этих сталей к старению в наклепанном состоянии.

В то же время было показано, что предел выносливости при изгибе образцов из хромоникелевой стали и сталей 45, 12ХН3А, 15ХСНД, 40Х может существенно снижаться (до 25 %) после предварительного пластического деформирования на 1...3 %, если не выполнять последующую механическую обработку поверхности. Наклеп волочением и прокаткой углеродистой и коррозионно-стойкой сталей приводит к повышению пределов выносливости.

В отношении материалов, не склонных к старению после наклепа, в литературе имеются противоречивые данные. Наклеп прокаткой несколько повышает предел выносливости меди, однако при больших степенях обжатия (60 %) наблюдается небольшое снижение предела выносливости.

При анализе результатов, характеризующих зависимость характеристик сопротивления усталости металлов и сплавов от структуры, следует учитывать, что получение результатов, однозначно характеризующих влияние структурных особенностей сплава, весьма затруднительно в связи с тем, что практически

невозможно исключить изменение других свойств, сопутствующих исследуемому свойству.

Состояние поверхности. Качество поверхностного слоя детали может быть охарактеризовано геометрией неровности поверхности, физическим состоянием металла поверхностного слоя и его напряженностью, в первую очередь остаточными напряжениями, возникшими в процессе изготовления образцов и деталей.

Снижение пределов выносливости, связанное с качеством обработки поверхности, оценивают коэффициентом влияния качества обработки поверхности, представляющего собой отношение предела выносливости гладкого образца с шероховатостью поверхности к пределу выносливости гладкого тщательно полированного образца. При отсутствии экспериментальных данных коэффициенты влияния качества обработки поверхности на предел выносливости K_{F_σ} при изгибе и K_{F_τ} при кручении для сталей можно определять по формулам

при $Rz > 1$ мкм

$$K_{F_\sigma} = 1 - 0{,}22 \lg Rz \left(\lg \frac{\sigma_в}{20} - 1 \right), \quad (4.3.1)$$

при $Rz < 1$ мкм

$$K_{F_\sigma} = 1,$$

$$K_{F_\tau} = 0{,}575 K_{F_\sigma} + 0{,}425, \quad (4.3.2)$$

где $\sigma_в$ – предел прочности, МПа; Rz – параметр шероховатости поверхности, мкм.

В табл. 4.3.1 приведены значения коэффициентов K_{F_σ} для алюминиевых деформируемых сплавов.

Упрочнение поверхностного слоя вследствие пластического деформирования (повышение его твердости, предела текучести, предела прочности и т.п.) приводит к гораздо меньшему повышению характеристик сопротивления усталости, чем благодаря остаточным напряжениям, образующимся при таком пластическом деформировании.

Помимо факторов физического состояния поверхности, связанных с процессом резания, следует учитывать факторы, связанные с дефектностью поверхностного слоя, т.е. с наличием в нем химической неоднородности, технологических и эксплуатационных микротрещин, язв коррозии и т.п. Эти дефекты, которые также характеризуют физическое состояние поверхностного слоя, существенно снижают характеристики сопротивления усталости металлов и сплавов.

4.3.1. Значения коэффициента K_{F_σ} для алюминиевых деформируемых сплавов

Окончательная обработка	Параметр шероховатости Rz, мкм	K_{F_σ}
Полирование	0,5...1	1,00
Шлифование	1,5...2	0,96...0,98
Чистовое точение	4...10	0,87...0,94
Точение	10...15	0,84...0,88
Грубое точение	20...30	0,78...0,83
Очень грубое точение	50...100	0,70...0,75

При длительной эксплуатации сплавов в условиях высоких температур физическое состояние поверхностных слоев в значительной степени определяется изменением химического состава этих слоев вследствие диффузии химических элементов и их взаимодействия с внешней средой, приводящим к появлению структурных концентраторов напряжений.

Остаточные напряжения в поверхностном слое оказывают существенное влияние на характеристики сопротивления усталости. Остаточные напряжения растяжения снижают эти характеристики, а остаточные напряжения сжатия повышают их. Этот эффект широко используется на практике.

Кратко рассмотрим влияние механической, термической, химико-термической, химической и других видов обработки на характеристики сопротивления усталости в связи с ролью, в первую очередь, остаточных напряжений.

В результате механического полирования достигаются высокие характеристики сопротивления усталостному разрушению, что обычно объясняется как малыми размерами неровностей, так и остаточными напряжениями сжатия, которые возникают при этом.

В ряде случаев пределы выносливости механически полированных образцов оказываются выше, чем электрохимически полированных, благодаря воздействию остаточных напряжений.

Шлифование, как правило, приводит к снижению характеристик выносливости, особенно при больших глубинах резания, что объясняется возникновением остаточных напряжений растяжения, появлением микротрещин и окислением. Все это является следствием воздействия высоких температур в поверхностном слое материала в процессе резания. Типичные значения остаточных напряжений растяжения, возникающих после шлифования, составляют 150...300 МПа. Иногда эти напряжения достигают весьма больших значений. Возникновение остаточных напряжений растяжения после шлифования приводит к снижению характеристик сопротивления усталости шлифованных образцов по сравнению с полированными образцами на 15...30 %.

Черновая токарная обработка также приводит к снижению пределов выносливости при круговом изгибе по сравнению с полированием. Наиболее существенное снижение наблюдается для высокопрочных сталей.

Поверхностное пластическое деформирование, которое, как правило, осуществляется обкаткой роликом, дробеструйной обработкой или обработкой бойком, приводит к возникновению значительных поверхностных напряжений сжатия и, как следствие, к значительному повышению пределов выносливости образцов и деталей.

Типичная картина остаточных напряжений в поверхностном слое после поверхностного пластического деформирования показана на рис. 4.3.3, *а*. Поверхностное пластическое деформирование широко распространено в практике и используется для повышения характеристик сопротивления усталостному разрушению деталей машин и конструкций, особенно для подавления вредных эффектов, вызываемых механической обработкой поверхности, сваркой, прессовыми соединениями, концентраторами напряжений, коррозией и т.п.

Степень поверхностного упрочнения характеризуется коэффициентом K_V влияния поверхностного упрочнения, равным отношению предела выносливости упрочненных образцов к пределу выносливости неупрочненных образцов:

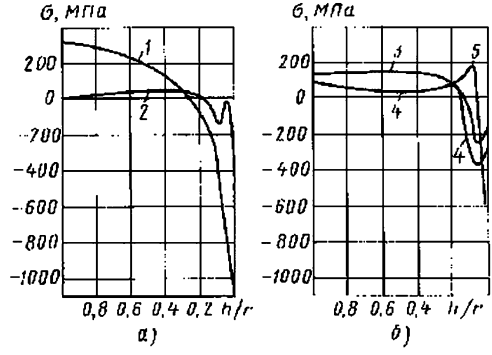


Рис. 4.3.3. Изменение остаточных напряжений поверхности образца в радиальном направлении после поверхностного пластического деформирования (*а*) и химико-термической обработки (*б*):
1 – накатка роликом; *2* – наклеп дробью; *3* – поверхностная закалка; *4* – цементация; *5* – азотирование; *h* – расстояние от поверхности; *r* – радиус образца

$$K_V = \frac{\sigma_R^{упр}}{\sigma_R}, \qquad (4.3.3)$$

где $\sigma_R^{упр}$, σ_R – предел усталости соответственно упрочненного и неупрочненного образцов.

Этот коэффициент используется как для характеристики поверхностного пластического деформирования, так и для других видов поверхностного упрочнения (азотирование, цементирование и т.п.).

В табл. 4.3.2 приведены усредненные значения коэффициентов K_V для поверхностного наклепа.

При поверхностной закалке, в отличие от объемной, нагревается лишь поверхностный слой, который подвергается затем закалке. Поверхностная закалка осуществляется с использованием либо кислородно-ацетиленового пламени или других средств поверхностного нагрева, либо токов высокой частоты (ТВЧ). В обоих случаях на поверхности детали образуется слой повышенной твердости с остаточными напряжениями сжатия, которые могут достигать 500...700 МПа. Значения коэффициентов K для поверхностной закалки ТВЧ приведены в табл. 4.3.3.

4.3.2. Влияние поверхностного наклепа на коэффициент K_V

Способ обработки	Вид образца	K_V для образца диаметром, мм	
		7...20	30...40
Обкатка роликом	Без концентрации напряжений	1,20...1,40	1,10...1,25
	С концентрацией напряжений	1,50...2,20	1,30...1,80
Обдувка дробью	Без концентрации напряжений	1,10...1,30	1,10...1,20
	С концентрацией напряжений	1,40...2,50	1,10...1,50

4.3.3. Влияние поверхностной закалки ТВЧ (изгиб с вращением, глубина закаленного слоя 0,9...1,5 мм) на K_V

Вид образца	K_V для образца диаметром, мм	
	7...20	30...40
Без концентрации напряжений	1,3...1,6	1,2...1,5
С концентрацией напряжений	1,6...2,8	1,5...2,5

В табл. 4.3.4 показаны усредненные коэффициенты влияния поверхностного упрочнения для химико-термической обработки. Повышение характеристик сопротивления усталостному разрушению при химико-термической обработке связано как с упрочнением поверхностных слоев, так, в еще большей степени, и с возникновением в этих слоях остаточных напряжений сжатия. Распределение остаточных напряжений при этих видах обработки показано на рис. 4.3.3, *б*.

Применение химико-термической обработки позволяет существенно повысить характеристики сопротивления усталостному разрушению, особенно при наличии концентрации напряжений, фреттинг-коррозии и язвенной коррозии.

Нанесение гальванических покрытий приводит, как правило, к возникновению в поверхностных слоях остаточных напряжений растяжения, что снижает сопротивление усталости. К отрицательным последствиям гальванических покрытий следует также отнести охрупчивание поверхностных слоев металлов, на которые они наносятся, вследствие наводороживания, что может привести к возникновению микротрещин и снижению характеристик выносливости.

4.3.4. Влияние химико-термической обработки на K_V

Характеристика химико-термической обработки	Вид образца	K_V для образца диаметром, мм	
		8...15	30...40
Азотирование при глубине слоя 0,14...0,4 мм, НВ 730...970	Без концентрации напряжений	1,15...1,25	1,10...1,15
	С концентрацией напряжений	1,90...3,00	1,30...2,00
Цементация при глубине слоя 0,2...0,6 мм	Без концентрации напряжений	1,20...2,10	1,10...1,50
	С концентрацией напряжений	1,50...2,50	1,20...2,10

4.3.2. ВЛИЯНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ ФАКТОРОВ

Размеры образцов. С увеличением размеров образцов предел выносливости металлов и сплавов, как правило, уменьшается.

Степень влияния размеров образцов (эффект масштаба на предел выносливости оценивается коэффициентом K_d влияния абсолютных размеров поперечного сечения образца (масштабным фактором), который равен отношению предела выносливости образца заданного диаметра d к пределу выносливости лабораторных образцов диаметром $d_0 = 7...10$ мм:

$$K_d = \frac{(\sigma_R)_d}{(\sigma_R)_{d_0}}. \qquad (4.3.4)$$

Проявление эффекта масштаба зависит от свойств материала, способа нагружения (растяжение, изгиб, кручение), состояния поверхности, концентрации напряжений и среды, в которой проводятся испытания.

На рис. 4.3.4 в полулогарифмических координатах приведены данные, характеризующие проявление эффекта масштаба для различных материалов для гладких образцов при различных видах нагружения.

Приведенные на рисунке данные свидетельствуют о том, что при испытаниях гладких образцов эффект масштаба существенно проявляется при изгибе и кручении и незначителен при растяжении. Интенсивность снижения пределов выносливости с увеличением диаметра образцов уменьшается.

Материалы, имеющие существенную структурную неоднородность (типа чугунов и литых алюминиевых сплавов) в большей степени реагируют на изменение размеров образцов.

При испытаниях сталей в коррозионных средах наблюдается инверсия масштабного фактора, при которой предел выносливости увеличивается с увеличением диаметра образца. Особенно существенно проявляется эта закономерность при больших базах испытания.

Такая закономерность объясняется повышением роли разупрочнения поверхностных слоев металла в условиях коррозионного воздействия. Как известно, отношение объема поверхностных слоев металла к полному объему образцов увеличивается с уменьшением диаметра образца.

Концентрация напряжений. Под концентрацией напряжений понимают увеличение напряжений в местах резкого изменения формы и размеров детали (отверстия, надрезы, канавки и другие концентраторы напряжений) по сравнению с номинальными напряжениями,

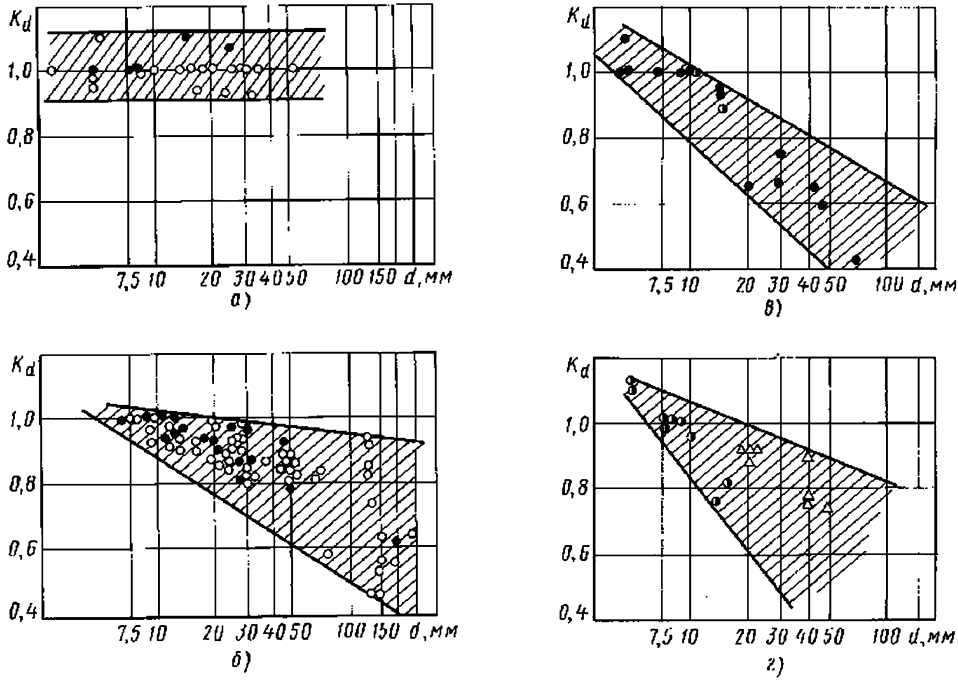


Рис. 4.3.4. Коэффициенты влияния абсолютных размеров для образцов различного диаметра, испытанных при симметричном цикле нагружения:

а – растяжение–сжатие; *б*, *г* – изгиб; *в* – кручение;

○ – углеродистые стали; ● – легированные стали; ◑ – легкие сплавы; △ – чугуны

т.е. напряжениями, вычисленными в предположении отсутствия возмущения напряженного состояния. Такое превышение оценивается теоретическим коэффициентом концентрации напряжений α_σ [см. формулу (4.1.6)].

Степень влияния концентрации напряжений на предел выносливости характеризуется эффективным коэффициентом концентрации напряжений и коэффициентом чувствительности к концентрации напряжений.

Коэффициент q чувствительности к концентрации напряжений зависит от свойств материала, теоретического коэффициента концентрации напряжений, размеров исследуемого образца и уровня напряжений, при которых проводятся испытания.

Чувствительность к концентрации напряжений для различных сплавов увеличивается с увеличением отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_в$ (рис. 4.3.5). Как следует из рисунка, эта тенденция наблюдается как для сталей и жаропрочных сплавов, так и для титановых и алюминиевых сплавов. Наибольшие абсолютные значения чувствительности к концентрации напряжений имеют титановые сплавы, а наименьшие – жаропрочные деформируемые сплавы. Чувствительность к концентрации напряжений падает с увеличением теоретического коэффициента концентрации напряжений для всех классов исследованных материалов и увеличивается с увеличением размеров образцов.

Весьма низкую чувствительность к концентрации напряжений имеют чугуны, а также литые стали и сплавы, которые являются весьма неоднородными материалами. Это объясняется тем, что в этих материалах имеется большое количество дефектов типа включений, микротрещин и т.п., которые настолько существенно снижают предел выносливости, что нанесение на образцы дополнительных концентраторов не оказывает существенного влияния на предел выносливости. Аналогичная картина имеет место при испытании металлов в коррозионных средах, когда влияние концентрации уменьшается с увеличением агрессивности среды.

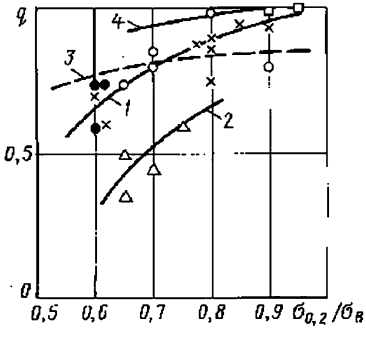


Рис. 4.3.5. Зависимость q от $\sigma_{0,2}/\sigma_в$:
1 – углеродистые стали (•) малолегированные и коррозионно-стойкие хромистые стали (×);
2 – жаропрочные деформируемые сплавы (△);
3 – алюминиевые сплавы (○); *4* – титановые сплавы (□)

Фактическое снижение пределов выносливости из-за концентрации напряжений оценивается эффективным коэффициентом концентрации напряжений K_σ, равным отношению предела выносливости без концентрации напряжений к пределу выносливости образцов с концентрацией напряжений, имеющих тот же диаметр или те же абсолютные размеры поперечного сечения [см. формулу (4.1.7)].

Коэффициенты K_σ, α_σ и q связаны между собой формулой (4.1.8). При $K_\sigma = 1$ и $q = 0$ металл нечувствителен к концентрации напряжений. При $K_\sigma = \alpha_\sigma$ и $q = 1$ металл обладает полной чувствительностью к концентрации напряжений.

4.3.3. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Коэффициент асимметрии. Влияние коэффициента асимметрии цикла нагружения представляют в виде диаграмм предельных напряжений цикла $\sigma_{max} - \sigma_m$ или в виде диаграмм предельных амплитуд цикла $\sigma_a - \sigma_m$.

Экспериментальное построение этих диаграмм может быть осуществлено двумя способами. При первом способе для серии образцов испытания проводят при постоянном среднем напряжении σ_m, но с изменением амплитуды напряжений σ_a. При этом для построения кривой усталости по оси ординат откладывают значения амплитуд напряжений, а по оси абсцисс – число циклов до разрушения. В этом случае под предельной амплитудой напряжений понимают ее наибольшее значение, которое при заданном среднем напряжении не вызывает разрушения до достижения базы

испытания. При втором способе для всех образцов серии постоянным остается коэффициент асимметрии цикла R, а σ_m и σ_a меняются таким образом, что R = const. В этом случае под предельной амплитудой понимают ее наибольшее значение, которое при заданном коэффициенте асимметрии цикла напряжений не вызывает разрушения до базы испытания.

Расчетные методы построения диаграмм предельных амплитуд для сталей, алюминиевых сплавов и чугунов рассмотрены в подразд. 4.2.5.

На рис. 4.3.6 приведены экспериментальные данные, характеризующие влияние средних напряжений растяжения и сжатия на предел выносливости сталей и алюминиевых сплавов. Как видно из рисунка, амплитудные значения пределов выносливости при наличии средних напряжений сжатия существенно возрастают. Учет этого эффекта особенно важен при рассмотрении закономерностей влияния остаточных напряжений в поверхностном слое на характеристики сопротивления усталостному разрушению. В этом случае влияние остаточных напряжений считают аналогичным влиянию средних напряжений цикла.

Напряженное состояние. Влияние напряженного состояния на предел выносливости определяется его неоднородностью и соотношением главных напряжений. Напряженное состояние, при котором значения главных напряжений остаются неизменными по всей рабочей части образца, называется однородным (растяжение, чистый сдвиг).

Напряженное состояние, при котором значения главных напряжений изменяются по высоте или другому измерению образца, называется неоднородным (изгиб, кручение цилиндрических образцов, концентраторы напряжений и т.п.).

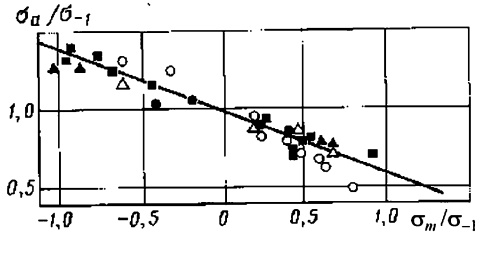


Рис. 4.3.6. Диаграммы $\sigma_a/\sigma_{-1} - \sigma_m/\sigma_{-1}$ для средних напряжений растяжения и сжатия:
• – никельхромомолибденовая сталь;
▲ – пластичная сталь; ○, △ – алюминиевый сплав;
■ – углеродистые стали

Величиной, характеризующей степень неоднородности напряженного состояния, является абсолютный градиент напряжений G или относительный градиент напряжений $\overline{G}$

$$G = \frac{d\sigma}{dx},$$

$$\overline{G} = \frac{1}{\sigma}\frac{d\sigma}{dx}. \qquad (4.3.5)$$

Результаты исследований показывают, что предел выносливости значительно увеличивается при неоднородном состоянии по сравнению с однородным как при линейном (растяжение), так и при плоском (кручение) напряженных состояниях.

Увеличение градиента напряжений приводит к существенному увеличению местных напряжений (в том числе в концентраторе напряжений), соответствующих пределу выносливости.

Для приближенной оценки пределов выносливости при растяжении σ^{p}_{-1} и изгибе σ_{-1} для сталей рекомендуется следующее соотношение $\sigma^{p}_{-1} = 0{,}8...0{,}9\ \sigma_{-1}$. Для различных видов чугунов эти соотношения приведены в табл. 4.2.2.

Экспериментальные данные, характеризующие влияние сложного напряженного состояния на характеристики сопротивления усталостному разрушению, весьма ограничены и были получены при кручении, при комбинации кручения и изгиба и на трубчатых образцах при комбинированном воздействии внутреннего давления и продольной нагрузки (табл. 4.3.5).

На рис. 4.3.7 приведены результаты сравнения пределов выносливости при кручении и изгибе пластичных и литых сталей и чугунов, откуда следует, что результаты испытания пластичной стали хорошо соответствуют теории энергии формоизменения, а результаты испытания литых сталей и чугунов – теории максимальных нормальных напряжений (табл. 4.3.6).

На рис. 4.3.8 приведены предельные кривые усталостного разрушения при кручении с изгибом при симметричном цикле нагружения. На рисунке цифрами обозначены зависимости, соответствующие уравнениям, приведенным в табл. 4.3.6.

4.3.5. Пределы выносливости при кручении и изгибе

Материал	Диапазон τ_{-1}/σ_{-1}	Число результатов	Среднее значение
Кованые стали	0,52...0,69	31	0,60
Деформируемые алюминиевые сплавы	0,43...0,74	13	0,55
Кованая медь, медные сплавы	0,41...0,67	7	0,56
Деформируемые магниевые сплавы	0,49...0,60	2	0,54
Титан	0,37...0,57	3	0,48
Чугун	0,79...1,01	9	0,90
Литой алюминиевый и магниевые сплавы	0,71...0,91	6	0,85

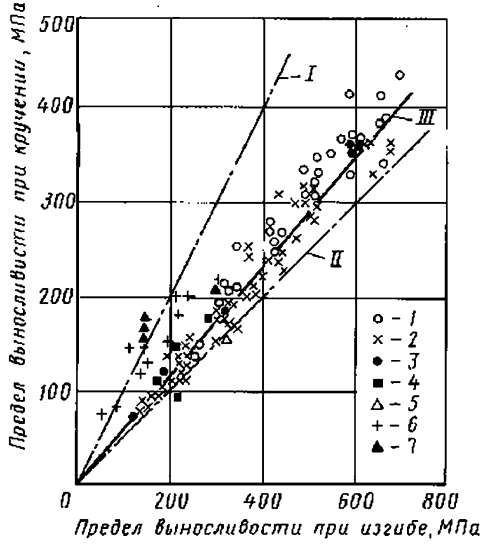


Рис. 4.3.7. Пределы выносливости при изгибе и кручении:
I – по теории максимальных нормальных напряжений; II – по теории максимальных касательных напряжений; III – по теории энергии формоизменения; *1–3* – стали; *4* – алюминиевый сплав; *5* – титановый сплав; *6* – чугун; *7* – литая сталь

Случайное нагружение. Как правило, детали машин и конструкций в процессе эксплуатации подвергаются весьма сложным режимам нагружения, когда последовательность амплитуд и средних напряжений цикла изменяется случайным образом. Такое нагружение называется случайным нагружением. Очевидно, что при случайном нагружении суммарное число циклов до разрушения будет существенно зависеть от характера нагружения, т.е. от максимальных значений, доли этих максимальных значений в суммарном числе циклов нагружения, среднего напряжения цикла, частоты нагружения, последовательности высоких и низких напряжений и других факторов. В связи с этим были разработаны методы испытания выносливости материалов и деталей машин в лабораторных условиях с воспроизведением основных особенностей случайного нагружения (см. подразд. 4.2.7), характерных для тех или иных деталей машин, и создание расчетных методов, позволяющих по результатам испытаний при регулярном нагружении оценивать прочность при случайном нагружении.

При расчетах долговечности и ресурса реальный случайный процесс нагружения схематизируется и представляется в виде спектра или блока нагрузок, имеющего эквивалентное повреждающее значение (см. подразд. 4.2.7).

Для учета влияния режима нагружения на долговечность материалов используют различные гипотезы. Наибольшее распространение получила гипотеза линейного суммирования повреждений (гипотеза Пальмгрена – Майнера), в соответствии с которой условие разрушения при блочном нагружении записывается в виде

$$\sum_{i=1}^{s} \frac{n_i}{N_i} = 1, \qquad (4.3.6)$$

где n_i – число циклов наработки за время эксплуатации при напряжениях σ_{ai}; N_i – число циклов до разрушения при испытаниях при постоянном напряжении σ_{ai}; s – число уровней напряжений.

Однако экспериментальные данные показывают, что сумма относительных долговечностей n_i / N_i часто не равна единице, так как

4.3.6. Условия разрушения при плоском напряженном состоянии

Гипотеза усталостного разрушения	Напряженное состояние	Условие разрушения при плоском напряженном состоянии	№ кривой на рис. 4.3.8
Максимальные касательные напряжения	Плоское и объемное	$\sigma_{-1и} = \sqrt{(\sigma_{ya} - \sigma_{xa})^2 + 4\tau_{xya}^2}$	*2*
Максимальные касательные напряжения (с учетом отношения τ_{-1} / σ_{-1})	Плоское и объемное	$\sigma_{-1и} = \sqrt{(\sigma_{ya} - \sigma_{xa})^2 + \lambda^2\tau_{xya}^2}$	*3*
Квадратичная зависимость напряжений изгиба и кручения: а) для пластичных материалов; б) для хрупких материалов и для концентрации напряжений	Переменный изгиб с переменным кручением	$\left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{-1и}}\right)^2 + \left(\frac{\tau_a}{\tau_{-1}}\right)^2 = 1;$ $\left(\frac{\tau_a}{\tau_{-1}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{-1и}}\right)^2 (\lambda - 1) +$ $+ \frac{\sigma_a}{\sigma_{-1и}}(2 - \lambda) = 1$	*1*
Максимальные касательные напряжения и нормальные в площадке γ (τ_{max})	Плоское напряженное	$\tau_\gamma = \tau_{-1} - \left(\frac{2}{\lambda} - 1\right)\left(\frac{2}{\sigma_{-1}}\right)^{1/2} \sigma_\gamma^{3/2};$ $\tau_\gamma = c_1 - c_2 (\sigma_\gamma)^n$ при $n = 3/2;$ $c_1 = \tau_{-1}, \; c_2 = \left(\frac{2}{\lambda} - 1\right)\left(\frac{2}{\sigma_{-1}}\right)^{1/2}$	*6*
Комбинация интенсивности напряжений σ_i и первого главного σ_{-1} напряжения	Плоское и объемное	$\sigma_{-1и} = \chi\sigma_{ia} + (1 - \chi)\sigma_{1a}$	*4*
Касательные напряжения в октаэдрической площадке	Плоское и объемное состояние	$\sigma_{-1и} = \sqrt{\sigma_{1a}^2 + \sigma_{2a}^2 - \sigma_{1a}\sigma_{2a}}$	*5*

Обозначения: $\sigma_{-1и}$ – предел выносливости при изгибе; τ_{-1} – предел выносливости при кручении; σ_a – амплитуда переменных напряжений изгиба, представленная в нормальных напряжениях; τ_a – амплитуда переменных напряжений изгиба, представленная в касательных напряжениях; σ_i – интенсивность напряжений; σ_{ya} – амплитуда напряжений цикла, действующих по оси *y*; σ_{xa} – амплитуда напряжений, действующих по оси *x*; τ_{xya} – амплитуда касательных напряжений, действующих по плоскости *xy*; τ_γ – амплитуда касательных напряжений, действующих на плоскости γ; χ – параметр соотношения деформаций от изгиба (растяжения) и деформаций от кручения; λ – параметр соотношения сил (изгибающих и крутящих моментов).

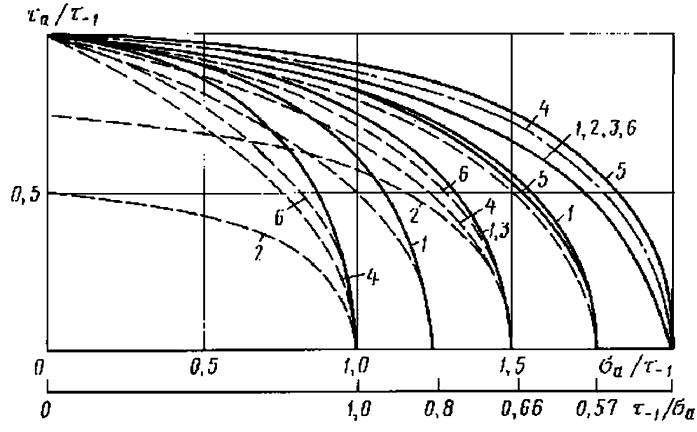


Рис. 4.3.8. Предельные кривые при совместном действии переменного изгиба и кручения

реальные закономерности накопления усталостных повреждений имеют более сложный характер, чем линейное суммирование повреждений.

В связи с этим в ряде работ были предложены другие гипотезы суммирования повреждений. Например, была предложена корректированная линейная гипотеза суммирования усталостных повреждений, согласно которой условие разрушения представляется в виде формулы

$$\sum_{(\sigma_{ai}>\sigma_{-1д})}^{s} \frac{n_i}{N_i} = a_p. \qquad (4.3.7)$$

Здесь

$$a_p = \frac{\sigma_{a\max}\,\xi - 0{,}5\sigma_{-1д}}{\sigma_{a\max} - 0{,}5\sigma_{-1д}}; \qquad (4.3.8)$$

$$\xi = \sum_{\substack{i=1 \\ (\sigma_{ai}>0{,}5\sigma_{-1д})}}^{s_1} \frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{a\max}} \frac{\nu_{iб}}{\nu_б}, \qquad (4.3.9)$$

где $\sigma_{-1д}$ – предел выносливости образца или детали; $\sigma_{a\max}$ – максимальная амплитуда в блоке нагружения; σ_{ai} – i-я амплитуда в блоке нагружения; $\nu_{iб}$ – число циклов повторения амплитуды σ_{ai} в блоке; $\nu_б$ – общее число циклов в блоке нагружения без учета амплитуд $\sigma_{ai} < 0{,}5\sigma_{-1д}$.

Суммирование в формуле (4.3.9) осуществляется для амплитуд $\sigma_{ai} > 0{,}5\sigma_{-1д}$. В формуле (4.3.7) суммирование проводится по всем амплитудам, превышающим предел выносливости.

Наряду с методами расчета долговечности при случайном нагружении путем схематизации режима нагружения, приведения его к блочному нагружению и использования зависимостей (4.3.6) или (4.3.7) используют методы расчета с применением теории случайных функций.

Частота нагружения. Для каждого сплава наблюдаются две характерные частоты нагружения. При частотах ниже первой характерной частоты предел выносливости практически остается неизменным. Для конструкционных сталей и сплавов эта частота составляет 20...500 Гц (рис. 4.3.9).

Вторая характерная частота нагружения соответствует максимальным значениям предела выносливости, для исследованных сталей и сплавов она составляет 1000...3000 Гц.

Результаты исследования частотных зависимостей предела выносливости титановых сплавов при растяжении–сжатии и изгибе при 20 °С, высокой и низкой температурах на базе испытания 10^8 циклов приведены на рис. 4.3.10. В отличие от приведенных выше результатов для некоторых сплавов не было обнаружено пика на частотной зависимости. Штриховыми линиями на этом рисунке показаны зависимости, построенные по двум экспериментальным точкам.

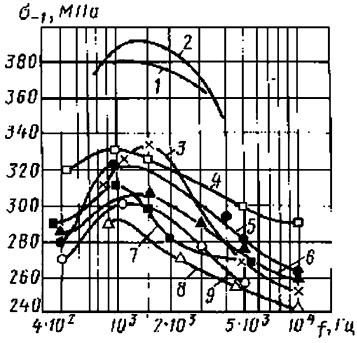


Рис. 4.3.9. Зависимость пределов выносливости теплоустойчивых и жаропрочных сталей и сплавов от частоты нагружения при рабочих температурах:
1 – ВТ-10; *2* – 13Х12Н2В2МФ, 713 К; *3* – ЖС6У, 1173 К; *4* – ХН55ВМТЮ, 1173 К; *5* – ХН62МВКЮ, 1173 К; *6* – ХН70ВМТЮ, 573 К; *7* – ХН55ВМТКЮ, 1023 К; *8* – ХН55ВМТКЮ, 1173 К; *9* – ХН77ТЮР, 1073 К

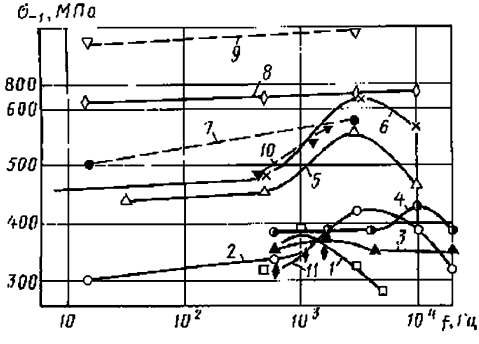


Рис. 4.3.10. Влияние частоты нагружения на величину предела выносливости титановых сплавов:
1 – ВТ9, изгиб, 773 К (□); *2* – ОТ4-1 (○); *3* –ОТ4-1, изгиб, образцы толщиной 4 мм (▲); *4* – ОТ4-1, изгиб, образцы толщиной 2 мм (◑); *5* – ВТ209 (△); *6* – ВТ3-1 (×); *7* – ОТ4-1, 77 К (●); *8* – ВТ22М (◇); *9* – ВТ22М, 77 К (▽); *10* – ОТ4 (▼); *11* – ВТ3-1, 723 К (◆)

Наличие максимума на кривых зависимости предела выносливости от частоты нагружения объясняется или недостаточной эффективностью охлаждения образцов в процессе испытаний и возможным их перегревом вследствие интенсивного саморазогрева (в том числе на микроскопическом уровне) при высоких частотах нагружения, или особенностью структурных превращений при высокочастотном циклическом нагружении. Некоторые последователи для конкретных материалов и условий испытания установили, что в случае исключения саморазогрева во всем исследованном диапазоне частот наблюдается монотонный рост предела выносливости.

Температура. Температура испытания оказывает существенное влияние на предел выносливости и на закономерности усталостного разрушения металлов. Характер этого влияния в области высоких и низких температур существенно различается.

Основные особенности влияния высоких температур на закономерности усталостного разрушения жаропрочных сплавов хорошо видны из результатов исследования никелевого сплава ХН77ТЮР, приведенных на рис. 4.3.11: на рис. 4.3.11, *а* в координатах "$\lg\sigma_a - \lg N$", на рис. 4.3.11, *б* – в координатах "$\lg\sigma_a - \lg t$", где t – время до разрушения.

Из рисунка следует, что с увеличением температуры испытания, начиная с определенного уровня, предел выносливости существенно уменьшается. В области высоких температур наблюдается перелом на кривых усталости, свидетельствующий об изменении механизма разрушения и переходе от внутризеренного разрушения к межзеренному.

С повышением температуры возрастает влияние частоты нагружения: долговечность сплавов (в циклах) при одном и том же напряжении с увеличением частоты увеличивается, что объясняется сокращением времени нахождения материала под нагрузкой при одном и том же числе циклов нагружения.

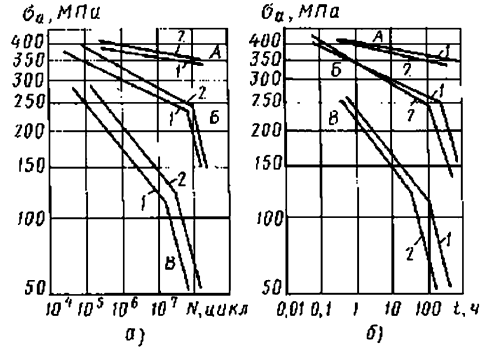


Рис. 4.3.11. Кривые выносливости сплава ХН77ТЮР при высоких температурах и различных частотах нагружения:
1 – 50 Гц; *2* – 200 Гц;
А – 973 К; *Б* – 1073 К; *В* – 1173 К

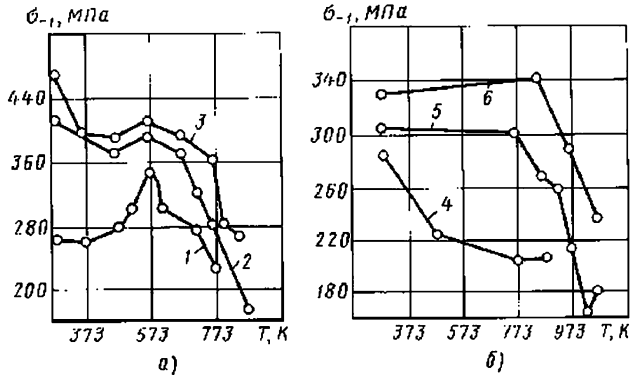


Рис. 4.3.12. Зависимость пределов выносливости углеродистых и теплоустойчивых сталей (*а*) и жаропрочных аустенитных сталей и сплавов (*б*) от температуры испытаний:
1 – сталь углеродистая (0,17 % С); *2* – сталь 40Х; *3* – сталь 25Х2М1Ф; *4* – сталь 12Х8Н9Т; *5* – сталь Х16Н25М6; *6* – сплав ХН77ТЮ

При представлении результатов в координатах "$\lg\sigma_a - \lg t$" кривые усталости, построенные по результатам испытаний при более высоких частотах, смещаются в область более низких напряжений, что свидетельствует о существенном влиянии цикличности нагружения при высоких температурах.

Характер изменения пределов выносливости металлов и сплавов в зависимости от температуры весьма сложен и определяется многими процессами и их взаимодействием, в том числе дисперсионным твердением, поведением атомов внедрения и замещения, химическими взаимодействиями и т.п.

Особенностью процесса усталостного разрушения металлов и сплавов при высоких температурах является тесное взаимодействие этого процесса с процессом ползучести.

На основе результатов исследования большой группы жаропрочных сплавов (ХН55ВМТКЮ-ВД, ХН77ТЮР, ХН62МВКЮ, ХН56ВМКЮ, ВЖЛ12У и ЖС6У) был сделан вывод о существовании двух температурных диапазонов, в которых уровень температуры оказывает принципиально различное влияние на процесс циклической ползучести. До температур, равных половине температуры плавления $T_{пл}$ (для исследованных сплавов около 1073 К), ползучесть не наблюдается и разрушение происходит без видимых следов остаточной деформации – возникает и развивается усталостная трещина.

При более высоких температурах при циклическом напряжении преобладает циклическая ползучесть, которая зависит от соотношения σ_a и σ_m. Чем меньше отношение σ_a / σ_m, тем интенсивнее при равных температурах протекает процесс циклической ползучести и окончательное разрушение является результатом усталости и ползучести. Типичные зависимости пределов выносливости углеродистых и теплоустойчивых сталей и жаропрочных аустенитных сталей от температуры испытания приведены на рис. 4.3.12.

При испытаниях в области низких температур (табл. 4.3.7) установлено, что с понижением температуры предел выносливости увеличивается.

Наиболее существенный рост предела выносливости характерен для углеродистых сталей, причем для надрезанных образцов увеличение предела выносливости менее существенно, чем для гладких образцов.

Основная сложность реализации повышения пределов выносливости с понижением температуры, в первую очередь для материалов и сплавов, охрупчивающихся с понижением температуры, объясняется двумя причинами. Во-первых, в конструкциях, эксплуатирующихся в основном в условиях низких температур, имеют место и режимы с температурой около 20 °С и, во-вторых, снижение температуры приводит к снижению характеристик сопротивления хрупкому разрушению, в связи с чем возрастает отрицательная роль дефектов типа трещин, в том числе усталостных трещин, и переход от усталостного разрушения к хрупкому происходит при весьма малых размерах этих трещин.

4.3.7. Средние значения отношения σ_{-1T}/σ_{-1}* для различных сплавов и низких температур

Материал	Гладкие образцы			Образцы с надрезом	
	233 К	195 К	77 К	233 К	77 К
Углеродистые стали	1,20	1,30	2,57	1,10	1,47
Легированные стали	1,06	1,13	1,61	1,06	1,23
Коррозионно-стойкие стали	1,15	1,21	1,54	–	–
Алюминиевые сплавы	1,14	1,16	1,69	–	1,35
Титановые сплавы	–	1,11	1,40	1,22	1,41

* σ_{-1T} – предел выносливости при указанной температуре; σ_{-1} – предел выносливости при 20 °С.

Коррозионные среды, фреттинг-коррозия оказывают существенное влияние на характеристики сопротивления усталости, подробно эти факторы будут рассмотрены в соответствующих разделах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Голуб В.П.** Циклическая ползучесть жаропрочных никелевых сплавов. Киев: Наукова думка, 1983. 234 с.

2. **Гольдштейн Я.Б., Веселы Л., Лукаш В.** и др. // Сталь. 1964. № 11.

3. **Горицкий В.М., Терентьев В.Ф.** Структура и усталостное разрушение металлов. М.: Металлургия, 1980. 127 с.

4. **Когаев В.П.** Расчеты на прочность при напряжениях, переменных во времени. М.: Машиностроение, 1993. 363с.

5. **Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П.** Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность: Справочник. М.: Машиностроение, 1985. 224 с.

6. **Матохнюк Л.Е.** Влияние частоты нагружения на циклическую прочность титановых сплавов // Прочность материалов и элементов конструкций при звуковых и ультразвуковых частотах нагружения (Доклад II Всесоюзного семинара). Киев: Наукова думка, 1980. С. 48–85.

7. **Похмурский В.И.** Общие аспекты коррозионной усталости металлов и сплавов // Коррозионная усталость металлов. Киев: Наукова думка, 1982. С. 86–101.

8. **Трощенко В.Т.** Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. Киев: Наукова думка, 1981. 343 с.

Глава 4.4

ИЗНОСОУСТАЛОСТНЫЕ ИСПЫТАНИЯ

4.4.1. МЕТОДЫ ИЗНОСОУСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ

Износоусталостные испытания служат для экспериментальной оценки взаимного и совместного влияния процессов трения и механической усталости на работоспособность материалов и моделей силовых систем машин в сложных условиях нагружения.

Силовой называют механическую систему, которая воспринимает и передает рабочую повторно-переменную нагрузку и в которой одновременно реализуется процесс трения в любом его проявлении – при скольжении, качении, проскальзывании, ударе и др. Типичные силовые системы: 1) вал-ступица (зубчатого колеса, маховика и др.) с неподвижной либо ходовой посадкой (прессовые, шпоночные, шлицевые и другие соединения); 2) шейка коленчатого вала-шатуна с подшипником скольжения; 3) система болтовых, заклепочных и резьбовых соединений, передающих циклическую нагрузку; 4) колесо-железнодорожный рельс и др. Как правило, это наиболее ответственные и массовые узлы современных машин и оборудования. И для них характерно *комплексное износоусталостное повреждение* (ИУП), основными видами которого являются *фрикционно-механическая* (ФМУ), *контактно-механическая* (КМУ), *эрозионно-механическая* (ЭМУ), *коррозионно-механическая* (КорМу) усталость и *фреттинг-усталость* (ФУ).

Испытания моделей силовых систем проводят на специальных машинах для износо-

усталостных испытаний. В результате испытаний определяют количественные характеристики сопротивления ИУП. Эти характеристики могут быть использованы в следующих случаях:

при выборе конструкционных материалов для силовых систем и обосновании конструктивно-технологических решений;

при контроле качества материалов;

при расчетах на этапе проектирования силовых систем;

при сертификации силовых систем по критерию ИУП;

при конструировании и создании материалов с заданными физическими и механическими свойствами для обеспечения требуемых характеристик сопротивления ИУП.

Методы комплексных износоусталостных испытаний разработаны на базе ряда изобретений; их формируют путем совмещения методов испытания на механическую усталость и методов испытания на трение и изнашивание.

На рис. 4.4.1 в качестве примера показан принцип такого формирования в том случае, когда базовым методом испытания на усталость принимают изгиб с вращением.

Используя подобный подход, достигают того, что на машинах, предназначенных для комплексных износоусталостных испытаний, можно проводить и обычные испытания либо только на механическую усталость, либо только на трение и изнашивание в определенных условиях.

Испытания на ФМУ (рис. 4.4.2, *а*). Цилиндрический образец *1* одним концом закреплен в шпинделе *2* и вращается с угловой скоростью ω. На другом его конце приложена



Рис. 4.4.1. Структурная схема формирования износоусталостных испытаний

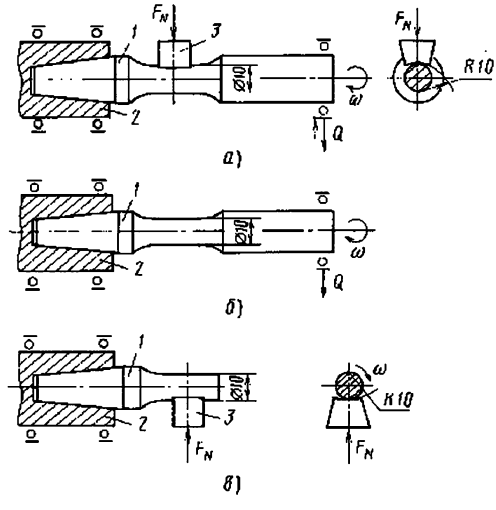


Рис. 4.4.2. Схемы испытаний на фрикционно-механическую усталость (*а*), механическую усталость (*б*) и трение скольжения (*в*)

вертикальная изгибающая нагрузка Q (вверх или вниз). А к его рабочей зоне диаметром $d = 10$ мм прижимается под действием контактной нагрузки F_N закрепленный неподвижно контробразец *3*, например пластина или частичный вкладыш. Таким образом, в рабочей зоне образца одновременно возникают максимальные контактные и изгибные напряжения.

При реализации схемы испытаний согласно рис. 4.4.2, *а* можно проводить:

износоусталостные испытания на ФМУ (рис. 4.4.2, *а*) с варьированием величин F_N, Q и ω;

испытания на механическую усталость при изгибе с вращением (рис. 4.4.2, *б*) с варьированием величин Q и ω. В этом случае контробразец *3* снимают, $F_N = 0$;

испытания на трение и изнашивание при скольжении (рис. 4.4.2, *в*) с варьированием величин F_N и ω. В этом случае изгибающая нагрузка отсутствует ($Q = 0$), а образец *1* с целью экономии материала делают укороченным.

Испытания на КМУ (рис. 4.4.3, *а*). Эта схема отличается от схемы испытаний на ФМУ (см. рис. 4.4.2, *а*) тем, что неподвижно закрепленный контробразец заменен вращающимся роликом *3*. При этом образец, закрепленный в шпинделе *2*, и ролик могут в общем случае вращаться с разными угловыми скоро-

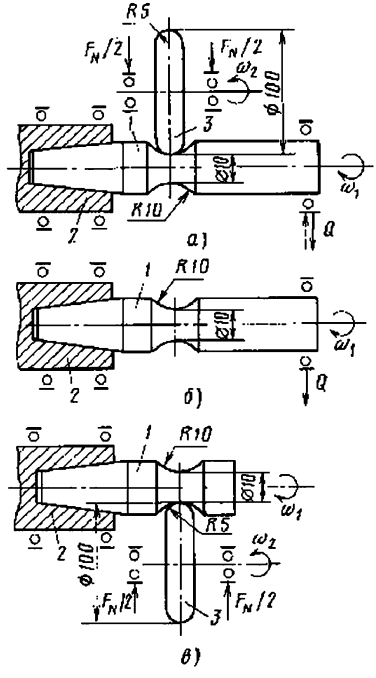


Рис. 4.4.3. Схемы испытаний на контактно-механическую усталость (*а*), механическую усталость (*б*) и трение качения (*в*)

стями ω_1 и ω_2. При реализации схемы испытаний согласно рис. 4.4.3, *а* можно проводить:

износоусталостные испытания на КМУ (рис. 4.4.3, *а*) с варьированием величин F_N, Q, ω_1 и ω_2;

испытания на механическую усталость при изгибе с вращением (рис. 4.4.2, *б*), с варьированием величин Q и ω_1. В этом случае ролик *3* снимают, так что $F_N = 0$ и $\omega_2 = 0$;

испытания на трение качения или трение качения с проскальзыванием (рис. 4.4.3, *в*) с варьированием величин F_N, ω_1 и ω_2. В этом случае изгибающая нагрузка отсутствует ($Q = 0$), а образец *1* с целью экономии материала делают укороченным.

Испытания на ФУ (рис. 4.4.4, *а*). В отличие от схем испытаний на ФМУ (см. рис. 4.4.2, *а*) и КМУ (см. рис. 4.4.3, *а*), в этом случае (см. рис. 4.4.4, *а*) к рабочей зоне вращающегося цилиндрического образца *1*, закрепленного в шпинделе *2* и изгибаемого нагрузкой Q, прижимают диаметрально противоположной контактной нагрузкой F_N два контробразца *3*, называемых мостиками фрсттинга. Мостикам фреттинга можно сообщать окружное (со скоростью v_1) или осевое (со скоростью v_2) колебательное движение малой амплитуды либо воз-

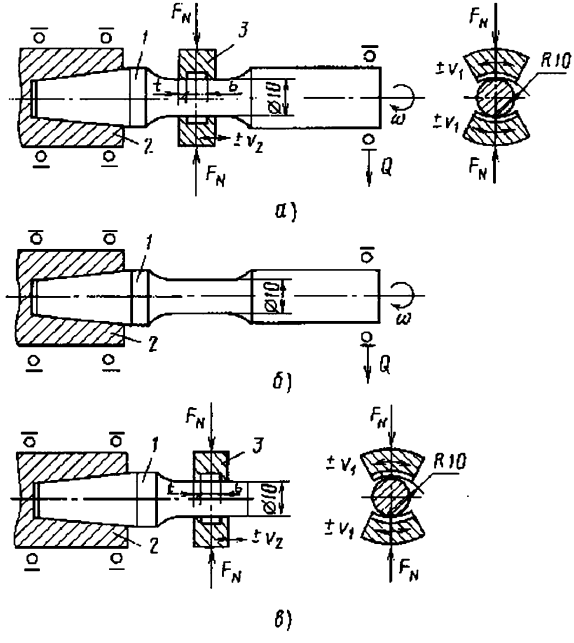


Рис. 4.4.4. Схемы испытаний на фриттинг-усталость (*а*), механическую усталость (*б*) и фреттинг (*в*)

буждать оба движения одновременно. В соответствии с рис. 4.4.4 можно проводить следующие испытания:

износоусталостные на ФУ (см. рис. 4.4.4, *а*) с варьированием величин F_N, Q, ω, v_1 и v_2;

на механическую усталость при изгибе с вращением (см. рис. 4.4.4, *б*), с варьированием величин Q и ω. В этом случае мостики фреттинга не устанавливают, так что $F_N = 0$, $v_1 = v_2 = 0$;

на фреттинг при осевом и/или окружном проскальзывании (см. рис. 4.4.4, *в*) с варьированием величин F_N, v_1 и v_2. В этом случае изгибающая нагрузка отсутствует ($Q = 0$), а образец *1* с целью экономии материала делают укороченным.

Сопротивление ИУП определяют при экспериментальном исследовании либо прямого (влияние условий трения и изнашивания на изменение характеристик сопротивления усталости), либо обратного (влияние циклического нагружения на изменение характеристик трения и изнашивания) эффекта.

Далее описана система характеристик сопротивления ИУП на примере испытаний на КМУ согласно ГОСТ 30754. Системы характеристик сопротивления ИУП при испытаниях на ФМУ и ФУ аналогичны.

На рис. 4.4.5 показана кривая усталости, построенная при изучении прямого эффекта, а на рис. 4.4.6 – обратного эффекта.

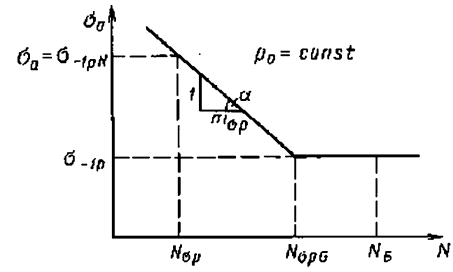


Рис. 4.4.5. Кривая контактно-механической усталости, построенная по параметру максимальных контактных напряжений p_0 = const

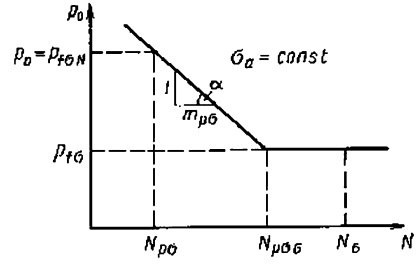


Рис. 4.4.6. Кривая контактно-механической усталости, построенная по параметру амплитуд напряжения цикла σ_a = const:
$m_{p\sigma}$ – показатель наклона левой ветви кривой

Система обозначений основных характеристик приведена в табл. 4.4.1.

4.4.1. Система обозначений основных характеристик свойств

Характеристика	Кривая механической усталости	Кривая контактной усталости	Кривые контактно-механической усталости	
	$N(\sigma_a)$, $R = -1$	$N(p_0)$	$N(\sigma_a$, p_0 = const)	$N(p_0$, σ_a = const)
Предел выносливости, МПа	σ_{-1}	p_f	σ_{-1p}	$p_{f\sigma}$
Предел ограниченной выносливости, МПа	σ_{-1N}	p_{fN}	σ_{-1pN}	$p_{f\sigma N}$
Долговечность, цикл	N_σ	N_p	$N_{\sigma p}$	$N_{p\sigma}$
Абсцисса точки перелома кривой усталости, цикл	$N_{\sigma G}$	N_{pG}	$N_{\sigma pG}$	$N_{p\sigma G}$
Показатель наклона кривой усталости	m_σ	m_p	$m_{\sigma p}$	m_{ps}

ИУП обусловлены тремя группами основных факторов:

F – относящихся к условиям процесса повторно-переменного нагружения:

вид напряженного состояния (однородное, неоднородное, линейное, плоское, объемное);

уровень (значения) напряжений;

характер цикла напряжений (симметричный, отнулевой и т.д.);

частота нагружения и др.;

T – относящихся к условиям трения:

вид процесса трения (скольжение, качение, качение с проскальзыванием, проскальзывание);

уровень контактной нагрузки;

амплитуда проскальзывания (при фреттинге), степень проскальзывания (при трении качения);

скорость трения (при качении, при скольжении), частота (при фреттинге) и др.;

C – относящихся к условиям контактного взаимодействия элементов системы:

материалы, состав и состояние тела и контртела;

конструктивные особенности системы, в частности, характер распределения контактного давления (контактная площадка в виде полоски, круга, эллипса) и др.;

технологические особенности изготовления элементов системы, в частности, строение поверхностей контакта (шероховатость, волнистость и др.);

условия и состав смазки;

окружающая среда;

температура в зоне контакта;

время (число циклов) контактного взаимодействия (нагружения) и др.

Задача исследования характера и закономерностей ИУП с учетом влияния такого большого числа факторов весьма сложна и должна решаться с использованием теории планирования эксперимента. Однако анализ несколько упрощается, если методика испытаний предусматривает изучение двух эффектов – прямого и обратного.

Изучить прямой эффект (B-эффект) экспериментально можно двумя методами:

1) методом комплексных испытаний, который состоит в том, что процессы трения, изнашивания и (механической) усталости реализуются одновременно, в совокупности в течение всего времени испытаний. При этом изучают влияние условий процесса трения на изменение характеристик сопротивления усталости одного из элементов системы (предела выносливости, долговечности и др.);

2) методом последовательных испытаний, состоящим из двух этапов. На первом этапе проводят испытания на трение и изнашивание (факторы T) при заданных условиях контактного взаимодействия элементов узла трения в течение установленного времени (факторы C). На втором этапе один из элементов узла трения подвергают усталостным испытаниям (факторы F), определяя его характеристики сопротивления усталости.

По 2-му методу изучают влияние предварительного повреждения при трении на сопротивление усталости одного из элементов системы. Этот метод может иметь три разновидности в зависимости от условий испытаний на первом этапе:

1) осуществляют испытания на "чистое" трение и изнашивание (только при контактном взаимодействии тела и контртела);

2) выполняют испытания на трение и изнашивание в поле статических напряжений, т.е. один или оба элемента узла трения дополнительно нагружают постоянной по значению нагрузкой в условиях сжатия, растяжения, изгиба, кручения или их комбинаций. К разновидности метода следует отнести и тот случай, когда в поверхностном слое испытуемых элементов имеется соответствующее поле остаточных напряжений;

3) проводят износоусталостные испытания.

Изучить обратный эффект (B-эффект) экспериментально можно тоже двумя методами:

1) методом комплексных испытаний, заключающимся в том, что процессы трения, изнашивания и (механической) усталости реализуются одновременно, в совокупности в течение всего времени испытания. При этом изучают влияние условий повторно-переменного нагружения одного из элементов системы (факторы F) на изменение характеристик трения и изнашивания как узла, так и обоих его элементов (коэффициент трения, интенсивность изнашивания элементов, их долговечность по износу и т.д.);

2) методом последовательных (двухэтапных) испытаний. На первом этапе осуществляют испытания на (механическую) усталость одного из элементов системы в заданных условиях (факторы F) в течение установленного числа циклов нагружения (без усталостного разрушения). На втором этапе проводят испытания узла на трение в заданных условиях кон-

тактного взаимодействия (факторы Т и С), определяя характеристики сопротивления трению и изнашиванию как отдельных элементов, так и узла в целом (интенсивность изнашивания элементов, коэффициент трения и др.). Так изучают влияние предварительного усталостного повреждения одного из элементов системы на износостойкость узла трения. Этот метод имеет две разновидности в зависимости от условий испытания на первом этапе:

1) проводят обычные усталостные испытания одного или обоих элементов (при отсутствии сил трения);

2) осуществляют износоусталостные испытания.

Методы измерений и физико-химические методы исследования повреждений здесь не описаны.

4.4.2. ИСПЫТАТЕЛЬНЫЕ МАШИНЫ. ИЗМЕРЕНИЯ И РЕГИСТРАЦИЯ ОСНОВНЫХ ПАРАМЕТРОВ ИЗНОСОУСТАЛОСТНОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ

По заказам потребителей изготовляются (НПО "ТРИБОФАТИКА", Беларусь) следующие машины для износоусталостных испытаний:

СИ-01 (испытания на ФМУ);

СИ-02 (испытания на КМУ);

полнокомплектная машина СИ-03 (испытания на ФМУ и КМУ).

На всех этих машинах можно также проводить и испытания на ФУ.

Машины серии СИ изготовляют в соответствии с требованиями ГОСТ 30755.

Основные технические характеристики машин СИ-01, СИ-02, СИ-03 приведены в табл. 4.4.2.

4.4.2. Технические характеристики модульных машин серии СИ

Характеристика	СИ-01	СИ-02	СИ-03
	Пара трения		
	Цилиндр–колодка	Цилиндр–ролик	Цилиндр–колодка, цилиндр–ролик
Диаметр рабочей части образца, мм	10	10	10
Размеры контробразца, мм	10×10×11,5	∅100	10×10×11,5, ∅100
Частота вращения образца, $мин^{-1}$	40...4000	3000	600...6000
Частота вращения контробразца, $мин^{-1}$	–	50...500	50...500
Изгибающие нагрузки, Н	70...700	70...700	70...700
Контактные нагрузки, Н	10...500	50...1000	10...2000
Диапазон измерения суммарного износа образца и контробразца, мкм	10...3000	10...3000	10...4000
Диапазон измерения момента трения, Н·м:			
при трении скольжения	0,01...1,2	–	0,01...1,2
при трении качения	–	0,2...20	0,2...20

Машины серии СИ состоят из следующих модулей:

испытательной установки, в которую входят узлы и механизмы, необходимые для закрепления и испытания образцов или моделей силовых систем;

специальных столов;

электрошкафа, встроенного в тумбу стола и содержащего силовую пускорегулирующую аппаратуру, электронные блоки управления приводами образца, контробразца и нагружателей;

блока информационно-управляющей системы (ИУС), включающего в себя первичные датчики частот вращения, нагрузок, температуры, вибрации, линейного износа и других параметров, электронный блок, содержащий усилители и АЦП для преобразования сигналов датчиков и аварийных сигналов и передачи в ПЭВМ, ЦАП для управления приводами вращения образца, контробразца и нагружателей;

ПЭВМ с принадлежностями и программным обеспечением.

Принципиальная схема испытательной установки машины СИ-03 показана на рис. 4.4.7.

Электрошпиндель *1* привода образца вращает вал, в котором закреплен испытуемый образец *19*.

Электродвигатель *13* привода контробразца *2* через гибкий вал *3* вращает вал, на котором закреплен контробразец–ролик. В этом случае на машине реализуется трение качения. Электродвигатель *13* постоянного тока с помощью тиристорного блока управления по команде ИУС позволяет изменять в широком диапазоне и поддерживать с высокой точностью заданную частоту вращения контробразца, обеспечивая заданную скорость проскальзывания пары трения.

Контробразец *2* прижимается к рабочей поверхности образца *19* с помощью электромеханизма *16* через систему рычагов *17*, *7*, *4*, создавая заданную контактную нагрузку.

Вместо вращающегося контробразца на рычаге *4* может быть установлена кассета с неподвижным контробразцом *2'* или динамометрическое кольцо *20* с мостиками фреттинга *2''*. В этом случае в используемой на машине силовой системе (образец–контробразец) реализуется трение скольжения или фреттинг (поз. I на рис. 4.4.7).

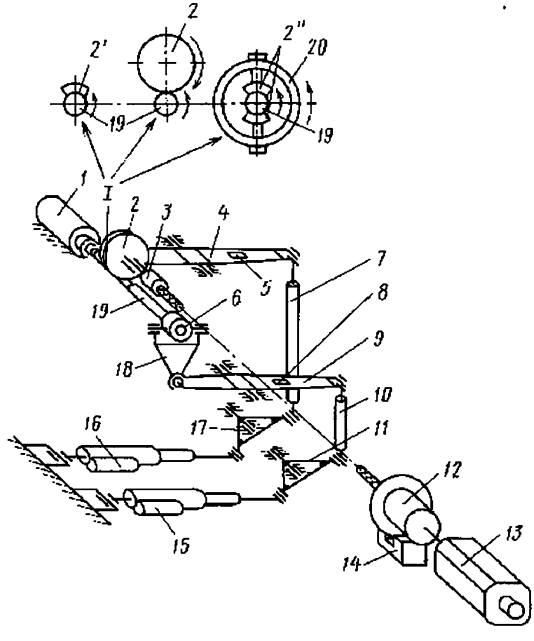


Рис. 4.4.7. Принципиальная схема испытательной установки машины СИ-03

Напряжения изгиба в образце создаются электромеханизмом *15* через систему рычагов *11*, *10*, *9*, *18* и обойму *6* с подшипником, насаженным на хвостовик вращающегося образца.

Расположение площадки трения в зоне растяжения или в зоне сжатия образца обеспечивается изменением направления (соответственно вниз или вверх) изгибающей силы, действующей на образец.

Значения контактной и изгибной нагрузок определяют с помощью тензодатчиков *5* и *8*, наклеенных на нагружающие рычаги *4* и *9*. Частота вращения контробразца измеряется с помощью оптоэлектрического датчика *14*. Линейный износ, т.е. расстояние, на которое сближаются оси пары трения, измеряется с помощью индуктивного датчика, параметры вибрации – виброакселерометром, установленным на рычаге *4* в зоне крепления контробразца (на схеме не показаны). Момент трения измеряется с помощью моментомера *12*, смонтированного на валу электродвигателя *13*.

Отличие машины СИ-01 для испытаний на ФМУ от машины СИ-03 состоит в том, что испытуемый образец приводится во вращение двигателем постоянного тока с бесступенчатым регулированием частоты (диапазон частоты вращения 40...4000 мин$^{-1}$). Привод контробразца на этой машине отсутствует, так как в процессе испытаний реализуется только трение скольжения.

Отличие машины СИ-02 для испытаний на КМУ от машины СИ-03 заключается в том, что испытуемый образец приводится во вращение асинхронным электродвигателем переменного тока с номинальной частотой вращения 3000 мин$^{-1}$. Широкий диапазон скоростей проскальзывания обеспечивается благодаря изменению частоты вращения привода контробразца – ролика. Привод контробразца на этой машине аналогичен приводу контробразца на машине СИ-03.

Для того, чтобы параметры испытательных машин серии СИ соответствовали заданным требованиям, при вводе их в эксплуатацию, а также в процессе эксплуатации с заданной периодичностью (не реже одного раза в год), выполняют тарировку контактной и изгибной нагрузок.

При тарировке вращением тяги механизма контактной нагрузки задают (по шкале образцового динамометра) проверяемое значение величины F_N и сверяют его с показаниями информационно-управляющей системы (ИУС) машины. Затем увеличивают контактную нагрузку до следующего проверяемого уровня, снова сверяя заданные значения с показаниями ИУС машины. Процедуру повторяют, пока не будет достигнуто максимальное проверяемое значение F_N. Далее в обратном порядке, последовательно уменьшая контактную нагрузку до минимального проверяемого значения, выполняют сравнение в тех же реперных точках, что и при увеличении F_N.

Измерения в каждой точке проводят не менее 3 раз как при нагружении, так и при разгрузке. Среднее значение отсчета принимают за градуировочную точку.

Погрешность определяют по формуле

$$\delta = (X_{\text{норм}} - X_m)100 / X_{\text{норм}}, \qquad (4.4.1)$$

где δ – погрешность, %; $X_{\text{норм}}$ – нагрузка, измеренная динамометром, Н; X_m – среднее значение (градуировочная точка) нагрузки, измеренное проверяемой системой, Н.

Погрешность в диапазоне 50...500 Н не должна превышать ±2 %. Если погрешность выше допустимой, выполняют проверку и техническое обслуживание исполнительных механизмов, проводят настройку ИУС машины.

Порядок проведения тарировки изгибной нагрузки при приложении ее вверх и вниз и определение погрешности такие же, как и при тарировке контактной нагрузки. Погрешность во всем диапазоне не должна превышать ±2 %.

ИУС модульных машин СИ-01, СИ-02 и СИ-03 созданы на базе ПЭВМ. ИУС построены по схеме испытательная установка–система управления/измерения – ПЭВМ.

ИУС модульных машин состоит из двух основных частей: управляющей ПЭВМ и блока измерения и управления, связанного с ПЭВМ стандартным кабелем. Необходимые измерительно-преобразовательные устройства выполнены в виде электронных плат и модулей, устанавливаемых непосредственно в блоке измерения и управления.

ИУС имеет четыре канала управления устройствами испытательной машины. Они используются для управления:

частотой вращения образца;

частотой вращения контробразца;

значением контактной нагрузки;

значением изгибающей нагрузки.

Число каналов регистрации аналоговых сигналов – до 16. Эти каналы используются для измерения выходных сигналов:

тензодатчиков измерителя контактной нагрузки;

тензодатчиков измерителя изгибающей нагрузки;

тензодатчиков измерителя момента трения;

датчиков температуры (термопар) типа "хромель-капель";

тензодатчиков измерителя износа;

датчика виброускорения (акселерометра).

Блок измерения и управления включает следующие основные функциональные узлы:

контроллер;

счетчик оборотов образца;

блок формирователей управляющих сигналов;

блок аналого-цифрового преобразования сигналов;

усилитель тензодатчиков;

согласующие усилители;

устройство блокировки;

блок электропитания.

В ИУС предусматриваются следующие режимы работы: планирование испытаний; калибровка измерительных каналов; проведение испытаний; просмотр кинетических экспериментальных данных; обработка результатов испытаний. ИУС машины позволяет производить измерения и регистрацию параметров на протяжении всего времени испытаний. Параметры управления с помощью специальной программы поступают из ПЭВМ в контроллер, где происходит их преобразование в управляющие сигналы для исполнительных устройств и осуществляется контроль за правильностью отработки установленного задания исполнительными устройствами (регуляторы частоты вращения образца и контробразца, приводы нагружателей). Контроллер также передает в ПЭВМ результаты измерений. На экране ПЭВМ графически отображается процесс испытаний.

Программно-математическое обеспечение (ПМО) процесса испытаний представляет собой диалоговую рабочую программу, обеспечивающую:

задание из меню режимов и условий испытаний (алгоритм управления испытаниями);

контроль вывода управляющих воздействий (кинстика управления);

сбор первичной информации от системы датчиков (алгоритм измерения);

вторичную обработку полученных данных в соответствии с вложенными процедурами (алгоритм обработки результатов);

представление конечных результатов (протоколы испытаний, таблицы, графики, кривые предельного состояния и др.).

Принципы управления параметрами испытаний поясним с помощью электромеханической схемы расположения датчиков и приводов машины СИ-03 (рис. 4.4.8).

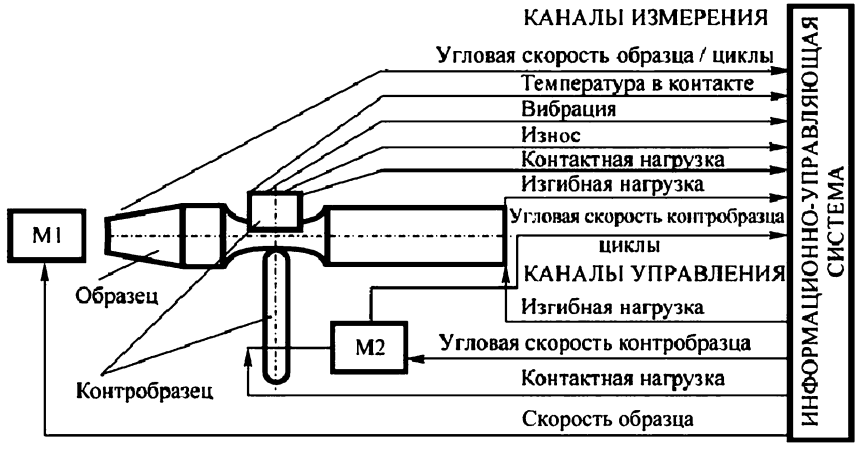


Рис. 4.4.8. Электромеханическая схема расположения датчиков в машине СИ-03:
M1, *M2* – приводы соответственно образца и контробразца

Вращение образцу сообщает электродвигатель, а вращение контробразцу-ролику (при испытаниях на контактную и контактно-механическую усталость) – электродвигатель контробразца. Оба электродвигателя управляются с помощью специальных преобразователей частоты. Оптоэлектронные датчики, установленные на валах двигателей, измеряют частоту вращения образца и контробразца-ролика. Выходные сигналы датчиков представляют собой импульсы с изменяющейся частотой, пропорциональной скорости вращения.

Тензодатчики, установленные на нагружающих пружинах (балках равного сопротивления), передают ИУС информацию о текущих значениях контактной и изгибной нагрузок. Также проводится сбор информации о температуре в зоне контакта образца и контробразца, параметрах вибрации испытуемой силовой системы. Измерение момента трения при скольжении (и ФМУ) и качении (и КМУ), а также износа элементов силовой системы выполняется специально разработанными для этого устройствами, принцип действия которых кратко описан ниже.

Специальный датчик формирует дискретный аварийный сигнал при разрушении образца, и ИУС осуществляет немедленную остановку испытаний.

Измерение и регистрация основных параметров износоусталостного повреждения. В качестве основных параметров износоусталостного повреждения приняты: износ, смещение осей пары трения и момент трения.

Износ – толщина слоя материала, снятого в результате контактного взаимодействия образца и контробразца при трении скольжения и ФМУ. *Смещение осей пары трения* – результат повреждения поверхностей элементов силовой системы при трении качения и КМУ. Смещение осей пары трения обусловлено износом, остаточной деформацией и виброперемещениями. Схемы измерения этих параметров представлены на рис. 4.4.9 и 4.4.10.

Измерение суммарного износа i (рис. 4.4.10, *а*) при испытаниях на трение скольжения и ФМУ и смещения осей δ_c пары трения (рис. 4.4.10, *б*) при испытаниях на трение качения и КМУ в машинах серии СИ осуществляется с помощью индуктивного датчика микроперемещений (см. рис. 4.4.9). Последний состоит из двух частей: неподвижной (катушки электромагнита) и подвижной (якоря электромагнита). Катушка *4* индуктивного датчика закрепляется на специальном держателе, жестко связанном со станиной испытательной установки. Якорь *5* датчика, закрепленный на рычаге *7* механизма контактной нагрузки, может свободно перемещаться вместе с рычагом *7* и контробразцом *3* относительно оси *6*. По мере уменьшения расстояния h (см. рис. 4.4.10) между осями образца *2* и контробразца *3* (см. рис. 4.4.9) [вследствие изнашивания образца и (или) контробразца] якорь *5* перемещается

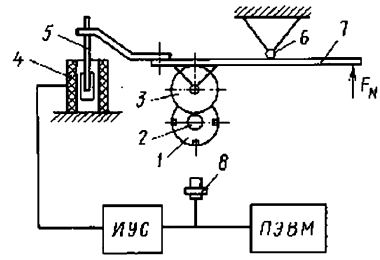


Рис. 4.4.9. Схема измерения суммарного износа (смещения осей) пары трения на модульных машинах серии СИ:
1 – диск с прорезями ("ромашка"); *2* – образец; *3* – контробразец; *4*, *5* – соответственно катушка и якорь индуктивного датчика износа; *6* – ось; *7* – рычаг механизма контактной нагрузки; *8* – оптический датчик измерения числа оборотов и характеристик процесса трения и изнашивания

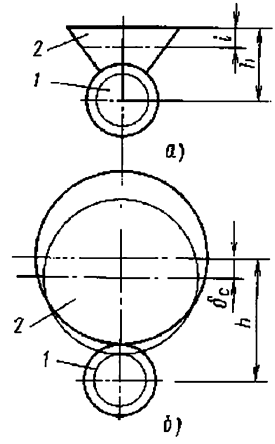


Рис. 4.4.10. Схемы измерения суммарного износа при трении скольжения (*а*) и смещения осей при трении качения (*б*):
1 – образец; *2* – контробразец; сплошные линии – контуры элементов пары трения до испытаний, штриховые – после или в процессе испытаний

внутрь катушки *4*, изменяя при этом индуктивность магнитного поля. Соответствующий электрический сигнал регистрируется ИУС, преобразуется в линейное перемещение и воспроизводится в ПЭВМ (для записи в память и вывода на экран). Диапазон измерения износа (смещения осей) составляет 10...3500 мкм.

Измерение и регистрация износа i (смещения осей δ_c) может проводиться двумя способами: интегральным и дискретным.

Первый способ (интегральный) предусматривает измерение i (либо δ_c) через любые, достаточно малые промежутки времени. При этом каждое измеренное значение i (либо δ_c) соответствует произвольной точке на периметре опасного сечения образца и (или) рабочей поверхности контробразца.

Второй способ (дискретный) предусматривает измерение i (либо δ_c) через заданные промежутки времени, но в определенных (дискретных) восьми точках по периметру поверхности опасного сечения образца. Для реализации этого способа используют дополнительное устройство – диск с восемью прорезями (ромашка) и оптический датчик (см. рис. 4.4.9). Диск *1* жестко закреплен вместе с образцом в шпинделе испытательной установки и вращается вместе с ним. Оптический датчик *8* закреплен на станине установки, ориентирован на диск и реагирует на появление несплошности (прорези) на его поверхности, посылая при этом управляющий сигнал на измерение i (либо δ_c). Таким образом, с помощью этого способа можно следить за кинетикой повреждения каждой из восьми точек по периметру поверхности опасного сечения образца.

На модульной машине СИ-01 применен тензометрический измеритель момента трения для систем трения скольжения и ФМУ (рис. 4.4.11).

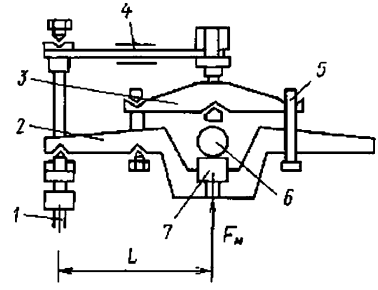


Рис. 4.4.11. Схема измерения момента трения на модульной машине СИ-01:
1 – тарировочное приспособление; *2* – рычаг; *3* – подвес; *4* – тензобалка; *5* – рамка; *6* – образец; *7* – контробразец

Он устанавливается непосредственно в зоне контакта элементов силовой системы, отличается простотой, надежностью и обеспечивает требуемую точность измерения (погрешность до 2 %) во всем измеряемом диапазоне 0,1...1,5 Н·м. В процессе испытаний контробразец *7* прижимается к вращающемуся образцу *6* силой F_N. При этом момент, возникающий от силы трения, стремится повернуть контробразец с рычагом *2* вокруг оси образца. От поворота рычаг *2* удерживается с помощью подвеса *3* упругой тензобалкой *4*, на которой наклеены тензодатчики. Произведение силы, измеряемой тензобалкой *4*, на плечо длиной $L = 61{,}16$ мм соответствует действительному моменту трения. Таким образом, сигнал с тензобалки *4* регистрируется ИУС, передается в ПЭВМ, где и преобразуется в единицы момента трения.

На испытательной машине СИ-02 применяется телеметрический измеритель момента трения для системы трения качения и КМУ (рис. 4.4.12). Он установлен на валу двигателя привода контробразца–ролика, что позволяет

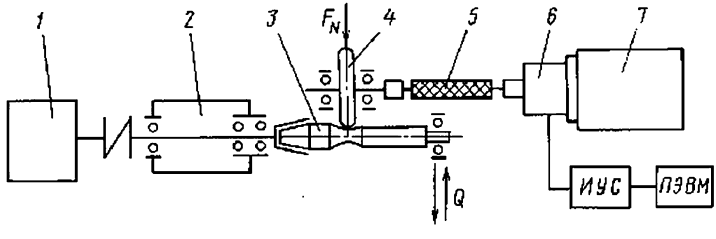


Рис. 4.4.12. Измерение момента трения на модульной машине СИ-02:
1, *7* – привод соответственно образца и контробразца; *2* – шпиндель; *3* – образец; *4* – контробразец; *5* – гибкий вал; *6* – измеритель момента трения

измерять малые моменты, повысить чувствительность и точность измерений. Рабочий диапазон указанного моментомера 0,2...20 Н·м.

Принцип работы измерителя момента основан на регистрации сигналов от тензобалки, установленной в специальной измерительной муфте, состоящей из двух частей. Под действием скручивающих сил в процессе испытаний происходит изгиб тензобалки, угол которого пропорционален моменту трения, измеряемого ИУС и регистрируемого ПЭВМ.

Таким образом, принцип автоматизированного измерения и управления машиной позволяет проводить испытания по выбранным схемам в соответствии с заданными режимами нагружения, с высокой точностью и достоверностью результатов.

Взаимодействие оператора с испытательной машиной осуществляется посредством диалога с ПЭВМ. После запуска управляющей программы в верхней части экрана ПЭВМ появляется строка меню (рис. 4.4.13). Выбрав пункт меню "КОНФИГУРАЦИЯ", можно произвести планирование эксперимента: задать продолжительность испытаний, время записи результатов испытаний в файл, периодичность регистрации параметров испытаний, имя файла данных и другие параметры. В пункте меню "УПРАВЛЕНИЕ" осуществляют задание контактной и изгибающей нагрузок, частоты вращения образца и контробразца, значение коэффициента проскальзывания. На рис. 4.4.13 показан пример задания контактной нагрузки в виде ступеней общей продолжительностью 120 мин. Для контактной и изгибающей нагрузок можно задать любой закон их изменения во времени.

Пункт меню "ИЗМЕРЕНИЕ" служит для контроля за текущими значениями параметров нагружения и повреждения элементов силовой системы. Здесь проводится запуск программы испытаний и на экране ПЭВМ отображаются: схема испытаний, параметры скоростных режимов (скорость образца и контробразца), текущее время испытаний и значение коэффициента проскальзывания ($K_{\text{п}}$) – в правой верхней части экрана; параметры режимов нагружения образца [номограммы заданных контактной (*КН*) и изгибной (*ИН*) нагрузок] – в правой нижней части экрана; графики измеренных параметров испытаний [нагрузки (*КН*, *ИН*), износ (*И*), вибрация и шум (*СШ*), момент трения (*М*)] с указанием текущего среднего значения по каждому из них – в левой части экрана.

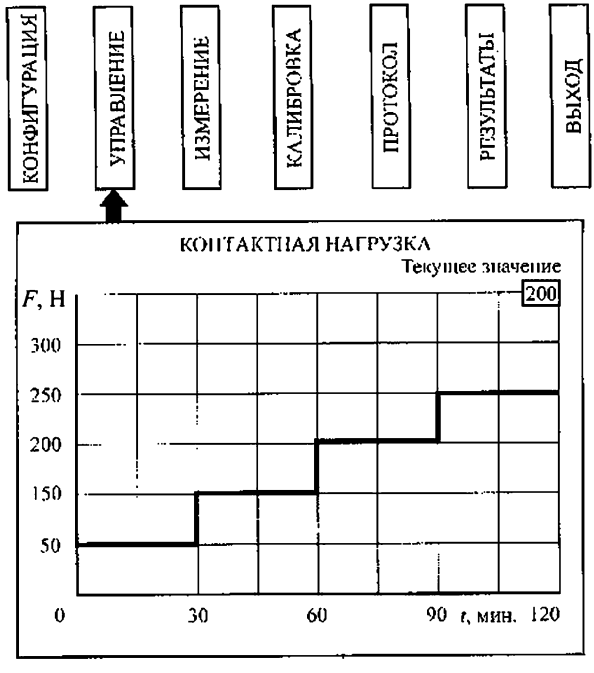


Рис. 4.4.13. Пример задания контактной нагрузки в режиме "управление"

Пункт меню "КАЛИБРОВКА" служит для настройки системы измерения испытательной машины, которую выполняет специалист.

Данные испытаний могут быть оформлены в виде стандартных протоколов. Для этого выбирают пункт меню "ПРОТОКОЛ".

Пункт меню "РЕЗУЛЬТАТЫ" служит для графического представления зарегистрированных за время испытаний контролируемых характеристик (нагрузок, износа, виброускорения, температуры, момента трения и др.).

Таким образом, оператор в процессе испытаний может видеть на экране ПЭВМ как заданные режимы, так и измеренные (регистрируемые) параметры, что в совокупности дает полное представление об эксперименте в целом. По окончании испытаний оператор осуществляет просмотр накопленных данных, проводит их анализ, составляет протокол испытаний.

По специальному заказу машины серии СИ могут быть оснащены следующими устройствами:

камерами для испытаний при повышенных и отрицательных температурах;

камерами для испытаний в различных средах – жидких и газообразных;

устройствами для обеспечения испытаний на эрозионно-механическую усталость;

устройством для испытаний при действии мощного лазерного излучения.

В 2000 г. изготовлен опытный образец скоростной машины СИ-011С с частотой вращения до 18 000 мин$^{-1}$; разрабатывается аналогичная суперскоростная машина с частотой вращения до 50 000 мин$^{-1}$.

Основные достоинства машин серии СИ:

полная автоматизация как процессов испытаний, так и обработки результатов (на базе ПЭВМ);

блочно-модульный принцип компоновки ряда специализированных машин настольного исполнения;

уникальные возможности изучения процессов износоусталостного повреждения;

высокая точность испытаний;

возможность проведения многих видов испытаний на одной машине, что определяет их высокую экономичность;

возможность реализации различных методов испытаний на базе единого стандартного образца (диаметр 10 мм), что обеспечивает сравнимость получаемых результатов.

4.4.3. ИЗНОСОУСТАЛОСТНЫЕ ИСПЫТАНИЯ СЛОЖНЫХ СИСТЕМ

Методы износоусталостных испытаний, рассмотренные выше, применяли к простейшим силовым системам, в которых реализуется сочетание двух повреждающих явлений: механической усталости и трения с изнашиванием (либо при скольжении, либо при качении, либо при фреттинге). При этом испытаниям подвергали отдельные узлы (пары трения) или их модели. Однако в реальных машинах подобные узлы, как правило, взаимосвязаны и могут взаимодействовать между собой. Следовательно, чтобы приблизить условия испытаний к реальным, нужны методы износоусталостных испытаний сложных систем. Ввиду большой трудоемкости таких испытаний (а порой и уникальности) необходимо, чтобы испытания были ускоренными (форсированными).

Простейшая принципиальная схема ускоренных износоусталостных испытаний сложной системы показана на рис. 4.4.14, *а*. Система состоит из узлов *1 – 3*, соединенных между собой посредством шарниров *Н*. Узел *1* содержит пару трения качения *А* (контактные нагрузки $q_к$, скорость скольжения ω), узел *3* – пару трения скольжения *С* (контактная нагрузка $q_с$, скорость скольжения v), а узел *2* – соединение с натягом *В* (контактные нагрузки $q_н$). Узлы *1 – 3* обнаруживают собственные частоты колебаний соответственно ν_1, ν_2, ν_3. К системе прикладывают повторно-переменную нагрузку *Q*, которая вызывает колебания каждого из узлов с амплитудами A_1, A_2, A_3. Узлы *1 – 3* работают, следовательно, в условиях сочетания механической усталости с процессами трения качения, трения скольжения и фреттинга.

Метод испытания состоит в том, что в одном периоде нагружения *Т* (рис. 4.4.14, *б*) частота приложения нагрузки *Q* плавно (или ступенчато) изменяется в интервале ν_0 до $\nu_к$, в который входят все три резонансные частоты ν_1, ν_2, ν_3 каждого из узлов сложной системы, а также частота ν_4 собственных колебаний всей системы. Эти испытания можно назвать полнокомплектными не только потому, что реализуется полный спектр ("комплект") резонансных колебаний, но и потому, что испытываются взаимодействующие узлы в составе системы.

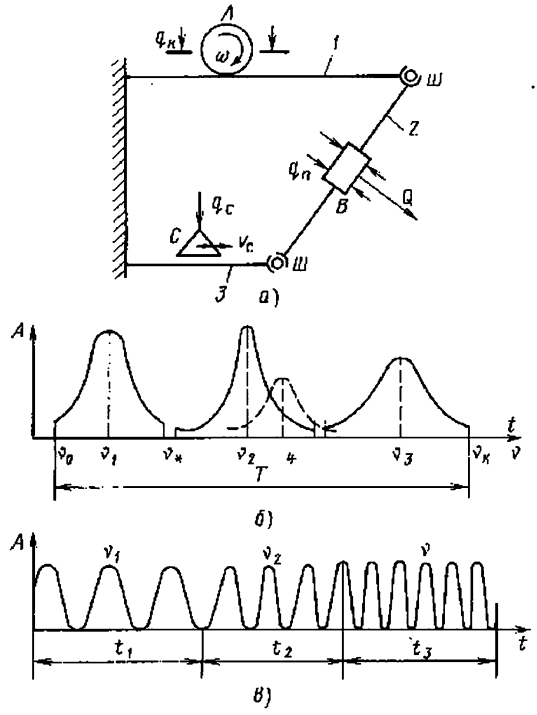


Рис. 4.4.14. Метод износоусталостных испытаний сложной системы:
а – принципиальная схема; *б* – полнокомплектные испытания; *в* – испытания с постоянной амплитудой колебания; *А* – пара трения качения; *В* – соединение с натягом; *С* – пара трения скольжения; *1 – 3* – испытуемые узлы; *Ш* – шарнир; $q_к$ – контактная нагрузка; *Q* – повторно-переменная нагрузка; *Т* – период нагружения; ω – угловая скорость; ν – частота нагружения; v_c – скорость скольжения

В частных случаях могут быть осуществлены и другие режимы (программы) испытания (нагружения), например испытание с постоянной амплитудой $A_1 = A_2 = A_3 = \text{const}$ в течение интервалов времени $t_1 - t_3$ при последовательном изменении частот колебаний (рис. 4.4.14, *в*). Возможны испытания при возбуждении широкополосного спектра колебаний, воспроизведении характерного эксплуатационного спектра нагрузок и т.д.

Если требуется оценка долговечности только одного из узлов сложной системы, например узла *1*, изменение частоты осуществляют в узкой области от ν_0 до ν_* (см. рис. 4.4.14, *б*) при сохранении связей этого узла со всеми другими узлами системы. В таком случае испытания называются селективными.

Принципы, положенные в основу описанного выше метода, могут быть применены и к испытаниям разрабатываемых машин, для основных узлов которых характерны эксплуатационные износоусталостные повреждения. Так, при создании кормоуборочного комплекса "Полесье" разработчик – ГСКБ ПО "ГОМСЕЛЬМАШ" сделал попытку испытать все жизненно важные узлы и системы машины в полномасштабном и полнокомплектном вариантах.

Уже на самых первых этапах создания новой машины бывает ясно, какие узлы должны обязательно и тщательно испытываться на специальных стендах. Применительно к сельскохозяйственным машинам это, как правило, все виды коробок передач, элементы гидросистемы и моторная установка. В отношении других узлов такой ясности зачастую нет, и перечень объектов для стендовых испытаний появляется лишь после первых полевых исследований. Полномасштабные и полнокомпонентные испытания, проводимые не сезонно, а круглогодично, позволяют выявить такие узлы на более ранних стадиях и, следовательно, начать их доработку еще до полевых испытаний. Но глав-

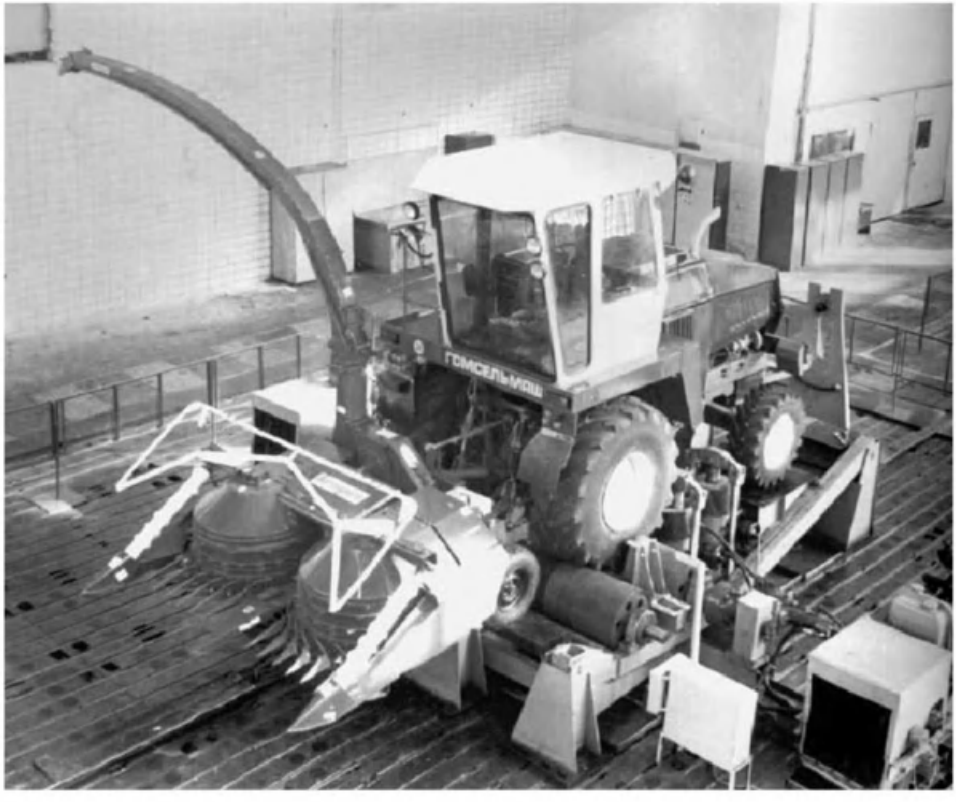


Рис. 4.4.15. Стендовые испытания кормоуборочного комплекса "Полесье-250"

ное состоит в том, что правильно продуманные полномасштабные и полнокомплектные испытания позволяют испытать каждый узел и агрегат, входящие в состав комплекса.

Полнокомплектные и полномасштабные испытания кормоуборочного комплекса "Полесье" проводились на уникальном стенде (рис. 4.4.15), введенном в эксплуатацию в ГСКБ.

Технические характеристики стенда для испытания полнокомплектных самоходных кормоуборочных машин и информационно-управляющего комплекса приведены ниже:

Технические характеристики стенда

Масса испытываемой машины, т	До 15
База испытываемой машины, мм	Не менее 2500
Колея испытываемой машины, мм	1500
Частота колебаний гидропульсаторов, Гц	0...100
Максимальная амплитуда перемещения колес в вертикальной плоскости относительно среднего положения, мм	50
Суммарная мощность гидронагружателей ведущих колес, кВт	60
Тормозная мощность электронагружателя вала отбора мощности, кВт	180
Число каналов управления объектом испытаний	32
Число принимаемых дискретных сигналов от объекта испытаний	32
Число точек тензометрирования на объекте испытаний	До 1000

Технические характеристики информационно-управляющего комплекса

Число сигналов управления объектом испытаний:	
дискретных	32
аналоговых	16
Число дискретных информационных каналов	32
Число аналоговых информационных каналов	До 1000
Базовая ЭВМ комплекса	СМ 1420
Операционная система	ОС РВ 3,0
Число видеотерминалов СМ 7209	4

Конструкция стенда и используемых при испытании датчиков защищены несколькими авторскими свидетельствами. Стенд предназначен для проведения доводочных испытаний проектируемых самоходных кормоуборочных машин, а также для ускоренных испытаний на надежность, в том числе по критериям сопротивления усталости и износостойкости.

Хотя роль полнокомплектных и полномасштабных испытаний при создании и доводке машины велика, они не могут заменить другие виды испытаний. Кроме того, весьма велики затраты на их проведение.

При выходе из строя любого узла, агрегата или детали машины испытания приостанавливаются для выяснения причин поломки, принятия решения и восстановления работоспособности, поэтому коэффициент использования подобного стенда невысок.

В связи с этим комплекс рациональных способов износоусталостных испытаний должен включать: испытания материалов; узлов или их моделей; натурных агрегатов; машины в целом. Ни один из этих видов испытаний сам по себе не может быть признан вполне достаточным для обеспечения требуемого ресурса разрабатываемой машины. Однако для решения поставленной задачи не является обязательным и "полный набор" подобных стендов. В каждом конкретном случае состав стендов должен определяться выбором только необходимых и достаточных методов испытания.

4.4.4. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ ИЗНОСОУСТАЛОСТНОМУ ПОВРЕЖДЕНИЮ

На рис. 4.4.16 в качестве примера приведены результаты испытаний в виде кривых механической усталости $N(\sigma_a)$ (рис. 4.4.16, *а*), контактной усталости (при трении качения) $N(p_0)$ (рис. 4.4.16, *б*) и контактно-механической усталости $N(\sigma_a, p_0 = \text{const})$ (рис. 4.4.16, *в*, *г*). Всюду установлены пределы выносливости $(\sigma_{-1}, p_f, \sigma_{-1p}, p_{f\sigma})$, параметры наклона левой ветви кривых усталости (m_σ, m_p, $m_{\sigma p}$, $m_{p\sigma}$), а также абсциссы точек перелома кривых усталости $(N_{\sigma G}, N_{pG}, N_{\sigma pG}, N_{p\sigma G})$. Их значения даны в табл. 4.4.3. Пределы выносливости при механической (σ_{-1}) и контактной (p_f) усталости являются однозначными и единственными характеристиками соответствующих объектов испытания в отличие от пределов выносливости при контактно-механической усталости $(\sigma_{-1p}, p_{f\sigma})$. Подобных кривых усталости можно построить сколь угодно много – столько, сколько значений параметров $p_0 = \text{const}$ или $\sigma_a = \text{const}$ задают при износоусталостных испытаниях, когда изучают закономерности прямого и обратного эффектов.

Характеристики сопротивления контактно-механической усталости силовой системы "сталь 45 – сталь 25ХГТ" приведены в табл. 4.4.4 – 4.4.6.

Характеристики сопротивления фрикционно-механической усталости силовой системы "сталь 45 – самосмазывающийся полимер Ф-30" приведены в табл. 4.4.7.

Характеристики сопротивления фрикционно-механической усталости силовой системы "сталь 40Х – диуретан ВКV-30Н" приведены в табл. 4.4.8.

Характеристики сопротивления фрикционно-механической усталости силовой системы "сталь 40Х – сополимер формальдегида СФД" приведены в табл. 4.4.9.

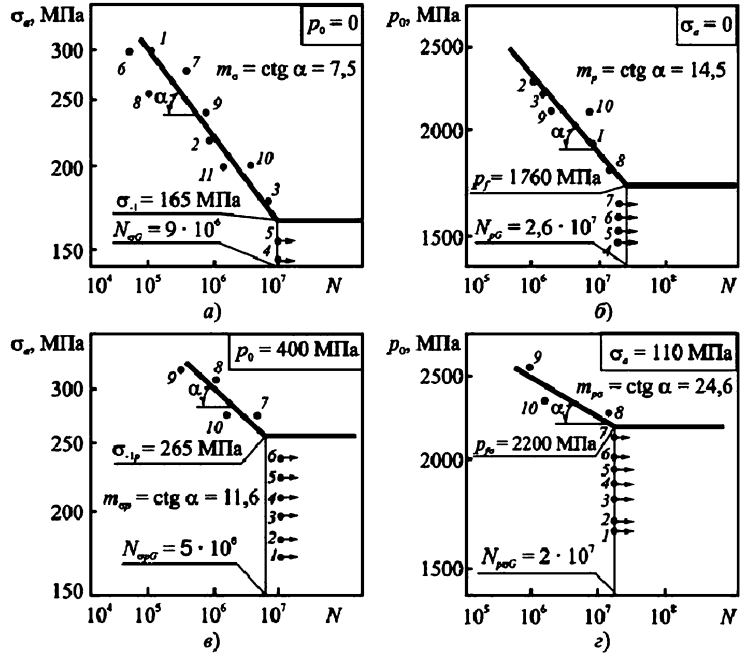


Рис. 4.4.16. Кривая механической усталости образцов из стали 45 (*а*); кривая контактной усталости пары трения "сталь 45–сталь 25ХГТ" (*б*); кривые контактно-механической усталости силовой системы "сталь 45–сталь 25ХГТ" (*в*, *г*) при изучении прямого (*в*) и обратного (*г*) эффектов

4.4.3. Характеристики кривых усталости при различных условиях износоусталостных испытаний

Характеристики свойств	Кривая механической усталости $N(\sigma_a)$		Кривая контактной усталости $N(p_0)$		Кривые контактно-механической усталости			
					$N(\sigma_a, p_0 = \text{const})$		$N(p_0, \sigma_a = \text{const})$	
	Обозначение	Экспериментальное значение	Обозначение	Экспериментальное значение	Обозначение	Экспериментальное значение	Обозначение	Экспериментальное значение
Предел выносливости, МПа	σ_{-1}	165	p_f	1760	σ_{-1p}	256	$p_{f\sigma}$	2200
Абсцисса точки перелома кривой усталости, цикл	$N_{\sigma G}$	$9 \cdot 10^6$	N_{pG}	$2{,}6 \cdot 10^7$	$N_{\sigma pG}$	$5 \cdot 10^6$	$N_{p\sigma G}$	$2 \cdot 10^7$
Показатель наклона кривой усталости	m_σ	7,5	m_p	14,5	$m_{\sigma p}$	11,6	$m_{p\sigma}$	24,4

4.4.4. Параметры распределения величины σ_{-1p}

Параметр	Обозначение	Значение
Число членов вариационного ряда	n	100
Среднее значение, МПа	σ_{-1p}	268
Среднеквадратическое отклонение, МПа	$S_{\sigma_{-1p}}$	25
Минимальное значение, МПа	$\min \sigma_{-1p}$	193
Максимальное значение, МПа	$\max \sigma_{-1p}$	343
Нормативное значение, МПа	σ^{*}_{-1p}	200
Размах, МПа	$R_{\sigma_{-1p}}$	150
Коэффициент вариации, %	$\nu_{\sigma_{-1p}}$	9,33

4.4.5. Параметры распределения величины p_f

Параметр	Обозначение	Значение
Число членов вариационного ряда	n	100
Среднее значение, МПа	$\overline{p}_f$	1760
Среднеквадратическое отклонение, МПа	S_{p_f}	150
Минимальное значение, МПа	$\min p_f$	1310
Максимальное значение, МПа	$\max p_{f_p}$	2210
Нормативное значение, МПа	p^{*}_f	1350
Размах, МПа	R_{p_f}	900
Коэффициент вариации, %	ν_{p_f}	8,53

4.4.6. Параметры распределения величины p_f

Параметр	Обозначение	Значение
Число членов вариационного ряда	n	100
Среднее значение, МПа	$\overline{p}_{f\sigma}$	2200
Среднеквадратическое отклонение, МПа	$S_{p_{f\sigma}}$	210
Минимальное значение, МПа	$\min p_{fc}$	1570
Максимальное значение, МПа	$\max p_{fc}$	2830
Нормативное значение, МПа	p^{*}_{fc}	1900
Размах, МПа	$R_{p_{f\sigma}}$	1260
Коэффициент вариации, %	$\nu_{p_{f\sigma}}$	9,55

4.4.7. Параметры распределения величины I_τ

Параметр	Обозначение	Значение
Число членов вариационного ряда	n	100
Среднее значение, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	$\bar{I}_\tau$	$1{,}6 \cdot 10^{-9}$
Среднеквадратическое отклонение, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	S_{I_τ}	$0{,}2 \cdot 10^{-9}$
Минимальное значение, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	$\min I_\tau$	$1{,}0 \cdot 10^{-9}$
Максимальное значение, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	$\max I_\tau$	$2{,}2 \cdot 10^{-9}$
Нормативное значение, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	I_τ^*	$1{,}1 \cdot 10^{-9}$
Размах, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	R_{I_τ}	$1{,}2 \cdot 10^{-9}$
Коэффициент вариации, %	ν_{I_τ}	12,5

4.4.8. Параметры распределения величины $I_{\sigma\tau}$

Параметр	Обозначение	Значение
Число членов вариационного ряда	n	100
Среднее значение, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	$\bar{I}_{\sigma\tau}$	$8{,}91 \cdot 10^{-11}$
Среднеквадратическое отклонение, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	$S_{I_{\sigma\tau}}$	$0{,}9 \cdot 10^{-11}$
Минимальное значение, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	$\min I_{\sigma\tau}$	$6{,}21 \cdot 10^{-11}$
Максимальное значение, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	$\max I_{\sigma\tau}$	$11{,}61 \cdot 10^{-11}$
Нормативное значение, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	$I_{\sigma\tau}^*$	$7 \cdot 10^{-11}$
Размах, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	$R_{I_{\sigma\tau}}$	$5{,}4 \cdot 10^{-11}$
Коэффициент вариации, %	$\nu_{I_{\sigma\tau}}$	10,11

4.4.9. Параметры распределения случайной величины $I_{\sigma\tau}$

Параметр	Обозначение	Значение
Число членов вариационного ряда	n	100
Среднее значение, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	$\bar{I}_{\sigma\tau}$	$1{,}15 \cdot 10^{-12}$
Среднеквадратическое отклонение, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	$S_{I_{\sigma\tau}}$	$0{,}2 \cdot 10^{-12}$
Минимальное значение, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	$\min I_{\sigma\tau}$	$0{,}55 \cdot 10^{-12}$
Максимальное значение, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	$\max I_{\sigma\tau}$	$1{,}75 \cdot 10^{-12}$
Нормативное значение, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	$I^*_{\sigma\tau}$	$0{,}6 \cdot 10^{-12}$
Размах, $\frac{м^3}{м \cdot цикл}$	$R_{I_{\sigma\tau}}$	$1{,}2 \cdot 10^{-12}$
Коэффициент вариации, %	$\nu_{I_{\sigma\tau}}$	17,4

4.4.5. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ИЗНОСОУСТАЛОСТНОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ

Рассмотрим основные закономерности прямого и обратного эффектов при контактно-механической усталости на примере построения диаграммы предельных состояний, построенной для силовой системы углеродистая сталь 45 (образец) / легированная сталь 25ХГТ (ролик) (рис. 4.4.17).

Диаграмма $ABCD$ построена в координатах "давление p_0 в центре контактной площадки (ось абсцисс) – амплитуда σ_a напряжений при изгибе (ось ординат)".

Точка A – это предел выносливости σ_{-1} образцов стали 45, его определили путем обычных испытаний на механическую усталость. Критерий предельного состояния – разделение образца на две части в результате развития в его опасном сечении магистральной усталостной трещины. Ось ординат σ_a – это прочностная шкала.

Точка D – это критическое давление p_f при трении качения без проскальзывания, его определили путем обычных испытаний на трение. Критерий предельного состояния – образование на дорожке катания ямок выкрашивания критической плотности. Ось абсцисс p_0 – это трибологическая шкала.

На участке AB предельное состояние достигается преимущественным развитием магистральной усталостной трещины, а процессы образования ямок выкрашивания оказываются сопутствующими. Здесь реализуется прямой эффект, который удовлетворительно описывает уравнение

$$\sigma_{-1p} = \sigma_{-1}\left[1 - \frac{p_0}{p_f}\left(1 - \frac{p_0}{p_f}\right)\ln(1-\mu_p)\right], \quad (4.4.2)$$

где μ_p – параметр контактного упрочнения; в условиях испытаний $\mu_p = 0{,}9$.

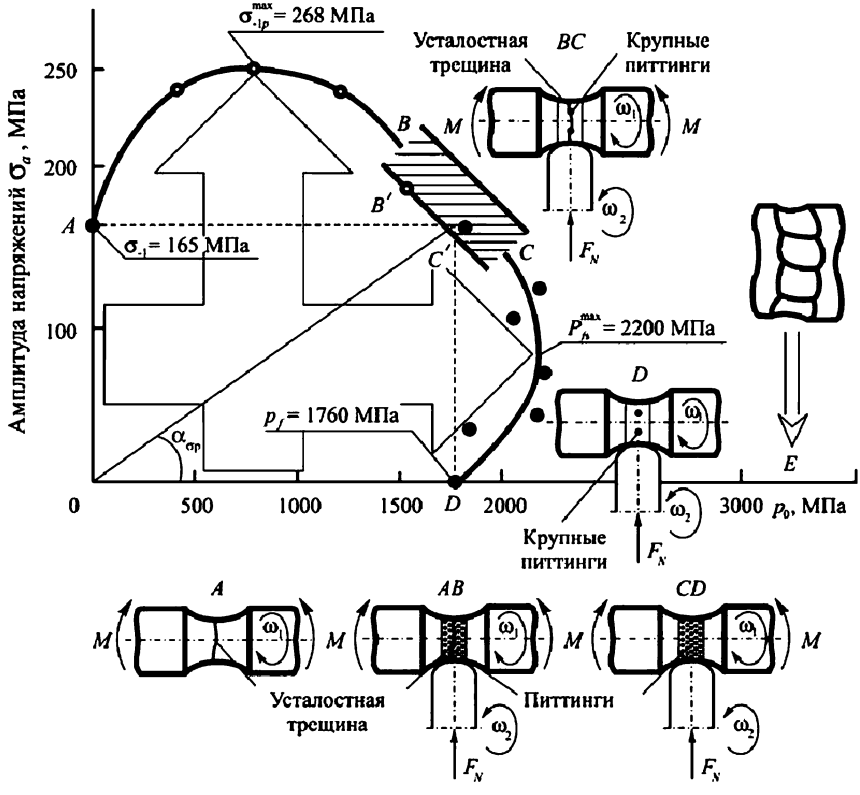


Рис. 4.4.17. Диаграмма предельных состояний силовой системы при контактно-механической усталости

На участке *CD* предельное состояние определяется критической концентрацией ямок выкрашивания, а развитие микротрещин механической усталости оказывается сопутствующим повреждением. Здесь реализуется обратный эффект, который удовлетворительно описывает уравнение

$$p_{f\sigma} = p_f \left[1 - \frac{\sigma_a}{\sigma_{-1}} \left(1 - \frac{\sigma_a}{\sigma_{-1}} \right) \ln \left(1 - \mu_\sigma \right) \right], \tag{4.4.3}$$

где μ_σ — параметр циклического упрочнения; в условиях опыта испытаний $\mu_\sigma = 0{,}65$.

На участке *BC* – переходном – кинетические процессы взаимодействия явлений трения (с изнашиванием) и механической усталости протекают при больших значениях параметров σ_a и p_0, близких (или равных) критическим (σ_{-1}, p_f). В данных условиях испытаний предельное состояние может достигаться одновременно по двум критериям.

Из диаграммы *ABCD* вытекают следующие основные выводы:

1) предел выносливости образца повышается до 1,5...1,6 раз, если одновременно реализуется процесс трения качения (прямой эффект – участок *AB*). Принятый в трибофатике коэффициент прямого эффекта

$$K_D = \sigma_{-1p} / \sigma_{-1} \tag{4.4.4}$$

является, по существу, и прочностной характеристикой; в условиях опыта $K_{D\max} = 268/165 = 1{,}62$. Коэффициент K_D входит в уравнение (4.4.2);

2) критическое (предельное) давление при трении качения повышается до 1,2...1,25 раза, если одновременно образец подвергается циклическому напряжению (обратный эффект – участок *BC*).

Принятый в трибофатике коэффициент обратного эффекта

$$K_B = p_{f\sigma} / p_f \qquad (4.4.5)$$

является, по существу, и трибологической характеристикой; в условиях опыта $K_{B\max}$ = = 2200/1760 = 1,25. Коэффициент K_B входит в уравнение (4.4.3);

3) в оптимальной области контактных давлений ($p_0 \approx 400...1300$ МПа) процесс изнашивания при качении ведет к существенному повышению надежности системы по критерию сопротивления усталости, так что стремление к безызносному трению в данном случае неправомерно;

4) растягивающие напряжения при циклическом нагружении в оптимальных условиях ($\sigma_a \approx 50...700$ МПа) благоприятны: они способствуют существенному повышению надежности системы по критерию сопротивления трению качения.

Повышение характеристик предельного состояния σ_{-1p} и $p_{f\sigma}$ в процессе износоусталостных испытаний по сравнению с этими характеристиками при трении качения (p_f) и механической усталости (σ_{-1}) можно объяснить следующими основными причинами:

сложением напряжений разного знака (контактных и изгибных), что ведет к сдвигу среднего напряжения цикла в сторону отрицательных значений и, следовательно, – к снижению максимального напряжения цикла;

упрочнением рабочей части образца поверхностным пластическим деформированием;

образованием благоприятных остаточных напряжений сжатия;

"залечиванием" первичных усталостных трещин при упругопластическом деформировании в процессе трения качения.

Управляющий параметр износоусталостного повреждения (ИУП) (см. рис. 4.4.22)

$$0 \le \psi_{\sigma p} = \operatorname{tg}\alpha_{\sigma p} = \sigma_a / p_0 \le \infty \qquad (4.4.6)$$

имеет критическое значение

$$\psi_{-1f} = \sigma_{-1} / p_f = 165/1760 = 0{,}094. \qquad (4.4.7)$$

Это критическое значение разделяет области прямого и обратного эффектов на диаграмме предельных состояний силовой системы.

Основные закономерности проявления обратного эффекта при многоступенчатом повышении контактного давления в широком диапазоне его изменения можно установить по экспериментальным данным (рис. 4.4.18). В процессе испытания (ступени I – XII) системы "образец из мягкой стали – ролик из высо-

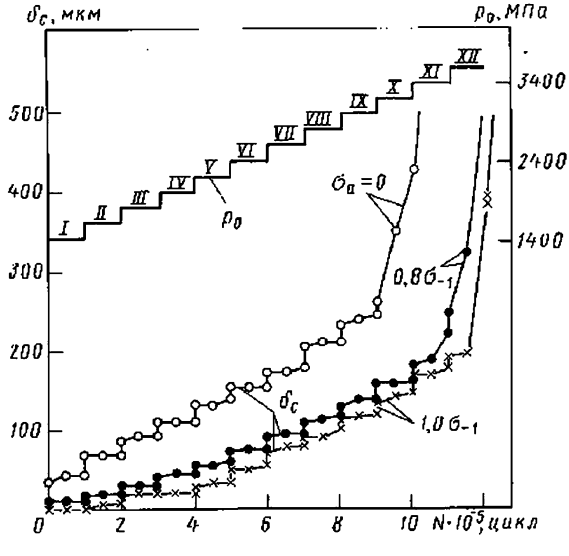


Рис. 4.4.18. Изменение δ_c при ступенчатом увеличении контактного давления

копрочной стали" измеряли сближение δ_c осей этой пары элементов в условиях трения качения (при $\sigma_a = 0$) и в условиях контактно-механической усталости (при $\sigma_a = 0{,}8\,\sigma_{-1}$ и $\sigma_a = 1{,}0\,\sigma_{-1}$).

Из рис. 4.4.18 следует, что процесс накопления ИУП существенно замедляется по сравнению с процессом повреждения при трении качения, при этом диапазон нормального трения по контактному давлению увеличивается примерно на 14 %.

Результаты экспериментов на фрикционно-механическую усталость металл–полимерной системы показаны на рис. 4.4.19. Из рис. 4.4.19, *а* следует, что в процессе износоусталостных испытаний металл–полимерной системы долговечность стального образца при амплитуде напряжений $\sigma_a = 200$ МПа и контактном давлении $p_0 = 8{,}5$ МПа уменьшается в 10 раз, а предел выносливости снижается на 32 % (по сравнению с механической усталостью). Если же амплитуда напряжений снижается до 150...160 МПа, то долговечность при износоусталостных испытаниях составляет примерно 10^6 циклов, в то время как при обычных усталостных испытаниях образцы вообще не разрушаются.

На рис. 4.4.19, *б* показаны зависимости пределов выносливости от контактного давления. Согласно зависимости σ_{-1p} от контактного давления p_0, рост давления ведет к непрерывному уменьшению сопротивления усталости. Горизонтальная штриховая прямая соответствует значению предела выносливости при механической усталости.

Рассмотрим результаты испытаний металл–металлической силовой системы. Главная особенность такой системы по сравнению с металл–полимерной состоит в том, что в процессе износоусталостных испытаний происходит физическое изнашивание обоих элементов – образца и контробразца.

На рис. 4.4.20 кривая изображает зависимость предела выносливости стальных образцов от контактного давления в силовой системе "сталь 45–чугун" (трение при смазке маслом СУ), а горизонтальная линия (штриховая) – это предел выносливости стальных образцов при обычных усталостных испытаниях (он, естественно, не зависит от давления). В случае металл–металлической системы в относительно широком интервале изменения контактного давления (до ≈1,05 МПа) предельное напряжение при износоусталостных испытаниях выше, чем при обычных усталостных испытаниях. Следовательно, в данных условиях процессы трения и изнашивания не являются повреждающими: они оказывают упрочняющее действие.

На рис. 4.4.21 показана зависимость приращения интенсивности изнашивания ΔI_σ полимера от уровня амплитуды напряжений σ_a в стальном образце. Из рис. 4.4,21 следует, что влияние амплитуды напряжений в стальном образце на интенсивность изнашивания

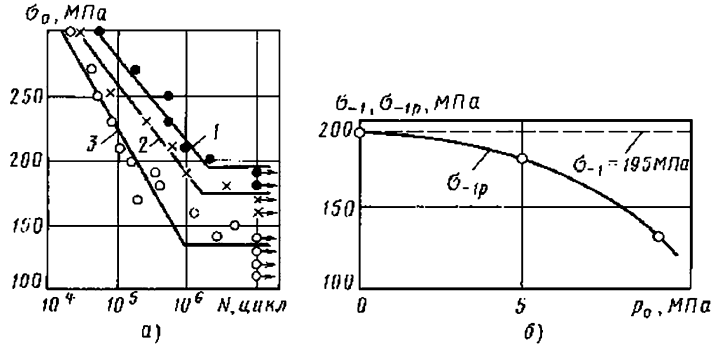


Рис. 4.4.19. Результаты износоусталостных испытаний системы "сталь 40Х–полиамид "Диуретан" ВКУ-30Н:

а – кривые усталости; *1* – кривая механической усталости; *2*, *3* – кривые фрикционно-механической усталости при p_0 соответственно равном 5 и 8,5 МПа; *б* – зависимость предела выносливости от контактного давления

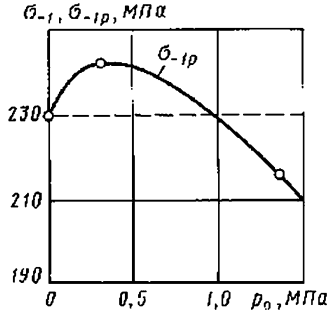


Рис. 4.4.20. Зависимость предельных напряжений от контактного давления для силовой системы "сталь 45–чугун"

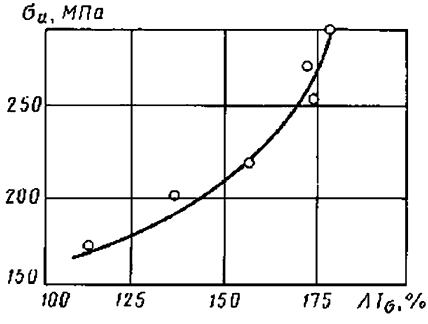


Рис. 4.4.21. Зависимость приращения интенсивности изнашивания полимера ΔT_σ от амплитуды циклических напряжений σ_a (силовая система "легированная сталь 40Х–сополимер формальдегида СФД")

полимерного контртела существенно. Если циклические напряжения возрастают от 160 до 300 МПа, то приращение интенсивности изнашивания, обусловленное этими напряжениями, изменяется от 110 до 180 % (по сравнению с интенсивностью изнашивания в обычной паре трения, когда $\sigma_a = 0$). Следовательно, долговечность металл–полимерной силовой системы по критерию износа во многом определяется обратным эффектом.

Результаты исследования дискретного износа в процессе испытаний силовой системы "сталь 45–сталь 45" на ФМУ (см. рис. 4.4.2, *а*) представлены на рис. 4.4.22. Сущность метода исследования состоит в том, что в опасном сечении образца, где возбуждаются наибольшие циклические напряжения и одновременно реализуется процесс трения скольжения, отмечаются по длине окружности восемь точек [(1) – (8)], в каждой из которых с высокой точностью измеряется локальный износ в течение одного оборота образца при его вращении. Такие измерения могут быть проведены в любой момент испытаний.

Полученные результаты испытаний можно представлять двумя способами. Первый – в виде восьми кинетических кривых изменения износа по времени *t*. Каждое сечение таких кривых имеет восемь экспериментальных точек, которые в совокупности определяют разброс износа в одном сечении образца в данный момент времени. Таким образом, получается сразу восемь реализаций случайного процесса изнашивания. Полоса разброса снизу и сверху ограничена на рис. 4.4.22, *а* сплошными линиями, изменение среднего значения износа показано штриховыми линиями. Это среднее значение можно отождествить с интегральным износом, который измеряется наиболее часто. Очевидно, что локальная картина изнашивания значительно отличается от интегральной в количественном отношении. Ширина полосы разброса достигает 77 мкм при среднем износе порядка 110 мкм, т.е. разброс значений износа относительно среднего значения составляет в условиях опыта ±35 мкм (±30 %).

Другой способ представления – в виде "кругов износа" (рис. 4.4.22, *б*, *в*), получаемых в заданные моменты времени. Эти круги представляют собой соответствующие сечения кинетических процессов локального износа. Очевидно, что картина действительного (локально измеряемого) износа в точках сечения образца за один его оборот качественно отличается от интегрального износа. Хотя нагрузки (изгибные и контактные) в течение одного оборота не изменяются, реакция поверхностных слоев металла в различных локальных зонах пути трения существенно различна. Это объясняется тем, что физико-механические свойства поверхностных слоев металла также существенно неодинаковы. Следовательно, поскольку сопротивление разрушению локальных поверхностных участков образца различно, то и локальный износ на таких участках должен быть разным.

Рис. 4.4.22 иллюстрирует еще одну особенность поверхностного разрушения при фрикционно-механической усталости: если круговой контур поверхности образца строго симметричен относительно центра окружности (до испытаний), то "контур износа", определяемый восемью точками, в которых измерен действительный (локальный) износ, существенно несимметричен относительно того же центра (после испытаний). Степень этой асимметрии тем выше, чем больше время испытаний (или чем больше величина интегрального износа).

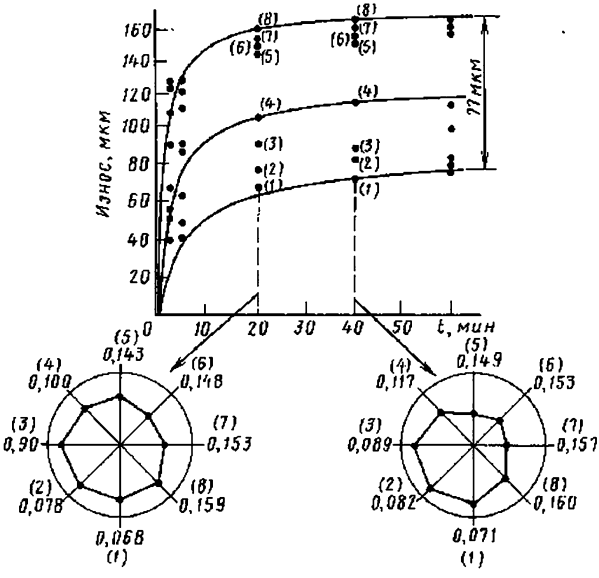


Рис. 4.4.22. Кинетические кривые (*а*) и круги износа (*б*, *в*) при износоусталостных испытаниях металл–металлической системы "сталь 45–сталь 45"

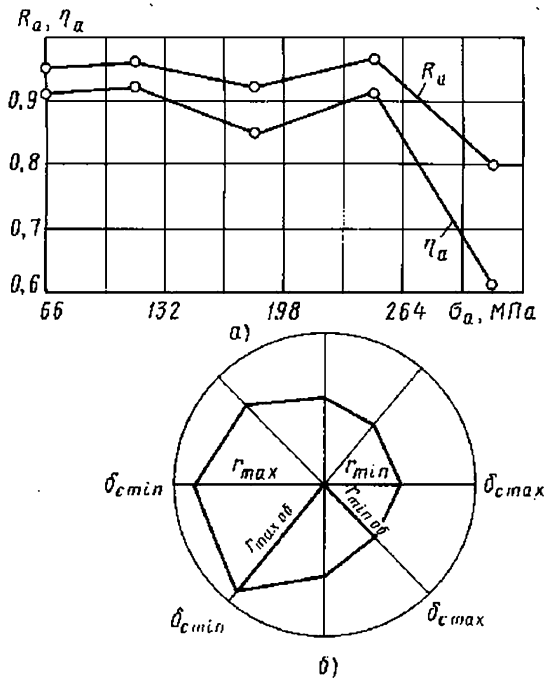


Рис. 4.4.23. Зависимость коэффициентов асимметрии и неравномерности износа от амплитуды напряжения (*а*) при испытаниях на КМУ силовой системы "сталь 45–сталь 25ХГТ" и круг износа (*б*)

Поэтому необходимо ввести специальные характеристики локального процесса изнашивания:

коэффициент асимметрии

$$R_{изн} = \frac{1}{4}\sum_{i=1}^{4}\frac{r_{\min(i)}}{r_{\max(i)}}, \qquad (4.4.8)$$

где $r_{\min}$ и $r_{\max}$ – соответственно минимальное и максимальное расстояния от центра до образца;

коэффициент неравномерности

$$\eta_a = \frac{r_{\max об}}{r_{\min об}}, \qquad (4.4.9)$$

где $r_{\min об}$ и $r_{\max об}$ – соответственно наименьший и наибольший радиусы образца в течение данного оборота.

На рис. 4.4.23 приведены зависимости коэффициентов R_a и η_a от уровня циклических напряжений при испытании силовой системы "сталь 45–сталь 25ХГТ" на КМУ методом ступенчатого изменения изгибающей нагрузки при контактном давлении $p_0 = 0{,}7p_f =$ = const. Видно, что степень неравномерности локального износа растет соответственно увеличению циклических напряжений. Неравномерность износа тем больше, чем меньше R_a и η_a.

4.4.6. АНАЛИЗ КАЧЕСТВА И РИСКА ПРИМЕНЕНИЯ СИЛОВЫХ СИСТЕМ

Машины серии СИ эффективно используют для анализа качества и риска применения силовых систем по критериям ИУП. Процедура такого анализа приведена в стандарте СТБ 1234–2000 "Трибофатика. Силовые системы. Статистические показатели качества".

4.4.10. Статистические показатели качества и брака силовой системы по основным характеристикам ИУП

ИУП	Характеристики сопротивления износоусталостным повреждениям	Статистические показатели			Уровень показателей качества
		качества	брака	риска	
Контактно-механическая усталость:					Комплексные показатели
а) прямой эффект	σ_{-1p}	$\Pi(\sigma_{-1p})$	$D(\sigma_{-1p})$	$\rho(\sigma_{-1p})$	
б) обратный эффект	$p_{f\sigma}$	$\Pi(p_{f\sigma})$	$D(p_{f\sigma})$	$\rho(p_{f\sigma})$	
	$I_{\sigma p}$	$\Pi(I_{\sigma p})$	$D(I_{\sigma p})$	$\rho(I_{\sigma p})$	
Фрикционно-механическая усталость:					
а) прямой эффект	$\sigma_{-1\tau}$	$\Pi(\sigma_{-1\tau})$	$D(\sigma_{-1\tau})$	$\rho(\sigma_{-1\tau})$	
б) обратный эффект	$\tau_{f\sigma}$	$\Pi(\tau_{f\sigma})$	$D(\tau_{f\sigma})$	$\rho(\tau_{f\sigma})$	
	$I_{\sigma\tau}$	$\Pi(I_{\sigma\tau})$	$D(I_{\sigma\tau})$	$\rho(I_{\sigma\tau})$	
Фреттинг-усталость	σ_{-1q}	$\Pi(\sigma_{-1q})$	$D(\sigma_{-1q})$	$\rho(\sigma_{-1q})$	
Механическая усталость	σ_{-1}	$\Pi(\sigma_{-1})$	$D(\sigma_{-1})$	$\rho(\sigma_{-1})$	Единичные показатели
Фрикционная усталость	τ_f	$\Pi(\tau_f)$	$D(\tau_f)$	$\rho(\tau_f)$	
	I_τ	$\Pi(I_\tau)$	$D(I_\tau)$	$\rho(I_\tau)$	
Контактная усталость	p_f	$\Pi(p_f)$	$D(p_f)$	$\rho(p_f)$	
	I_p	$\Pi(I_p)$	$D(I_p)$	$\rho(I_p)$	

Качеством силовой системы называется совокупность свойств силовой системы (в целом) и отдельных ее элементов, обусловливающих ее пригодность для применения в изделиях определенного назначения по критерию сопротивления износоусталостным повреждениям.

Статистические показатели качества и брака силовой системы по основным характеристикам ИУП приведены в табл. 4.4.10.

Нормированные значения статистических показателей качества брака и риска в зависимости от категории качества силовых систем приведены в табл. 4.4.11.

Установлены два уровня оценки качества силовой системы (см. табл. 4.4.10):

комплексные статистические показатели свойств силовой системы как целого – сопротивление контактно-механической усталости, фреттинг-усталость, фрикционно-механическая усталость.

единичные статистические показатели свойств отдельных элементов силовой системы – сопротивление механической, контактная и фрикционная усталость.

Статистический показатель качества силовой системы $П(x_i)$ по критерию x сопротивления износоусталостным повреждениям является вероятностью $P(x_i \ge x_i^*)$ того, что значения x_i изучаемой характеристики превысят ее нормативное значение x_i^*, определяемое соответствующим нормативным документом (стандартом, техническими условиями и т.п.).

4.4.11. Нормированные значения статистических показателей качества, брака и риска в зависимости от категории качества силовых систем

Категория	$П(x)$, не менее	$D(x)$, не более	$[\rho(x)]$
Высшая	0,995	0,005	0,0050
Первая	0,990	0,010	0,0101
Вторая	0,950	0,050	0,0526

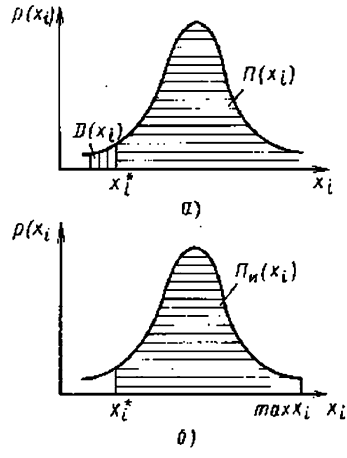


Рис. 4.4.24. К определению статистических показателей качества и брака силовой системы: x_i – изучаемая характеристика; x_i^* – нижняя граница изучаемой характеристики; max x_i – максимальное значение в вариационном ряду; $П(x_i)$ – статистический показатель качества силовой системы; $П_и(x_i)$ – показатель качества по результатам испытаний; $D(x_i)$ – статистический показатель брака силовой системы; $p(x_i)$ – плотность нормального распределения

Введены два статистических показателя качества силовой системы:

показатель качества оценочный (теоретический) (рис. 4.4.24, *а*), называемый статистическим показателем качества (СПК)

$$\ddot{I}(x_i) = P(x_i \ge x_i^*) = \int_{x_i^*}^{\infty} p(x_i)\,dx_i = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\,S_{\bar{x}_i}} \int_{x_i^*}^{\infty} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{x_i - \bar{x}_i}{S_{\bar{x}_i}}\right)^2\right] dx_i; \quad (4.4.10)$$

показатель качества по испытаниям (ПКИ) (рис. 4.4.24, *б*)

$$П_и(x_i) = P(x_i^* \le x_i \le \max x_i) = \int_{x_i^*}^{\max x_i} p(x_i)\,dx_i = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\,S_{\bar{x}_i}} \int_{x_i^*}^{\max x_i} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{x_i - \bar{x}_i}{S_{\bar{x}_i}}\right)^2\right] dx_i, \quad (4.4.11)$$

где $\max x_i$ – максимальное значение в вариационном ряду;

$$\min x_i = x_1, x_2, ..., x_n = \max x_i \quad (4.4.12)$$

из n результатов статистических испытаний; $p(x_i)$ – плотность распределения; $\bar{x}_i$ – среднее значение; $S_{\bar{x}_i}$ – среднеквадратическое отклонение.

Обозначения показателей качества $П(x_i)$ в формуле (4.4.10) применительно к основным видам износоусталостного повреждения приведены в табл. 4.4.10.

Отклонение ПКИ от СПК является погрешностью (%) ПКИ по отношению к СПК и рассчитывается по формуле

$$\Delta_П(x_i) = \frac{П(x_i) - П_и(x_i)}{П(x_i)} 100\,\%. \quad (4.4.13)$$

Статистический показатель брака силовой системы $D(x_i)$ является вероятностью $P(x_i < x_i^*)$ того, что значения x_i изучаемой характеристики выйдут за ее нижнюю границу x_i^*, установленную соответствующим нормативным документом (см. рис. 4.4.24, *а*):

$$D(x_i) = P(x_i < x_i^*) = \int_{-\infty}^{x_i^*} p(x_i)\,dx_i = 1 - П(x_i). \quad (4.4.14)$$

Обозначения показателей брака $D(x_i)$ в формуле (4.4.14) применительно к основным видам износоусталостного повреждения приведены в табл. 4.4.10.

Показатель риска $\rho(x_i)$ является отношением показателя брака $D(x_i)$ к показателю качества $П(x_i)$ по данной характеристике x_i сопротивления износоусталостным повреждениям:

$$\rho(x_i) = \frac{D(x_i)}{П(x_i)}. \quad (4.4.15)$$

Показатель риска анализируют в интервале $0 \le \rho \le 1$.

Нижнее значение риска $\rho(x_i) = 0$ соответствует случаю, когда показатель брака $D(x_i) = 0$; его верхнее значение $\rho(x_i) = 1$ ограничено условием, что показатели качества и брака окажутся равными $D(x_i) = П(x_i) = 0{,}5$; $\rho_к(x_i) = 1$ называется критическим значением риска.

Согласованная зависимость $П(x_i)$ и $D(x_i)$ от $\rho(x_i)$ [см. (4.4.14)] называется оперативной характеристикой риска (рис. 4.4.25).

Поскольку изменение показателя риска $\rho(x_i)$ может составлять несколько порядков, то для графического отображения его значений принята логарифмическая шкала.

В зависимости от ответственности силовой системы, которая устанавливается на основании технико-экономических расчетов, вводятся три категории ее качества (табл. 4.4.11). Каждая категория качества силовой системы определяется соответствующими нормативными значениями взаимосвязанных статистических показателей качества, брака и риска.

Нормативное значение риска указывают на оперативной характеристике (вертикальная штриховая линия на рис. 4.4.25).

Процедура определения статистических показателей качества силовой системы следующая: СПК силовой системы устанавливают по результатам статистических износоусталостных испытаний достаточно большого числа номинально идентичных силовых систем либо их моделей в одинаковых условиях, которые обеспечивают получение не менее 30 значений случайной величины – требуемой характеристики сопротивления износоусталостным повреждениям. Номинально идентичные силовые системы – силовые системы, элементы которых изготовлены из одного материала по единой технологии.

Порядок проведения испытаний и статистической обработки их результатов приведен в ГОСТ 25.502.

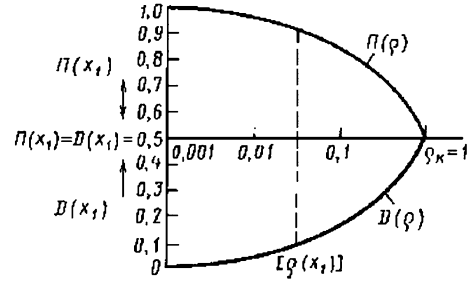


Рис. 4.4.25. Оперативная характеристика риска: $П(x_i)$ – статистический показатель качества силовой системы; $D(x_i)$ – статистический показатель брака силовой системы; $\rho(x_i)$ – показатель риска; $\rho_к$ – критическое значение риска

По вариационному ряду (4.4.12) значений x_i случайной величины – требуемой характеристики сопротивления износоусталостным повреждениям – строят гистограмму и аппроксимируют ее плотностью $p(x_i)$ нормального распределения. Устанавливают согласованность распределения данной случайной величины с нормальным законом, например по критерию χ^2 при уровне значимости $\alpha = 0{,}05$. Далее определяют среднее $\bar{x}_i$, минимальное $\min x_i$ и максимальное $\max x_i$ значения случайной величины (см. рис. 4.4.25), а также среднее квадратическое отклонение $S_{\bar{x}_i}$.

По соответствующему нормативному документу устанавливают нормативное значение случайной величины и наносят его на графике (см. рис. 4.4.25).

С помощью формул (4.4.10), (4.4.11), (4.4.14) вычисляют СПК и брак силовой системы по данной характеристике сопротивления износоусталостным повреждениям.

С помощью формулы (4.4.13) вычисляют погрешность оценки ПКИ по отношению к СПК.

С помощью формулы (4.4.15) вычисляют показатель риска по данной характеристике сопротивления износоусталостным повреждениям.

На рис. 4.4.26 – 4.4.31 приведены примеры оценки качества силовых систем по основным характеристикам сопротивления износоусталостным повреждениям. Кроме параметров распределения случайной величины, необходимых для оценки СПК, дополнительно вычислены еще два параметра: размах $R_x = \max x_i - \min x_i$, а также коэффициент вариации $\nu_x = \bar{x}_i / S_{\bar{x}_i}$. Последний параметр обычно используют при расчете надежности силовой системы.

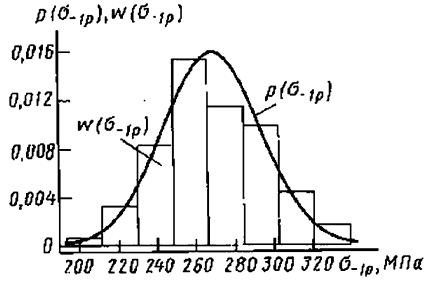


Рис. 4.4.26. Гистограмма и плотность распределения случайной величины σ_{-1p}

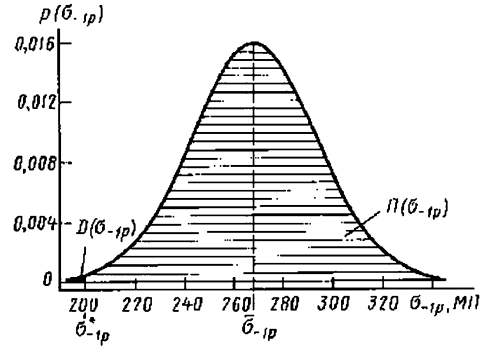


Рис. 4.4.27. К определению статистического показателя качества по характеристике σ_{-1p}:
$\bar{\sigma}_{-1p}$ – среднее значение; σ^*_{-1p} – нормативное значение; $П(\sigma_{-1p})$ – статистический показатель качества; $D(\sigma_{-1p})$ – статистический показатель брака

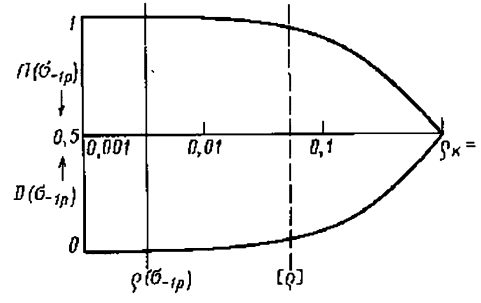


Рис. 4.4.28. Оперативная характеристика риска по величине σ_{-1p}:
$П(\sigma_{-1p})$ – статистический показатель качества; $D(\sigma_{-1p})$ – статистический показатель брака; $\rho(\sigma_{-1p})$ – показатель риска

В табл. 4.4.12 в качестве примера приведены статистические показатели качества и брака силовой системы "сталь 45–сталь 25ХГТ" по четырем характеристикам сопротивления контактно-механической усталости испытаний.

Из данных табл. 4.4.12 можно сделать следующие выводы:

качество изучаемой силовой системы оказалось существенно неодинаковым по различным характеристикам сопротивления контактно-механической усталости. Так, по харак-

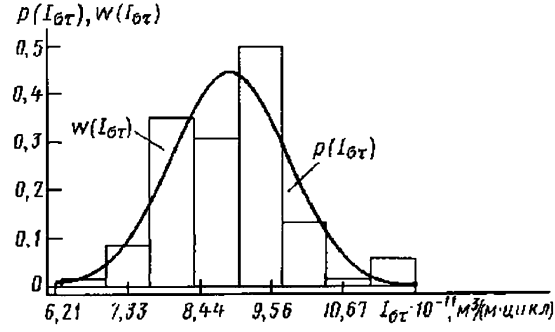


Рис. 4.4.29. Гистограмма и плотность распределения случайной величины $I_{\sigma\tau}$

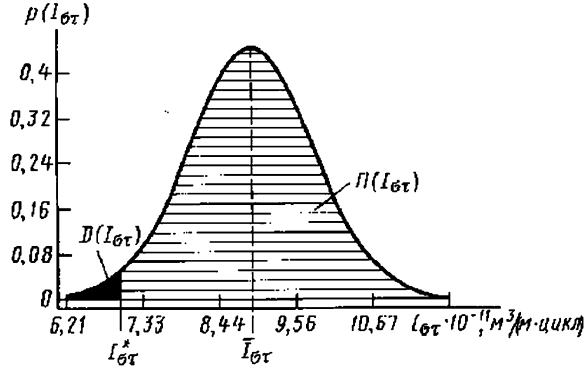


Рис. 4.4.30. К определению статистических показателей качества и брака по характеристике $I_{\sigma\tau}$:
$\bar{I}_{\sigma\tau}$ – среднее значение; $I^*_{\sigma\tau}$ – нормативное значение; $П(I_{\sigma\tau})$ – статистический показатель качества; $D(I_{\sigma\tau})$ – статистический показатель брака

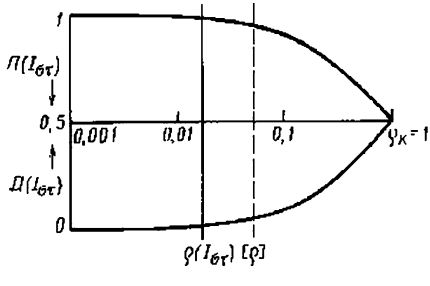


Рис. 4.4.31. Оперативная характеристика риска по величине $I_{\sigma\tau}$:
$П(I_{\sigma\tau})$ – статистический показатель качества;
$D(I_{\sigma\tau})$ – статистический показатель брака;
$\rho(I_{\sigma\tau})$ – показатель риска

теристикам σ_{-1p} и p_f качество системы соответствует высшей категории, по характеристике σ_{-1} – только второй категории;

погрешность оценки СПК не превышает 0,3 %, свидетельствует о том, что все выборки были представительными и достаточными;

нормативный показатель риска, установленный для второй категории качества, превышен только по характеристике износоусталостным повреждениям $p_{f\sigma}$, поэтому в первую очередь следует разработать мероприятия, обеспечивающие повышение качества силовой системы именно по этой характеристике.

4.4.12. Статистические показатели качества силовой системы

x_i	$П(x_i)$	$П_н(x_i)$	$\Delta_н(x_i)$, %	$D(x_i)$, %	$\rho(x_i)$
σ_{-1}	0,9869	0,9841	0,28	1,31	0,0133
σ_{-1p}	0,9967	0,9954	0,14	0,33	0,00328
p_f	0,9969	0,9955	0,14	0,31	0,00315
$p_{f\sigma}$	0,9234	0,9221	0,15	7,66	0,0829

4.4.7. МОДЕЛИРОВАНИЕ СИЛОВЫХ СИСТЕМ

Конкретный анализ силовых систем выполнен применительно к механизмам движения комплекса для заготовки кормов. Установлено, что в них содержится 125 типоразмеров силовых систем, которые можно классифицировать всего по трем видам износоусталостных повреждений: 85 силовых систем работают в условиях фреттинг-усталости (ФУ), 36 – в условиях контактно-механической усталости (КМУ) и 4 – в условиях фрикционно-механической усталости (ФМУ).

ФУ подвержены, как правило, соединения. В механизмах движения комплекса для заготовки кормов применяются пять типов соединений: шлицевые, зубчатые, шпоночные, беззазорные, шпоночные конусные. КМУ подвержены зубчатые передачи и шипы крестовин в игольчатых подшипниках, ФМУ – червячные передачи и узлы с подшипниками скольжения.

Определяющий геометрический параметр силовых систем варьируется в интервале 10...1500 мм, т.е. более чем на два порядка. В связи с этим возникает проблема моделирования силовых систем, решение которой позволяет обеспечить переход от натуры к модели и наоборот.

Разработаны три интегральных критерия подобия ИУП и разрушения:

$$K_V = \frac{V_{p_\gamma}}{V_{ст}} \text{ – по усталостному (объемному) разрушению;}$$

$$K_s = \frac{S_{p_\gamma}}{S_{ст}} \text{ – по износовому (поверхностному) разрушению;}$$

$$П_{ск} = \frac{W_{p_\gamma}}{V_{ст}} \text{ – по комплексному ИУП,}$$

где V_{p_γ}, S_{p_γ}, W_{p_γ} – опасные объемы элементов реальной силовой системы; $V_{ст}$, $S_{ст}$ – опасные объемы системы, которая принимается в качестве стандартной (так называемая стандартная модель) и которую можно испытать на машинах серии СИ.

Содержание каждого из этих критериев таково: если значения данного критерия для двух разных объектов оказывается одинаковыми, то и характеристики их сопротивления соответствующим повреждениям и/или разрушению будет одинаковыми.

Таким образом, 125 типоразмеров силовых систем, которые содержатся в механизмах движения комплекса для заготовки кормов, сводятся к трем типам испытуемых малоразмерных моделей по основным видам ИУП: КМУ, ФМУ, ФУ. Экономический эффект при реализации метода модельных испытаний оказывается, как правило, очень большим.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Высоцкий М.С., Махутов Н.А., Корешков В.Н., Сосновский Л.А.** и др. К разработке методов стандартных износоусталостных испытаний // Заводская лаборатория. 1995. № 5. С. 35–38.

2. **Громов В.В., Еловой О.М., Лукашевич И.П.** Автоматизированные информационно-управляющие системы машин для износоусталостных испытаний // Современные проблемы машиноведения (Материалы Международной научно-технической конференции, 1–3 июля 1998 г.). Гомель: ГПИ, 1998. Т. 1. С. 59–60.

3. **Махутов Н.А., Богданович А.В., Андронов П.В., Марченко А.В.** и др. Методы износоусталостных испытаний и их реализация на машине СИ // Заводская лаборатория. 1995. № 6. С. 37–42.

4. **Ожигар Г.П., Махутов Н.А., Сосновский Л.А.** О построении машины для испытаний на фрикционно-механическую усталость в широком частотном диапазоне // Заводская лаборатория. 1998. № 12. С. 43–50.

5. **Сосновский Л.А.** Методы износоусталостных испытаний материалов // Заводская лаборатория. 1990. № 6. С. 90–95.

6. **Сосновский Л.А.** Методы износоусталостных испытаний силовых систем и их моделей // Трение и износ. 1993. № 5. С. 937–952.

7. **Сосновский Л.А.** Экспериментальные основания трибофатики. Сообщение 1 // Проблемы прочности, 1997, № 3. С. 74–82. Сообщение 2 // Проблемы прочности. 1997. № 4. С. 17–20. Сообщение 3 // Проблемы прочности. 1997. № 4. С. 21–29.

8. **Сосновский Л.А., Еловой О.М., Марченко А.В.** Некоторые особенности повреждения при фрикционно-механической усталости // Заводская лаборатория. 1998. № 12. С. 39–41.

9. **Сосновский Л.А., Махутов Н.А.** Коррозионно-механическая усталость: основные закономерности (обобщающая статья) // Заводская лаборатория. 1993. № 7. С. 33–44.

10. **Сосновский Л.А., Махутов Н.А.** Трибофатика: износоусталостные повреждения в проблемах ресурса и безопасности машин. Москва-Гомель: ФЦНТП "Безопасность", НПО "ТРИБОФАТИКА", 2000. 304 с.

11. **Сосновский Л.А., Махутов Н.А., Богданович А.В., Тюрин С.А.** Диаграмма предельных состояний стали 45 при контактно-механической усталости // Заводская лаборатория. 1996. № 2. С. 39–42.

12. **Сосновский Л.А., Махутов Н.А., Шуринов В.А.** Контактно-механическая усталость: основные закономерности (обобщающая статья) // Заводская лаборатория. 1992. № 11. С. 44–61.

13. **Сосновский Л.А., Махутов Н.А., Шуринов В.А.** Фреттинг-усталость: основные закономерности (обобщающая статья) // Заводская лаборатория. 1992. № 8. С. 45–62.

14. **Сосновский Л.А., Махутов Н.А., Шуринов В.А.** Фрикционно-механическая усталость: основные закономерности (обобщающая статья) // Заводская лаборатория. 1992. № 9. С. 46–63.

15. **Трибофатика-95:** Ежегодник. Под общей ред. Л.А. Сосновского. Вып. 1: Машины серии СИ для износоусталостных испытаний; под ред. М.С. Высоцкого / Ф.Ю. Белиц, А.В. Богданович, М.С. Высоцкий и др. Гомель: НПО "ТРИБОФАТИКА", 1996. 80 с.

16. **Трибофатика-96/97:** Ежегодник. Под общ. ред. Л.А. Сосновского. Вып. 1: Качество материалов и силовых систем; под ред. А.В. Богдановича / В.А. Жмайлик, В.Н. Подобедов, Л.А. Сосновский. Гомель-Минск: НПО "ТРИБОФАТИКА", НП ООО "ТАМРАСАТ", 1998. 164 с.

17. **Трибофатика-96/97:** Ежегодник. Под общей ред. Л.А. Сосновского. Вып. 2: Моделирование силовых систем; под ред. В.А. Шуринова / В.Н. Корешков, Г.П. Ожигар, Л.А. Сосновский. Гомель: НПО "ТРИБОФАТИКА", 1999. 80 с.

18. **Трибофатика-98/99:** Ежегодник. Под общ. ред. Л.А. Сосновского. Вып. 1: Теория накопления износоусталостных повреждений; под ред. Н.А. Махутова / Л.А. Сосновский, А.В. Богданович. Гомель: НПО "ТРИБОФАТИКА", 2000. 60 с.

19. **Фролов К.В.. Махутов Н.А.** Новые машины и методы испытаний // Заводская лаборатория. 1995. № 5. С. 32–33.

20. **Шуринов В.А., Шлотгауэр В.А., Малофей Н.И.** и др. Комплекс испытательных стендов для ускоренной экспериментальной оценки ресурса кормоуборочных машин и их ответственных узлов. Гомель: ГСКБ ПО "ГОМСЕЛЬМАШ", 1990. 37 с.

Раздел 5

ТЕРМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ

Глава 5.1

ПОЛЗУЧЕСТЬ И РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ

5.1.1. ОСНОВНЫЕ ПОНЯТИЯ, ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛЗУЧЕСТИ И РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Медленное изменение деформации и напряжений при длительном статическом нагружении материала свидетельствует о процессах его течения и проявлении вязких и пластических свойств материала. Различают две формы проявления таких свойств – ползучесть и релаксацию. *Ползучестью* называется изменение во времени деформации твердого тела под воздействием постоянной нагрузки. *Релаксация* – это зависящее от времени снижение напряжений в нагруженном теле при постоянной суммарной деформации, вызванное увеличением пластической деформации вследствие уменьшения ее упругой составляющей. Общий характер изменения деформации и напряжения при ползучести и релаксации показан на рис. 5.1.1.

Ползучесть, как и релаксация напряжений, наблюдается у разных материалов – металлических и неметаллических – в широком интервале температур. Наиболее важным следствием ползучести является формоизменение и разрушение деталей и конструкций в условиях высоких температур, когда процессы ползучести могут развиваться особенно интенсивно.

Для стальных деталей и элементов конструкций ползучесть становится существенной при температурах выше 350...400 °С. При более низких температурах изменение во времени напряжений и деформаций также может происходить, однако эти изменения, как правило, не являются значительными в инженерных расчетах. Для многих сплавов температурные границы ползучести могут существенно снижаться в зависимости от комплекса их физико-механических свойств.

Характерные зависимости деформации ползучести ε для металлических материалов при постоянной растягивающей нагрузке от времени t для постоянной температуры T приведены на рис. 5.1.2. В начальный момент времени возникает мгновенная деформация ε_0, которая может включать в себя как упругую, так и пластическую деформацию в зависимости от температуры, уровня и скорости нагружения. В обычных условиях проведения испытаний на ползучесть начальной мгновенной деформацией, как правило, пренебрегают. На участке OA (I стадия) процесс ползучести постоянно замедляется, и в точке A скорость ползучести достигает минимального значения

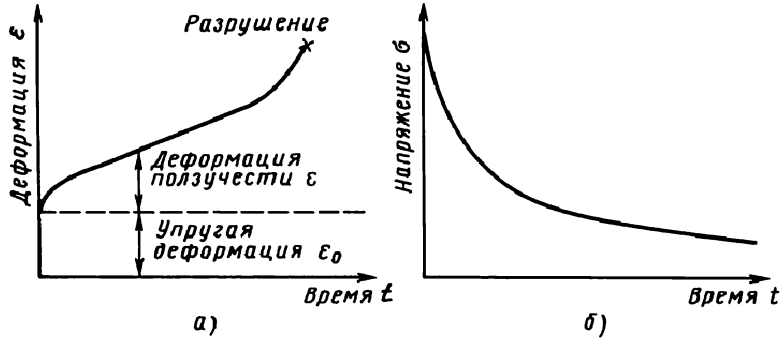


Рис. 5.1.1. Вид кривых ползучести (*а*) и релаксации напряжений (*б*)

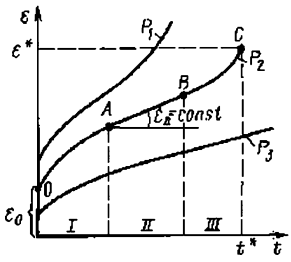


Рис. 5.1.2. Зависимость деформации ползучести ε образцов от времени *t* при постоянной растягивающей нагрузке *P* ($P_1 > P_2 > P_3$) и температуре *T*:

I, *II*, *III* – стадии процесса ползучести при $P = P_2$; t^* – время до разрушения;

ε^* – общая деформация при разрушении;

$\dot{\varepsilon}_{II}$ – скорость ползучести на II стадии;

ε_0 – мгновенная деформация в момент нагружения

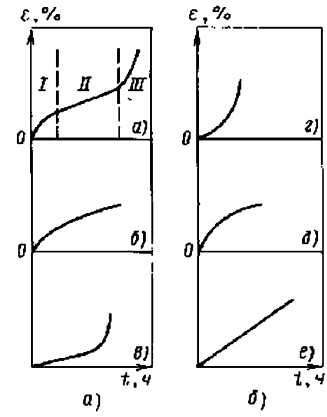


Рис. 5.1.3. Типы первичных кривых ползучести с момента нагружения до момента разрушения (за вычетом мгновенной деформации)

для стадии затухающей ползучести. II стадия (отрезок *AB*) характеризуется минимальной, практически постоянной скоростью ползучести $\dot{\varepsilon}_{min}$ и называется установившейся стадией ползучести. После точки *B* наступает III стадия, процесс ползучести постоянно ускоряется и в точке *C* происходит разрушение, характеризующееся общей деформацией ε^* и временем до разрушения t^*. III стадия ползучести называется стадией неустановившейся ускоренной ползучести.

Деление процесса ползучести на стадии является достаточно удобным для описания кривых ползучести. Для разных видов материалов и разных условий нагружения могут реализовываться кривые ползучести, не имеющие четко выраженной I или II стадии (при высоких уровнях температур или напряжений) (рис. 5.1.3). Для низких уровней напряжений могут фиксироваться промежуточные стадии, а разрушение может произойти на II стадии ползучести.

Релаксация напряжений (см. рис. 5.1.1, *б*) может происходить в различных металлах и сплавах как при высоких, так и при низких температурах. Установлено, что детали могут разрушаться в условиях релаксации напряжений.

В зависимости от параметров эксплуатационного нагружения надежность технического устройства, работающего в условиях ползучести, будет лимитироваться конкретными характеристиками ползучести материалов, из которых изготовлены конструктивные элементы этого устройства. При этом аварийные ситуации могут возникать как в связи с реализацией условий для разрушения по силовым факторам, так и вследствие предельного формоизменения при накоплении деформаций ползучести. Характерным примером ограничения работоспособности по предельным деформациям при исчерпании необходимых конструкционных зазоров является ползучесть лопаточных и роторных элементов турбинного оборудования.

Примером снижения работоспособности машиностроительных конструкций из-за развития процессов релаксации является разуплотнение фланцевых систем арматуры и трубопроводов вследствие нарушения плотности и протечки рабочей среды при снижении напряжений затяга болтовых соединений в условиях перераспределения пластической и упругой компонент деформации.

Обычный круг задач, решаемых при расчетах на прочность и прогнозировании срока службы элементов газотурбинного, энергетического и атомного оборудования, работающего в условиях ползучести, составляет от нескольких сотен до нескольких сотен тысяч часов. В то же время постоянно расширяется область исследований ползучести, связанная с достаточно кратковременными процессами протяженностью от нескольких секунд до нескольких часов.

Это касается вопросов обеспечения безопасности ракетной техники и реакторных установок атомной энергетики при возникновении аварийных ситуаций. Для рационального проектирования таких конструкций потребо-

валось экспериментальное и теоретическое исследование кратковременной ползучести, при которой значительные деформации разрушения (5...10 %) достигаются за десятки и сотни секунд.

Более подробное изучение кратковременной ползучести проводится для расчета высокотемпературных технологических операций (ковка, штамповка, прокатка и т.д.), а также технологических процессов, проводимых в условиях температур предплавления при больших деформациях ползучести (непрерывное литье заготовок, жидкая штамповка, сварка). Для проектирования соответствующего оборудования и теоретического анализа отмеченных выше технологических процессов необходимы экспериментальные данные о ползучести металлов в диапазоне температур от очень низких (начиная с 4,2 К) до точки солидуса и даже между солидусом и ликвидусом.

Основные характеристики, используемые для описания деформационного поведения материалов в условиях ползучести для элементов машиностроительной техники, следующие:

условный предел ползучести $\sigma^T_{\varepsilon/t}$ – напряжение, вызывающее заданную деформацию ползучести ε за заданное время t при фиксированной температуре T (например, применяемый для расчетов на прочность теплоэнергетического оборудования условный предел ползучести при растяжении $\sigma^T_{1/10^5}$ – напряжение, вызывающее деформацию в 1 % за время $1 \cdot 10^5$ ч при температуре T);

условный предел скорости ползучести $\sigma^T_{\dot{\varepsilon}}$ – напряжение, вызывающее заданную скорость ползучести $\dot{\varepsilon}$ на стадии установившейся ползучести (см. рис. 5.1.2) при температуре T.

В инженерной практике часто используются характеристики $\delta^T_{\text{к}t}$ и $\psi^T_{\text{к}t}$:

предел остаточного удлинения $\delta^T_{\text{к}t}$ – остаточное (конечное) удлинение, зафиксированное при разрушении образца за время t, испытанного при температуре T (см. рис. 5.1.2);

предел остаточного сужения $\psi^T_{\text{к}t}$ – остаточное (конечное) сужение, зафиксированное при разрушении образца за время t, испытанного при температуре T.

Характеристики $\delta^T_{\text{к}t}$ и $\psi^T_{\text{к}t}$ являются аналогичными характеристикам относительного удлинения $\delta_\text{к}$ и сужения $\psi_\text{к}$ образцов, испытанных в условиях кратковременного механического нагружения.

Релаксационная стойкость характеризуется величиной σ^T_t – остаточным напряжением, до которого снижается начальное упругое напряжение σ^T_0 в течение заданного времени t при постоянной температуре T. Релаксационная стойкость может характеризоваться и падением напряжения (разностью напряжений) $\sigma^T_0 - \sigma^T_t = \Delta\sigma^T_t$, представляющим собой уменьшение начального напряжения σ_0 за время t при температуре T. Необходимо подчеркнуть, что обе величины помимо времени t и температуры T являются зависимыми от начального уровня напряжений σ_0.

Диаграммы, характеризующие процесс релаксации материала для различных температурно-временных условий, часто строят в координатах относительного напряжения σ^T_t / σ^T_0 от времени t для заданного интервала значений σ_0 или указывают полосу разброса, получаемую при различных значениях σ_0. На рис. 5.1.4 показана диаграмма изменения значения σ_t / σ_0 для никелевого сплава ХН77ТЮ в зависимости от времени t, для напряжений $\sigma_0 = (0{,}3...0{,}65)\sigma_{0,2}$ при температурах 600... 650 °С и $\sigma_0 = (0{,}2...0{,}5)\sigma_{0,2}$ при температуре 700 °С.

Скорость релаксации $v_\text{р}$ обычно подсчитывают по диаграммам первичной релаксации на основании данных по измерению снижения напряжения $\Delta\sigma$ за период времени Δt.

Все эти характеристики являются условными в связи с необходимостью их определения при конкретных значениях времени, температуры и деформации (напряжения) в условиях непрерывного изменения последних во времени. Однако они являются основополагающими компонентами оценки допускаемых напряжений и прогнозируемого ресурса надежной эксплуатации высокотемпературных элементов машиностроительного оборудования при расчетах на статическую прочность (РД 10-249. Нормы расчета на прочность стационарных котлов и трубопроводов пара и горячей воды), а также для выполнения поверочных расчетов на циклическую прочность и релаксационную стойкость при повышенных и высоких температурах.

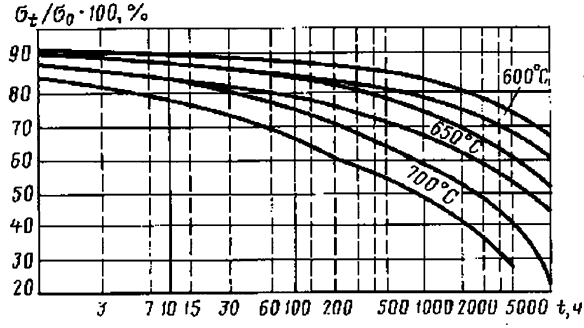


Рис. 5.1.4. Диаграмма изменения относительного напряжения $[(\sigma_t / \sigma_0)\cdot 100]$ во времени для никельхромового сплава ХН77ТЮ (кривыми ограничена полоса разброса экспериментальных точек для различных значений σ_0)

5.1.2. МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛЗУЧЕСТИ И РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Определение характеристик ползучести. ГОСТ 3248 устанавливает метод испытания на ползучесть черных и цветных металлов и сплавов при температуре до 1200 °С. Сущность метода состоит в том, что образец подвергается воздействию постоянной растягивающей нагрузки и постоянной температуры при фиксировании деформации образца во времени. В результате испытания измеряется предел ползучести материала, т.е. напряжение, при котором скорость или деформация ползучести за определенный промежуток времени не превышает заданного значения.

Форма и размеры образцов. Для испытаний используют цилиндрические или плоские образцы. Цилиндрические образцы имеют базовый диаметр 10 мм и расчетную длину 100, 150 и 200 мм; плоские образцы имеют ширину 15 мм и расчетную длину 100 мм. Толщина образца H определяется толщиной проката. Допускается применение пропорциональных образцов других размеров. При этом зависимость начальной расчетной длины l_0 от начальной площади поперечного сечения рабочей части F_0 должна быть следующей: $l_0 = 5{,}65\sqrt{F_0}$ или $l_0 = 11{,}3\sqrt{F_0}$.

Допустимые отклонения размеров и параметра шероховатости обрабатываемой поверхности образцов *Ra* приведены в табл. 5.1.1.

Допустимые отклонения от заданной расчетной длины образца (длины участка рабочей части образца, на котором измеряется удлинение) не должны превышать ±1 %. Биение цилиндрического образца при проверке в центрах не должно превышать 0,02 мм. Допустимое отклонение по площади поперечного сечения не должно превышать ±0,5 %. Размеры стандартных образцов для проведения испытаний на ползучесть приведены на рис. 5.1.5, 5.1.6. При идентичных размерах рабочей части образцов они могут существенно различаться по конструкции концевых участков, которая

5.1.1. Допустимые отклонения размеров и параметра шероховатости *Ra*

Образец	Измеряемый размер	Допустимое отклонение размера, мм	Допустимое значение *Ra*, мкм
Цилиндрический	Диаметр рабочей части	±0,02	0,40
Плоский прямоугольного сечения:			
из листа с сохранением поверхностного слоя;	Ширина рабочей части	±0,1	1,6
обрабатываемый с четырех сторон	Толщина рабочей части, мм:		0,8
	≤ 5	±0,05	
	> 5	±0,1	

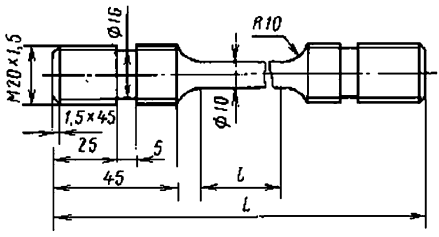


Рис. 5.1.5. Цилиндрический образец для испытаний на ползучесть и релаксацию:
L – полная длина; l – расчетная длина

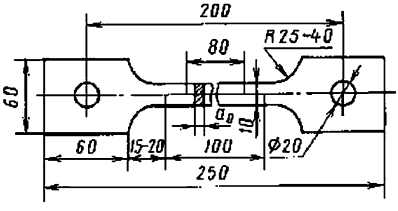


Рис. 5.1.6. Плоский образец для испытаний на ползучесть и релаксацию:
a_0 – толщина рабочей части

связана со спецификой применяемых фиксирующих устройств (захватов) и измерителей деформации.

Если металл подлежит испытанию в термообработанном виде, то термообработке подвергаются заготовки для образцов. Если после термообработки металл плохо обрабатывается резанием, то эти заготовки предварительно должны быть доведены до размеров, включающих припуск на окончательную обработку и возможное коробление. Требования к металлу и размерам заготовок устанавливаются стандартами или техническими условиями на металлопродукцию. При изготовлении образцов не должны происходить изменения структуры и свойств испытуемого металла (например, вследствие нагрева или наклепа). Требования к точности измерения образцов до испытаний должны соответствовать ГОСТ 9651, если не предъявляются более жесткие требования.

Машины для испытания металлов на ползучесть. Обычно испытания проводят на воздухе при повышенных или высоких температурах. На образец, размещенный в нагревательном устройстве через систему рычагов (рис. 5.1.7), передается постоянная нагрузка. При деформации образца один из захватов остается неподвижным, другой перемещается, компенсируя накопленное удлинение. Деформация образца может изменяться с помощью механических датчиков микрометрического типа, выходящих за пределы печи через систему штанги удлинителей, а также посредством электроиндукционных, тензометрических, механотронных и других преобразователей перемещения.

В зависимости от числа термокамер исполнение машины может быть односекционным и многосекционным. Обычно для нагрева образцов применяют электрические муфельные печи сопротивления, однако на практике применяются электроиндукционный способ нагрева, а также нагрев пропусканием через образец электрического тока. Последний способ может ускорить или замедлить ползучесть.

Машины должны обеспечивать:

приложение нагрузки по оси образца;

автоматическое поддержание заданной нагрузки в пределах допустимой погрешности приложения нагрузки;

автоматическое поддержание температуры;

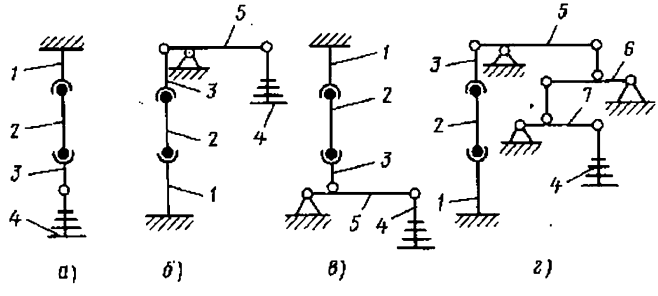


Рис. 5.1.7. Схемы нагружения образцов при испытаниях на ползучесть непосредственно грузами (*а*), рычагом первого рода (*б*), рычагом второго рода (*в*) и комбинированным рычагом (*г*):
1, *3* – соответственно неподвижная и подвижная тяги; *2* – образец;
4 – нагружающее устройство; *5* – *7* – рычаги

автоматическую регистрацию температуры или автоматическую регистрацию отклонений от установившейся температуры на протяжении всего испытания;

измерение деформации в любой момент времени испытания;

автоматическую запись деформации образца.

Эксцентричность расположения нагрузки определяется по разности удлинений двух диаметрально противоположных сторон образца и должна быть не более 10 % среднего арифметического значения деформации образца.

Вероятность безотказной работы за 1000 ч должна быть не менее 0,9.

Средний срок службы машин должен быть не менее 10 лет.

Проведение испытаний. Правильность установки образца в захватах испытательной машины (отсутствие эксцентриситета) проверяется измерением при нормальной температуре упругих удлинений образца на двух диаметрально противоположных сторонах. Получение неравных удлинений свидетельствует об эксцентрическом положении образца.

Образец, установленный в захватах испытательной машины и помещенный в печь, нагревают до заданной температуры (время нагрева должно быть не более 8 ч) и выдерживают при этой температуре не менее 1 ч. В особых случаях, если испытуемый материал имеет стабильную структуру и предназначен для длительных сроков службы, время нагрева может быть более 8 ч, а для материала, имеющего нестабильную структуру и предназначенного для небольших сроков службы, время предварительной выдержки – менее 1 ч.

Для измерения температуры на образцах с расчетной длиной до 100 мм включительно должно быть установлено не менее двух термопар, а на образцах с расчетной длиной свыше 100 мм – не менее трех термопар, распределенных равномерно по всей расчетной длине. Термопары устанавливаются так, чтобы горячие спаи плотно соприкасались с поверхностью образца: горячий спай термопары должен быть защищен от воздействия раскаленных стенок печи. Холодный спай термопары в процессе испытания должен иметь постоянную температуру.

Отклонения от заданной температуры в любой момент времени испытания и в любой точке расчетной длины образца не должны превышать ±3 °С при температуре $T \le 600$ °С, ±4 °С при $600 < T \le 900$ °С и ±6 °С при $900 < T \le 200$ °С. Необходимо периодически, не реже чем через 2 ч, измерять температуру испытания. Рекомендуется автоматическая запись температуры на протяжении всего испытания.

После нагрева образца и выдержки при заданной температуре к нему плавно прикладывается предварительная нагрузка, равная 10 % заданной общей нагрузки, но при этом предварительная нагрузка не должна вызывать в образце напряжение более 10 МПа. Если температура образца и показания измерителя удлинения остаются в течение 5 мин неизменными, то проводится плавное нагружение образца до заданной нагрузки.

Одновременно с приложением нагрузки должна проводиться регистрация удлинения образца, начиная с предварительной нагрузки. Регистрация удлинения образца проводится или непрерывно, или с такими интервалами, чтобы можно было установить характер изменения удлинения во времени. Допускается применение измерителей удлинения с предельной точностью отсчета удлинения до 0,02 мм.

Деформация ползучести может быть получена вычитанием упругой деформации из суммарной. Упругую деформацию рассчитывают исходя из величины модуля упругости материала при температуре испытания. Перерывы при испытании небольшой длительности не допускаются. Длительные испытания после перерывов могут быть продолжены, образцы в перерыве испытания не разгружаются.

Температура помещения во время испытания должна быть по возможности постоянной. Колебания температуры помещения во время измерения удлинения не должны превышать ±3 °С.

По окончании испытания на ползучесть образец разгружают до достижения значения предварительной нагрузки и определяют абсолютное остаточное удлинение.

Для проведения стандартных испытаний на ползучесть наибольшее распространение в нашей стране получила серийная машина типа АИМА рычажного типа, в которой нагружение образца проводится подвешенными грузами при общем передаточном отношении 100 : 1. Диапазон испытательных нагрузок машины АИМА составляет 0,05...0,4 кН. Постоянство нагрузки в процессе испытания поддерживается автоматически. Для измерения деформации ползучести на образец может крепиться тензо-

метр с измерительными индикаторами. Точность измерения деформации – до 0,002 мм.

Машина оснащена трехсекционной электропечью, обеспечивающей проведение длительных испытаний при температуре 300... 900 °С, в ряде модификаций возможна установка удлиненных печей для испытаний образцов большой длины или цепочки образцов.

Метрологические требования отечественных, международных и национальных стандартов к машинам для испытания на ползучесть приведены в табл. 5.1.2.

Наблюдается тенденция повышения точности приложения нагрузки для машин, используемых в испытаниях на ползучесть. Хотя стандартные требования к точности поддержания температуры в процессе испытаний весьма близки, установлено, что отклонения от заданной температуры на 2,5 °С приводит к разбросу характеристик ползучести на 10 %. Желаемая точность поддержания температуры при испытаниях на ползучесть ±1 °С, однако техническое обеспечение такой высокой точности поддержания температуры часто бывает затруднено.

Экспериментальное определение характеристик ползучести. Результаты испытаний представляются графически в виде первичных кривых ползучести в координатах "относительное удлинение (деформация ползучести) – время", по которым затем определяется напряжение (нагрузка, отнесенная к начальной площади поперечного сечения образца), соответствующее условному пределу ползучести материала. Относительную деформацию ползучести ε (%) вычисляют по формуле

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} 100\ \%, \qquad (5.1.1)$$

5.1.2. Метрологические требования к методам испытаний металлов на ползучесть

Стандарт	Точность измерений		
	нагрузки, %	деформации	температуры, °С
ГОСТ 15533	1	Не менее 0,02 мм	До 600 ±3; 600...900 ± 4; 900...1200 ±6
ISO 204	0,5	1 % от предполагаемой деформации	До 600 ±3; 600...800 ± 4; 800...1000 ±6
EU 123	1	5 % (если деформация больше 1 %) 1 % (если деформация меньше 1 %)	До 800 ±4; 800...1000 ±6
ASTM 139	1	–	До 1000 ±2; св. 1000 ± 3
BS 3500	0,5	2 или 5 %	До 600 ±3; 600...800 ± 4; 800...1000 ±6
NFA 03352/3	–	1 % от предполагаемой деформации	До 600 ±3; 600...800 ± 4; 800...1000 ±6
DIN 50118	1	0,01 мм	До 600 ±3; 600...800 ± 4; 800...1000 ±6
JIS 2271	0,5	0,01 мм	До 600 ±3; 600...800 ± 4

где l_0 – начальная расчетная длина, измеренная при 20 °С перед испытанием образца с погрешностью до 0,05 мм; Δl – абсолютное удлинение, регистрируемое при очередном измерении деформации образца в процессе испытаний.

Дискретные значения предела ползучести определяют по ГОСТ 3248 при допусках на удлинение 0,1…1 % за время испытания 50, 100, 300, 500, 1000, 3000, 5000,10 000 ч.

Если предел ползучести определяют по скорости ползучести, продолжительность наблюдения должна быть не менее 2000…3000 ч, а прямолинейный участок кривой ползучести должен длиться в течение не менее 500 ч.

Условный предел ползучести определяют в такой последовательности:

испытывают серию образцов при данной температуре и трех-четырех уровнях напряжений. Число образцов в серии должно обеспечивать необходимую точность измерения предела ползучести (рис. 5.1.8);

на основе полученных первичных кривых ползучести определяют средние значения $\varepsilon = \varepsilon(t_0)$ (при выбранном значении времени t_0) скорости ползучести $\dot{\varepsilon}$ на прямолинейном участке зависимости $\varepsilon(t)$ для каждого уровня напряжений и строят диаграммы зависимости между напряжением и деформацией ползучести $\varepsilon(t_0)$ при различных значениях t_0 или между напряжением и установившейся скоростью ползучести на прямолинейном участке в логарифмической системе координат. По этим диаграммам определяют искомое напряжение, которое записывается с точностью до 5 МПа (рис. 5.1.9, 5.1.10);

аналогичные измерения проводят при различных температурах испытания.

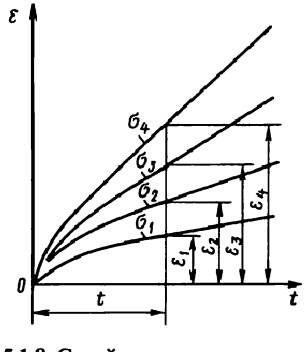


Рис. 5.1.8. Семейство кривых ползучести

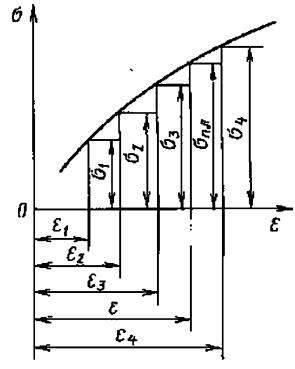


Рис. 5.1.9. Зависимость напряжения от деформации ползучести для фиксированных значений времени

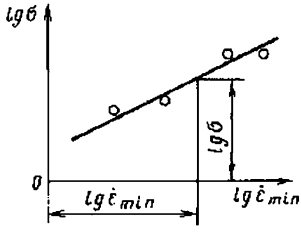


Рис. 5.1.10. Зависимость напряжения от минимальной скорости деформации ползучести $\dot{\varepsilon}_{min}$

Пример условного обозначения предела ползучести $\sigma^{T}_{\varepsilon/t_0}$ при допуске на деформацию $\varepsilon = 0{,}2$ % за $t_0 = 100$ ч испытания при температуре $T = 700$ °С: $\sigma^{T}_{\varepsilon/t_0} = \sigma^{700}_{0{,}2/100}$.

Пример условного обозначения предела ползучести при скорости ползучести $\dot{\varepsilon} = 1 \cdot 10^{-5}$ %/ч при температуре $T = 600$ °С: $\sigma^{T}_{\dot{\varepsilon}} = \sigma^{600}_{1\cdot10^{-5}}$, при этом необходимо дополнительно указать время испытания, за которое была достигнута заданная скорость ползучести.

Определение характеристик релаксации напряжений. В ГОСТ 26007 установлены методы испытаний на релаксацию напряжений при температуре до 1200 °С в условиях растяжения, изгиба и кручения для черных и цветных металлов и сплавов. Сущность методов состоит в том, что у испытуемых образцов определяют изменение напряжений во времени в условиях постоянства суммарной деформации расчетной части образца, равной заданной начальной деформации.

Методы испытаний разделяют на прямые и косвенные. К прямым методам относятся испытания в условиях постоянства суммарной деформации, к косвенным – испытания в условиях постоянства суммарного перемещения.

По видам нагружения различают методы испытаний при одноосном растяжении, изгибе и кручении.

По точности определения изменения напряжений во времени все методы оценки релаксации напряжений разделяют на три категории: к первой категории относятся методы, обеспечивающие погрешность определения напряжений не свыше 5 % от измеряемой величины в любой момент испытаний, ко второй и третьей категориям – методы, при которых максимальная допустимая погрешность определения напряжения составляет соответственно 5 и 25 %.

По требованиям к условиям испытаний методы разделяются на две группы: 1) в режиме автоматического поддержания постоянства суммарной деформации в процессе испытания; 2) при периодических разгрузках и последующих нагрузках. Испытательное оборудование должно обеспечивать точность приложения нагрузки ±0,5 %. При этом отклонения по перемещениям по рабочей части образцов не должны превышать для образцов на растяжение ±0,003 мм, для образцов равного сопротивления изгибу ±0,001 мм, для пружинных образцов ±0,005 мм.

Точность поддержания температуры в процессе испытаний цилиндрических и плоских образцов такая же, как в процессе испытаний на ползучесть, для кольцевых и пружинных образцов ±6 °С/мм при температуре до 1200 °С.

Первая группа методов применяется для испытаний всех категорий точности, вторая группа – для испытаний второй и третьей категорий точности.

Допускается расчетная оценка релаксации напряжений материалов по данным прямых испытаний на ползучесть при одноосном растяжении в соответствии с рекомендациями нормативных документов (СО 153-34.17.471–2003. "Методические указания по определению характеристик жаропрочности и ползучести металла котлов, турбин и трубопроводов").

Для исследования процессов релаксации наиболее часто применяют испытательные установки компенсационного типа, в нагружающую часть которых входит устройство, позволяющее поддерживать постоянную длину образца за счет снижения (компенсации) первоначальной нагрузки. Для обеспечения эффективной системы разгрузки образца такие установки должны иметь нагружающие устройства, систему измерений деформаций, систему измерений напряжений и устройство для поддержания деформаций. Последнее обычно состоит из измерительной системы, воспринимающей деформацию образца, преобразующей ее в систему сигналов (электрических, оптических и др.), которые через задатчик уровня деформации управляют нагружающим элементом силовой схемы.

Существует большое число вариантов установок для испытания на релаксацию, различающихся, в первую очередь, способом нагружения образца – системой рычагов, с помощью пружин, гидравлическим давлением, червячным механизмом и др. Все они имеют специфические особенности. Общей отличительной особенностью процесса нагружения этих установок является его ступенчатость – в процессе испытания образец удлиняется до определенного значения, при котором срабатывает разгружающее устройство, происходит уменьшение действующего напряжения и цикл повторяется. Таким образом, процесс релаксации имеет ступенчатый характер, состоящий из отдельных актов ползучести. Степень приближения к идеальной кривой релаксации зависит от интервалов срабатывания системы измерения деформаций, скорости изменения и точности поддержания нагрузки на образце.

Условия релаксации могут задаваться на образцах посредством испытания на растяжение в обоймах различной конструкции, такие условия испытаний обычно применяются для исследования поведения крепежных деталей – болтов и шпилек. Это один из наиболее простых и производительных методов испытаний. К недостаткам таких методов относятся невысокая точность поддержания длины образца во время испытаний, возможная неравномерность нагрева обоймы и образца, снижение жесткости нагружения в процессе проведения испытаний, а также трудно учитываемое развитие процессов релаксации на стадии нагрева в условиях переменной температуры.

Образцы. В зависимости от категории точности применяются образцы различных размеров.

Для всех категорий точности при растяжении используются цилиндрические или пло-

ские образцы. Размеры цилиндрических и плоских образцов для испытания на релаксацию соответствуют требованиям к аналогичным образцам для испытания на ползучесть. Образцы должны иметь начальный диаметр рабочей части d_0 = 10 мм при рабочей длине l, равной 100 или 150 мм. Плоские образцы должны иметь ширину 10 мм с рабочей длиной l = 100 мм, толщина образцов определяется толщиной листа. В образцах других размеров рабочая длина l и начальная площадь поперечного сечения F_0 связаны соотношением $l = 11{,}3\sqrt{F_0}$. При этом начальный диаметр цилиндрических образцов d_0 должен быть не менее 5 мм, а толщина плоских образцов – не менее 3 мм. Размеры испытуемых образцов приведены на рис. 5.1.4 – 5.1.6.

Для второй категории точности может быть использован образец одинакового по длине сопротивления изгибу (рис. 5.1.11).

Для третьей категории точности можно использовать образец на растяжение с рабочей длиной $l = 5{,}65\sqrt{F_0}$, образец на изгиб одинакового по длине сечения (рис. 5.1.12), пружинный образец с квадратным сечением рабочих витков (рис. 5.1.13). При этом отношение среднего диаметра к ширине сечения витка должно быть не менее трех, число витков – не менее двух, высота цилиндрической части должна быть не менее двукратной начальной высоты.

Допустимые отклонения от расчетной длины образца (длины участка образца, на котором задается постоянное во времени перемещение) для всех категорий точности следующие:

для образцов на растяжение – не более ±0,5 % от расчетной длины; для образцов одинакового по длине сопротивления изгибу – не более ±0,5 % от внутреннего диаметра;

для образцов на изгиб одинакового по длине сечения – не более ±0,5 % от заданного среднего диаметра;

для пружинных образцов – не более ±0,5 % от произведения среднего диаметра на число витков.

Допустимые отклонения площади поперечного сечения расчетной части образцов для различных категорий точности (указанных в скобках) следующие:

для цилиндрических образцов при растяжении ±0,5 % (I – III);

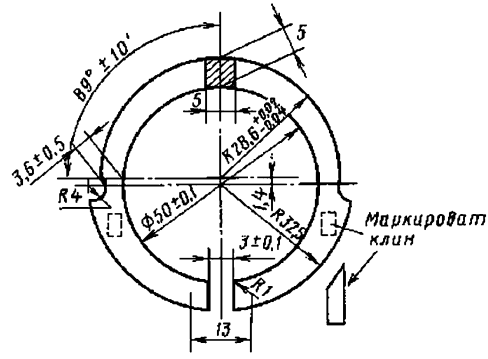


Рис. 5.1.11. Образец одинакового по длине сопротивления изгибу

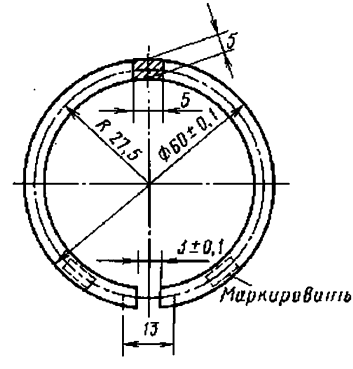


Рис. 5.1.12. Образец одинакового по длине сечения

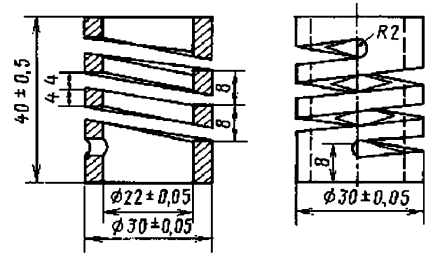


Рис. 5.1.13. Пружинный образец с квадратным сечением рабочих витков для испытаний пароперегревательных труб

для плоских образцов при растяжении ±1 % (I); ±1,5 % (II); ±2 % (III);

для образцов одинакового по длине сопротивления изгибу ±3 % (II); ±4 % (III);

для образцов на изгиб одинакового по длине сечения ±3 % (III);

для пружинных образцов ±5 % (III).

На образцах для испытания на изгиб одинакового по длине сечения, одинакового по длине сопротивления изгибу и пружинных образцах необходимо наносить отпечатки, служащие для отсчета измерения деформации в процессе испытания. Для нанесения отпечатков рекомендуется пользоваться стандартными средствами для измерения твердости по ГОСТ 2999.

При изготовлении образцов нельзя допускать изменения структуры и свойств испытуемого металла.

Проведение испытаний. Для всех видов нагружения в начале процесса испытания устанавливается постоянство задаваемого начального перемещения Δ, конкретный вид и характер которого определяется типом образца:

для цилиндрических образцов – это удлинение в направлении приложения растягивающей нагрузки вдоль оси образца;

для образцов равного по длине сопротивления изгибу и образцов на изгиб одинакового по длине сечения – раскрытие прорези в плоскости образца;

для пружинных образцов – укорочение вдоль оси образца.

При этом для цилиндрических образцов при растяжении и пружинных образцов должно выполняться условие постоянства суммарной деформации (прямые методы), для образцов, испытываемых на изгиб, – только перемещения (косвенные методы).

Испытания при заданной температуре проводятся не менее чем, на трех уровнях начального напряжения, при этом на каждом уровне испытывают не менее двух образцов.

Упругие перемещения (Δ_0 – начальное и Δ_t – по истечении времени t от начала испытания) определяют как разность показаний при измерениях перемещений для нагруженного состояния (C_2) и разгруженного (C_1).

В режиме автоматического поддержания постоянства деформации установленный в захватах испытательной машины и помещенный в печь образец нагревается до температуры испытания и выдерживается при этой температуре до полного прогрева не менее 2 ч. Затем образец нагружается, и одновременно включается система автоматического поддержания постоянства деформации на расчетной части образца. При этом изменение нагрузки регистрируется непрерывно или с таким интервалом, чтобы можно было полностью установить характер релаксации. Скорость нарастания напряжения в образце при нагружении не должна превышать 700 МПа/мин. При нагружении до достижения заданной деформации не допускается удлинение образца вследствие ползучести более чем на 0,01 мм из-за несинхронности включения систем автоматического поддерживания деформации и нагружения образца.

При периодической разгрузке измеряется полученное перемещение или расстояние между нанесенными отпечатками C_1. Затем образец нагружается до достижения расчетного напряжения при температуре (20 ± 5) °С, и измеряется расстояние между отпечатками C_2. В нагруженном состоянии образец помещается в камеру нагревательного устройства. По истечении заданного времени образец извлекается из печи, охлаждается в нагруженном состоянии до температуры (20 ± 5) °С, после этого контролируется величина C_2, выполняется разгрузка и проводится измерение величины C_{1t} – перемещения после испытания на временной базе t. Затем рассчитывается упругое перемещение $\Delta_t = C_2 - C_{1t}$, которое заносится в журнал испытаний. Затем образец вновь нагружается до C_2 и после проверки C_2 с отклонением не более ±0,01 мм помещается в камеру нагревательного устройства.

Для фиксации перемещений образцов, испытываемых на изгиб, обычно пользуются клиньями заданного размера (см. рис. 5.1.12), при испытании пружинных образцов – фиксирующей втулкой.

Материалы клиньев и втулок следует выбирать с коэффициентами линейного расширения, близкими к коэффициенту линейного расширения материала образца, и отличающимися от него не более чем на 5 % для второй категории точности и на 10 % для третьей категории.

Толщину клина (см. рис. 5.1.11) при испытании на изгиб определяют по формуле $h = h_0 + \Delta_0$, где h_0 – ширина прорези в исходном состоянии, высоту втулки при испытании пружинных образцов – по формуле $h = L - \Delta_0$, где L – первоначальная длина образца. При вставке клина в образцы на изгиб перегрузка образца не должна превышать 5 % от расчетных напряжений.

Расстояния между отпечатками C_2, C_1 и C_{1t} должны измеряться на инструментальном микроскопе с ценой деления не более 0,005 мм. Температура помещения во время измерения должна быть (20 ± 5) °С.

Значение задаваемого в процессе испытаний перемещения Δ_0, определяющего уровень начального напряжения σ_0, определяют по формулам:

для цилиндрического и плоского образцов на растяжение

$$\Delta_0 = \sigma_0 l_0 / E_T; \qquad (5.1.2)$$

для образца с одинаковым по длине сопротивлением изгибу

$$\Delta_0 = \sigma_0 / (A_1 E_T), \qquad (5.1.3)$$

где $A_1 = 0{,}000583$ мм$^{-1}$;

для образца на изгиб одинакового по длине сечения

$$\Delta_0 = \sigma_0 / (A_2 E_T), \qquad (5.1.4)$$

где $A_2 = 0{,}000702$ мм$^{-1}$;

для пружинного образца

$$\Delta_0 = \frac{d^2 n \sigma_0}{K D_{ср} G_T}, \qquad (5.1.5)$$

где $D_{ср}$ – средний диаметр пружинного образца; d – начальная толщина витка; n – число рабочих витков; E_T и G_T – соответственно модуль Юнга и модуль сдвига при температуре испытаний; коэффициент $K = 0{,}0207$ при $\gamma = D_{ср} / d = 3$, $K = 0{,}0050$ при $\gamma = 4$, $K = 0{,}0025$ при $\gamma = 6{,}5$ и $K = 0{,}0007$ при $\gamma \geq 10$.

Обработка результатов. В ГОСТ 26007 установлен следующий метод обработки результатов испытаний.

В процессе испытаний без разгрузки на растяжение значение напряжения определяется делением зафиксированного через заданный промежуток времени t значения нагрузки на площадь сечения образца в исходном состоянии. Аналогичным образцом растягивающее (касательное) напряжение при испытаниях без разгрузки на изгиб (кручение) определяется делением величины изгибающего (крутящего) момента по истечении времени t на момент инерции сечения образца в исходном состоянии.

При испытаниях с периодической разгрузкой-нагрузкой образца искомые напряжения определяют по формуле

$$\sigma = \sigma_0 \Delta_t / \Delta_0, \quad \tau = \tau_0 \Delta_t / \Delta_0. \qquad (5.1.6)$$

Кривые релаксации строят в координатах "ордината – напряжение в равномерном масштабе", "абсцисса – время в логарифмическом масштабе". Экстраполяцию результатов проводят графически путем линейного продолжения кривой в указанной системе координат, но не более чем на один порядок по времени. Для построения кривых релаксации допускается использование других координат.

Сравнение разных методов испытаний на релаксацию напряжений показывает, что кривые релаксации кольцевых и цилиндрических образцов становятся подобными за весьма короткое время. В результате параллельных испытаний нескольких кольцевых образцов установлена реальная погрешность (включая влияние обычной неоднородности исследуемого материала, а также неточности изготовления и измерения образцов) в пределах 5...10 % от измеряемого напряжения. Эта погрешность не превосходит реальной погрешности любых длительных горячих испытаний металлов. Это означает, что полученная относительная погрешность определяется в основном естественным разбросом экспериментальных данных, а не специфическим поведением кольцевого образца в условиях релаксации напряжений.

Результаты испытаний на релаксацию напряжений различных сталей и сплавов приводятся в табл. 5.1.3 – 5.1.5.

Представленные в табл. 5.1.3 – 5.1.5 данные характеризуют релаксационную стойкость металлических материалов в условиях, соответствующих эксплуатационным (по температурам и напряжениям). Однако процессы ползучести и релаксации напряжений могут интенсивно развиваться и на различных технологических этапах изготовления деталей и элементов машиностроительного оборудования. После снятия нагрузки проявляется обратная ползучесть (рис. 5.1.14).

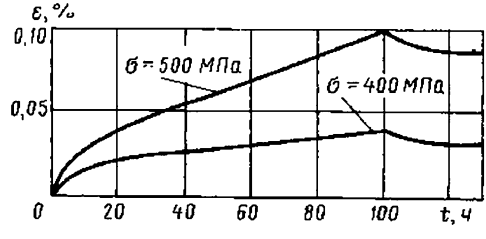


Рис. 5.1.14. Прямая (до 100 ч) и обратная (после 100 ч) ползучесть сплава ХН77ТЮР при $T = 650$ °С

5.1.3. Релаксационная стойкость жаропрочных сталей и сплавов

Материал	Термическая обработка	T, °С	σ_0, МПа	σ_t, МПа, при времени выдержки, ч			
				500	1000	5000	10 000
Сталь 20Х3МВФ перлитного класса	Закалка 1100 °С, охлаждение в масле, отпуск 650 °С	550	300	160	150	117	90
Сталь 11Х12ВМФ мартенситного класса	Закалка 1100 °С, охлаждение в масле, отпуск 700 °С	560	350	125	115	105	95
Сталь 31Х19Н9МВБТ аустенитного класса	Закалка 1150 °С, охлаждение в воде, отпуск 800 °С	560	200	147	144	134	124
Сплав на железо-никелевой основе ХН35ВТ	Закалка 1100 °С, отпуск 700 °С	600	200	180	180	173	170
Сплав на никелевой основе ХН70ВМЮТ	Закалка 1150 °С, охлаждение в масле, отпуск 800 °С	700	200	145	135	115	90

5.1.4. Релаксационная стойкость чугуна с шаровидным графитом

T, °С	σ_0, МПа	σ_t, МПа, при времени выдержки, ч				
		3	7	15	31	63
400	295	270	265	260	255	250
450	270	215	205	190	185	165
500	240	120	105	90	80	70
550	180	60	50	45	35	25
600	110	20	17	10	5	0

5.1.5. Релаксационная стойкость бронзы

Бронза	T, °С	σ_0, МПа	σ_t, МПа, при времени выдержки, ч			
			1	10	32	100
БрОЦС 5-5-5	300	66	53	50	42	40
БрАМц9-2л	300	97,2	53	40	32	30
БрАЖ9-4л	300	324	68	56	46	42

На рис. 5.1.15 сплошные кривые характеризуют падение действительного напряжения в образцах, предварительно растянутых со скоростями движения захвата испытательной машины 12 мм/мин (кривая *1*) и 120 мм/мин (кривая *2*) до относительного удлинения 20 %. Из рисунка следует, что увеличение на порядок скорости предварительного деформирования образца не вносит заметных изменений в интенсивность релаксационного процесса. Кроме того, повышенная способность к релаксации напряжений латуни Л62 приводит к тому, что остаточные напряжения в объеме горячештампованой в изотермических условиях поковки невелики.

При рассмотрении процесса релаксации можно допустить, что жесткость элементов испытательной машины соизмерима с жесткостью образца, поэтому условие релаксационного испытания имеет вид

$$\Delta l + \Delta l_{\text{м}} = \text{const}, \qquad (5.1.7)$$

где Δl – удлинение образца; $\Delta l_{\text{м}}$ – удлинение, связанное с деформацией элементов машины.

Так как полное удлинение образца представляет собой сумму упругого удлинения и удлинения вследствие ползучести, то, продифференцировав обе части равенства (5.1.7) по времени и выполнив преобразования, получим

$$\dot{\varepsilon} + \frac{\dot{\sigma}}{E} + \frac{\dot{\sigma}F}{cl} = 0, \qquad (5.1.8)$$

где E – модуль упругости материала образца при данной температуре; c – жесткость элементов машины; F и l – соответственно площадь поперечного сечения и длина образца в начале испытаний на релаксацию.

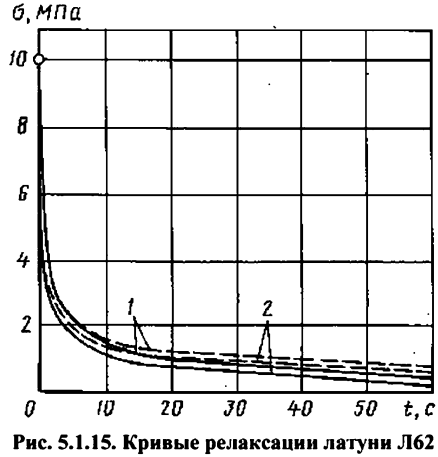


Рис. 5.1.15. Кривые релаксации латуни Л62 при T = 800 °С (сплошные линии – эксперимент, штриховые линии – расчет)

Предполагая зависимость скорости ползучести $\dot{\varepsilon}$ от напряжения σ в виде $\dot{\varepsilon} = k\sigma^n$, где k и n – константы материала, из соотношения (5.1.8) получим уравнение релаксации

$$k\sigma^n + \frac{\dot{\sigma}}{E} + \frac{\dot{\sigma}F}{cl} = 0. \qquad (5.1.9)$$

Проинтегрировав уравнение (5.1.9) при условии, что в начальный момент $\sigma = \sigma_0$, получим уравнение кривой релаксации:

$$\sigma = \sigma_0 \Bigg/ \left[1 + \frac{k(n-1)\sigma_0^n t}{\frac{1}{E} + \frac{F}{cl}}\right]^{\frac{1}{n-1}}. \qquad (5.1.10)$$

Если жесткость частей машины велика по сравнению с жесткостью образца, т.е. $F/(cl) << 1/E$, то уравнение (5.1.10) является уравнением "чистой" релаксации образца при его фиксированной длине. Полученные таким образом теоретические кривые релаксации достаточно хорошо согласуются с экспериментальными кривыми.

5.1.3. АНАЛИТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПРОЦЕССОВ ПОЛЗУЧЕСТИ И РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Описание процесса ползучести может проводиться на основе феноменологических зависимостей, с использованием механических моделей вязкоупругого тела, либо на уровне физических моделей с применением структурных и термоактивационных параметров. Из-за неоднородности микроструктуры металлических материалов и сложности описания структурных процессов развития ползучести, проявляющихся в микрообъемах материала, весьма сложно перейти к количественному прогнозированию процессов ползучести металлов в элементах конструкций на базе физических моделей. Применение механических моделей дает возможность лишь качественно или в узком диапазоне изменения параметров нагружения описать процессы ползучести для конкретных конструкционных материалов. При расчетах используют зависимости, основанные на феноменологическом подходе с применением различного рода аналитических моделей или механических теорий ползучести.

Аналитические зависимости кривых ползучести. Существует много математических выражений, предназначенных для описания процесса ползучести и связывающих между собой текущие значения деформации, времени, температуры и напряжения. Как правило, такие зависимости основаны на подборе конкретных математических функций, достаточно адекватно описывающих отдельные этапы процесса ползучести в исследуемом диапазоне температур и напряжений. При обработке экспериментальных данных определяют коэффициенты этих уравнений, что позволяет описать процесс ползучести с учетом его стадийности в виде (см. рис. 5.1.1, 5.1.2):

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \varepsilon_{\text{I}} + \varepsilon_{\text{II}} + \varepsilon_{\text{III}}, \qquad (5.1.11)$$

где ε – текущее значение деформации ползучести; ε_0 – мгновенная деформация; ε_{I}, ε_{II}, ε_{III} – деформации ползучести соответственно на I, II и III стадиях.

Соответствующие уравнения могут иметь вид, зависящий только от времени, в виде степенной логарифмической или параболической функции. Ряд уравнений включает связь с температурными параметрами в виде степенной или экспоненциальной функции.

На практике часто используется описание I и II стадий ползучести в виде степенной функции от времени, которая для ряда металлов и сплавов имеет вид

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \beta t^n + \dot{\varepsilon}_{\text{II}} t, \qquad (5.1.12)$$

где β – постоянная; t – время; n – показатель степени, характеризующий ползучесть на I стадии; $\dot{\varepsilon}_{\text{II}}$ – скорость установившейся ползучести для заданных условий нагружения.

Показатель степени в зависимости от деформации, условий испытаний и типа материала может изменяться от 0,1 до 1. При n = 1/3 уравнение (5.1.12) превращается в известное уравнение ползучести Андраде.

В большинстве аналитических выражений III стадия ползучести не рассматривается, поскольку связана со значительным формоизменением и окончательным разрушением конструкции. Тем не менее при необходимости ее часто представляют степенным выражением вида

$$\varepsilon_{\text{III}} = \gamma t^m, \qquad (5.1.13)$$

где $m > 1$ – показатель степени, описывающий деформирование в условиях ускоренной ползучести; γ – константа материала.

Общий вид экспоненциальных зависимостей ползучести от времени может быть представлен в виде

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \varepsilon_{01}(1 - \mathbf{e}^{-rt}) + \dot{\varepsilon}_{\text{II}} t, \qquad (5.1.14)$$

где ε_{01} – предельная деформация на неустановившейся стадии; r – отношение скорости неустановившейся ползучести к деформации на неустановившейся стадии; $\dot{\varepsilon}_{\text{II}}$ – скорость ползучести на установившейся стадии.

Уравнение в виде (5.1.12) и его комбинации хорошо описывают кривые ползучести металлических материалов в интервале температур, равном $(0{,}3\ldots0{,}4)T_{\text{пл}}$ (где $T_{\text{пл}}$ – температура плавления). При более высоких температурах ползучести, равных $(0{,}4\ldots0{,}6)T_{\text{пл}}$, лучшее соответствие экспериментальным данным для металлических материалов у уравнения (5.1.14).

Механические теории ползучести. Кроме чисто аналитических выражений, для описания процесса ползучести используется ряд уравнений, связывающих кинетику изменения деформации, действующее напряжение, время и температуру, базирующихся на заданном виде исходных теоретических предпосылок. Основное назначение этих уравнений – универсальное описание деформирования, включая широкие экспериментальные пределы по температурным и силовым условиям нагружения, при развитии относительно малых и относительно больших деформаций, а также в условиях изменяющегося по своим силовым и температурным параметрам эксперимента. Такое силовое температурное изменение параметров может происходить как при специальном задании программы эксперимента, например при ступенчатом изменении температуры или напряжения, так и в условиях изменения условий нагружения вследствие уменьшения площади поперечного сечения детали или образца в условиях развивающихся деформаций ползучести.

Существуют следующие основные определения для механических теорий ползучести:

механическое уравнение состояния, определяющее соотношение, связывающее деформацию, механические и условные параметры состояния;

теория установившейся ползучести – механическое уравнение состояния, связывающее скорость деформирования $\dot{\varepsilon}$ с напряжением σ и температурой T $[\dot{\varepsilon} = f(\sigma, T)]$;

теория старения – теория, связывающая деформацию ползучести ε с напряжением σ, температурой и временем $(\varepsilon = f(\sigma, T, t))$;

теория течения – теория, связывающая скорость деформирования с напряжением, температурой и временем $[\dot{\varepsilon} = f(\sigma, T, t)]$;

теория упрочнения – механическое уравнение состояния, связывающее скорость изменения деформации ползучести с напряжением, температурой и деформацией ползучести $[\dot{\varepsilon} = f(\sigma, T, \varepsilon)]$.

Теория установившейся ползучести – одна из наиболее простых форм механических теорий ползучести, связывающая скорость деформирования на установившейся стадии с напряжением и температурой. По этой теории зависимости ползучести представляются семейством прямых, проходящих через начало координат, угол наклона которых зависит от σ и T. Теория применима в основном для развитой II стадии ползучести, протекающей с относительно постоянной скоростью, когда мгновенной начальной деформацией на I стадии ползучести можно пренебречь или ввести соответствующие поправки. Любые отклонения от данных условий, например, значительная доля деформации ползучести на I стадии или неоднородный характер деформирования на II стадии ползучести, а также нестационарные режимы нагружения приводят к неудовлетворительным результатам.

Теория старения. Для описания наряду с участком кривой ползучести на II стадии неустановившегося участка на I стадии в качестве простейшей теории в ряде случаев можно использовать теорию старения

$$\varepsilon = F(\sigma, t) \quad \text{при} \quad T = \text{const}. \qquad (5.1.15)$$

Суть теории старения заключается в однозначности определения деформации ползучести двумя параметрами – действующим напряжением и текущим временем, т.е. теми параметрами, которые определяют процесс изменения свойств материала при его "старении" под действием механического напряжения.

Если имеется набор гладких экспериментальных кривых $\varepsilon(\sigma, t)$, можно с заданной степенью точности подобрать достаточно простую функцию $F(\sigma, t)$, которая непосредственно без сложного математического преобразования опишет наблюдаемое семейство кривых.

Наиболее эффективным применением теории старения является описание семейства кривых ползучести без применения сложных аналитических подходов на основе конкретного представления выражения (5.1.15), например, в наиболее часто применяемом виде:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \sigma^n \Omega(t), \qquad (5.1.16)$$

где ε_0 – мгновенная деформация упругости; $\Omega(t)$ – функция подобия кривых ползучести; $n > 1$ – постоянная для данной температуры и материала величина, значение которой и конкретный вид функции подобия $\Omega(t)$ определяются при обработке кривых ползучести.

Такое представление предполагает геометрическое подобие зависимостей ползучести. Весьма удобным может оказаться применение этой теории для случаев постоянных или незначительно меняющихся параметров нагружения в сложных случаях поведения материалов, связанных с необходимостью описания действия дополнительных факторов (например, коррозии) или изменения свойств и структуры материала в заданных условиях нагружения.

Теория течения. Одной из модификаций теории старения, получившей весьма широкое распространение, является теория старения в форме течения, часто называемая теорией течения. Она характеризуется выражением

$$\dot{\varepsilon} = f(\sigma, t). \qquad (5.1.17)$$

Наиболее простая форма теории течения была предложена Дэйвенпортом в 1938 г.:

$$\dot{\varepsilon} = \sigma^n B(t). \qquad (5.1.18)$$

Она получила наибольшее из соотношений вида (5.1.17) применение, в частности с использованием выражения $B(t) = \dfrac{d\Omega}{dt}$, где $B(t)$ – положительная убывающая функция, которая становится константой при $\dot{\varepsilon}_{II} = \text{const}$. Выражение (5.1.18) достаточно удобно для описания деформирования материалов с изменениями свойств или структуры в процессе ползучести. В уравнениях теорий старения и течения время содержится в явном виде, т.е. предполагается зависимость свойств материала от времени, и поэтому эти теории можно обоснованно применять для структурно нестабильных материалов в условиях, когда эта структурная нестабильность может проявиться.

Теория упрочнения. Пусть, как и в (5.1.17), скорость ползучести зависит от двух параметров, однако заменим второй параметр t деформацией ползучести ε:

$$\dot{\varepsilon} = f(\sigma, \varepsilon). \qquad (5.1.19)$$

В уравнение (5.1.19) время не входит, поэтому эта теория инвариантна относительно отсчета времени t. Можно достаточно хорошо описать экспериментальные результаты, если задать уравнение (5.1.19) в виде

$$\varepsilon^{\beta}\dot{\varepsilon} = f(\sigma), \qquad (5.1.20)$$

где ε – деформация ползучести без учета начальной деформации ε_0; β – показатель упрочнения.

Наиболее простой формой функции $f(\sigma)$ является выражение $f(\sigma) = c\sigma^b$, где b и c – константы уравнения, зависящие от температурных условий и определяемые по результатам испытаний.

Основой теории упрочнения является предпосылка об уменьшении скорости ползучести на неустановившейся стадии (упрочнении материала), которое определяется величиной накопленной деформацией ползучести, а также действующим напряжением и температурой испытания. Уравнение, которое связывает эти величины, имеет вид

$$f(\dot{\varepsilon}, \sigma, \varepsilon) = 0 \qquad (5.1.21)$$

или

$$\dot{\varepsilon} = f(\sigma, \varepsilon). \qquad (5.1.22)$$

Обобщенные выражения теории упрочнения также называют уравнениями состояния, так как они не содержат зависимости от времени в явном виде и достаточно эффективно используются для описания процессов ползучести, в том числе в случаях изменения условий нагружения по ступенчатому графику, при уменьшении и увеличении интенсивности нагружения. Однако для решения практических задач с использованием уравнений состояния необходимо применять достаточно сложный математический аппарат.

Применение механических теорий ползучести при ступенчатом нагружении и для описания больших деформаций нагружений. Наиболее очевидным и технически доступным способом проверки технических теорий ползучести является анализ их соответствия данным, полученным при ступенчатом изменении напряжений во времени. Если рассмотреть процесс ступенчатого перехода от одного напряжения к другому, то, не конкретизируя вид соотношений, можно указать, какова должна быть кривая ползучести после смены напряжения с σ_1 на σ_2.

На рис. 5.1.16 изображены две кривые ползучести *OAE* и *OCBD*, описывающие деформирование материала при постоянных напряжениях соответственно σ_1 и σ_2 ($\sigma_1 < \sigma_2$).

Рассмотрим простейший пример влияния переменности напряжения $\sigma(t)$. Пусть $\sigma(t) = \sigma_1$ постоянно в течение времени $0 < t < t_1$, затем оно скачком изменяется до $\sigma = \sigma_2$ и в дальнейшем остается постоянным.

Пусть напряжение при $0 < t < t_1$ постоянно: $\sigma = \sigma_2$. Это значит, что при $t = t_1$ деформация ползучести $\varepsilon(t_1) = \varepsilon_1$ изображается на рис. 5.1.16 точкой *A*.

Согласно теории старения деформация в произвольный момент времени t обусловливается напряжением, действующим при этом же значении t. Это означает, что деформация ползучести, определяемая с помощью этой теории, совершенно не зависит от предыстории нагружения. Поэтому кривая $\varepsilon^c(t)$ при $t > t_1$ определяется свойствами ползучести при $\sigma = \sigma_2$, т.е. кривая ползучести после ступенчатой догрузки совпадает с кривой *BD*. Таким образом, согласно теории старения для данного

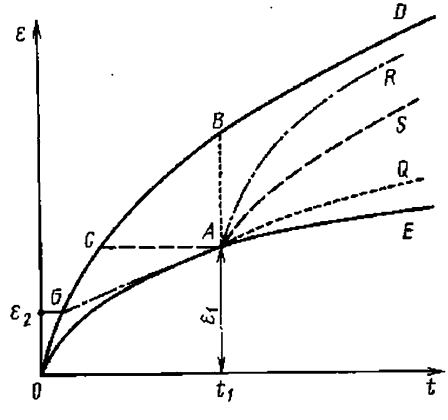


Рис. 5.1.16. Кривые ползучести по различным механическим теориям

нагружения скачок напряжения должен неизбежно вызывать скачок деформации ползучести (от точки A до точки B), т.е. разрыв кривой ползучести, что противоречит экспериментальным данным.

Рассмотрим форму кривой ползучести при ступенчатом напряжении, соответствующую теории течения. Согласно (5.1.17) скорость ползучести в произвольный момент времени t зависит только от напряжения, действующего при том же значении t.

Следовательно, при любом $t > t_1$ производная $\varepsilon^c(t)$ совпадает с производной к кривой BD при том же значении t. Это всегда выполняется, если искомая кривая $\varepsilon^c(t)$ при $t > t_1$ отличается от кривой BD на постоянную величину. Для устранения скачка кривой $\varepsilon^c(t)$ опустим BD вниз до совмещения точек B и A, в результате чего получим кривую AQ. Согласно построению, ординаты кривых BD и AQ при любом t различаются на постоянную величину, равную длине отрезка AB.

Теория упрочнения в простейшей форме предполагает, что скорость ползучести в явном виде не зависит от времени t, она определяется напряжением и деформацией ползучести, накопленной к рассматриваемому значению времени t. Проведем через точку A горизонтальную штриховую линию AC до ее пересечения с кривой OBD. Затем перенесем участок этой кривой CBD горизонтально до совмещения точек C и A, получим кривую AS, при произвольном $\varepsilon > \varepsilon_1 = \varepsilon(t_1)$ скорость ползучести $\dot{\varepsilon}$ совпадает с величиной ε, соответствующей точке кривой CB с тем же значением ε^c; так как кривая ползучести $OCBD$ получена при $\sigma = \sigma_2$, то условие (5.1.20) выполнено и кривая AS действительно удовлетворяет теории упрочнения.

Экспериментальным данным, как правило, лучше других рассмотренных теорий соответствует теория упрочнения, но и она дает расхождения, выходящие за рамки естественного разброса данных. Как правило, экспериментальная скорость ползучести, наблюдаемая сразу после догрузки, превышает значения скорости ползучести в этот момент времени, вытекающие из теорий течения и упрочнения.

Рассмотрим вопросы применения механических теорий для случаев развития больших деформаций ползучести. При выводе уравнений кривых ползучести в общем случае примем, что начальные участки нелинейны и подобны:

$$\varepsilon = \sigma_0^n \Omega(t). \qquad (5.1.23)$$

В частном случае линейности начальных участков

$$\Omega(t) = kt, \qquad (5.1.24)$$

где k – коэффициент пропорциональности.

Доказано, что большие равномерные деформации ползучести можно рассчитать по зависимостям для ползучести с малыми деформациями, если ввести в них:

действительные напряжения σ [14] в виде

$$\sigma = \frac{P}{F} = \frac{P(1+\varepsilon)}{F_0} = \sigma_0(1-\varepsilon), \qquad (5.1.25)$$

где P – действующая нагрузка;

логарифмические деформации ползучести

$$\bar{\varepsilon} = \ln\frac{l}{l_0} = \ln\frac{l_0 + \Delta l}{l_0} = \ln(1+\varepsilon), \qquad (5.1.26)$$

где l_0 и l – длина образца соответственно в начальный момент времени и по истечении времени t;

скорость логарифмической деформации $\dot{\bar{\varepsilon}}$

$$\dot{\bar{\varepsilon}} = \frac{\dot{\varepsilon}}{1+\dot{\varepsilon}}. \qquad (5.2.27)$$

Теория старения. Зависимость между логарифмической деформацией ползучести, действительным напряжением и временем, которая в частном случае малых деформаций соответствует зависимости (5.1.23), имеет вид

$$\bar{\varepsilon} = \sigma^n \Omega(t), \qquad (5.1.28)$$

где показатель степени n и функцию подобия кривых ползучести определяют по экспериментальным данным.

Из выражения (5.1.28), используя соотношения (5.1.25) и (5.1.26), находим

$$\Omega(t) = \frac{\ln(1+\varepsilon)}{\sigma^n (1+\varepsilon)^n}. \qquad (5.1.29)$$

В частном случае линейности начальных участков кривых ползучести из формул (5.1.24) и (5.1.29) следует, что

$$t = \frac{1}{k\sigma_0^n} \frac{\ln(1+\varepsilon)}{(1+\varepsilon)^n}. \qquad (5.1.30)$$

Теория течения. Зависимость между скоростью логарифмической деформации ползучести [см. (5.1.27)], действительным напряжением и временем, согласующаяся с уравнением (5.1.23) для малых деформаций, имеет вид

$$\dot{\bar{\varepsilon}} = \sigma^n B(t), \qquad (5.1.31)$$

где

$$B(t) = \frac{d\Omega(t)}{dt}. \qquad (5.1.32)$$

Преобразовав выражение (5.1.31) и используя соотношения (5.1.25) и (5.1.27), получим

$$\frac{d\varepsilon}{(1+\varepsilon)^{n+1}} = \sigma^n B(t)dt. \qquad (5.1.33)$$

Проинтегрировав это уравнение при начальных условиях $t = 0$, $\Omega(0) = 0$, $\varepsilon = 0$ и использовав соотношение (5.1.31), находим, что

$$\varepsilon = \left[1 - n\sigma_0^n \Omega(t)\right]^{-\frac{1}{n}} - 1. \qquad (5.1.34)$$

В частном случае линейности начальных участков кривых ползучести из формулы (5.1.34), учитывая соотношение (5.1.24) и условие

$$\dot{\varepsilon}(0) = \dot{\varepsilon}_{\min} = k\sigma_0^n, \qquad (5.1.35)$$

определяем, что

$$\varepsilon = \left[1 - n\dot{\varepsilon}(0)t\right]^{-\frac{1}{n}} - 1. \qquad (5.1.36)$$

Теория упрочнения. Зависимость между логарифмической деформацией ползучести, ее скоростью и действительным напряжением, согласующаяся с уравнением (5.1.23) для малых деформаций, имеет вид

$$\dot{\bar{\varepsilon}}(\bar{\varepsilon})^\beta = \alpha\sigma^\nu, \qquad (5.1.37)$$

где α, β, ν – экспериментальные константы.

При малых деформациях, когда $\dot{\bar{\varepsilon}} = \dot{\varepsilon}$, $\bar{\varepsilon} = \varepsilon$, $\sigma = \sigma_0 = \text{const}$, проинтегрировав уравнение (2.1.35), получим

$$\varepsilon = [\alpha(\beta+1)]^{\frac{1}{\beta+1}} \sigma_0^{\frac{\nu}{\beta+1}} t^{\frac{1}{\beta+1}}. \qquad (5.1.38)$$

Сравнив это выражение с (5.1.33), делаем вывод, что

$$n = \frac{\nu}{\beta+1}, \quad \Omega(t) = [\alpha(\beta+1)]^{\frac{1}{\beta-1}} t^{\frac{1}{\beta-1}}. \qquad (5.1.39)$$

В частном случае линейных начальных участков кривых ползучести

$$\beta = 0,\ n = \nu,\ k = \alpha,\ \nu = n,\ \alpha = k. \qquad (5.1.40)$$

Получим теперь уравнение кривой ползучести с учетом изменения площади поперечного сечения. Используя соотношения (5.1.23) – (5.1.25), преобразуем выражение (5.1.37) к виду

$$\frac{[\ln(1+\varepsilon)]^\beta}{(1+\varepsilon)^{\nu+1}} d\bar{\varepsilon} = \alpha\sigma_0^\nu dt. \qquad (5.1.41)$$

Проинтегрировав это выражение при начальных условиях $t = 0$, $\varepsilon = 0$, получим

$$t = \frac{1}{\alpha\sigma_0^\nu} \int_0^\varepsilon \frac{[\ln(1+\varepsilon)]^\beta}{(1+\varepsilon)^{\nu+1}} d\varepsilon. \qquad (5.1.42)$$

В частном случае линейности начальных участков кривых ползучести (5.1.40) из соотношения (5.1.42) получаем выражение (5.1.36), т.е., как и следовало ожидать, в этом случае теории течения и упрочнения совпадают.

Из вышесказанного можно отметить преимущества и недостатки различных технических теорий.

Теория старения не может описать ступенчатое нагружение, так как согласно ей в момент изменения напряжения деформация ползучести должна иметь разрыв, что не соответствует реальным данным. Кроме того, она прогнозирует деформацию разрушения, не зависящую от напряжения и не согласующуюся с экспериментальными значениями. Так, для алюминиевого сплава Д16 при 450 °С предельная деформация по этой теории должна равняться 15,4 %, однако в действительности только равномерное деформирование происходило до $\varepsilon = 20$ %, а разрушались образцы с относительным удлинением 32...34 %. В то же время соотношение (5.1.28) очень удобно при определении напряжений и деформаций, когда известно решение нелинейной упругой задачи. В этом случае $\Omega(t)$ играет роль коэффициента пропорциональности и время t входит параметрически в известные решения. Наилучшие результаты использования теории старения в расчетах получают, когда априори известно,

что напряжения в рассматриваемом элементе конструкции меняются незначительно (например, диск, вращающийся с постоянной угловой скоростью, труба под давлением при малых изменениях амплитуды давления). Дополнительным преимуществом использования соотношения (5.1.28) является то, что в ряде случаев при расчетах могут быть использованы непосредственно экспериментальные кривые без их аппроксимации приближенными аналитическими зависимостями.

Теория течения хорошо описывает только вторые, линейные, участки кривых ползучести. Поэтому она удобна при расчетах в случаях, когда первый участок кривой ползучести отсутствует или пренебрежимо мал, что обычно бывает при кратковременной ползучести (высокотемпературная обработка металлов давлением, непрерывное литье заготовок и т.д.). Если конструкция эксплуатируется в условиях ползучести без упрочнения и если нет существенных признаков накопления поврежденности в материале (не достигнут третий участок), то соотношение (5.1.35) наилучшим образом описывает процесс ползучести структурно устойчивых материалов. Теория течения удовлетворительно описывает ползучесть при переменных напряжениях.

Теория упрочнения хорошо описывает кривые ползучести на их первом участке и не описывает процесс ползучести с постоянной скоростью. Третьи участки кривых ползучести по теории упрочнения начинаются при одном и том же удлинении независимо от напряжения. При этом второй, линейный, участок вырождается в точку перегиба. Недостатком является прогнозирование бесконечно большой скорости ползучести в начальный момент. Теория упрочнения достаточно хорошо описывает ползучесть в условиях изменения напряжения.

Сопоставление степени согласования экспериментальных и расчетных кривых ползучести позволяет сделать некоторые общие выводы:

соответствующим выбором коэффициентов уравнений ползучести теории старения, течения и упрочнения можно получить хорошее описание единичной кривой ползучести в достаточно широком диапазоне деформаций ползучести;

уравнение теории упрочнения дает возможность хорошо описать только начальные участки семейства кривых ползучести;

описание семейства кривых ползучести в произвольно широком диапазоне напряжений уравнениями ползучести любого типа при постоянных коэффициентах невозможно. Поэтому при расчете на ползучесть с использованием той или иной теории необходимо коэффициенты уравнений определять из опытов, при этом напряжения должны быть близки к расчетным.

Аналитическое описание кривых релаксации получают из уравнений теории ползучести при условии постоянства деформации ползучести $\varepsilon = \text{const}$. В эти уравнения релаксации входит модуль упругости E при данной температуре.

Уравнение семейства кривых релаксации в неявном виде:

по теории старения

$$E\Omega\sigma^n + \sigma = \sigma(0); \qquad (5.1.43)$$

по теории течения

$$\sigma = \sigma(0)\left[1 + (n-1)E\sigma^{n-1}(0)\Omega\right]^{-\frac{1}{n-1}}; \quad (5.1.44)$$

по теории упрочнения

$$t = \frac{1}{2^{\beta}\alpha E^{\beta+1}} \int_{\sigma}^{\sigma(0)} \frac{[\sigma^2(0) - \sigma^2]\,d\sigma}{\sigma^{\nu+\beta}}, \quad (5.1.45)$$

где α, β – коэффициенты.

Кривые релаксации напряжений можно описать с помощью теории ползучести, подставив в них экспериментально определяемые константы и считая деформацию постоянной. Обычно, если напряжение не превышает предела упругости, с экспериментальными данными лучше совпадают расчетные данные по теории упрочнения вследствие того, что длительность первой стадии кривой релаксации и первого участка кривой ползучести примерно одинакова. Разупрочнение жаропрочных сплавов под действием температуры в условиях релаксации напряжений протекает значительно интенсивнее, чем в условиях ползучести. Это различие увеличивается с повышением температуры. Следовательно, уравнение теории упрочнения и значения соответствующих постоянных лучше согласуются с процессом релаксации напряжений.

При сравнительно высоких температурах удовлетворительного совпадения можно достичь и расчетом релаксации по теории старения. Если необходимо расчетным путем определить гарантированный предел релаксации, целесообразно использовать теорию течения. Когда начальные напряжения превышают предел упругости, кривые релаксации могут быть вычислены по теории течения со структурны-

ми парамстрами. В случае очень высоких температур, а также очень больших сроков службы конструкции релаксацию можно рассчитывать с помощью формул, основанных на теории постоянной скорости ползучести.

5.1.4. РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛЗУЧЕСТИ

На рис. 5.1.17 представлены кривые ползучести алюминиевого сплава Д16 при температурах от 20 °С (рис. 5.1.17, *а*) до уровня солидуса (рис. 5.1.17, *в*), а также между солидусом и ликвидусом (рис. 5.1.17, *г*). С повышением напряжения начальный участок кривой ползучести исчезает (рис. 5.1.17, *б*), в результате чего минимальная скорость ползучести $\dot{\varepsilon}_{\min}$ становится равной начальной скорости $\dot{\varepsilon}(0)$. При более высоких температурах начальные участки отсутствуют у всех кривых ползучести (рис. 5.1.17, *в* и *г*). Константы k и n из выражения (5.1.35) определяют с помощью графика (рис. 5.1.18), на котором в логарифмических координатах нанесены значения $\dot{\varepsilon}_{\min}$ кривых ползучести с рис. 5.1.17, *б*.

Как видно из рис. 5.1.18, экспериментальные точки практически совпадают с прямой, по положению которой вычисляют значения коэффициентов n и k.

Функцию подобия кривых ползучести $\Omega(t)$ строят (рис. 5.1.19) по уравнению (5.1.23), разделив значения ε^c каждой кривой ползучести на соответствующее значение σ^n.

Для определения констант α, β, ν из формулы (5.1.38) в логарифмических координатах строят начальные участки кривых ползучести (см. рис. 5.1.17, *б*) так, как показано на рис. 5.1.20, *а*. Угловой коэффициент $1/(\beta+1) = m$ из уравнения (5.1.38) позволяет вычислить значения β для всех прямых графика на рис. 5.1.20, *а*. Обычно эти значения усредняют. Значения p, отсекаемые данными прямыми при $t = 1$ с, откладывают в логарифмических координатах на графике $p_{t=1}(\sigma_0)$, как показано на рис. 5.1.20, *б*. Расположение точек на рис. 5.1.20, *б* хорошо апроксимируется прямой линией, что и позволяет вычислить α и ν.

Полученные для данного случая значения констант уравнений приведены в табл. 5.1.6 и 5.1.7.

Функции подобия кривых ползучести, соответствующие схеме рис. 5.1.19, представлены на рис. 5.1.21 и 5.1.22.

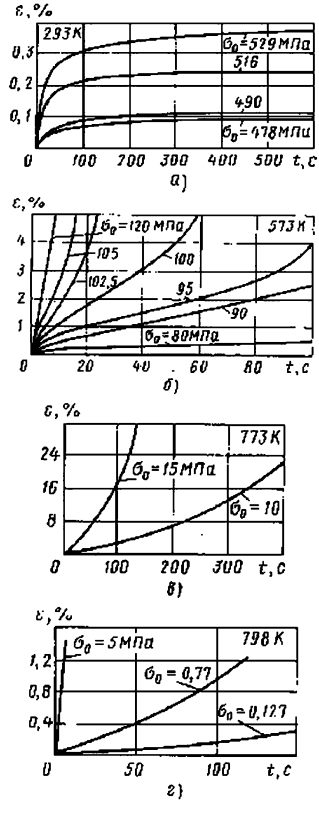


Рис. 5.1.17. Кривые кратковременной ползучести алюминиевого сплава Д16 при температурах 20 °С (*а*), 300 °С (*б*), 500 °С (*в*), 525 °С (*г*)

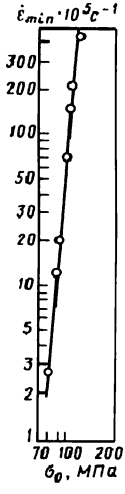


Рис. 5.1.18. Диаграмма для определения констант уравнения теории течения (алюминиевый сплав Д16, $T = 350$ °С)

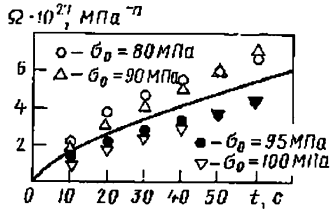


Рис. 5.1.19. Схема построения функции подобия кривых ползучести $\Omega(t)$ алюминиевого сплава Д16 при $T = 300$ °С

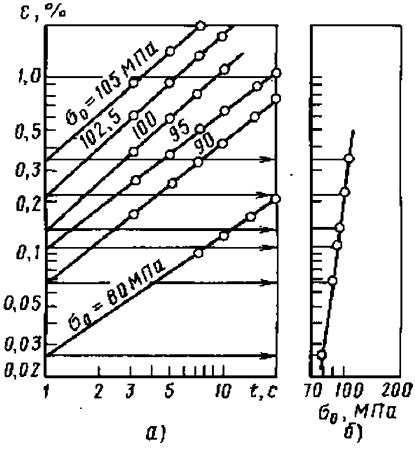


Рис. 5.1.20. Диаграмма для определения констант уравнения теории упрочнения (алюминиевый сплав Д16, $T = 300$ °С)

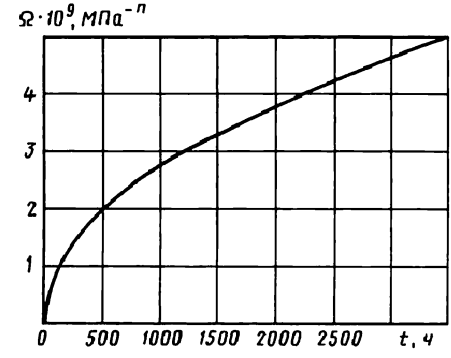


Рис. 5.1.21. Функция подобия кривых ползучести стали 35 при $T = 454$ °С и $n = 3,44$

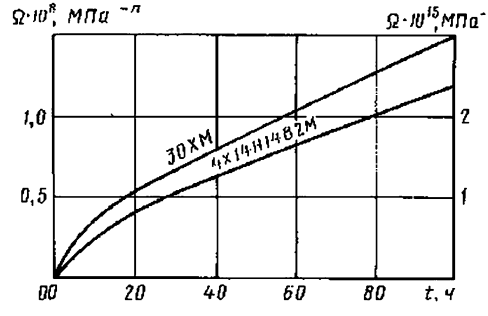


Рис. 5.1.22. Функция подобия кривых ползучести сталей 30ХМ (шкала справа, $T = 500$ °С, $n = 5,33$) и 4Х14Н14В2М (шкала слева, $T = 800$ °С, $n = 4,0$)

5.1.6. Значения экспериментально определяемых констант уравнения $\dot{\varepsilon}_{min} = k\sigma_0^n$

Материал	T, °С	k, (МПа)$^{-n}$ ч$^{-1}$	n
Углеродистая сталь Ст1	427	$0,32 \cdot 10^{-21}$	6,24
	538	$1,43 \cdot 10^{-11}$	3,04
	649	$9,04 \cdot 10^{-9}$	3,03
Хромомолибденовая сталь 30ХМ	500	$2,46 \cdot 10^{-17}$	5,33
Хромомолибденовая сталь 60Х16М2А	500	$8,19 \cdot 10^{-12}$	1,82
	600	$3,03 \cdot 10^{-11}$	2,59
	550	$2,31 \cdot 10^{-11}$	2,12
Хромомолибденовая сталь 25Х1МФ	450	$9,63 \cdot 10^{-15}$	2,99
	550	$9,34 \cdot 10^{-11}$	2,06
Хромоникельвольфрамовая сталь ХНВМ12	500	$8,57 \cdot 10^{-25}$	7,76
	700	$2,46 \cdot 10^{-15}$	5,21

Продолжение табл. 5.1.6

Материал	T, °С	k, $(\text{МПа})^{-n}\ \text{ч}^{-1}$	n
Хромоникельвольфрамовая сталь 45Х14Н14В2М	600	$2{,}00 \cdot 10^{-10}$	3,00
	700	$1{,}24 \cdot 10^{-8}$	2,90
Медь	165	$3{,}65 \cdot 10^{-10}$	1,60
	235	$5{,}63 \cdot 10^{-9}$	2,16
Сплав ХН77ТЮР	700	$5{,}15 \cdot 10^{-19}$	5,23
Сплав 4Х12Н8Г8МФБ	700	$3{,}00 \cdot 10^{-17}$	5,00
Алюминиевый сплав Д16	300	$3{,}6 \cdot 10^{-30}$	13,1
	350	$1{,}58 \cdot 10^{-16}$	10,2
	400	$3{,}15 \cdot 10^{-16}$	7,3
	450	$1{,}11 \cdot 10^{-10}$	4,7
	475	$2{,}68 \cdot 10^{-10}$	4,8
	500	$3{,}24 \cdot 10^{-10}$	3,9

5.1.7. Значения экспериментально определенных констант уравнения $\dot{\varepsilon}\varepsilon^{\beta} = \alpha\sigma_0^{\gamma}$

Материал	T, °С	σ_0, МПа	α, $(\text{МПа})^{-n}\ \text{ч}^{-1}$	β	γ
Медь	165	0…75	$3{,}09 \cdot 10^{-11}$	1,54	4,06
Сталь 35	454	0…55	$4{,}32 \cdot 10^{-19}$	1,41	8,31
Сталь 25Х1МФ	500	0…180	$1{,}24 \cdot 10^{-23}$	2,27	6,16
Сталь 30ХМ	500	0…280	$1{,}36 \cdot 10^{-12}$	0,94	10,4
Сталь Х414Н14В2М	800	0…30	$3{,}25 \cdot 10^{-15}$	1,00	8,0
Алюминиевый сплав Д16	300	80…105	$7{,}64 \cdot 10^{-33}$	0,22	15,2
Сплав ХН77ТЮР	700	300…450	$3{,}00 \cdot 10^{-20}$	0,41	7,3
Сплав 4Х12Н8ГМФБ	700	270…500	$9{,}67 \cdot 10^{-20}$	0,50	7,5
Сталь 12ХТМФ	1150	10…20	$5{,}02 \cdot 10^{-12}$	0,80	4,6

5.1.5. КИНЕТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ. ИЗОХРОННЫЕ КРИВЫЕ ПОЛЗУЧЕСТИ

Поскольку в процессе ползучести происходит постоянное изменение свойств материала, которое определяется его текущим структурным состоянием, зависимость между деформацией ползучести ε, напряжением σ и температурой T по гипотезе, разработанной Ю.Н. Работновым, может быть представлена в виде

$$\dot{\varepsilon} = f(\sigma, T, q_i)\,,\ i = 1, 2, \ldots, n, \quad (5.1.46)$$

где $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформаций ползучести; q_i – структурные параметры, характеризующие состояние материала в рассматриваемый момент времени.

Изменение структурного состояния через изменение структурных параметров характеризуется уравнением вида

$$\dot{q}_i = A_i\dot{\sigma} + B_i\dot{T} + C_i\,, \quad (5.1.47)$$

где $\dot{q}_i$, $\dot{\sigma}$, $\dot{T}$ – скорости изменения параметров структурного состояния, напряжения и температуры соответственно; A_i, B_i, C_i – функции всех параметров состояния (включая σ, T, t).

Для описания процесса разрушения при ползучести вводится параметр $\omega(t)$, характеризующий степень поврежденности материала, при этом $\omega(0) = 0$, $\omega(t) = 1$.

На основе теории Ю.Н. Работнова представлен метод для оценки длительных процессов высокотемпературной ползучести с помощью системы кинетических уравнений:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \sigma_1^m \exp[-H/(RT)]; \quad (5.1.48)$$

$$\dot{\omega}_1 = \dot{\omega}_{01} \sigma_1^n \exp[-u_1/(RT)] \text{ при } \sigma_1 \geq 0 \text{ и } \dot{\omega}_1 = 0; \quad (5.1.49)$$

$$\dot{\omega}_2 = \dot{\omega}_{02} \sigma_1^k \exp[-u_2/(RT)], \quad (5.1.50)$$

где $\dot{\varepsilon}_0 = a(1-\omega)^{-q}$; $\dot{\omega}_{01} = b(1-\omega_1)^{-r}$; $\dot{\omega}_{02} = (1-\omega_2)^{-s}$; ω_1 и ω_2 – повреждаемости, вносимые клиновидными трещинами и порами; H – энергия активации ползучести; u_1 и u_2 – энергия активации разрушения на стадии соответственно клиновидных трещин и пор по границам зерна; σ_i – интенсивность напряжений; R – газовая постоянная; остальные обозначения – константы.

Этот метод учитывает два основных источника повреждений от максимальных и касательных напряжений, с которыми связано образование клиновидных трещин на стыках границ зерен и микропор на границах зерен. Он позволяет получить комплекс характеристик жаропрочности: сопротивление ползучести, длительную прочность, деформационную способность как при статическом растяжении, так и при сложном напряженном состоянии. Семейство изохронных кривых ползучести роторной стали 25Х1МФ, полученное рассмотренным методом, представлено на рис. 5.1.23.

С учетом рассмотрения ползучести в качестве термически активируемого процесса И.И. Трунины уравнение (5.1.46) представлено в виде

$$\dot{\varepsilon} = f(\sigma, T, q_i) \exp\left[-\frac{Q(T, \sigma, q_i)}{RT}\right], \quad (5.1.51)$$

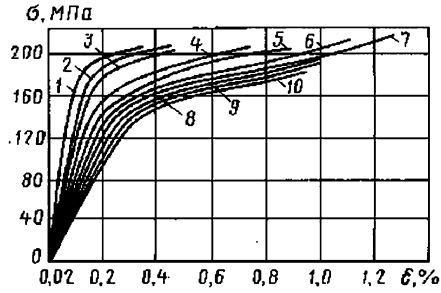


Рис. 5.1.23. Изохронные кривые ползучести стали 25Х1МФ при T = 500 °С и различном времени накопления деформации, ч:
1 – 100; *2* – 500; *3* – 1000; *4* – 5000; *5* – 10 000; *6* – 20 000; *7* – 30 000; *8* – 40 000; *9* – 50 000; *10* – 60 000

где f – функция структурных параметров q_i ($i = 1, \ldots, k$), а также напряжения σ и температуры T в виде σ^m и T^{-p}; Q – эффективная (кажущаяся) энергия активации процесса ползучести, в общем случае являющаяся функцией температуры, напряжений и структурных параметров q_i ($i = k + 1, k + 2, \ldots$); m, p – показатели степени.

В предэкспоненциальную функцию f входят характеристики материала, слабо зависящие от температуры и напряжений, суммарное влияние которых можно представить введением в уравнение (5.1.51) параметра $q_i = A = \text{const}$.

Влияние пластического деформирования на скорость ползучести проявляется в виде двух конкурирующих факторов – упрочнения и разупрочнения. Считается, что вклад деформации в упрочнение выражается членом ε^{-n}. При этом отмечается, что роль мгновенной деформации и деформации ползучести может быть равной. Следовательно, параметр упрочнения можно представить в виде

$$q_2 = (\varepsilon_0 + \varepsilon_n)^{-n}. \quad (5.1.52)$$

Отмечается слабая зависимость эффективной энергии активации от температуры, поэтому температурной поправкой величины Q обычно пренебрегают.

В ненагруженном твердом теле эффективная энергия активации предполагается равной некоторой постоянной величине $q_3 = Q_0$.

Приложение внешних нагрузок снижает энергетический барьер; этот эффект отражает линейный относительно напряжений параметр $q_4 = -g\sigma$.

Эффект разупрочнения можно рассматривать как влияние пластической деформации ползучести ε_n на снижение энергетического барьера, т.е. для Q следует ввести параметр $q_5 = -r\varepsilon_n$. В итоге уравнение (5.1.51) записывается в следующем виде:

$$\dot{\varepsilon}_n = AT^{-p}\sigma^m(\varepsilon_0+\varepsilon_n)^{-n}\exp\left(-\frac{Q_0 - g\sigma - r\varepsilon_n}{RT}\right), \quad (5.1.53)$$

где $\dot{\varepsilon}_n$ – скорость в текущей точке на первичной кривой ползучести; σ – напряжение при испытании с постоянной нагрузкой $[\sigma = \sigma_0(1 + \varepsilon_0 + \varepsilon_n)]$, МПа; σ_0 – напряжение в начальный момент; ε_0 – мгновенная деформация; ε_n – деформация ползучести; T – температура, К; A, p, m, n, Q_0, g, r – коэффициенты, определяемые при обработке результатов испытаний.

В (5.1.53) m и p – коэффициенты, в большинстве случаев слабо зависящие от свойств материала; для теплостойких и жаропрочных сталей m приблизительно равен 1; 2 или 3; p приблизительно равен 1 или 2.

Уравнение (5.1.53) дает зависимость средней скорости ползучести в рассматриваемой точке первичной кривой ползучести от значений σ, T, ε_0, ε_n, определяемых по результатам испытаний образцов при постоянных температуре и нагрузке (напряжении) с измерением деформации на всех этапах процесса до момента разрушения. При использовании уравнения (5.1.53) в общем виде без всяких ограничений, возникает проблема устойчивости решения в определении численных значений коэффициентов A, p, m, n, Q_0, g, r, так как используется пять источников информации – экспериментальные значения T, σ, ε_0, ε_n, $\dot{\varepsilon}$. Эта задача может быть решена с использованием шагового метода при задании значений p и m (p равно 1 или 2, m равно 1, 2 или 3).

Уравнение состояния в виде (5.1.53) является базовым для оценки характеристик ползучести и построения изохронных кривых в соответствии с нормативным документом, принятым в отрасли энергомашиностроения и энергетики СО 153-34.17.471–2003.

Необходимые для расчета данные испытаний – температуру T, номинальное напряжение σ, остаточное удлинение при нагружении ε_0 – и данные первичной обработки берут из соответствующих таблиц при обработке опытных данных по первичным кривым ползучести. При этом интервалы времени между началом и окончанием (квазиравномерной) стадии деформирования разбивают на равные отрезки, число отрезков в каждом интервале должно быть не менее пяти. Для каждого отрезка определяют значение деформации ползучести для заданного времени нагружения t.

Зависимости времени при соответствующих значениях деформаций ползучести ε получают при заданных значениях температуры T, напряжения σ и начального удлинение ε_0. Затем для расчетной температуры строят семейство изохронных кривых для заданных значений времени t = const. Начальной изохронной кривой является среднестатическая кривая, полученная при активном растяжении в условиях стандартных испытаний для определения механических свойств. Для этой кривой принимается $t = 0$. Все последующие изохронные кривые данного семейства получают из первичных кривых ползучести, построенных для ряда значений напряжений, с учетом суммарного начального удлинения ε_0.

На рис. 5.1.24 в качестве примера применения данной методики приведено семейство изохронных кривых, полученных для аустенитной жаропрочной стали 03Х16Н9М2 при температуре 600 °С во временно́м интервале до 200 000 ч.

5.1.6. ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛЗУЧЕСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В табл. 5.1.8 приведены деформационные характеристики длительной пластичности δ_{kt} (относительного удлинения) и ψ_{kt} (относительного сужения) широкого класса машиностроительных сталей и сплавов при разрушении, наступившем в результате ползучести при температуре T за время испытаний t.

В табл. 5.1.9 приведены деформационные характеристики длительной пластичности широко применяемых в авиационном газотурбостроении никелевых сплавов. Указаны значения предельных деформаций $\varepsilon_{ост} = \delta_{kt}$, накопленных в процессе ползучести до разрушения, и значения условных пределов ползучести $\sigma_{\varepsilon/t}$, напряжений, действие которых приводит к накоплению деформаций ε за время t (ч). В качестве заданных значений накопленной деформации для никелевых сплавов в табл. 5.1.9 приняты ε = 0,2 % и ε = 0,5 %, фиксированные значения времени t составляют 10, 100, 500 и 1000 ч.

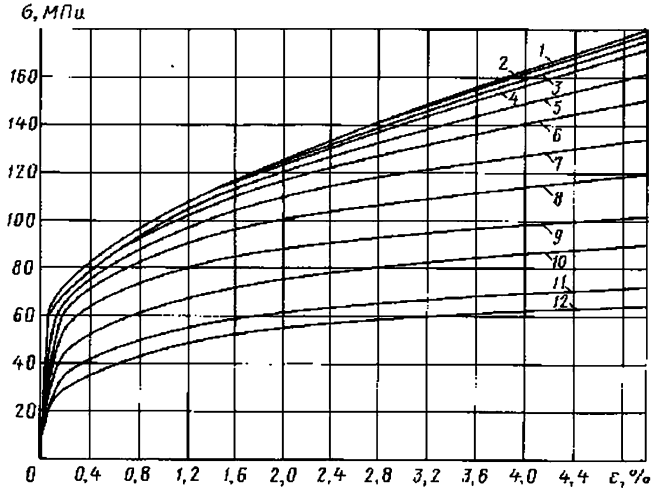


Рис. 5.1.24. Изохронные кривые для стали марки 03Х16Н9М2 при температуре 600 °С:
1 – 0 ч; *2* – 3 ч; *3* – 10 ч; *4* – $3 \cdot 10$ ч; *5* – 10^2 ч; *6* – $3 \cdot 10^2$ ч; *7* – 10^3 ч;
8 – $3 \cdot 10^3$ ч; *9* – 10^4 ч; *10* – $3 \cdot 10^4$ ч; *11* – 10^5 ч; *12* – $2 \cdot 10^5$ ч

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Бойцов Ю.И.** Кратковременная ползучесть сплава Д16 около температуры солидуса // Известия вузов. Машиностроение, 1985. № 1. С. 15 – 17.

2. **Бойцов Ю.И., Данилов В.Л.** Исследование ползучести и разрушения непрерывнолитой стали // Известия вузов. Черная металлургия, 1988. № 7. С. 83 – 86.

3. **Закономерности** ползучести и длительной прочности: Справочник / Под общ. ред. С.А. Шестерикова. М.: Машиностроение, 1983. 101 с.

4. **Исследование** ползучести металлов при растяжении: Учеб. пособие / Ю.И. Бойцов, В.Л. Данилов, А.М. Локощенко, С.А. Шестериков; Под ред. Н.Н. Малинина. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1997. 99 с.

5. **Малинин Н.Н.** Расчеты на ползучесть элементов машиностроительных конструкций. М.: Машиностроение, 1981. 221 с.

6. **Малинин Н.Н.** Ползучесть в обработке металлов. М: Машиностроение, 1986. 221 с.

7. **Нормы** расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок / Госатомэнергонадзор СССР. М.: Энергоатомиздат, 1989. 525 с.

8. **Романов К.И.** Механика горячего формоизменения металлов. М.: Машиностроение, 1993. 240 с.

9. **Стасенко И.В.** Расчет трубопроводов на ползучесть. М.: Машиностроение, 1986. 256 с.

10. **Туляков Г.А., Скоробогатых В.Н., Гриневский В.В.** Конструкционные материалы для энергомашиностроения. М.: Машиностроение, 1991. 240 с.

11. **Унифицированные** методы определения ползучести и длительной прочности / Под ред. С.А. Шестерикова. М.: Изд-во стандартов, 1986. 96 с.

12. **Шалин Р.Е., Булыгин И.П., Голубовский Е.Р.** Жаропрочность сплавов для газотурбинных двигателей. М.: Металлургия, 1981. 120 с.

13. **Шестериков С.А., Локощенко А.М.** Ползучесть и длительная прочность металлов. М.: ВИНИТИ, 1980. 104 с.

14. **Шестериков С.А., Юмашева М.А.** Конкретизация уравнения состояния в теории ползучести // Механика твердого тела. 1984. № 1. С. 86 – 91.

15. **Boytsov Yu.I.** Identification of the metal creep parameters / "Creep and coupled processes" IV International Symposium, Bialystok, Poland. Sept. 24 – 26, 1992. Publishers of technical University of Bialystok. P. 21 – 25.

16. **Clay B.D.** Creep rupture properties of 20 % Cr – 25 % Ni–Nb stainless steel in region 870 – 1320°C // Mechanical behaviour and nuclear applications of stainless steel at elevated temperatures: Proc. Intern. Conf., Varasc, 1981. London, 1982. P. 122 – 128.

5.1.8. Средние значения пределов длительной пластичности материалов δ_{kt} и ψ_{kt}

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа (20 °С)	$\sigma_в$, МПа (20 °С)	T, °С	Характеристика, %	Время t^*, ч									
					10	30	10^2	$3 \cdot 10^2$	10^3	$3 \cdot 10^3$	10^4	$3 \cdot 10^4$	10^5	$2 \cdot 10^5$
15ХМ	≥235	≥441	450	δ_{kt}	30	30	30	30	30	30	29	26	22	20
				ψ_{kt}	70	70	70	70	70	70	65	51	40	34
12Х2М	≥255	≥451	450	δ_{kt}	25	25	25	25	25	25	25	25	25	25
				ψ_{kt}	75	75	75	75	75	75	75	75	75	75
			500	δ_{kt}	22	23	25	25	25	25	23	19	16	14
				ψ_{kt}	70	70	70	70	70	69	62	58	50	45
12Х1МФ	>274	>441	500	δ_{kt}	30	30	30	30	30	29	25	20	14	11
				ψ_{kt}	80	80	80	80	80	72	60	50	40	33
15Х1М1Ф	≥314	≥490	500	δ_{kt}	20	21	23	25	26	25	20	15,5	11	8,5
				ψ_{kt}	82	85	85	85	80	73	60	49	36	29
12Х18Н10Т, 12Х18Н12Т 08Х18Н10Т	≥216	≥529	550	δ_{kt}	22	17	14	12	10,5	9	8	7,5	7	6,5
				ψ_{kt}	34	29	24	21	18	16	14	14	14	14
				δ_{kt}	16	13	11	9,5	8,5	7,5	6,5	6,5	7	6,5
				ψ_{kt}	40	32	26	21	17	17	17	18	20	21
15Х1М1ФЛ	≥314	≥490	500	δ_{kt}	16	17	19	20	20	20	16	12	9	7
				ψ_{kt}	60	60	60	60	60	55	40	30	22	18
ХН35ВТ	≥392	≥736	500	δ_{kt}	13	10	9	7	5	4,5	4	3,5	3	3
				ψ_{kt}	18	15	13	10	7,5	7	6	5	4,5	4,5
			550	δ_{kt}	13	10	8	6	5	4	3	3	3	3
				ψ_{kt}	18	15	12	9	7,5	6	4,5	4,5	4,5	4,5
			600	δ_{kt}	15	11	9	6	5	4	4	4	4	4
				ψ_{kt}	22	16	13	9	7	6	6	6	6	6

Продолжение табл. 5.1.8

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа (20 °С)	$\sigma_в$, МПа (20 °С)	T, °С	Характеристика, %	Время t^*, ч									
					10	30	10^2	$3 \cdot 10^2$	10^3	$3 \cdot 10^3$	10^4	$3 \cdot 10^4$	10^5	$2 \cdot 10^5$
10Х2М1ФБ	≥196	≥343	400	δ_{kt}	15	15	15	15	15	15	15	15	15	15
				ψ_{kt}	68	68	68	68	68	68	68	68	68	68
			450	δ_{kt}	15	15	15	15	15	15	15	15	15	15
				ψ_{kt}	68	68	68	68	68	68	68	68	68	68
			500	δ_{kt}	16	16	16	16	16	16	16	16	16	16
				ψ_{kt}	68	68	68	68	68	68	68	68	68	68
			550	δ_{kt}	17	17	17	17	17	17	17	17	17	17
				ψ_{kt}	68	68	68	68	68	68	68	68	68	68
08Х16Н11М3	≥196	≥510	550	δ_{kt}	32	32	32	32	32	27	27	27	27	27
				ψ_{kt}	35	35	35	35	34	32	32	32	32	32
			600	δ_{kt}	33	33	33	33	33	33	28	25	21	19
				ψ_{kt}	36	36	36	36	36	36	35	30	24	22
Сплав Zr – 2,5 % Nb	≥294	≥392	300	δ_{kt}	20	21	22	22	22	22	22	22	22	22
				ψ_{kt}	75	72,5	70	68,5	67	66	65	64	63	62
			325	δ_{kt}	23	22	21	20,5	22	22	22	22	22	22
				ψ_{kt}	70	67,5	65	65	65	65	65	64	63	62
			350	δ_{kt}	24	24	24	24	24	24	24	24	24	24
				ψ_{kt}	77	75	73	70	67	65	62	61	60	60

Продолжение табл. 5.1.8

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа (20 °С)	$\sigma_в$, МПа (20 °С)	T, °С	Характеристика, %	Время t^*, ч									
					10	30	10^2	$3 \cdot 10^2$	10^3	$3 \cdot 10^3$	10^4	$3 \cdot 10^4$	10^5	$2 \cdot 10^5$
03Х16Н9М2	≥200	≥520	450	δ_{kt}	–	–	–	38,5	33,5	30,5	27,5	25,5	24,0	23,0
			500	δ_{kt}	41,0	37,0	33,0	30,5	27,5	26,0	24,5	23,0	22,0	21,5
			550	δ_{kt}	34,0	29,5	28,5	26,5	25,0	24,0	22,5	22,0	22,0	21,5
			600	δ_{kt}	29,5	28,0	26,0	25,0	24,0	23,5	23,0	23,5	24,5	25,0
			650	δ_{kt}	27,0	26,0	25,0	24,5	24,5	25,0	26,0	28,0	30,5	33,5
09Г2С	≥245	≥432	400	δ_{kt}	29	32	34	36	37	38	37	36	31	32
				ψ_{kt}	44	46	48	52	52	52	51	49	46	44
			450	δ_{kt}	54	51	48	46	43	40	37	34	30	28
				ψ_{kt}	67	64	60	57	54	50	46	42	38	36
			500	δ_{kt}	53	52	51	50	50	49	49	49	49	49
				ψ_{kt}	62	62	59	56	53	50	47	43	39	37
16ГНМА	>323	>490	450	δ_{kt}	26	23	21	18	15	12	10	7	5	4
				ψ_{kt}	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–

Обозначения: $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_в$ – гарантированные пределы текучести и прочности.

5.1.9. Деформационные характеристики никелевых сплавов

Сплав	T, °С	Характеристика	t, ч			
			10	100	500	1000
ЭИ698-ВД	550	$\varepsilon_{ост}$, %	31	17,5	12	10
	650	$\varepsilon_{ост}$, %	19	12	9	8
		$\sigma_{0,2/t}$, МПа	645	560	505	485
		$\sigma_{0,5/t}$, МПа	685	615	570	545
	700	$\varepsilon_{ост}$, %	14	12	13	14
		$\sigma_{0,2/t}$, МПа	390	305	235	220
		$\sigma_{0,5/t}$, МПа	425	350	295	275
ЭИ698У-ВД	550	$\varepsilon_{ост}$, %	35	17	10,5	8,5
	650	$\varepsilon_{ост}$, %	16,5	11	9	8
		$\sigma_{0,2/t}$, МПа	680	595	535	–
		$\sigma_{0,5/t}$, МПа	780	675	605	–
	750	$\varepsilon_{ост}$, %	13	11	11	11
		$\sigma_{0,2/t}$, МПа	395	300	235	–
		$\sigma_{0,5/t}$, МПа	495	365	300	–
ЭП742-ИД	650	$\varepsilon_{ост}$, %	7	10	13,5	15
		$\sigma_{0,2/t}$, МПа	860	780	690	660
		$\sigma_{0,5/t}$, МПа	880	800	730	700
	750	$\varepsilon_{ост}$, %	12	16	18	18
		$\sigma_{0,2/t}$, МПа	550	460	400	370
		$\sigma_{0,5/t}$, МПа	580	500	430	400
ЭК79	650	$\varepsilon_{ост}$, %	4,45	4,82	5,05	5,21
	750	$\varepsilon_{ост}$, %	4,46	4,82	5,10	5,22
ЭП741П	650	$\varepsilon_{ост}$, %	28	10,5	5,5	4,5
	750	$\varepsilon_{ост}$, %	8,5	4,5	3,5	3,5
	800	$\varepsilon_{ост}$, %	7	6,5	7	8
ЭП741-НП	650	$\varepsilon_{ост}$, %	18	10,5	7,5	6
		$\sigma_{0,2/t}$, МПа	975	895	845	820
		$\sigma_{0,5/t}$, МПа	1005	920	865	840
	750	$\varepsilon_{ост}$, %	12,5	8,5	7	6
		$\sigma_{0,2/t}$, МПа	665	575	515	490
		$\sigma_{0,5/t}$, МПа	695	605	545	520
	800	$\varepsilon_{ост}$, %	8	6,5	6	6
		$\sigma_{0,2/t}$, МПа	505	415	355	325
		$\sigma_{0,5/t}$, МПа	545	450	385	–

17. **Creep** properties of steel at continuous casting temperatures / T. Suzuki, K.-H. Tacke, K. Wunnenberg, K. Schverdtfeger// Ironmaking and Steelmaking. 1988. V. 15, № 2. P. 90 – 100.

18. **El-Magd E., Beck R.** Herstellungsdenauikciten beeinflussen Verhaltcn der Bauteile von Maschinen // Maschinenmarkt. 1983. Bd 89, № 30. S. 651 – 654.

19. **High** resolution measurements of pressure solution creep. I. Strain hardening / D.K. Dysthe, F. Renard, J. Feder, B. Jamtveit, P. Meakin and T. Jossang // Physics of Geological Processes, Postbox 1048 Blindam, N-0316. Oslo, Norway, (April 30, 2002).

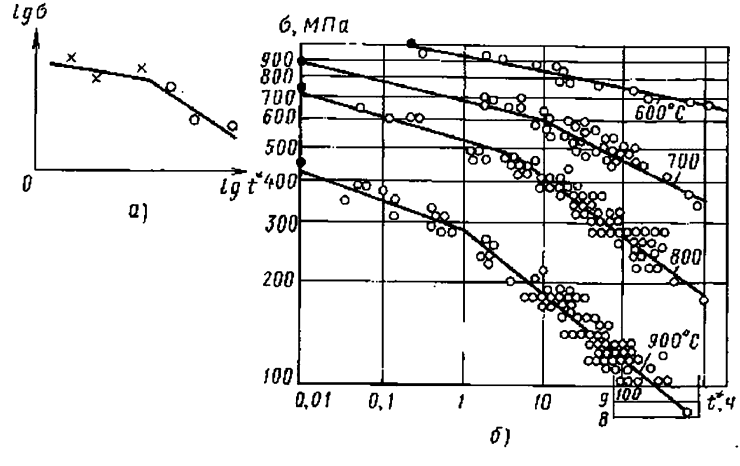
Глава 5.2

ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ

5.2.1. КРИВЫЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ. ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Большинство экспериментов по исследованию ползучести при достаточно высоком уровне напряжений и температур заканчиваются разрушением образца. Момент разрушения характеризуется временем t^* и заданными в начале испытаний напряжением σ и температурой T. При проведении экспериментов можно получить зависимость напряжений σ от времени до разрушения t^* при заданной температуре T, которая называется кривой длительной прочности и характеризует способность материала сопротивляться разрушению в условиях ползучести. Время до разрушения образцов в связи с условиями нагружения реальных машиностроительных конструкций, разбросом данных и конкретными задачами исследования может меняться от десятков до десятков и даже сотен тысяч часов, т.е. на три-четыре порядка.

С учетом особенностей асимптотического изменения угла наклона зависимости длительной прочности при уменьшении уровня заданных напряжений наиболее удобным и принятым является представление зависимости длительной прочности в двойных логарифмических координатах $\lg\sigma - \lg t^*$. В этих координатах зависимости длительной прочности могут быть представлены в виде прямой или ломаной линии (рис. 5.2.1). Изменение угла наклона графика (его перелом) связано с изменением характера разрушения в условиях ползучести, при этом зависимость длительной прочности может иметь несколько таких переломов. Различают два основных варианта разрушения – вязкое и хрупкое. Вязкое разрушение относится к уровню относительно больших напряжений и малой временно́й базе и для поликристаллических материалов связано с транскристаллитным разрушением, имеющим много общего с низкотемпературным вязким разрушением. Механизм такого разрушения обусловлен образованием несплошностей в теле зерна, как правило, в зонах искажения кристаллической решетки, на границе раздела матрицы и вторичных фаз, неметаллических включений и других концентраторов напряжений.



5.2.1. Кривые длительной прочности:
а – типичная кривая; *б* – для сплава на никелевой основе

С уменьшением уровня напряжений происходит переход к более хрупкому, протекающему, как правило, с меньшими пластическими деформациями межзеренному разрушению. При этом межзеренные дефекты могут иметь различную природу. Изменение характера образования и развития межзеренных дефектов также отражается на виде зависимостей длительной прочности от времени.

Существуют два основных механизма зарождения микротрещин на границах зерен металлических материалов: образование и рост клиновидных трещин; разрушение посредством зарождения, роста и слияния микропор.

Подтверждение существования областей разрушения, контролируемых различными механизмами, и последовательного чередования этих областей наглядно иллюстрируется при одновременном структурном и графическом анализе данных испытаний на длительную прочность.

На рис. 5.2.2 представлены результаты испытаний Cr–Mo–V-стали, полученные в широком интервале температур (450...700 °С). Линиями *1* и *2* показаны границы переходов типов разрушения, установленные металлографическими исследованиями, линии *3* и *4* соединяют точки переломов на кривых длительной прочности, представленных в виде прямолинейных отрезков в каждой из областей с идентичным характером разрушения. Линии *1* и *2* не совпадают с линиями *3* и *4*, что обусловлено определенной условностью графического расположения переломов на зависимостях длительной прочности при представлении их отрезками прямых линий. Тем не менее положение линий *3* и *4* качественно отражает общую ситуацию поведения материалов с изменением типа разрушения от внутризеренного к разрушению по клиновидным трещинам и далее (при снижении уровня напряжений) к разрушению по порам.

Клиновидные трещины образуются в основном на стыках трех зерен вдоль границ с таким действием максимальных растягивающих напряжений, когда тройной стык зерен является препятствием для межзеренного проскальзывания и сопровождается появлением высокого локального уровня микронапряжений в этой зоне.

С повышением температуры и (или) снижением напряжений в тройных точках успевают пройти процессы релаксации и может происходить переход к развитию разрушения

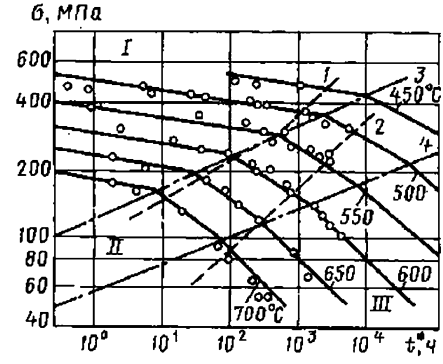


Рис. 5.2.2. Диаграмма длительной прочности Cr–Mo–V-стали с различными механизмами разрушения:
I – внутризеренное разрушение;
II – разрушение по клиновидным трещинам;
III – разрушение по порам

вследствие образования и роста межзеренных пор. В сталях и сплавах поры могут образовываться на границах и субграницах зерен, у карбидных частиц и частиц второй фазы, однако максимальной способностью к дальнейшему росту обладают микропоры, находящиеся на линейных дефектах структуры, ориентированных под углом 90° к направлению действия максимальных растягивающих напряжений.

Исследование механизма разрушения путем образования, роста и слияния пор по границам зерен с практической точки зрения наиболее важно, поскольку интервал условий нагружения, для которого типичен данный вид разрушения, для ряда жаропрочных сталей и сплавов близок к эксплуатационному.

В настоящее время можно считать установленным, что образование зародышевых пустот контролируется проскальзыванием по границам зерен.

Наиболее известной является модель образования зародышей пор, связанная со взаимодействием границ зерен и пересекающих их субграниц, которая предложена А. Пресландом и Р. Хатчинсоном. Согласно этой модели, поры появляются в месте пересечения границы зерна субграницей, где с помощью поверхностного натяжения последней образуется выступ. При последующем проскальзывании на месте выступа формируется микрополость.

Зарождение пор в гетерогенных сталях и сплавах может также происходить на поверхностях раздела матрицы и частиц второй фазы. Включение, расположенное на проскальзы-

вающей границе зерна, вызывает концентрацию напряжений, способствующую зарождению микрополости.

Напряжение на частице тем больше, чем выше скорость смещения по границе и ниже скорость релаксационных процессов, контролируемых объемной и граничной диффузией.

Механизм роста пор после образования их устойчивой конфигурации часто можно объяснить с помощью теории диффузионного роста пор путем конденсации вакансий или теории, объясняющей зарождение и рост пор проскальзыванием по границам зерен.

Количественное металлографическое изучение развития очагов разрушения по границам зерен показало, что имеется параболическая зависимость между размером пор и временем их роста. Эта зависимость указывает на диффузионную природу роста пор, причем рост пор может происходить путем как объемной, так и граничной диффузии.

В качестве источников роста пор, контролируемых механизмом объемной диффузии, обычно рассматриваются вакансии, образующиеся при пластическом деформировании вследствие передвижения и взаимодействия дислокаций.

Эти процессы предполагают возникновение временного локального избытка вакансий, часть из которых мигрирует к границе с последующей конденсацией на зародышах пор, что вызывает их дальнейшей рост. Диффузионный рост пор может обеспечивать их размеры до 2...4 мкм.

Другой механизм роста пор базируется на предположении, что это явление определяется проскальзыванием по границам зерен. Продолжение сдвига на ступеньках после зарождения пор приводит к их дальнейшему развитию.

Изучение кинетики развития очагов разрушения ряда жаропрочных сталей и сплавов показало, что в широком интервале деформаций ползучести рост пор линейно связан с деформацией. Так, получено удовлетворительное совпадение между ожидаемым значением деформации, исходя из предположения о росте очагов разрушения путем проскальзывания и экспериментальным значением деформации, предшествующей разрушению сталей аустенитного класса и никелевых сплавов.

На рис. 5.2.3 представлена карта механизмов разрушения при ползучести теплоустойчивой стали 12Х1МФ, широко применяемой для изготовления высокотемпературных

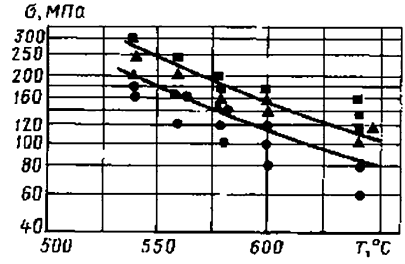


Рис. 5.2.3. Карта механизмов разрушения стали 12Х1МФ:

● – поры; ▲ – поры и клиновидные трещины; ■ – вязкое разрушение и клиновидные трещины

элементов котлов и паропроводов. Такие карты помимо теоретических аспектов имеют и важное прикладное значение. С их помощью можно идентифицировать температурно-силовые условия детали, разрушенной при длительном статическом нагружении, и определить уровень соответствия экспериментальных и эксплуатационных параметров оценки характеристик длительной прочности.

Прочность материала, находящегося длительное время в напряженном состоянии при высокой температуре, т.е. в условиях, вызывающих ползучесть этого материала, оценивается пределом длительной прочности (ГОСТ 10145).

Предел длительной прочности – напряжение, приложенное к образцу в начальный момент испытаний и вызывающее разрушение этого образца в течение заданного времени при заданной температуре. Из данного определения следуют два вывода:

1) условность предела длительной прочности в связи с изменением напряжений в образце вследствие его формоизменения (при проведении испытаний с постоянной нагрузкой);

2) необходимость интерполяции или экстраполяции значений предела длительной прочности по результатам конкретных испытаний, поскольку время до разрушения образца является зависимым и дискретным результатом, обусловленным условиями эксперимента. Необходимо отметить, что задача надежной экстраполяции результатов испытаний длительной прочности ограниченной продолжительности является одной из наиболее важных задач в общей теории длительного статического разрушения.

Предел длительной прочности обозначается $\sigma_{t^*}^{T}$, где t^* – время до разрушения, T –

температура испытаний, например, для времени разрушения 1000 ч при температуре 700 °С: σ_{1000}^{700} или $\sigma_{10^3}^{700}$.

ГОСТ 10145 устанавливает метод испытания на длительную прочность черных и цветных металлов и сплавов при температуре до 1200 °С. Сущность метода заключается в доведении образца до разрушения под действием постоянной растягивающей нагрузки при постоянной температуре.

Форма и размеры образцов. Для испытаний в основном применяют цилиндрические или плоские образцы. В случае цилиндрических образцов принимают диаметр и начальную расчетную длину l_0 соответственно равными: 5 и 25 мм, 10 и 50 мм, 10 и 100 мм, 7 и 70 мм. В случае плоских образцов их толщина определяется толщиной проката, а величина l_0 (мм) связана с начальной площадью поперечного сечения рабочей части образца F_0 соотношением

$$l_0 = 5{,}65\sqrt{F_0}\,. \qquad (5.2.1)$$

При наличии технических обоснований допускается пропорциональное изменение размеров образцов. Диаметр цилиндрических образцов должен быть не менее 3 мм. Форма и размеры образца для испытаний устанавливаются стандартами или техническими условиями на металлопродукцию. При применении образцов различных размеров необходимо учитывать возможное влияние масштабного фактора на результаты испытания. В качестве характеристики шероховатости принимается параметр шероховатости *Ra*. Допустимые отклонения размеров и параметра шероховатости обрабатываемой поверхности образцов приведены в табл. 5.2.1.

Допустимое отклонение площади поперечного сечения не должно превышать ±0,5 %. Сопряжение головки образца с его рабочей частью должно быть плавным.

Допускается применение образцов двух видов: с обработанной поверхностью и с сохранением поверхностного слоя в соответствии со стандартами и техническими условиями на металлопродукцию.

Если металл подлежит испытанию в термически обработанном виде, то термической обработке подвергаются заготовки для образцов. Если после термообработки металл плохо обрабатывается резанием, то эти заготовки предварительно должны быть доведены до размеров, включающих припуск на окончательную обработку и возможное коробление. Требования к металлу и размерам заготовок устанавливаются стандартами или техническими условиями на металлопродукцию.

При изготовлении образцов не должно происходить изменения структуры и свойств испытываемого металла. Требования к точности измерения образцов до испытаний должны соответствовать ГОСТ 9651, если не предъявляются более жесткие требования.

5.2.1. Допустимые отклонения размеров образцов и параметра шероховатости

Образец	Измеряемая величина	Допустимое отклонение размеров, мм	Допустимое отклонение *Ra*, мкм
Цилиндрический	Диаметр рабочей части	±0,02	0,063
Плоский прямоугольного сечения: с сохранением поверхностного слоя;	Ширина рабочей части	±0,01	2,5
обрабатываемый с четырех сторон	Ширина рабочей части	±0,1	1,25
	Толщина рабочей части, мм:		
	≤ 5	±0,05	–
	> 5	±0,1	–

Аппаратура. Технические требования к машинам для испытаний металлов на длительную прочность должны соответствовать ГОСТ 15533. Испытания на ползучесть и длительную прочность, как правило, проводят на одном оборудовании, совмещая изучение процессов деформирования и разрушения в одном эксперименте. Конструктивные особенности и схемы нагружения машин для испытания на ползучесть и длительную прочность приведены в подразд. 5.1.2.

Проведение испытаний. Образец, установленный в захватах испытательной машины и помещенный в печь, нагревают до заданной температуры (время нагрева должно быть не более 8 ч) и выдерживают при этой температуре не менее 1 ч. Продолжительность выдержки регламентируется в стандартах или технических условиях на металлопродукцию.

В особых случаях, если испытуемый материал имеет стабильную структуру и предназначен для длительного срока службы, время нагрева может быть более 8 ч, а для материала, имеющего нестабильную структуру и предназначенного для небольших сроков службы, время предварительной выдержки – не менее 1 ч. Образец и нагревательное устройство могут помещаться в специальную атмосферу, если этого требуют условия испытания.

Для измерения температуры образцов на концах их рабочей части должно быть установлено не менее двух термопар, а на образцах с расчетной длиной свыше 100 мм не менее трех, распределенных равномерно по всей расчетной длине. Термопары устанавливаются так, чтобы горячие спаи плотно соприкасались с поверхностью образца. Горячий спай термопары должен быть защищен от воздействия раскаленных стенок печи. Термопары следует проверять по ГОСТ 8.338. Холодный спай термопары в процессе испытаний должен иметь постоянную температуру. Отклонения от заданной температуры в любой момент времени испытания и в любой точке расчетной длины образца не должны превышать ±3 °С при температуре нагрева $T \le 600$ °С, ±4 °С при $600 < T \le 900$ °С и ±6 °С при $900 < T \le 1200$ °С. Необходимо периодически, не реже чем через 2 ч, измерять температуру испытания.

Рекомендуется автоматическая запись температуры на протяжении всего испытания. Температура испытания должна быть кратна 25, если по условиям исследования не требуется специальной температуры. После нагрева образца и выдержки при заданной температуре к образцу плавно прикладывают нагрузку. Время до разрушения при заданном значении напряжения, т.е. нагрузки, отнесенной к начальной площади поперечного сечения образца, является основным показателем данного вида испытания.

После разрушения образца определяются также его относительное удлинение δ и относительное сужение ψ.

Продолжительность испытания устанавливается для каждого материала в зависимости от его назначения. При определении пределов длительной прочности рекомендуется проводить испытания продолжительностью t^*, равной 50, 100, 500, 1000, 3000, 5000, 10 000 ч, если не требуется другая база испытания.

В случае вынужденного перерыва при проведении испытаний нагрузка может сниматься полностью или частично. Если разгрузка образца не осуществляется, то при этом необходимо обеспечить отсутствие дополнительных напряжений в образце при его охлаждении. Результаты контрольных испытаний с перерывами считаются действительными, если суммарная продолжительность испытания образца в нагруженном состоянии при заданной температуре не ниже установленной стандартами или техническими условиями на металлопродукцию. Температура помещения во время испытания должна быть по возможности постоянной.

Метод применим для испытаний на длительную прочность одновременно нескольких образцов на одной машине (испытания "цепочкой"). Порядок указанных испытаний принципиально не отличается от порядка испытаний гладкого образца. При этом температуру каждого образца допускается измерять одной термопарой, установленной в средней его части, при условии, что температурный градиент на испытуемых образцах не превышает норм, установленных ГОСТ 15533.

Испытания образцов на длительную прочность рекомендуется проводить с измерением относительного удлинения образца до момента разрушения (для гладких образцов) и относительного сужения (для гладких образцов и образцов с надрезом).

Результаты испытаний. В результате испытаний устанавливается зависимость между напряжением σ и временем до разрушения t^* при заданной постоянной температуре T.

При этом число уровней напряжений должно быть не менее трех. По результатам испытаний серии образцов для каждого напряжения определяется среднее значение времени до разрушения. Число образцов в серии должно обеспечивать необходимую точность определения предела длительной прочности. Графически зависимость между напряжением и средним значением времени до разрушения представляется в логарифмических или полулогарифмических координатах. По этим графикам интерполяцией или экстраполяцией устанавливаются средние значения пределов длительной прочности материала (с точностью до 5 МПа), при этом указывается метод определения этих значений. При необходимости статистической оценки значений пределов длительной прочности используются рекомендации нормативных документов или стандартные методы математической статистики. Не рекомендуется проводить экстраполяцию на срок службы, превышающий максимальное среднее значение времени до разрушения более, чем на один-полтора порядка.

Относительное удлинение δ (%) цилиндрических, плоских и гладких образцов после разрыва подсчитывают по формуле

$$\delta = [(l^* - l_0)/l_0]\,100, \qquad (5.2.2)$$

где l_0 и l^* – расчетная длина, измеренная при 20 °С соответственно перед испытанием образца и после разрыва.

Начальную расчетную длину l_0 – длину участка рабочей части образца, на котором измеряется удлинение, – перед началом испытания ограничивают рисками или кернами с допустимой погрешностью ±1 %. Допускается за начальную расчетную длину принимать расстояние между головками образца или расстояние между кернами, нанесенными на галтелях последнего. Для измерения расчетной длины после разрыва l^* разрушенные части образца плотно складываются так, чтобы их оси образовали прямую линию. Если после испытания образца в месте разрыва образуется зазор, обусловленный выкрашиванием металла или другими причинами, то он включается в длину расчетной части образца после разрыва. Расчетная длина образца до и после испытания измеряется с допустимой погрешностью до 0,05 мм.

Относительное сужение ψ (%) после разрыва цилиндрических гладких образцов и образцов с надрезом подсчитывают по формуле

$$\psi = [(F_0 - F^*)/F_0]\,100, \qquad (5.2.3)$$

где F_0 – начальная площадь поперечного сечения рабочей части образца, измеренная при 20 °С перед испытанием, F^* – площадь поперечного сечения образца после разрушения, подсчитанная по среднеарифметическому из результатов измерений минимального диаметра в месте разрыва в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

Измерение образцов после испытаний производится с допустимой погрешностью до 0,01 мм. При этом допускается измерять диаметр образца в месте разрушения после испытания с допустимой погрешностью до 0,05 мм.

5.2.2. ОЦЕНКА И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Корреляция характеристик деформирования и разрушения. Все стадии ползучести являются отдельными частями общего процесса деформирования, который в конечном итоге приводит к разрушению материала. Существует определенная зависимость, связывающая характеристики кривой ползучести и времени до разрушения. Анализ зависимости ползучести при наличии развитой II (установившейся) стадии (от ε_2 до ε_3 на рис. 5.2.4) дает возможность связать значение минимальной скорости ползучести $\dot{\varepsilon}_{\min}$ со значениями деформаций ползучести ε_2 и ε_3, а также ε_1 и ε_4 в виде

$$\dot{\varepsilon}_{\min} = \frac{\varepsilon_4 - \varepsilon_1}{t^*}. \qquad (5.2.4)$$

Из выражения (5.2.4) следует, что если величина $\varepsilon_4 - \varepsilon_1$ не зависит от напряжения и температуры, то должна существовать пропорциональная зависимость минимальной скорости ползучести от времени разрушения. На этом основано достаточно многочисленное семейство критериев, базирующихся на предположении достижения при разрушении некоторого предельного состояния по исчерпанию ресурса пластичности материала. Эти критерии в общем виде можно охарактеризовать соотношением

$$\dot{\varepsilon}_{\min} t^* = C. \qquad (5.2.5)$$

где C – некоторая условная постоянная, характеризующая уровень предельной пластичности материала.

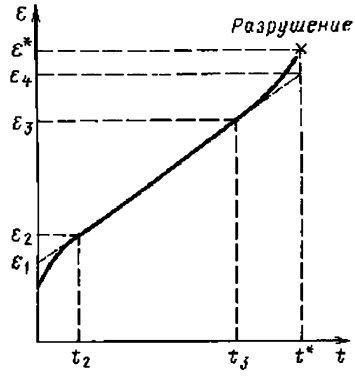


Рис. 5.2.4. Определение времени до разрушения по минимальной скорости ползучести при испытании на длительную прочность:

ε_2 и ε_3, t_2 и t_3 – соответственно деформация и время начала и конца установившейся стадии;

t^* – время до разрушения образца;

ε^* – деформация при разрушении образца;

ε_1 и ε_4 – деформация соответственно при $t = 0$ и разрушении образца для минимальной скорости ползучести

Применение критерия (5.2.5) предполагает, что произведение минимальной скорости ползучести на время до разрушения является для неизменных температурных условий величиной постоянной и равной C. Основная трудность при использовании данного критерия для оценки времени до разрушения состоит в количественном определении ресурса пластичности материалов различных классов при меняющихся температурно-деформационных условиях нагружения. Значение постоянной C может достаточно хорошо соотноситься с деформацией ползучести, реализующейся на II стадии ползучести, или с определенной долей общей пластической деформации при разрушении. Это подтверждено значительным числом экспериментальных данных и доказано, что в широком диапазоне напряжений и температур может выполняться соотношение

$$\dot{\varepsilon}_{\min} t^* = 0{,}4\varepsilon^*, \qquad (5.2.6)$$

где ε^* – деформация, соответствующая моменту разрушения (см. рис. 5.2.4).

Более общий вид деформационной зависимости разрушения представлен уравнением

$$\dot{\varepsilon} t^* = \psi(\varepsilon^*), \qquad (5.2.7)$$

где $\psi(\varepsilon^*)$ – функциональная зависимость разности деформаций $\varepsilon_4 - \varepsilon_1$ (см. рис. 5.2.4) от величины ε^*.

Значение функции $\psi(\varepsilon^*)$ в данном соотношении определяется по отдельным зонам однотипных механизмов разрушения при ползучести, при этом $\psi(\varepsilon^*)$ в пределах этих зон является величиной постоянной из-за подобия кривых ползучести. На основании учета изменения механизмов разрушения в связи с деформационной трактовкой процесса разрушения соотношение (5.2.7) можно эффективно применять как для оценки, так и для прогнозирования характеристик ползучести и длительной прочности в значительном температурно-деформационном интервале условий нагружения.

Параметрические методы оценки и прогнозирования длительной прочности. При анализе результатов испытаний на длительную прочность исследователи, как правило, вынуждены решать ряд взаимосвязанных задач. С одной стороны, необходимо определить наиболее адекватно описывающие экспериментальные данные феноменологические или теоретические зависимости длительной прочности. С другой стороны, приходится решать проблему по достоверному прогнозированию результатов испытаний ограниченной длительности. Последнее связано с тем, что для прямого определения характеристик длительной прочности необходимы экспериментальные данные на эквивалентной временной базе, что является практически трудновыполнимой задачей при регламентированных сроках службы машиностроительных конструкций в пределах от десятков до сотен тысяч часов.

Для успешного решения данных задач важны учет изменения механизмов разрушения в связи с температурно-деформационными условиями нагружения и внесение необходимых коррективов как в программу проведения эксперимента, так и в изменение коэффициентов и вида зависимостей для оценки и прогнозирования характеристик длительной прочности. Наиболее удобным способом контроля соблюдения однотипности условий нагружения, как уже отмечалось выше, служит применение карт механизмов разрушения для отдельных сталей и сплавов, однако достаточно часто такие карты или отсутствуют, или их

применение затруднено в связи со значительной разницей в химическом и структурном состоянии сравниваемых материалов. В этом случае необходим прямой контроль особенностей механизма разрушения для различных экспериментальных условий.

Наиболее простыми зависимостями для оценки и прогнозирования характеристик длительной прочности, являются экспоненциальная и показательная зависимости времени до разрушения t^* и напряжения σ в виде

$$t^* = C\exp(-\beta\sigma); \qquad (5.2.8)$$

$$t^* = B\sigma^{-m}, \qquad (5.2.9)$$

где C, B и β – постоянные материала, зависящие от температуры, а m – константа для данных температурно-силовых условий нагружения, которая с изменением условий и для различных материалов может меняться в достаточно широких пределах.

Широко распространенной методологией прогнозирования характеристик длительной прочности является применение температурно-временных зависимостей прочности в виде различного рода параметрических соотношений, являющихся частными случаями уравнения:

$$f(\sigma) = f(t^*, T, C, ..., C_n). \qquad (5.2.10)$$

Применение параметрических уравнений позволяет привести семейство кривых длительной прочности, полученных в координатах "напряжение – время" при различных температурно-силовых условиях испытаний к единой диаграмме длительной прочности. Этот эффект достигается за счет введения соответствующего параметра, зависящего одновременно от времени и температуры, применение которого позволяет получить единую зависимость длительной прочности в координатах "напряжение – параметр".

Достаточно часто результаты испытаний обрабатываются в виде зависимости Ларсена–Миллера, связывающей время до разрушения t^*, температуру испытаний T и напряжение σ:

$$f(\sigma) = T(C + \lg t^*). \qquad (5.2.11)$$

Эта зависимость справедлива при ряде допущений, в частности принимают, что значения постоянной не зависят от параметров испытаний, что, очевидно, не может быть справедливым при значительном изменении экспериментальных условий. Однако в ряде случаев использование зависимостей (5.2.8), (5.2.9), (5.2.11) дает неплохой результат.

На рис. 5.2.5 показаны результаты обработки испытаний на длительную прочность стали 12Х1МФ, полученные в интервале температур 480...600 °С на временной базе до 20 000 ч по зависимости Ларсена–Миллера (5.2.11) при $C = 20$ и по формуле (5.2.9).

На рис. 5.2.5, *б* показан порядок определения предела длительной прочности для стали 12Х1МФ при температуре 550 °С за 100 000 ч. По горизонтали при температуре 550 °С проводится прямая до пересечения с наклонной линией 100 000 ч, затем опускается перпендикуляр до параметрической кривой и от точки пересечения проводится горизонтальная линия до шкалы напряжений. В рассматриваемом случае получен предел длительной прочности $\sigma^{550}_{10^5}$, равный 100 МПа.

Параметр C может изменяться в достаточно широких пределах. Для ферритных сталей C = 10...28, а для аустенитных сталей C = 4...42.

Помимо параметрической зависимости Ларсена–Миллера известно несколько десятков вариантов параметрического представления зависимостей длительной прочности. Одной из наиболее известных является параметрическая зависимость Мэнсона–Хаферда

$$f(\sigma) = \frac{\lg t^* - \lg t_a}{T - T_a} = P. \qquad (5.2.12)$$

Параметр P [см. (5.2.12)] содержит постоянные t_a, T_a, являющиеся координатами полюса, в которых пересекаются прямые, построенные в координатах "$\lg t^*$–T" при одинаковых напряжениях. Зависимость (5.2.12) дает хорошее соответствие при прогнозировании экспериментальных данных с максимальной продолжительностью до 300 ч на ресурс до 10 000 ч.

Для определения адекватной экспериментальным данным формы параметрического соотношения служит уравнение Ле Мея:

$$\lg t^* + Af(T)\lg t^* + f(T) = \varphi(\lg\sigma), \qquad (5.2.13)$$

где A – константа связи параметров времени и температуры; $f(T)$, $\varphi(\lg\sigma)$ – некоторые функции соответственно температуры и напряжения.

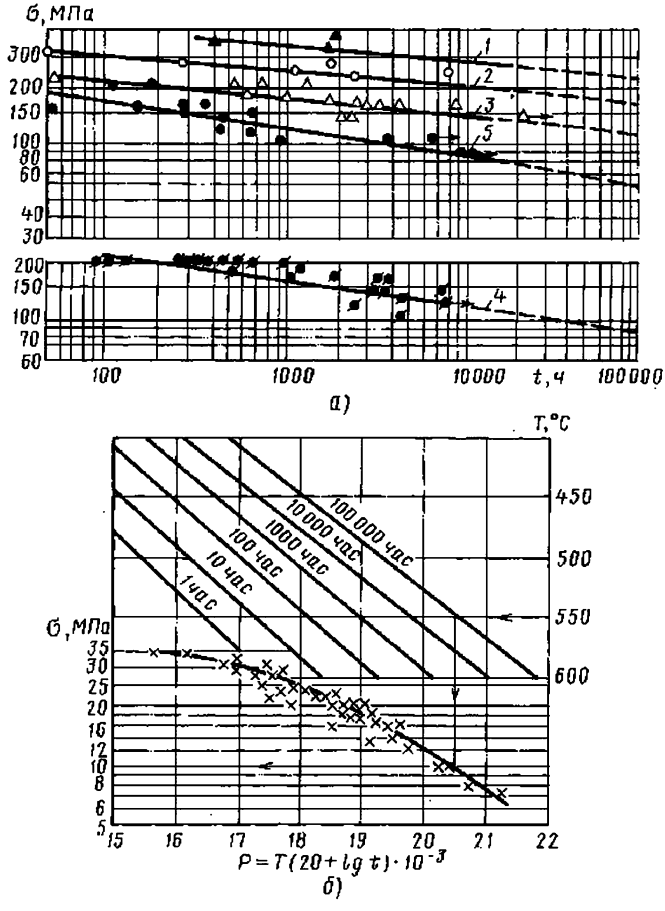


Рис. 5.2.5. Варианты обработки результатов испытаний на длительную прочность стали 12Х1МФ, позволяющие экстраполировать значения предела длительной прочности:

а – с помощью осредняющей прямой в координатах "lg σ – lg *t*": *1*, ▲ – 480 °С; *2*, ○ – 520 °С; *3*, Δ – 560 °С; *4*, ◐ –580 °С; *5*, ● – 600 °С; *б* – с помощью параметрической зависимости Ларсона–Миллера: × – параметрическая форма, $T = 480...600$ °С

Конкретная форма уравнения связана с определением константы A и наиболее подходящего вида функциональных зависимостей, что позволяет подобрать математическую форму, с достаточной точностью описывающей результаты, полученные для конкретного материала в заданных условиях испытаний.

Общим и весьма существенным недостатком представленных параметрических зависимостей является невозможность описания широкой совокупности данных, полученных при различных механизмах разрушения и прогнозирование характеристик длительной прочности в области изменений структурного характера накопления повреждений.

Определение длительной прочности на основе комплекса механических характеристик. Одним из направлений исследования длительной прочности металлов и сплавов является анализ связи данной характеристики с другими свойствами исследуемого материала.

Зависимость предела длительной прочности для стали 12Х1МФ в связи с кратковременными механическими свойствами можно представить в виде

$$\sigma_{10^5}^{T} = A - K\left(\frac{\sigma_{0,2}}{\delta_к} - B\right), \quad (5.2.14)$$

где $\sigma^{T}_{10^5}$ – предел длительной прочности для стали 12Х1МФ за $1 \cdot 10^5$ ч при температуре T; $\sigma_{0,2}$ и $\delta_к$ – соответственно предел текучести и относительное удлинение при температуре T; A – константа материала; K и B – коэффициенты, зависящие от марки стали и температуры.

На основе статистической обработки результатов испытаний для стали 12Х1МФ установлено, что коэффициент K равен 1,1 и 0,7, а B равен 3,3 и 3,5 для температур 560 °С и 585 °С соответственно.

Представления о возможной связи длительных и кратковременных свойств материалов были развиты на базе идентификации структурных состояний металлов различных классов и прогнозировании характеристик длительной прочности на основе кратковременных механических характеристик.

Предлагаемые методы коррелятивных соотношений между кратковременными и длительными свойствами, очевидно, не могут отражать кинетическую природу накопления повреждаемости и разрушения металла в условиях ползучести. Применение таких методов ограничено узкими рамками ранее проверенных и подтвержденных статистически данных для конкретного круга структурных состояний материала и температурно-временных условий испытаний на длительную прочность.

Другой подход был принят с использованием соотношений теории ползучести и учетом сингулярности по напряжениям, а также гипотезы о стационарности средней деформации при хрупком разрушении:

$$\dot{\varepsilon} = A\left(\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_в(1-\omega) - \sigma}\right)^n, \quad \varepsilon = \text{const}, \quad (5.2.15)$$

где n – константа материала; ω – параметр поврежденности, $\omega = 0$ при $t = 0$ и $\omega = 1$ при t^*.

Для параметра ω задается соответствующее уравнение, которое при постоянном напряжении интегрируется:

$$\ln t^* = \ln\frac{\sigma_в - \sigma}{\sigma_в} - \ln(n+1) - n\ln\frac{\sigma}{\sigma_в - \sigma}. \quad (5.2.16)$$

В качестве простейшего варианта (5.2.16) А.Л. Аршакуни и С.А. Шестериков приводят соотношение

$$\lg t^* = D + 17\lg\sigma_в - n\lg\left(\frac{\sigma}{\sigma_в - \sigma}\right), \quad (5.2.17)$$

где D – постоянная, определяемая свойствами материала.

Следует отметить, что влияние температуры испытаний T на зависимость $t^*(\sigma)$ в виде (5.2.16), (5.2.17) осуществляется косвенно, через предел кратковременной прочности $\sigma_в$ при температуре T. С использованием (5.2.17) были обработаны результаты многочисленных экспериментов ряда конструкционных сплавов (табл. 5.2.2).

Возможность надежной экстраполяции длительной прочности по напряжению требует фиксирования коэффициентов D, n (не зависящих от температуры) соотношения (5.2.17) заранее известными числами. В области рабочих температур (соответствующих структурной устойчивости сплавов) показатель n = 3...5. Для жаропрочных материалов: аустенитных сталей, никелевых, кобальтовых и других сплавов, а также высоколегированных (более 10 % хрома) сталей в соотношении (5.2.17) может быть принято $n = 4$.

В случае ограниченного разброса данных (до 5 % по напряжению) и наличии результатов испытаний в широком диапазоне температур соотношение (5.2.17) при известном значении ($n = 4$) позволяет осуществлять надежное прогнозирование длительной прочности по испытаниям продолжительностью до 10^3 ч.

Для рассматриваемого класса материалов в зависимости от состава и предела кратковременной прочности $\sigma_в$ постоянная D может быть определена в соответствии с табл. 5.2.2.

5.2.3. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ НА ОСНОВЕ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ

Одним из методов, учитывающих полиформизм длительного разрушения, является графоаналитический метод В.И. Ковпака. В его основу положено разделение кривых длительной прочности по ведущему типу разрушения – вязкому внутризеренному, межзеренному по клиновидным трещинам и межзеренному по порам. Для перспективного прогнозирования необходимо иметь данные испытаний при трех температурах.

5.2.2. Значения коэффициента D в уравнении (5.2.17) для жаропрочных сталей и сплавов

Материал	Основа	$\sigma_в$ (20 °С), МПа	Рабочая температура $T_р$, °С	D
ЖС6У, ЖС6Ф, ЭИ617, И826, ЭИ437Б, Н65А10, ЭИ929, ЭИ867, Inconel 718, ЭП741П, ЭИ698ВД	Ni	> 850	800…1200	–47,6
10Х12М, 12Х12Н2М	Fe, Cr ≥ 10 %	–	≤ 650	
08Х16Н36МБТЮР	Fe–Ni	> 650	≤ 1000	
03ХН55МВЦ	Ni			
03Х20Н46Б, 03Х20Н45М4	Fe–Ni			
15Х25Н20С2, 08Х16Н9М2, 08Х18Н9, 08Х16Н15М3Б, 12Х18Н10Т, 08Х17Н13М2Т	Fe	< 650	600…1000	–39
12Х12ВНМФ, 12Х11В2МФ, 12Х12Н2ВМФ, 12Х13	Fe	< 850	≤ 600	

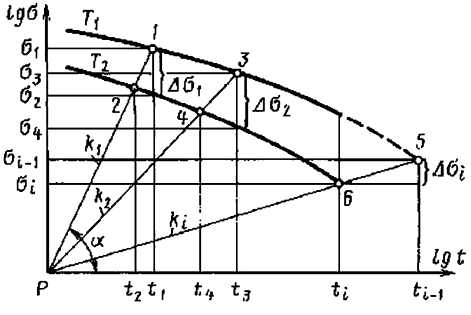


Рис. 5.2.6. Расчетная диаграмма длительной прочности стали 08Х16Н13

Для экстраполяции определяют по одному из условий подобия диаграмм длительной прочности положения полюса P (рис. 5.2.6), а затем положения луча, проведенного из полюса до пересечения с кривыми длительной прочности:

$$\operatorname{ctg}\alpha = k = (\lg t_1 - \lg t_2)/(\lg\sigma_1 - \lg\sigma_2), \quad (5.2.18)$$

где $k = \operatorname{tg}\alpha$ (α – угол наклона луча к оси t).

Точки *5* и *6* пересечения лучом k_1 кривых T_1 и T_2 являются сходственными (имеют эквивалентное разрушение, т.е. разрушение при одинаковых физических условиях, но при разных температурах испытаний). Тогда по известной сходственной точке G для времени t_1 и напряжения σ_i при температуре T_2 можно определить экстраполированную точку при $T_1\,(T_2 > T_1)$ из уравнения

$$\lg t_{i-1} = \lg t_i + k_1 \lg(\sigma_{i-1}/\sigma_i), \quad (5.2.19)$$

где t_{i-1} – прогнозируемое время при напряжении σ_{i-1} для температуры T_1.

Условие геометрического подобия кривых длительной прочности и эквивалентности температурно-деформационных условий разрушения являются определяющими для этого метода и базируются на общности механизмов деформирования и разрушения при разных температурах.

При решении задач по прогнозированию характеристик жаропрочности, включая оценку длительной прочности и пластичности материалов, предпочтение следует давать уравнениям феноменологического типа, в которых в максимальной степени отражен суммарный эффект влияния основных физических закономерностей пластического течения и разрушения металлических жаропрочных материалов.

На основании данных исследований и результатов их обработки для большого числа аустенитных и ферритных сталей, а также никелевых сплавов И.И. Трунин разработал метод оценки длительной прочности и пластичности, базирующийся на одном из вариантов уравнения состояния по зависимости С.Н. Журкова:

$$t^* = \tau_0 \exp[(E_0 - \gamma\sigma)/(RT)], \quad (5.2.20)$$

где τ_0 – постоянная; E_0 – кажущаяся энергия активации; γ – активационный объем (структурный параметр); R – газовая постоянная.

При испытаниях обнаружено систематическое отклонение экспериментальных данных от расчетных зависимостей при переходе к более низким напряжениям. Как было отмечено, в этой области напряжений имеется степенная зависимость между скоростью ползучести и напряжением $\dot{\varepsilon} \approx \sigma^n$. Исходя из представлений о процессе разрушения как о последовательности термофлуктуационных разрывов межатомных связей, в уравнение (5.2.20) вводится зависимость от температуры и напряжений T^n/σ^m, что позволяет привести уравнение длительной прочности (5.2.20) к виду

$$t^* = AT^n\sigma^{-m_1} \exp[(E_0 - \gamma\sigma)/(RT)]. \quad (5.2.21)$$

При этом коэффициенты n и m_1 слабо зависят от свойств материала и меняются в узком диапазоне.

Дальнейшее преобразование уравнения (5.2.21) связано с уточнением температурной зависимости показателя степени при напряжении. Установлено, что можно представить $m_1 \approx m/T$, а для большинства машиностроительных сталей и сплавов $n = 2$.

Таким образом, окончательно имеем

$$t^* = \exp(-a)T^2\sigma^{-m/T} \exp[(b - c\sigma)/T], \quad (5.2.22)$$

где a, b, c – коэффициенты материала.

После логарифмирования (5.2.22) и разделения на уравнения, содержащие σ и температурно-временные компоненты, получаем параметрическое уравнение

$$P = T(\lg t^* - 2\lg T + a) = P(\sigma) = b - m\lg\sigma - c\sigma. \quad (5.2.23)$$

Силовая часть $P = f(\sigma)$ определена с помощью формальных преобразований из уравнения длительной прочности, основанного на определенных физических представлениях о процессах деформирования и разрушениях при ползучести. В то же время практически для всех температурно-временных параметров, приведенных выше, вид параметрической зависимости $f(\sigma)$ выбирают произвольно, чаще всего в регрессионном варианте с различным числом членов регрессии по аргументам σ или $\lg\sigma$, что требует дополнительной оптимизации вида силовой зависимости для повышения устойчивости решений.

Коэффициенты параметрического уравнения a, b и c, характеризующие длительную прочность конкретного материала, являются результатами статистической обработки данных испытаний, коэффициент m принимается равным 2400 для энергомашиностроительных сталей или его определяют перебором исходя из условия минимальности дисперсии. Параметрические диаграммы длительной прочности, полученные данным методом для сталей 12МХ, 15ХМ, 12Х1МФ и 15Х1М1Ф, представлены на рис. 5.2.7. При расчете использовались данные испытаний по длительной прочности не менее чем для десяти плавок каждого материала.

На основе результатов анализа данных оценок характеристик жаропрочности материалов разных классов уравнение (5.2.22) выбрано в качестве базового для определения характеристик длительной прочности, согласно отраслевому документу СО 153-34.17.607–2003 "Методические указания по определению характеристик жаропрочности и долговечности металла

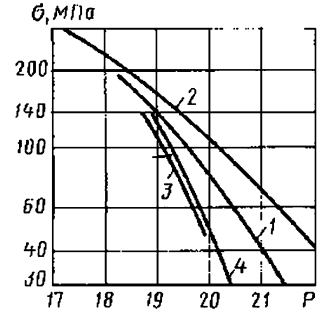


Рис. 5.2.7. Параметрические диаграммы длительной прочности сталей:
1 – 12Х1МФ; *2* – 15Х1МФ; *3* – 12МХ; *4* – 15ХМ

котлов, турбин и трубопроводов", действующего в сфере энергомашиностроения и энергетики. В данном документе, помимо рекомендуемых для применения математических зависимостей по обработке и прогнозированию результатов испытаний на ползучесть и длительную прочность или определены основные программы испытаний, их объем и относительная временна́я база для заданных уровней нагружения образцов, а также приведена методика обработки экспериментальных данных.

Для уменьшения разброса экспериментальных данных и увеличения достоверности прогноза в программы испытаний заложен ряд ограничивающих факторов. В частности, на малых временных базах (в пределах десятков и сотен часов) наблюдается максимальный разброс характеристик жаропрочности и действуют другие механизмы ползучести, чем при рабочих напряжениях в элементах теплового энергооборудования. В связи с этим при прогнозе на срок 10^5 ч и более результаты испытаний со временем до разрушения менее 500 ч исключаются из рассмотрения при проведении экстраполяции экспериментальных данных.

При переходе из одной температурно-деформационной области механизмов ползучести в другую возможно изменение фазового состава, структуры, механизма деформирования и разрушения, что несомненно влияет на изменение значений коэффициентов уравнения (5.2.22). Поэтому достоверность расчета коэффициентов оценивают по величине дисперсии, характеризующей отклонение опытных точек от расчетной поверхности разрушения.

Для того чтобы результаты прогноза и экспериментальные данные принадлежали однотипной области, результаты прогноза пределов длительной прочности считают удовлетворительными при условии $\sigma_{min} \le \sigma_{д.п} \le \sigma_{max}$, где $\sigma_{д.п}$ – искомый предел длительной прочности; $\sigma_{min}, \sigma_{max}$ – соответственно нижняя и верхняя границы значений напряжений рассматриваемых экспериментов. Если $\sigma_{min} > \sigma_{д.п}$, то необходимо провести более длительные испытания при $\sigma < \sigma_{д.п}$ при рабочей температуре либо провести сокращенные испытания при более высокой температуре. Оценку с использованием дополнительных опытов можно считать достоверной, если при этом значение дисперсии сохраняется на том же уровне (по вероятностной оценке принадлежит той же области, что и первоначальная величина).

Помимо уравнения длительной прочности в СО 153-34.17.607–2003 приведены параметрические зависимости для определения характеристик длительной пластичности – относительного удлинения $\delta_к$ и относительного сужения $\psi_к$ при разрыве – в виде

$$\lg \delta_к = a_2 + \frac{m_2}{T}\lg\sigma + \frac{b_2}{T} + \frac{C_2}{T}\sigma; \quad (5.2.24)$$

$$\lg \psi_к = a_3 + \frac{m_3}{T}\lg\sigma + \frac{b_3}{T} + \frac{C_3}{T}\sigma. \quad (5.2.25)$$

Эти зависимости для деформационных характеристик вытекают из уравнений, подобных уравнению (5.2.21):

$$\delta_к = A_2\sigma\frac{m_2}{T}\exp\left[\frac{n+\gamma_2\sigma}{RT}\right]; \quad (5.2.26)$$

$$\psi_к = A_3\sigma\frac{m_2}{T}\exp\left[\frac{n+\gamma_3\sigma}{RT}\right], \quad (5.2.27)$$

где γ_2, γ_3, n – константы материала.

В уравнениях (5.2.24) – (5.2.27) коэффициенты, представляющие характеристики материала, выражают соотношениями

$$a_2 = \lg A_2;\ a_3 = \lg A_3;$$

$$b_2 = 0{,}43\frac{u_2}{R};\ b_3 = 0{,}43\frac{u_3}{R};$$

$$C_2 = 0{,}43\frac{\gamma_2}{R};\ C_3 = 0{,}43\frac{\gamma_3}{R},$$

где m_2 и m_3 – коэффициенты, зависящие от свойств металла; u_2, u_3 – константы материала. Для сталей и сплавов энергетического машиностроения применяется $n = 2$, $m_2 = m_3 = 800$.

На рис. 5.2.8 в качестве примера использования применения комплекса уравнений (5.2.22) – (5.2.24) приведена обобщенная параметрическая диаграмма стали 12Х1МФ, применяемой для паропроводов высокого давления, термическая обработка которой проведена по режиму: закалка 1 ч при 980 °С, охлаждение в масле, отпуск 3 ч при 740 °С. После высокого отпуска структура стали представляла собой преимущественно игольчатый сорбит отпуска.

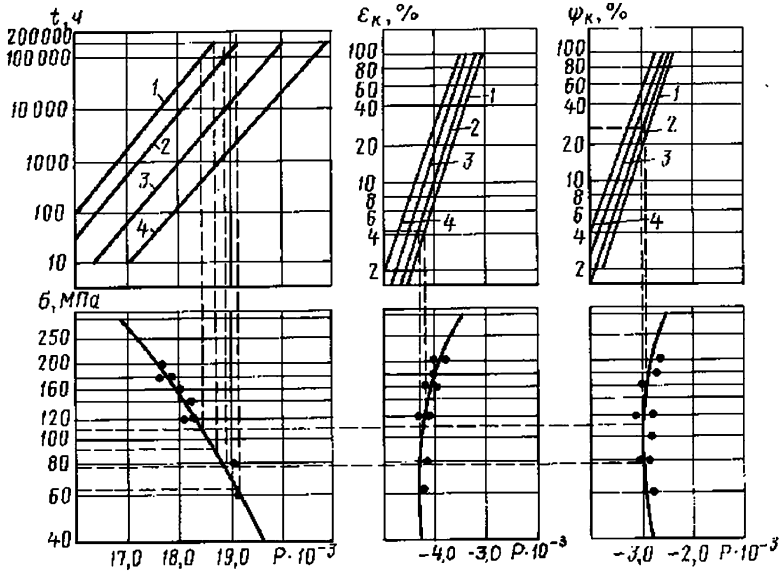


Рис. 5.2.8. Обобщенная диаграмма характеристик длительной прочности стали 12Х1МФ :
1, 2, 3, 4 – температура соответственно 540, 560, 600 и 640 °С

Обработку экспериментальных данных проводили в параметрическом виде: для характеристик длительной прочности – по параметрам, представленным в уравнении (5.2.23), для характеристик длительной пластичности $\delta_к$ и $\psi_к$ – по параметрам $P(\delta_к)$ и $P(\psi_к)$, соотнесенных с параметрическими зависимостями от напряжений $P(\sigma)$ в соответствии с уравнениями (5.2.24) и (5.2.25). Общий вид полученных параметрических соотношений для исследованного состояния стали 12Х1МФ представлен ниже:

$$T(\lg t^* - 2\lg T + 23{,}50) = $$
$$= 21\,909 - 24\,001\lg\sigma - 23{,}9\sigma = P(\sigma); \quad (5.2.28)$$

$$T(\lg\varepsilon_к - 5{,}78) = $$
$$= 4008 - 8001\lg\sigma - 57{,}0\sigma = P(\sigma); \quad (5.2.29)$$

$$T(\lg\psi_к - 4{,}96) = $$
$$= 2531 - 8001\lg\sigma + 37{,}3\sigma = P(\sigma). \quad (5.2.30)$$

Предел длительной прочности за 10^5 ч при 540 °С, определенный по номограмме (см. рис. 5.2.8), составит $\sigma_{10^5}^{540} = 110$ МПа, что соответствует нормативным требованиям для стали 12Х1МФ, а $\sigma_{10^5}^{560} = 80$ МПа, что на 10 % ниже допустимого значения. Относительное удлинение при длительном разрыве $\delta_к = 3{,}2...4{,}5$ %. Относительное сужение при длительном разрыве $\psi_к = 20$ %. Равномерная деформация в условиях ползучести меньше 1,4 %. Поэтому с учетом сверхнормативного снижения характеристик длительной прочности нельзя гарантировать в условиях длительной эксплуатации надежной работы паропроводного оборудования из стали 12Х1МА, находящейся в данном структурном состоянии.

Таким образом, структурное состояние металла термически упрочняемых сталей должно быть оптимизировано по фазовому составу для достижения необходимого уровня длительных прочностных и пластических свойств. Такая оптимизация становится возможной с применением структурных шкал, входящих в нормативные документы, которые очерчивают интервал структурных состояний сталей типа 12Х1МФ и 15Х1МФ, обеспечивающих заданный уровень служебных характеристик.

В этом случае достигается сбалансированное соотношение длительных прочностных и пластических характеристик металла, что позволяет избежать в условиях эксплуатации как преждевременных разрушений из-за исчерпания длительной прочности, так и опасности хрупких разрушений в зонах конструктивных концентраторов напряжений, обусловленных пониженными значениями длительных пластических характеристик сталей.

5.2.4. ВЕРОЯТНОСТНЫЕ МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ. ГАРАНТИРОВАННЫЕ И СРЕДНЕМАРОЧНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ

Для прогнозирования характеристик длительной прочности, в том числе с заданной вероятностью разрушения P конструкционных материалов различных классов, В.К. Адамовичем разработан метод экстраполяции характеристик длительной прочности до 100 000.... 200 000 ч с использованием результатов на ограниченной временной базе (около 10 000 ч). Реализация метода основана на определении при температуре T_1 разрушающего напряжения $\sigma_m^{T_1}$ за время $t_k^{T_1}$ по n^{T_1} опытам, проведенным при температуре T_1, и n^{T_2} опытам, проведенным при температуре T_2.

Зависимость изменения разрушающего напряжения $\sigma_m^{T_j}$ от времени $t_k^{T_j}$ при температуре T_j ($j = 1,2$) описывается уравнением

$$\lg \sigma_m^{T_j} = a^{T_j} + b^{T_j} \left(\lg t_k^{T_j}\right)^{3/2}, \qquad (5.2.31)$$

где a^{T_j}, b^{T_j} – константы.

На рис. 5.2.9 приведен вариант графической реализации данного метода.

Результаты испытаний на длительную прочность при температурах T_1 и T_2 на рис. 5.2.9 изображены в виде точек в системе координат "$\lg\sigma - \lg t$". По экспериментальным точкам проводят средние линии длительной прочности при температурах T_1 и T_2, которые изображаются в общем случае криволинейными отрезками. Кривая *1* соответствует температуре испытания T_1, кривая *2* – T_2.

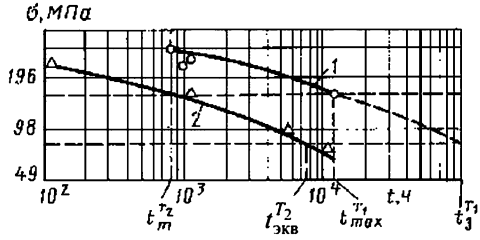


Рис. 5.2.9. Графические зависимости для определения предела длительной прочности по уравнениям (5.2.31) – (5.2.36):

1 – испытания при T_1; *2* – испытания при T_2; $t_{\max}^{T_1}$ – максимальное время испытания при температуре T_1; $t_m^{T_2}$ – среднее время до разрушения при температуре T_2, эквивалентное $t_{\max}^{T_1}$; $t_з^{T_1}$ – заданное время прогнозирования при температуре T_1; $t_{экв}^{T_2}$ – время при температуре T_2, эквивалентное $t_з^{T_1}$

Для максимального времени испытания $t_{\max}^{T_1}$ при температуре T_1 по кривой *1* определяется напряжение $\sigma_m^{T_1}$ и по кривой *2* соответствующее этому напряжению время $t_m^{T_2}$. Экстраполированную кривую длительной прочности при температуре T_1 и напряжениях, меньших $\sigma_m^{T_1}$, получают переносом кривой при T_2 вправо на расстояние $\Delta \lg t^{(T_1,T_2)}$. При этом

$$\Delta \lg t^{(T_1,T_2)} = \lg t_{\max}^{T_1} - \lg t_m^{T_2} = \lg \gamma_{д.п}. \qquad (5.2.32)$$

В соответствии с рис. 5.2.9 предел длительной прочности при температуре T_1 и заданном времени $t_з^{T_1}$ определяют по кривой *2* при эквивалентном времени $t_{экв}$. При этом

$$t_{экв} = t_з^{T_1} / \gamma_{д.п}. \qquad (5.2.33)$$

Все вычисления по данному методу экстраполяции проводят в такой последовательности:

определяют коэффициенты уравнения с использованием стандартных процедур метода наименьших квадратов;

вычисляют коэффициент экстраполяции $\gamma_{д.п}$ по формуле (5.2.33) для времени $t_э^{T_1}$ из уравнения

$$\lg t_m^{T_2} = \left(\frac{\lg \sigma_{min}^{T_1} - a^{T_2}}{b^{T_2}} \right)^{2/3}; \qquad (5.2.34)$$

определяют экстраполированный предел длительной прочности $\sigma_{mt_э}^{T_1}$ при температуре T_1 и заданном ресурсе $t_э^{T_1}$ по формуле

$$\lg \sigma_{mt_э}^{T_1} = a^{T_2} + b^{T_2} \left(\lg \frac{t_э^{T_1}}{\gamma_{д.п}} \right)^{3/2}. \qquad (5.2.35)$$

Предел длительной прочности $\sigma_{mtP}^{T_1}$ при температуре T_1 для заданной вероятности разрушения P рассчитывают по формуле

$$\lg \sigma_{m,P}^{T_1} = \lg \sigma_{m,t}^{T_1} + Z_p S_\sigma, \qquad (5.2.36)$$

где S_σ – среднеквадратическое отклонение; Z_p – квантиль уровня P стандартного нормального распределения, зависимость Z_p от P приведена ниже:

P	0,010	0,025	0,050	0,100	0,5
Z_p	–2,33	–1,96	–1,64	–1,28	0,00

Рекомендуется минимальное (гарантированное) значение предела длительной прочности определять для вероятности разрушения $P = 0{,}01$.

Гарантированные (P = 0,01) и средние значения пределов длительной прочности в связи с заданными уровнями пределов текучести $\sigma_{0,2}$ и прочности $\sigma_в$ ряда конструкционных материалов представлены в табл. 5.2.3 и 5.2.4.

На рис. 5.2.10 представлены обработанные согласно изложенному выше методу данные испытания на длительную прочность для трех наиболее распространенных котельных и паропроводных материалов: сталей 20, 12Х1МФ и 15Х1М1Ф. Обработка проведена по большому экспериментальному массиву, полученному на базе испытаний до 70 000 ч.

Большое внимание к оценке среднемарочной длительной прочности и ее возможного изменения для конкретного материала стали обусловлено прежде всего использованием этой характеристики при расчете на прочность и оценке ресурса безопасной эксплуатации. В то же время эта характеристика может значительно меняться в связи с вариациями химического состава металла в пределах марки,

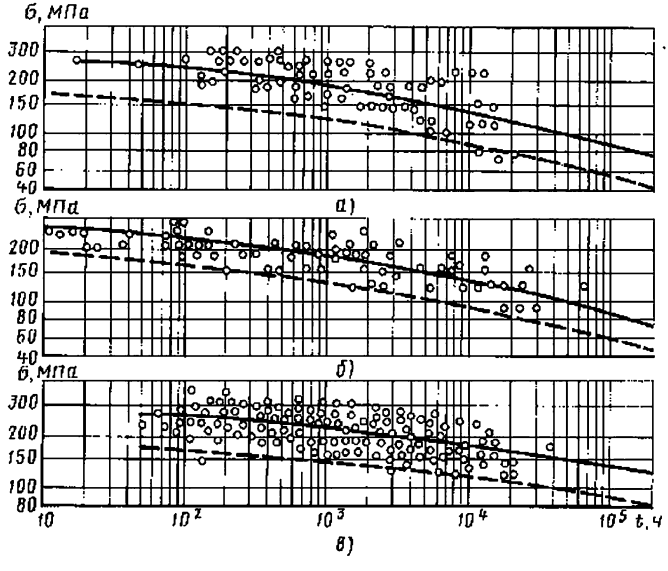


Рис. 5.2.10. Длительная прочность трубных сталей:
а – сталь 20, T = 450 °С; *б* – 12Х1МФ, T = 560 °С; *в* – 15Х1М1Ф, T = 540 °С;
сплошная линия – вероятность разрушения P = 0,5; штриховая – вероятность разрушения P = 0,01

5.2.3. Гарантированные с вероятностью $P = 0{,}01$ значения предела длительной прочности материалов за время $t = 10...2 \cdot 10^5$ ч для заданного уровня пределов текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности $\sigma_в$

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа, не менее (20 °С)	$\sigma_в$, МПа, не менее (20 °С)	T, °С	t^*, ч									
				10	30	10^2	$3 \cdot 10^2$	10^3	$3 \cdot 10^3$	10^4	$3 \cdot 10^4$	10^5	$2 \cdot 10^5$
15ХМ	235	441	500	330	322	298	278	251	208	174	146	114	96
12Х2М	255	451	500	294	279	257	221	191	162	133	110	89	79
10Х2М1ФБ	196	343	400	256	246	234	229	219	206	181	163	143	129
			450	256	242	230	226	207	193	173	155	136	129
			500	193	177	155	139	125	113	102	94	83	75,5
12Х1МФ	274	441	450	258	250	236	221	211	196	179	166	143	136
			500	258	250	236	222	204	190	158	136	107	100
15Х1МФ	314	490	500	232	220	213	201	184	173	154	144	125	118
10Х17Н13М2Т	196	510	500	227	213	198	187	176	162	150	132	118	110
			550	191	176	162	147	132	121	110	97	88	80
			600	165	152	139	124	114	100	84	73,5	62	58
12Х18Н10Т, 12Х18Н12Т	216	529	400	279	279	279	279	279	279	279	279	279	279
			450	279	279	279	279	279	279	279	279	250	236
			500	279	264	250	242	263	213	191	169	147	140
			550	265	250	236	221	199	176	151	128	112	103
			600	236	213	191	180	162	140	118	95	81	73
08Х16Н11М3	206	510	400	294	294	294	294	294	294	294	294	294	294
			450	279	279	279	279	279	265	257	235	220	213
			500	279	279	279	257	242	227	212	183	165	147
			550	250	227	206	195	185	170	160	141	124	116
			600	196	178	160	145	124	116	101	81	80	71

Продолжение табл. 5.2.3

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа, не менее (20 °С)	$\sigma_в$, МПа, не менее (20 °С)	T, °С	t^*, ч									
				10	30	10^2	$3\cdot10^2$	10^3	$3\cdot10^3$	10^4	$3\cdot10^4$	10^5	$2\cdot10^5$
ХН35ВТ	392	736	400	472	472	472	472	472	472	472	472	458	429
			450	465	465	465	465	465	465	447	415	401	386
			500	465	429	401	386	365	350	329	301	250	236
			550	393	386	358	343	322	304	272	243	222	207
			600	315	301	286	265	250	229	215	183	158	143
09Г2С	245	432	400	279	263	243	232	212	192	170	149	128	116
			450	214	194	174	153	133	115	95,8	80,4	65	57
16ГНМА	323	490	400	392	392	392	382	376	354	336	304	280	256
			450	350	346	342	335	325	303	271	236	194	170
1Х12В2МФ	392	588	500	263	242	225	204	188	173	161	146	131	125
			550	206	188	173	158	143	129	118	107	96,8	90
08Х18Н10Т	196	490	500	280,5	264,7	249,7	242,2	231,7	213	191,2	182,2	150,7	139,5
			550	243	228	220,5	199,5	183,7	156	133,5	108	90	81
			600	207	191,2	169,5	150,7	125,2	106,5	87,7	73,5	69,7	62,2
09Х16Н15М3Б	245	540	550	354	337	323	309	379	–	–	–	–	–
			600	324	294	266	246	221					
25Х1МФ	590	736	500	440	412	354	294	244	211	191	159	125	–
15Х1М1ФЛ	314	490	500	232	220	213	201	184	173	154	144	126	118
03Х16Н9М2	200	520	450	369	359	350	343	314	294	274	255	240	230
			500	348	325	304	284	264	244	224	206	186	175
			550	333	309	285	237	230	206	178	153	131	119
			600	292	265	233	205	178	154	129	107	86	76

5.2.4. Средние значения длительной прочности материалов за время $t = 10...2 \cdot 10^5$ ч для заданного уровня пределов текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности $\sigma_в$

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа, не менее (20 °С)	$\sigma_в$, МПа, не менее (20 °С)	T, °С	t^*, ч									
				10	30	10^2	$3 \cdot 10^2$	10^3	$3 \cdot 10^3$	10^4	$3 \cdot 10^4$	10^5	$2 \cdot 10^5$
15ХМ	235	441	500	412	402	372	348	314	260	217	183	142	120
12Х2М	255	451	500	392	372	343	294	255	216	177	147	118	105
10Х2М1ФБ	196	343	400	333	319	304	297	284	268	124	212	186	167
			450	333	314	299	294	269	250	225	201	176	167
			500	250	230	201	181	162	147	132	122	108	98
			550	216	196	167	147	127	113	98	83	78	70
12Х1МФ	274	441	450	353	343	323	303	289	268	245	227	196	186
			500	353	343	323	304	279	260	216	186	147	137
12Х18Н10Т	216	529	400	372	372	372	372	372	372	372	372	372	372
			450	372	372	372	372	372	372	372	372	333	314
			500	372	352	333	323	314	284	255	225	196	186
			550	353	333	314	294	265	235	201	171	149	137
			600	314	284	255	240	216	186	157	127	108	97
08Х16Н11М3	196	510	400	392	392	392	392	392	392	392	392	392	392
			450	372	372	372	372	372	353	343	314	294	284
			500	372	372	372	343	323	304	284	245	220	196
			550	332	304	274	260	245	230	216	191	167	157
			600	265	240	216	196	167	157	137	110	108	96
15Х1М1Ф	314	490	500	363	343	333	314	288	270	240	225	196	184
10Х12В2МФ	392	588	500	350	322	300	272	250	230	215	195	175	167
			550	275	251	230	210	190	172	157	142	129	120

Продолжение табл. 5.2.4

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа, не менее (20 °С)	σ_b, МПа, не менее (20 °С)	T, °С	t^*, ч									
				10	30	10^2	$3\cdot10^2$	10^3	$3\cdot10^3$	10^4	$3\cdot10^4$	10^5	$2\cdot10^5$
16ГНМА	323	490	400	490	490	490	478	470	442	420	380	350	320
			450	437	433	428	419	406	379	339	295	242	212
			500	401	383	353	316	273	229	181	139	100	80
08Х18Н10Т	196	490	500	374	353	333	323	309	284	255	243	201	186
			550	324	304	294	266	245	208	178	144	120	108
			600	276	255	226	201	167	142	117	98	93	83
10Х17Н13М2Т	196	510	500	304	284	265	250	235	216	201	176	157	147
			550	255	235	216	196	176	162	147	129	118	108
			600	221	203	186	167	152	132	113	98	83	77
ХН35ВТ	392	736	400	645	645	645	645	645	645	645	645	627	588
			450	637	637	637	637	637	637	625	568	549	530
			500	637	588	549	529	500	480	451	412	343	323
			550	539	529	490	470	441	417	372	333	304	284
			600	431	412	392	363	343	314	294	250	216	196
09Х16Н15М3Б	245	540	550	472	449	431	412	372	–	–	–	–	–
			600	432	392	355	328	294	–	–	–	–	–
25Х1МФ	589	736	500	587	549	472	392	325	281	255	212	167	–
Zr – 2,5 % Nb	294	392	300	314	301	289	276	265	255	245	225	206	196
			325	304	294	284	265	245	228	212	196	181	172
			350	284	267	250	232	216	198	181	164	147	137
15Х1М1ФЛ	314	490	500	363	343	333	314	288	270	240	225	196	184
0Х20Н46Б	5Н96	520	550	353	333	314	294	265	235	201	171	149	137
09Г2С	245	432	400	416	392	363	347	317	287	254	223	191	173
			450	319	290	259	229	198	171	143	120	97	85
			500	219	192	164	139	116	96	77	62	48	48

различными условиями изготовления полуфабрикатов (поковок, труб, отливок и др.), а также из-за значительного влияния конкретного технологического цикла, прежде всего по операциям формоизменения металла и его термической обработки. Кроме того, при оценке общей совокупности данных по длительной прочности конкретного материала возникает необходимость анализа рассеяния этой характеристики как для определения достаточности коэффициентов запаса прочности, так и для выводов о влиянии тех или иных факторов (металлургических, технологических, эксплуатационных и др.) на предельное изменение сопротивления длительному разрушению.

На рис. 5.2.11 представлены температурные зависимости пределов длительной прочности за ресурс $1 \cdot 10^5$ ч для жаропрочной хромистой стали 10Х9МФБ, являющейся перспективным материалом для изготовления элементов

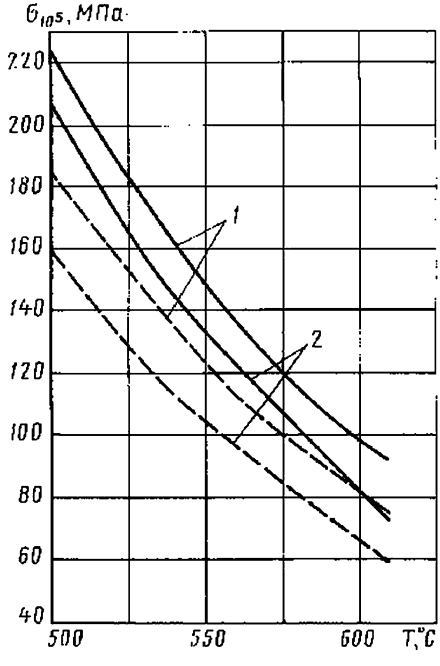


Рис. 5.2.11. Температурная зависимость предела длительной прочности жаропрочной хромистой стали 10Х9МФБ за время 10^5 ч для различных категорий кратковременной прочности:

1 – $\sigma_в^{20} \geq 600$ МПа, вероятность разрушения $P = 0{,}5$ (сплошная) и $P = 0{,}01$ (штриховая); *2* – $\sigma_в^{20} \geq 500$ МПа, вероятность разрушения $P = 0{,}5$ (сплошная) и $P = 0{,}01$ (штриховая)

энергооборудования с рабочей температурой до 600 °С. Результаты испытаний девяти партий металлов в виде труб, листа и поковок с максимальной продолжительностью 30 000 ч и суммарном времени испытаний более 300 000 ч были обработаны для двух уровней термического упрочнения стали, различающихся по категориям кратковременной прочности. В первую группу был включен металл с пределом прочности при 20 °С $\sigma_в^{20} \geq 600$ МПа, во вторую – при $\sigma_в^{20} \geq 500$ МПа. По зависимостям *1* и *2* на рис. 5.2.11 видно, что сталь, обладающая большей степенью упрочнения, сохраняет и более высокую длительную прочность до максимальных служебных температур. При этом с ростом температуры разница в уровне длительной прочности для различных групп металла возрастает. Для области температур выше 580 °С длительная прочность стали 10Х9МФБ с более низкой прочностью при вероятности $P = 0{,}5$ соответствует аналогичным характеристикам более прочного материала, полученным для вероятности разрушения 0,99.

При проведении расчетов на конструкционную прочность в условиях ползучести характеристики длительной прочности металла используют с определенным коэффициентом запаса, который обычно составляет 1,5 относительно минимального значения предела длительной прочности для конкретной марки материала. Таким образом, на основании условных пределов длительной прочности за заданный ресурс определяют допустимые напряжения для определенного типа материала.

На рис. 5.2.12 изображены температурные зависимости допустимых напряжений,

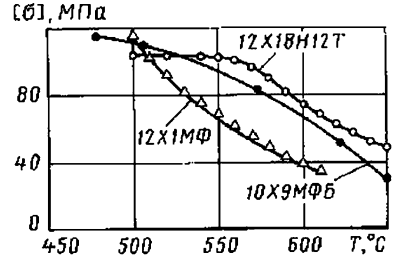


Рис. 5.2.12. Температурные зависимости допустимых напряжений [σ] для сталей 12Х1МФ, 10Х9МФБ и 12Х18Н12Т

построенные в соответствии с нормативными документами. При этом зависимость для стали 10Х9МФБ соответствует стали категорий прочности $\sigma_в^{20} \geq 600$ МПа. Из рис. 5.2.12 следует, что характеристики комплексно-легированной хромистой стали на 40...50 % превосходят уровень длительной прочности относительно низколегированной котельной стали типа 12Х1МФ, но при этом остаются на 10...20 % ниже характеристик длительной прочности аустенитной хромоникелевой стали 12Х18Н12Т. Поскольку стоимость этих сталей значительно различается (у 12Х18Н12Т из-за значительного содержания дорогостоящего никеля), окончательное решение по выбору материала принимают на основании анализа конструктивной прочности, определения материалоемкости и уровня стоимости материала для конкретного узла или детали.

Применение более жаропрочной стали 10Х9МФБ взамен сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф позволяет на 30...40 % уменьшить материалоемкость паропровода при сохранении заданной прочности и эксплуатационной надежности, а также увеличении пропускной способности.

При наличии результатов испытаний по N партиям исследуемой марки стали, усредненные коэффициенты ($\bar{a}$, $\bar{b}$ и $\bar{c}$) определяют как среднеарифметические значения коэффициентов a_i, b_i и c_i в уравнении (5.2.23).

Пределы длительной прочности стали с заданной вероятностью разрушения определяют по формулам

$$P(\sigma) = \bar{b} - m\lg\sigma - \bar{c}\sigma + \\ + Z_p\sqrt{S_b^2 - 2\mathrm{cov}_{b,c}\,\sigma + S_c^2\sigma^2}\,; \qquad (5.2.37)$$

$$P(t,T) = T(\lg t^* - 2\lg T + \bar{a})\,;$$

$$P(\sigma) = P(t,\,T)\,,$$

где S_b^2, S_c^2 – дисперсии коэффициентов $\bar{b}$ и $\bar{c}$, подсчитываемые по формулам

$$S_b^2 = \frac{1}{N-1}\sum_{i=1}^{N}(b_i - \bar{b})^2\,; \qquad (5.2.38)$$

$$S_c^2 = \frac{1}{N-1}\sum_{i=1}^{N}(c_i - \bar{c})^2\,,$$

а ковариация коэффициентов b и c

$$\mathrm{cov}_{b,c} = \frac{1}{N-1}\sum_{i=1}^{N}(b_i - \bar{b})(c_i - \bar{c})\,, \qquad (5.2.39)$$

где Z_p – квантиль уровня P [см. (5.2.36)].

Вероятности $P = 0{,}5$ соответствуют среднемарочные характеристики стали. Изменяя Z_p, получают границы разрушения для заданной вероятности. В табл. 5.2.5 приведены среднемарочные коэффициенты для ряда машиностроительных сталей по соотношению (5.2.37), а также экспериментальные данные, на основании которых проводился обсчет полученных коэффициентов.

В качестве примера применения этих данных на рис. 5.2.13 приведена параметрическая диаграмма длительной прочности для паропроводной теплостойкой стали 15Х1М1Ф. Параметрические зависимости длительной прочности рассчитывали по формулам (5.2.37) с учетом данных табл. 5.2.5:

$$P(\sigma) = 26\,535 - 2400 - 13{,}6\sigma + \\ + Z_p\sqrt{699\,045 - 8188\sigma + 34{,}66\sigma^2}\,; \qquad (5.2.40)$$

$$P = T(\lg t^* - 2\lg T + 25{,}20)\,.$$

Как следует из табл. 5.2.5, коэффициенты уравнений (5.2.40) определены статистической обработкой результатов испытаний 511 образцов металла 24 плавок в температурном интервале 540...650 °С, максимальная длительность одного испытания 19 000 ч.

Разброс значений длительной прочности стали 15Х1М1Ф составляет 20...30 %. Конкретные данные, соответствующие результатам испытаний металла, содержащего различное количество отпущенного бейнита, располагаются выше среднемарочной кривой (линия *4* на рис. 5.2.13).

Таким образом, для металла со стабильной структурой отпущенного бейнита для определения нормативных напряжений можно использовать параметрическую среднемарочную кривую длительной прочности 15Х1М1Ф.

5.2.5. Коэффициенты соотношений (5.2.37) для энергомашиностроительных марок сталей

Марка стали (вид полуфабриката)	Число плавок	Число образцов	Температура испытаний, °С	Максимальная длительность испытаний, ч	$\bar{a}$	b	$\bar{c}$	S_b^2	$2\,\mathrm{cov}_{b,c}\,\sigma$	$S_c^2\sigma^2$
12Х1МФ (паропроводные трубы)	30	622	510...620	30 000	24,88	25 189	8,7	378 226	3857,3	14,14
15Х1М1Ф (паропроводные трубы)	24	511	540...650	19 000	25,20	26 535	–13,6	699 045	–8187,8	34,66
15Х1М1ФЛ (отливка)	12	327	540...610	25 000	25,02	25 787	–13,1	680 036	–4407	14,77
25Х1М1Ф (поковка)	6	120	450...625	54 000	24,10	25 310	–8,1	386 623	–3362	10,0
12Х11В2МФ (паропроводные трубы)	10	317	580...630	>10 000	34,37	35 075	–13,1	443 992	–8400	43,95
12Х18Н12Т (пароперегревательные трубы)	14	307	550...700	45 000	20,38	22 696	–6,6	237 587	–2191	7,78

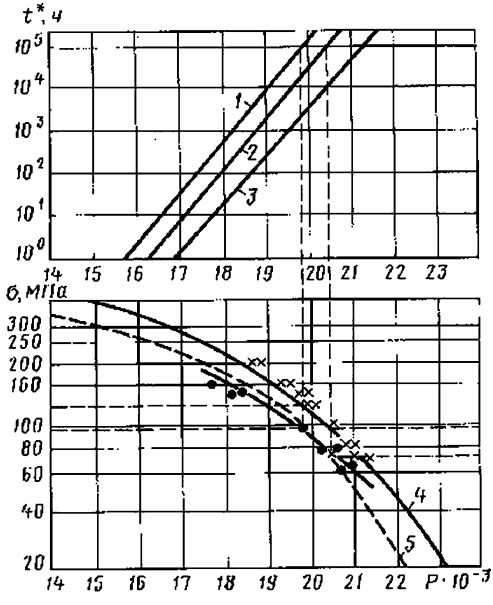


Рис. 5.2.13. Параметрическая диаграмма стали 15Х1М1Ф:
1, *2*, *3* – соответственно температура 540 °С, 565 °С, 600 °С; *4* (сплошная) – среднемарочные значения; *5* (штриховая) – нижняя граница 95%-ной вероятности неразрушения; × – отпущенный бейнит; • – феррито-карбидная структура

Экспериментальные точки металла с феррито-карбидной структурой тяготеют к границе 95%-ной вероятности неразрушения (линия *5* на рис. 5.2.13). Определенный по средним значениям предела длительной прочности при 540 °С коэффициент запаса превышает 1,5; среднемарочное значение $\sigma^{540}_{10^5}$ = = 125 МПа, граница 95%-ной вероятности неразрушения дает оценку, превышающую допускаемые напряжения 90 МПа. При 565 °С расчетные значения пределов длительной прочности практически совпадают с номинальными допустимыми напряжениями.

В сложных гетерофазных никелевых сплавах процессы ползучести и разрушения лимитируются различными физическими механизмами в разных температурно-деформационных областях. Применение уравнения (5.2.23) позволяет в интегральной форме учесть базовые механизмы, контролирующие процесс накопления повреждений и разрушения жаропрочного материала.

На рис. 5.2.14 приведены зависимости длительной прочности сплава ЖС26-ВНК-моно в монокристаллическом варианте при ориентации осевой растягивающей силы в кристаллографическом направлении <001> при температурах 1173 или 1273 К.

В табл. 5.2.6 представлены значения пределов длительной прочности широкого ряда никелевых сплавов при различных температурах T и временах разрушения t^*.

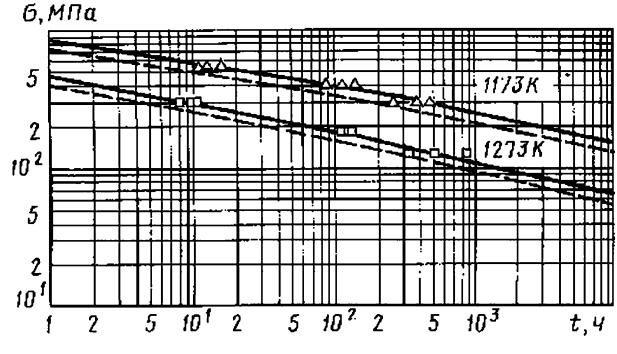


Рис. 5.2.14. Кривые длительной прочности монокристаллов сплава ЖС-26-ВНК-моно при ориентации осевой растягивающей силы в направлении <001> при T = 1173 и T = 1273 К:
сплошная линия – P = 0,5; штриховая – P = 0,8

5.2.6. Пределы длительной прочности* никелевых сплавов, МПа

Сплав	T, °С	σ_t^T* при t*, ч			
		10	100	500	1000
ЭИ698-ВД	550	1030 960	940 875	830 810	850 785
	650	815 750	705 640	630 565	595 530
	750	975 610	410 330	325 250	290 235
ЭИ698У-ВД	550	1150 1090	1045 980	970 910	940 875
	650	875 840	760 725	680 645	645 610
	750	560 520	435 400	350 315	315 280
ЭП742-ИД	650	1025 965	895 835	800 745	760 705
	750	710 645	565 500	465 400	420 360
ЭК79	650	995 939	895 839	825 769	795 739
	750	717 654	606 543	528 466	495 432

* В числителе – для вероятности неразрушения $P = 0{,}5$, в знаменателе – для вероятности неразрушения $P = 0{,}8$.

5.2.5. ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ

Влияние концентрации напряжений может проявиться как в снижении, так и в повышении характеристик длительной прочности по сравнению с аналогичными характеристиками таких же элементов конструкции или образцов, но без концентраторов. К числу факторов, от которых зависит, в каком направлении происходит изменение характеристик длительной прочности в связи с влиянием концентрации напряжений и степень этих изменений, относятся: геометрия элемента (образца) и самого концентратора, уровень действующих напряжений, структура и свойства материала, температура, длительность нагружения и др.

Чаще всего рассматривается наиболее распространенный вид концентраторов – поперечный надрез в круглом или плоском образце.

Ю.Н. Работнов для анализа влияния концентратора любого вида предложил схему определения времени до разрушения t^* образца с концентратором, состоящую из двух последовательных фаз. В первой фазе с помощью уравнений теории ползучести находят распределение напряжений в области, примыкающей к концентратору. Затем на основе критерия длительной прочности определяют точку, в которой впервые в образце образуется макротрещина, а также время t_1 до ее появления. Вторая фаза разрушения продолжительностью t_2 соответствует развитию макротрещины до выхода ее на поверхность. В общем времени до разрушения t^* большую долю составляет t_1.

Исследование влияния концентрации напряжений на длительную прочность. Образцы для испытаний были изготовлены из одного медного стержня марки М3, одна часть

образцов (I серия) представляла собой цилиндры кругового сечения, другая часть (II серия) имела осесиммстричные поперечные кольцевые выточки полукруглого сечения. Образцы обеих серий испытывались на длительную прочность при растяжении при $T = 400$ °С. Сравнивались времена разрушения t^* этих образцов при условии, что напряжения в минимальном сечении образцов II серии совпадают с напряжениями в образцах I серии. Результаты этого сравнительного анализа показывают, что концентраторы напряжений определяют систематическое увеличение времени разрушения t^*. Особенно заметен эффект концентраторов при относительно малых напряжениях, при которых наличие выточки приводит к увеличению времени t^* более чем в 2 раза.

Для объяснения этого эффекта в работе Шестерикова С.А. и Локощенко А.М. используется основанная на учете микронеоднородности материала гипотеза "слабого звена". При растяжении образца переменного сечения вероятность того, что самое слабое по структуре сечение имеет минимальную площадь, очень мала. В связи с этим разрушение образца с выточкой, происходящее в самом узком сечении (достаточно прочном в структурном отношении) или вблизи него, должно наступать при большем времени, чем время разрушения образца постоянного поперечного сечения, что подтверждается экспериментами. С помощью дополнительных данных по масштабному эффекту получено количественное подтверждение правильности объяснения этого эффекта концентрации напряжений.

Большое значение на характер длительной прочности образцов с надрезами оказывает длительность нагружения. Во многих случаях при малых длительностях до разрушения влияние концентрации напряжений проявляется в повышении характеристик длительной прочности, а при больших длительностях – в снижении. Однако такие закономерности наблюдаются не всегда.

Разрушение деталей, например, турбинных дисков, обычно происходит в местах концентрации напряжений: около отверстий или в галтелях между замковыми выступами. Поэтому оценить время разрушения диска без учета истинного поля напряжений в зонах концентрации невозможно. Расчет диска с использованием уравнений теории пластичности и ползучести возможен только численными методами, которые позволяют также учесть и концентрацию напряжений. Наиболее распространенным в настоящее время является метод конечных элементов. Основными его достоинствами являются универсальность и независимость от формы рассчитываемого тела, а также возможность применения разных теорий пластического деформирования и ползучести.

С помощью метода конечных элементов или уравнений метода перемещений часто решают сложные технологические и прочностные задачи: расчет на ползучесть трубопроводов, дисков и елочных замков лопаток турбины, а также прочности и формоизменения деталей при высокотемпературной обработке металлов давлением.

Оценка длительной прочности в условиях концентрации напряжений обусловлена необходимостью решения двух проблем:

определения наиболее вероятной зоны разрушения при анализе конструкционных концентраторов напряжений;

описания неоднородности поля напряжений и оценки влияния этой неоднородности на конструктивную длительную прочность.

При исследовании кольцевых образцов с выточками показано, что зона максимального накопления повреждений находится в вершине надреза на некотором расстоянии от поверхности образца. Это рассеяние на основании данных металлографического и магнитного анализа составляло $0{,}1...0{,}02\, r_0$, где r_0 – радиус наименьшего сечения образца.

Из вышесказанного с учетом анализа особенностей напряженного состояния в вершине надреза и ряда экспериментальных результатов сделан вывод, что наиболее поврежденная зона соответствует области металла с максимальным изменением градиента напряжений. Критерий длительной прочности в условиях неоднородного напряженного состояния представляется выражением

$$\sigma_{\text{экв}} = c_j \sigma_{1j}, \quad c_j = k_{\text{н}} B_j, \qquad (5.2.40)$$

где $k_{\text{н}}$ – коэффициент, учитывающий неоднородность напряженного состояния в окрестности точки с координатой $r = r_{\text{кр}}$, для однородного напряженного состояния $k_{\text{н}} = 1$; B_j – функция напряженного состояния и максимального главного нормального напряжения в области с координатой $r = r_{\text{кр}}$ (рис. 5.2.15).

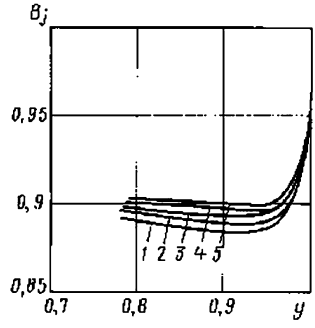


Рис. 5.2.15. Изменение функции B_j в наименьшем сечении образца с надрезом:
1, 2, 3, 4, 5 – соответственно номинальное напряжение σ_0 равно 280, 260, 240, 220, 200 МПа; $T_{исп}$ = 565 °С; y – относительное расстояние от центра образца до вершины надреза

Величину $r_{кр}$ определяют исходя из предположения минимума функции B_j для каждого режима испытания ($T_{исп}$ = const; σ = const).

Коэффициент неоднородности напряженного состояния для исследованной геометрии надреза определяют из сравнения расчетных пределов прочности с соответствующей прочностью образцов. Такие расчеты проводят, сохраняя идентичность механизмов разрушения. По времени до разрушения образца с надрезом рассчитывают напряжение и находят искомый коэффициент

$$k_н = \frac{\sigma_р}{B_j \sigma_1}, \qquad (5.2.41)$$

где $\sigma_р$ – предел длительной прочности при одноосном растяжении.

Результаты расчета показали, что для исследованной геометрии надреза $k_н$ = 0,855, далее эквивалентные напряжения вычисляли по формуле типа (5.2.41).

На основании разработанного метода оценки влияния неоднородности напряженного состояния и предварительных испытаний гладких образцов и образцов с концентраторами проведена оценка длительной прочности тройников клапана паровпуска турбины К-300-240 из стали 15Х1М1Ф. Результаты расчетно-экспериментальной оценки по соотношениям (5.2.40) и (5.2.41) достаточно хорошо совпали с результатами ускоренных стендовых испытаний натурных моделей этих тройников (отклонение между расчетными и экспериментальными долговечностями до разрушения составили не более 12 %).

5.2.6. ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ ПРИ СЛОЖНОНАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

Металл конструктивных элементов машиностроительного оборудования, работающий в условиях ползучести, как правило, имеет напряженное состояние, отличающееся от одноосного растяжения. Для оценки длительной прочности таких элементов необходимо знать критерии, основанные на определенной теоретической или эмпирической модели, а так же иметь данные о соответствии выбранной модели реальному поведению металлических материалов. Для создания гаммы напряженных состояний в испытаниях на длительную прочность наиболее широко используются тонкостенные трубчатые образцы, это позволяет получить различные варианты плоского напряженного состояния. Чаще всего используются варианты одновременного нагружения трубчатого образца осевой силой при одновременном действии крутящего момента, а также осевого нагружения растяжением (сжатием) и внутренним давлением.

При нагружении образца осевой силой P и крутящим моментом M в объеме образца возникают нормальные σ_z и касательные напряжения $\tau_{z,y}$, которые определяются по формулам

$$\sigma_z = \frac{P}{F} = \frac{P}{\pi \overline{D} \delta}; \quad \tau_{z,y} = \frac{2M}{\pi \overline{D}^2 \delta}, \qquad (5.2.42)$$

где $\overline{D}$ – средний диаметр трубчатого образца; δ – толщина стенки трубчатого образца.

В этом случае главные нормальные напряжения

$$\sigma_{1,3} = \frac{1}{2}\left(\sigma_z \pm \sqrt{\sigma_z^2 + 4\tau_{z,y}^2} \right); \ \sigma_2 = 0. \qquad (5.2.43)$$

Следовательно, при таком варианте нагружения можно получить различные варианты плоского напряженного состояния при $\sigma_1 > 0$ и $\sigma_3 < 0$.

Нагружение под действием внутреннего давления вызывает в тонкостенном трубчатом образце тангенциальные σ_θ и осевые σ_z напряжения

$$\sigma_\theta = \frac{P\overline{D}}{2\delta};\ \sigma_{z_2} = \frac{p\overline{D}}{4\delta}, \qquad (5.2.44)$$

где $\overline{D}$ – средний диаметр трубчатого образца.

Эти напряжения совместно с осевыми напряжениями от действия осевой силы σ_{z_2} дают общее осевое напряжение σ_z:

$$\sigma_z = \frac{p\overline{D}}{4\sigma} + \frac{P}{\pi\overline{D}\sigma}. \qquad (5.2.45)$$

При различных соотношениях давления p и осевой силы P в этом случае могут реализовываться различные варианты двухосного растяжения при $\sigma_1 > 0$ и $\sigma_2 > 0$.

Проведение высокотемпературных испытаний при сложном напряженном состоянии связано со значительными технологическими трудностями, поэтому в настоящее время известно относительно немного надежных опытных данных.

Согласно СО 153-34.17.607–2003 для набора полученных при разных напряженных состояниях данных определяют коэффициенты уравнения длительной прочности в форме (5.2.22) аналогично тому, как при одноосном растяжении.

Взамен напряжения σ по стандартной процедуре используется первое главное напряжение σ_1 и соответствующее этому напряжению время t^*. При дальнейшей графической, табличной или математической обработке полученные данные используются для определения параметров критериальных оценок эквивалентности напряженных состояний при длительном нагружении.

В качестве эквивалентных напряжений при оценке длительной прочности наиболее часто используются следующие критерии:

первого главного напряжения

$$\sigma_{экв} = \sigma_1; \qquad (5.2.46)$$

критерий интенсивности касательных напряжений

$$\sigma_{экв} = \sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(\sigma_1-\sigma_2)^2 + (\sigma_1-\sigma_3)^2 + (\sigma_2-\sigma_3)^2}; \qquad (5.2.47)$$

критерий максимального касательного напряжения

$$\sigma_{экв} = \tau_{max}; \qquad (5.2.48)$$

критерий В.П. Сдобырева

$$\sigma_{экв} = \frac{1}{2}(\sigma_1 + \sigma_i); \qquad (5.2.49)$$

критерий Писаренко–Лебедева

$$\sigma_{экв} = \chi\sigma_1 + (1-\chi)\sigma_i, \qquad (5.2.50)$$

где χ – постоянная материала, $0 < \chi < 1$.

Для материалов, применяемых в энергетическом машиностроении, в соответствии с СО 153-34.17.607–2003 используется критерий И.И. Трунина

$$\sigma_{экв} = \frac{1}{2}(\sigma_1 + \sigma_i)a^{1-\eta}, \quad 0 < a \le 1, \qquad (5.2.51)$$

где $\eta = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3$; a – постоянная материала.

В наиболее общей форме по отношению к возможным комбинациям напряженного состояния и учету свойств материала представлен критерий И.А. Биргера

$$\sigma_{экв} = \lambda_0\sigma_i + \lambda_1\sigma_1 + \lambda_2\sigma_2 + \lambda_3\sigma_3, \qquad (5.2.52)$$

где λ_i – постоянные материала.

С усложнением формы критерия и увеличением числа входящих в него постоянных возрастает и число вариантов напряженного состояния, перебор которых с проведением соответствующих сериальных экспериментов необходим для определения окончательных численных выражений.

Критерии в наиболее простой форме (5.2.46) – (5.2.49) не описывают поведение материалов даже при достаточно узком наборе вариантов напряженных состояний металла.

На рис. 5.2.16 представлены предельные кривые длительной прочности по результатам испытаний, обработанные по критериям (5.2.46) – (5.2.48). Очевидно, что при двухосном растяжении (правая часть полуплоскости) рассматриваемые критерии дают плохое соответствие с экспериментальными данными: большинство экспериментальных точек располагается ниже всех предельных теоретических кривых.

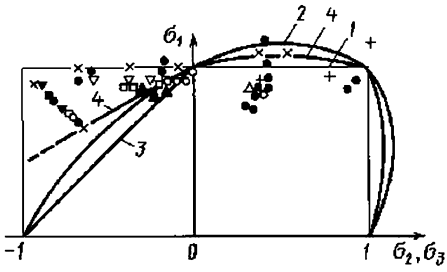


Рис. 5.2.16. Предельные кривые длительной прочности:
1 – максимальные нормальные напряжения; *2* – интенсивность напряжения; *3* – максимальные касательные напряжения; *4* – критерий ½ ($\sigma_1 + \sigma_i$)

При двухосном смешанном напряженном состоянии ($\sigma_1 \geq 0$; $\sigma_2 \leq 0$, левая часть полуплоскости) большинство точек, соответствующих экспериментам, располагаются в области, заключенной между линиями предельных состояний.

Для анализа данных использовалось степенное уравнение длительной прочности вида (5.2.9) и степенной вариант дробной модели длительной прочности в виде

$$t^* = D\left[\left(\sigma_в - \sigma_i^T\right)\Big/\sigma_i^T\right]^n, \qquad (5.2.53)$$

где $\sigma_в$ и σ_i^T – пределы соответственно кратковременной и длительной прочности; D, n – константы материала.

Анализ данных проводили по критериям максимального главного напряжения σ_1, интенсивности касательных напряжений σ_i, их полусуммы (критерий В.П. Сдобырева), а также разности максимального и минимального напряжений.

В условиях различных вариантов двухосного растяжения большим соответствием отличается критерий разности максимальных напряжений, полученных по критерию

$$\sigma_{экв} = \max\left(\sigma_1, \sigma_1 - \sigma_2\right). \qquad (5.2.54)$$

При расчете конструктивной длительной прочности для условий сложного напряженного состояния ($\sigma_1 \geq \sigma_2$, $\sigma_1 > 0$, $\sigma_3 = 0$) рекомендуется рассматривать критерий Сдобырева при $\sigma_2 < 0$ и критерий разности максимальных напряжений в форме (5.2.54) при $\sigma_2 > 0$.

В случае несоответствия экспериментальных и теоретических значений временных показателей процесса разрушения, рекомендуется использовать усложненные выражения для $\sigma_{экв}$, в том числе с использованием зависимостей вида (5.2.50).

Относительно применяемости различных критериев длительной прочности отмечается, что большинство критериев построено на ограниченном экспериментальном материале при варьировании координат эксперимента в очень малой части трехмерного пространства главных напряжений (σ_1, σ_2, σ_3). Поэтому они не могут отразить всех особенностей работы материала в конструкции. Этот недостаток предлагается устранять при анализе адекватности критерия в критических точках пространства напряжений. Например, при всестороннем равном сжатии, когда процесс разрушения по имеющимся представлениям либо невозможен, либо прикладываемые напряжения должны быть значительно больше, чем при сжатии. Второй экстремальной точкой является зона двухосного растяжения ($\sigma_1 > 0$, $\sigma_2 > 0$, $\sigma_3 = 0$), где сопротивление разрушению, как правило, ниже чем при одноосном растяжении. На основании имеющихся представлений о механизмах макроскопического разрушения при длительном нагружении как результате одновременных и взаимно влияющих процессов образования макротрещин под действием растягивающего напряжения σ_1 и разрушения металла под действием сдвиговых напряжений σ_1 выполнена модификация критерия (5.2.51) в виде

$$\sigma_{экв} = \frac{1}{2}\left(\sigma_1 + \left|\sigma_1\right|\right)\omega_1 + \sigma_i\omega_2, \qquad (5.2.55)$$

где ω_1 и ω_2 – в общем случае функции соответственно напряженного состояния и свойств исследуемого металла.

Рядом упрощений на базе этого критерия могут быть получены другие известные критерии, в том числе критерий вида (5.2.51)

$$\sigma_{экв} = \frac{1}{2}\left[0{,}5\left(\sigma_1 + \left|\sigma_1\right| + \sigma_i\right)\right]a^{1-\eta}, \qquad (5.2.56)$$

где коэффициент a определяют, например, в процессе испытаний на одноосное растяжение и сжатие:

$$a = \sqrt[3]{2\sigma_р / \sigma_{сж}}\,, \qquad (5.2.57)$$

где $\sigma_р$ и $\sigma_{сж}$ – пределы длительной прочности при одноосном растяжении и сжатии.

Использование критерия в форме (5.2.56) правомерно только при $a < 1$, в этом случае разрушение при трехосном равном сжатии рассматривается как невозможное, а в квадранте растягивающих напряжений ($\sigma_1 > 0$, $\sigma_2 > 0$, $\sigma_3 = 0$) предполагается снижение длительной прочности, определяемое значением коэффициента a.

На основании преобразования критерия И.А. Биргера (5.2.52) предложен критерий длительной прочности

$$\sigma_{экв} = \lambda\sigma_i + 3(1-\lambda)\sigma_0\,, \qquad (5.2.58)$$

где $\sigma_0 = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$; λ – константа материала.

Данный критерий может также рассматриваться как модификация критерия Писаренко–Лебедева (5.2.50), без недостатков последнего, при описании эквивалентных напряжений в квадранте растягивающих напряжений.

На рис. 5.2.17 представлены предельные изохронные кривые прочности, построенные по критерию (5.2.58) для различных значений λ по экспериментальным данным, полученным для никелевого сплава ЭИ698-ВД. Представленные зависимости показывают, что критерий (5.2.58) может описать как повышение, так и снижение длительной прочности в условиях двухосного растяжения. Анализ результатов испытаний сплава ЭИ698-ВД, проведенных при температурах 923 и 1023 К в условиях растяжения, кручения с растяжением, растяжения от осевой силы и внутреннего давления, показал, что только критерий в виде (5.2.58) адекватно описывает экспериментальные данные. При этом установлено, что в области двухосных растяжений область опасных значений σ_1 и σ_2 находится под кривой с $\lambda = 0{,}728$, а в квадранте "$\sigma_1 - (-\sigma_3)$" область безопасных значений ограничена сверху кривой $\lambda_1 = 0{,}914$. Это связано с различным характером разрушения в условиях двухосного растяжения и растяжения с кручением. В разрушенных образцах, испытанных только при растяжении, на полученных временных базах наблюдаются в основном клиновидные трещины. Кручение приводит к интенсификации диффузионных процессов: появляются трещины смешанных типов, а в условиях почти чистого кручения межзеренные дефекты диффузионного происхождения.

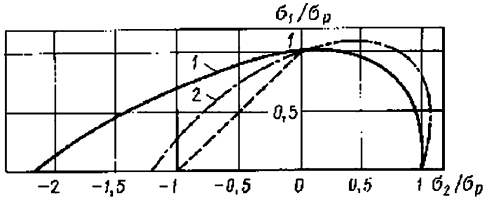


Рис. 5.2.17. Предельные изохронные кривые, построенные по критерию (5.2.58) для никелевого сплава ЭИ698-ВД (T = 1023 К, t_j = 23 ч):
1 – $\lambda = 0{,}728$; *2* – $\lambda = 0{,}914$; $\sigma_р$ – предел длительной прочности при одноосном растяжении

При выборе адекватных экспериментальным данным критериев разрушения в условиях сложного напряженного состояния необходим учет изменения механизмов разрушения для различных вариантов напряженного состояния. В общем случае следует проводить дополнительный анализ активационных параметров уравнения длительной прочности вида (5.2.21) в связи с различным уровнем нагружения при изменении характера напряженного состояния.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Адамович В.К., Станюкович А.В.** Служебные свойства котельных материалов. Л.: ОНТИ ЦКТИ, 1981. Вып. 43. 76 с.

2. **Антикайн П.А.** Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов. М.: Энергосервис, 2001. С. 440.

3. **Аршакуни А.Л., Шестериков С.А.** Прогнозирование длительной прочности жаропрочных металлических материалов // Механика твердого тела. 1994. № 3. С. 126–141.

4. **Браун Р.Дж., Лонсдейл Д., Флюитт П.** Испытания на длительную прочность при многоосном напряженном состоянии и анализ данных для жаропрочных сталей // Труды Американского Общества инженеров-механиков, 1982. Т. 104, № 4. С. 56–65.

5. **Бугай Н.В., Березина Т.Г., Трунин И.И.** Работоспособность и долговечность металла энергетического оборудования. М.: Энергоатомиздат, 1995. 272 с.

6. **Бугай Н.В., Кривенюк В.В., Авраменко Д.С.** Об использовании кратковремен-

ных механических характеристик для оценки длительных прочностных свойств стали 12Х1МФ // Проблемы прочности. 1980. № 3. С. 54–56.

7. **Владимиров В.И.** Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.

8. **Каблов Е.И., Голубовский Е.Р.** Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998. 464 с.

9. **Ковпак В.И.** Прогнозирование жаропрочности металлических материалов. Киев: Наукова думка, 1981. 210 с.

10. **Кривенюк В.В.** Прогнозирование длительной прочности тугоплавких металлов и сплавов. Киев: Наукова думка, 1990. 248 с.

11. **Локощенко А.М.** К выбору критерия длительной прочности при сложном напряженном состоянии // Проблемы прочности. 1989. № 9. С. 3–6.

12. **Локощенко А.М., Шестериков С.А.** Исследование длительной прочности металлов при сложном напряженном состоянии // Проблемы прочности. 1986. № 12. С. 3–8.

13. **Малинин Н.Н.** Расчеты на ползучесть элементов машиностроительных конструкций. М.: Машиностроение, 1981. 221 с.

14. **Методические** указания. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний и статистическая обработка результатов. Разд. 5. Планирование и статистическая обработка результатов длительных статических испытаний. М.: Издательство стандартов, 1984. С. 94–162.

15. **Механические** свойства конструкционных материалов при сложном напряженном состоянии / А.А. Лебедев, Б.И. Ковальчук, Ф.Ф. Гигиняк, В.П. Ломашевский. Справочник. Киев: Наукова думка, 1983. 366 с.

16. **Нормы** расчета на прочность стационарных котлов и трубопроводов пара и горячей воды (РД 10-249–98). М.: ГУП "НТЦ Промбезопасность", 2001. 360 с.

17. **Стасенко И.В.** Расчет трубопроводов на ползучесть. М.: Машиностроение, 1986. 256 с.

18. **Туляков Г.А., Скоробогатых В.Н., Гриневский В.В.** Конструкционные материалы для энергомашиностроения. М.: Машиностроение, 1991. 240 с.

19. **Шестериков С.А., Локощенко А.М.** Влияние концентрации напряжений на длительную прочность // Проблемы прочности. 1996. № 5. С. 39–43.

20. **Шестериков С.А., Локощенко А.М.** Ползучесть и длительная прочность металлов // Итоги науки и техники. Сер.: Механика деформируемого твердого тела. Т. 13. М.: ВИНИТИ, 1980. С. 3–104.

21. **Шестериков С.А., Юмашева М.А.** Конкретизация уравнения состояния в теории ползучести // Известия АН СССР. Механика твердого тела. 1984. № 1. С. 86–91.

Глава 5.3

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ И МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ. ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ

5.3.1. УСЛОВИЯ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ И МЕТОДИКА ИСПЫТАНИЙ

В зависимости от температурных, силовых, временных условий нагружения, а также их стабильности или изменения по определенному закону в материале могут возникать повреждения, связанные с двумя основными процессами, лимитирующими долговечность высокотемпературных узлов машиностроительного оборудования: ползучестью и термомеханической малоцикловой усталостью.

Циклическое упругопластическое деформирование при высоких температурах характерно для элементов конструкций энергетического машиностроения, ракетостроения, химического аппаратостроения и т.п. Длительность циклов нагружения может составлять от нескольких секунд до десятков и сотен часов. В связи с этим в ряде случаев знакопеременное упругопластическое деформирование материала сопровождается температурно-временными явлениями, в том числе ползучестью и деформационным старением. Важное значение при этом имеет характер изменения нагрузки и температуры в цикле и во времени, а также общее время деформирования.

Исследование малоцикловой усталости материалов в данных условиях обычно проводится при нагружении по режимам с управлением по деформациям (жесткий режим). Это обусловлено тем, что в реальных конструкциях в зонах действия максимальных напряжений реализуется схема нагружения, в большей степени соответствующая жесткому режиму циклического нагружения. В связи с этим наиболее распространенным режимом испытаний является нагружение с постоянной амплитудой деформации $\varepsilon_a = \text{const}$ в цикле, длительность которого

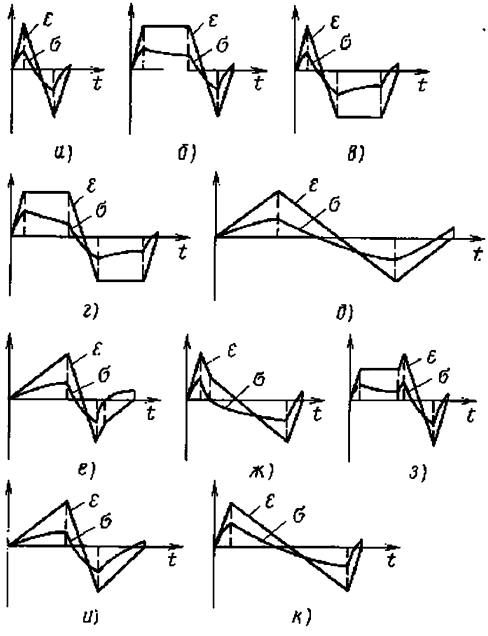


Рис. 5.3.1. Схемы длительного деформационно-силового нагружения

варьируется введением одно- и двусторонних выдержек в экстремальных точках при растяжении (ε_{max} = const) и (или) сжатии (ε_{min} = const), изменением скорости деформации в экстремальных точках или при изменении знака напряжений (рис. 5.3.1, *а – к*), а также изменением частоты нагружения (рис. 5.3.1, *а*, *д*). Данные режимы испытаний позволяют выделить влияние на повреждаемость материала собственно пластических деформаций при деформировании со сравнительно высокими скоростями (рис. 5.3.1, *а*) и деформаций ползучести (рис. 5.3.1, *б – г*), а также влияние знака напряжений, на фоне которых развивается ползучесть при чередовании полуциклов с выдержками и без выдержек (рис. 5.3.1, *в*, *г*).

Нагружение с управлением по напряжениям ("мягкий" режим) также может осуществляться по аналогичным режимам, при этом помимо накопления длительных циклических повреждений происходит накопление квазистатических повреждений, вызванных односторонними необратимыми деформациями.

В процессе испытаний температура в цикле может оставаться постоянной или меняться по режиму, синхронизированному с циклом изменения деформации или напряжения (рис. 5.3.2, *а – е*). Указанные режимы нагру-

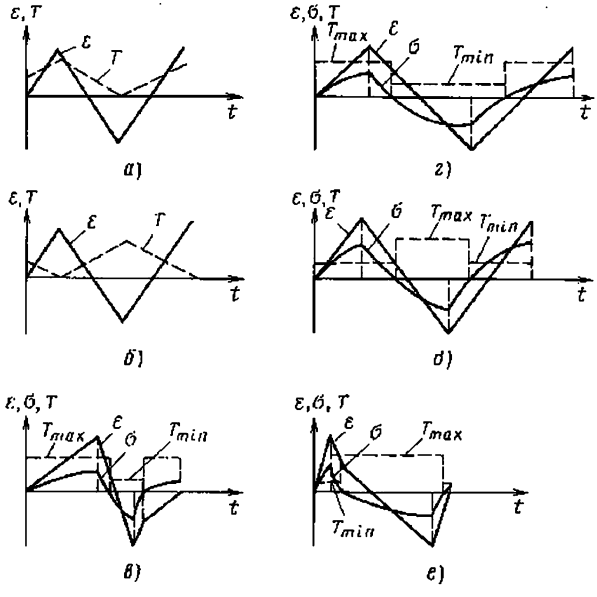


Рис. 5.3.2. Схемы неизотермического нагружения:
а, *б* – с линейным изменением температуры в цикле; *в – е* – со ступенчатым изменением температуры при переходе через нуль по напряжениям; *а*, *в*, *г* – синфазные циклы; *б*, *д*, *е* – противофазные циклы; *в*, *е* – циклы с различной скоростью деформирования при растяжении и сжатии

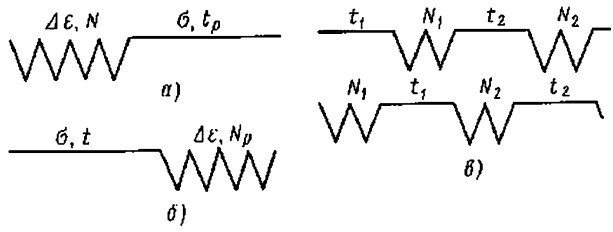


Рис. 5.3.3. Схемы комбинированного нагружения

жения позволяют выявить влияние на циклическую прочность фазы наложения циклов деформации и температуры, уровня максимальной и минимальной температуры в цикле при длительном циклическом нагружении. Требования к методическому обеспечению таких испытаний приведены в ГОСТ 25.505, в том числе требования к форме и размерам образцов, испытательным машинам и оборудованию, проведению испытаний и обработке результатов.

Для исследования характера накопления повреждения и изменения долговечности при взаимодействии процессов ползучести и малоцикловой усталости в условиях длительной эксплуатации применяют методы последовательного или комбинированного нагружения. Для этих испытаний (рис. 5.3.3) могут применяться три программы: 1) с предварительным термомеханическим малоцикловым нагружением на определенной базе по числу циклов и последующим испытанием при длительном статическом нагружении (рис. 5.3.3, *а*) в условиях ползучести; 2) обратная однократная схема режимов ползучести и малоцикловой усталости (рис. 5.3.3, *б*); 3) попеременное приложение длительных статических и малоцикловых нагрузок (рис. 5.3.3, *в*). Варьирование параметров малоциклового нагружения по размаху деформации в цикле, его максимальной и минимальной температуре, а также процесса ползучести по приложенному напряжению и температуре при сочетании различных программ создают условия для реализации широкого спектра экспериментальных режимов. Возможность комбинированного нагружения расширяется при использовании сложных, в том числе длительных, режимов в период нестационарного нагружения.

При осуществлении испытаний, в процессе которых происходит взаимодействие процессов ползучести и малоцикловой усталости, требуется индивидуальный выбор экспериментального оборудования в зависимости от конкретных программ и параметров эксперимента. При проведении малоцикловых испытаний по различным режимам длительного нагружения наиболее эффективно использование сервогидравлического оборудования с программным нагружением с контролем осевой деформации на цилиндрических или трубчатых образцах в условиях растяжения–сжатия. Длительная эксплуатация этого оборудования связана со значительными затратами и привлечением высококвалифицированного обслуживающего персонала. При малом числе циклов до разрушения (при цикле с выдержкой 5...10 мин) применение этого оборудования может быть оправдано. Однако в наиболее практически важной области для материалов энергооборудования, металлургии и атомной техники размахи деформации составляют 0,4...0,6 % при времени выдержки до 100 мин и более. Даже при небольших циклических долговечностях ресурс таких испытаний составляет от одной недели до нескольких месяцев. Поэтому целесообразно использование более простого стандартного оборудования, например электромеханического.

Большие по объему и продолжительности испытаний экспериментальные программы могут быть реализованы с относительно малыми экономическими издержками при совместном применении стандартного оборудования для испытаний на малоцикловую усталость на ограниченной временно́й базе и для испытаний на ползучесть на временно́й базе до $1 \cdot 10^4 ... 5 \cdot 10^4$ ч с применением методики комбинированных испытаний (см. рис. 5.3.2). Наиболее оптимальным вариантом осуществления значительных по объему программ на длительной временно́й базе является сочетание программируемых испытательных машин для получения отдельных узловых результатов и базовых характеристик и устройств электромеханического, термомеханического (или механического) типа, позволяющих выполнить основной объем испытаний с продолжительным временны́м ресурсом.

5.3.2. ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ В УСЛОВИЯХ ДЛИТЕЛЬНОГО ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Влияние формы и длительности цикла. Проявление эффектов ползучести во время нестационарного нагружения связано с временны́ми характеристиками процесса – формой (трапецеидальной, треугольной и др.), длительностью цикла нагружения [(например, временем выдержки) или (и) скоростью деформирования)]. Исследования влияния временны́х факторов на малоцикловые характеристики материалов широко проводились с применением методик, базирующихся на испытаниях с трапецеидальным циклом в условиях релаксации напряжений. В результате первых комплексных исследований в этом направлении, выполненных на сталях аустенитного класса и никелевых сплавах, установлена сложная зависимость долговечности в условиях длительной и термомеханической усталости от основных экспериментальных параметров: максимальной температуры, заданной деформации и длительности цикла. Полученные данные позволяют сделать ряд выводов, имеющих общее значение для описания процесса разрушения при длительном малоцикловом нагружении:

введение временно́й выдержки снижает долговечность по числу циклов нагружения;

временна́я зависимость сопротивления малоцикловой усталости определяется температурой и значением деформации;

при определенных параметрах длительного малоциклового нагружения могут существовать области, соответствующие максимальному повреждающему эффекту от взаимодействия ползучести и малоцикловой усталости.

На рис. 5.3.4, по данным Ю.Ф. Баландина, показана температурная область длительного термоциклического нагружения с минимальной долговечностью, за пределами которой число циклов до разрушения возрастает как с уменьшением, так и с увеличением температурных параметров. Такой характер изменения долговечности объясняется механизмом последовательного ее исчерпания в условиях временно́й зависимости усталости от длительной пластичности материала, имеющей минимум в исследованном диапазоне температур.

Изучение длительной термомеханической усталости ряда жаропрочных сплавов на никелевой основе для лопаток газовых турбин позволило установить существенно различный

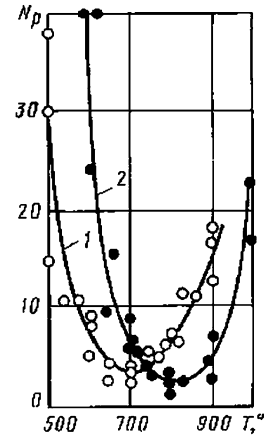


Рис. 5.3.4. Зависимость числа N_p циклов до разрушения от температуры T испытания при длительном малоцикловом нагружении ($\Delta\varepsilon = 0{,}4$ %, длительность цикла 50 ч):
1 – сталь 12Х18Н22В2Т2; *2* – сплав ХН77ТЮР

характер изменения числа циклов до разрушения и общего ресурса работы материала в зависимости от времени при максимальной температуре цикла. Если с увеличением времени цикла $t_ц$ число циклов N постоянно уменьшается, то изменение величины $R = N t_ц$ может носить экстремальный характер. Для исследованных материалов существует минимальное значение ресурса, соответствующее длительности цикла $t_ц = 2...7$ мин или времени выдержки $t_в = 0{,}5...5$ мин.

На основе метода статистического планирования эксперимента проведены исследования длительной термомеханической усталости стали 12Х18Н10Т при варьировании максимальной температуры цикла T_{max}, упругопластической деформации в цикле $\Delta\varepsilon$ и длительности выдержки при максимальной температуре $t_в$.

Установлено (рис. 5.3.5), что наибольшее влияние на долговечность оказывает максимальная температура цикла, наименьшее – время выдержки (диапазон варьирования $t_в$ в этом случае близок к минимальному значению параметра $N t_ц$) и промежуточное – деформация $\Delta\varepsilon$ за цикл.

Отмеченные выше общие закономерности термомеханического малоциклового нагружения

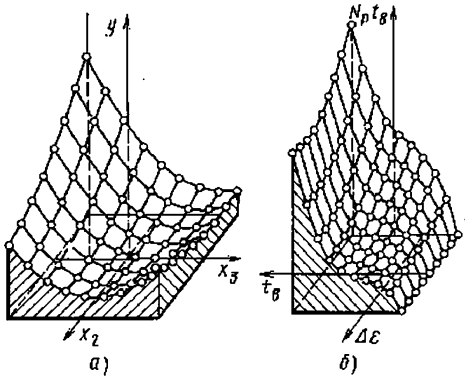


Рис. 5.3.5. Поверхности разрушения стали 12Х18Н10Т при длительной термомеханической усталости:

а – по числу циклов $N_р$; $x_1 = \dfrac{1{,}1 - \Delta\varepsilon}{0{,}2}$;

$x_2 = \dfrac{650 - T_{max}}{50}$; *б* – по суммарному времени выдержки $N_р t_в$

с временны́ми выдержками подтверждены результатами длительных малоцикловых испытаний. Испытания металла теплообменного оборудования реакторов на быстрых нейтронах в условиях взаимодействия ползучести и малоцикловой усталости были рассчитаны на максимальную продолжительность до 3 лет. Испытания аустенитных сталей типа AISI 316 и 304 проводились при температуре 593 °С в условиях изотермического малоциклового нагружения с выдержкой при максимальной деформации растяжения от 1 мин до 10 ч. В результате было выявлено снижение долговечности с увеличением времени выдержки без достижения стадии насыщения и перехода к условиям "чистого" разрушения в условиях ползучести.

Важным фактором, влияющим на долговечность материала, является не только длительность времени выдержки, при которой могут накапливаться повреждения от ползучести, но и момент начала нагружения в условиях выдержки (на петле упругопластического гистерезиса). Достаточно полные данные по влиянию периодов выдержки в различных точках петли гистерезиса для аустенитной стали AISI 304 получены при испытаниях, которые проводились при температуре 650 °С. Время выдержки составляло 10 мин для положений, соответствующих максимальным деформациям растяжения и сжатия, а также точкам, в которых напряжение равно нулю или в которых происходит весьма незначительная (отсутствует) релаксация напряжений. Выдержка при растяжении обеспечивает бóльшую повреждаемость, чем выдержка при сжатии, а выдержка в промежуточных положениях (при нулевом напряжении или отсутствии релаксации) снижает долговечность, однако меньше, чем в экстремальных точках цикла.

На рис. 5.3.6 приведены обобщенные результаты экспериментов по изменению долговечности ферритных сталей в условиях малоциклового нагружения с временно́й выдержкой. Как и при испытаниях аустенитных сталей, введение выдержки в условиях растяжения приводит к снижению долговечности низколегированной стали Cr–Mo–V, тем более значительному, чем длительнее период выдержки. Выдержка при сжатии в сочетании с более длительной выдержкой при растяжении несколько увеличивает долговечность. При испытаниях с равными временами выдержки в обеих экстремальных точках установлены значения долговечности, близкие к значениям, получаемым в условиях обычного малоциклового нагружения.

Характеристики долговечности сталей ферритного класса в условиях длительного малоциклового нагружения тесно связаны с изменением пластичности при ползучести. Данные, полученные для Cr–Mo–V-сталей с различной длительной пластичностью, однозначно свиде-

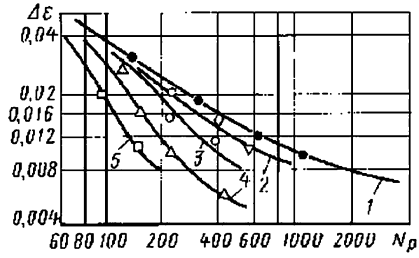


Рис. 5.3.6. Сопротивление длительной малоцикловой усталости стали системы Cr–Mo–V при температуре 565 °С и варьировании времени выдержки в условиях растяжения и сжатия:

1 – циклическое нагружение; скорость деформирования $\dot{\varepsilon} = 0{,}004$ с$^{-1}$; *2* – непрерывное циклирование, ν = 2 цикл/ч, выдержка 30 мин при растяжении и сжатии; *3* – выдержка $t_в$ = 30 мин при растяжении и $t_в$ = 3 мин при сжатии; *4* – $t_в$ = 30 мин при растяжении; *5* – $t_в$ = 180 мин при растяжении

тельствуют о том, что в условиях взаимодействия процессов ползучести и малоцикловой усталости при проявлении или, тем более, преобладании межзеренного разрушения более низкая длительная пластичность обусловливает соответствующую низкую циклическую долговечность. Из обобщенных данных для Cr–Mo- и Cr–Mo–V-сталей, полученных в интервале максимальных рабочих температур 538...593 °С при временных выдержках до 100 мин и более, следует, что графические зависимости долговечности от времени выдержек имеют выраженный максимум с постоянным снижением в области межзеренного разрушения, а влияние продолжительности выдержек выражено более значительно, чем у аустенитных сталей.

При длительном изотермическом нагружении чувствительность к форме цикла проявляет сталь 08Х18Н9, причем, как показано на рис. 5.3.7, на кривых усталости в координатах "размах пластической деформации ε_p – число циклов до разрушения N_f" более повреждающим является режим нагружения с низкой скоростью деформирования в полуцикле растяжения и высокой в полуцикле сжатия (см. рис. 5.3.1, *е*). Для данной стали в этих испытаниях при длительности полуцикла растяжения 20 мин и полуцикла сжатия 1 мин наблюдается снижение долговечности до 2–2,5 раз по сравнению с режимом на рис. 5.3.1, *а*. Варьирование в тех же пределах скоростей деформирования в полуциклах растяжения и сжатия, а также частоты нагружения при деформировании с постоянной скоростью (см. рис. 5.3.1, *а*, *д*, *е*, *ж*) практически не повлияло при заданной амплитуде пластических деформаций на число циклов до разрушения сталей 12Х18Н10Т, 15Х2МФА и сплава ХН60ВТ (рис. 5.3.7, *б*, *в*, *г*).

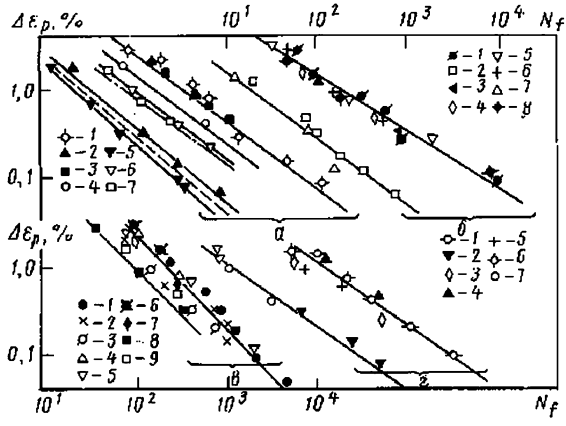


Рис. 5.3.7. Кривые малоцикловой усталости сталей 08Х18Н9, 12Х18Н10Т, 15Х2МФА и сплава ХН60ВТ при длительном нагружении с различной длительностью полуциклов растяжения $t_р$ и сжатия $t_{сж}$:

$\Delta\varepsilon_р$ – размах пластической деформации в цикле;

а – сталь 08Х18Н9 (*1* – T = 650 °С, $t_р = t_{сж}$ = 1 мин; *2* – T равно 650 и 150 °С, $t_р = t_{сж}$ = 1 мин; *3* – T равно150 и 650 °С, $t_р = t_{сж}$ = 1 мин; *4* – T = 650 °С, $t_р$ = 20 мин, $t_{сж}$ = 1 мин; *5* – T равно 650 и 150 °С, $t_р$ = 20 мин, $t_{сж}$ = 1 мин; *6* – T равно 650 и 150 °С, $t_р = t_{сж}$ = 1 мин; *7* – T равно 650 и 150 °С, $t_р = t_{сж}$ = 20 мин); штриховая линия – расчет по (5.3.16) при T, равном 650 и 150 °С, $t_р = t_{сж}$ = 2 мин; штрихпунктирная линия – расчет по (5.3.16) при T, равном 650 и 150 °С, $t_р = t_{сж}$ = 20 мин;

б – сталь 12Х18Н10Т (*1* – T = 650 °С, $t_р = t_{сж}$ = 1 мин; *2* – T равно 650 и 150 °С, $t_р = t_{сж}$ = 1 мин; *3* – T равно 150 и 650 °С, $t_р = t_{сж}$ = 1 мин; *4* – T = 650 °С, $t_р = t_{сж}$ = 15 мин; *5* – T = 650 °С, $t_р$ = 15 мин, $t_{сж}$ = 1 мин; *6* – T = 650 °С, $t_р = t_{сж}$ = 5 мин; *7* – T равно 650 и 150 °С, $t_р$ = 20 мин, $t_{сж}$ = 1 мин; *8* – T равно 150 и 650 °С, $t_р$ = 1 мин, $t_{сж}$ = 20 мин);

в – сталь 15Х2МФА (*1* – T = 500 °С, $t_р = t_{сж}$ = 1 мин; *2* – T равно 500 и 100 °С, $t_р = t_{сж}$ = 1 мин; *3* – T равно 100 и 500 °С, $t_р = t_{сж}$ = 1 мин; *4* – T = 500 °С, $t_р = t_{сж}$ = 20 мин; *5* – T = 500 °С, $t_р = t_{сж}$ = 10 мин; *6* – T = 500 °С, $t_р$ = 20 мин, $t_{сж}$ = 1 мин; *7* – T = 500 °С, $t_р$ = 1 мин, $t_{сж}$ = 20 мин; *8* – T равно 500 и 100 °С, $t_р$ = 20 мин, $t_{сж}$ = 1 мин; *9* – T равно 100 и 500 °С, $t_р$ = 1 мин, $t_{сж}$ = 20 мин);

г – сплав ХН60ВТ (*1* – T = 800 °С, $t_р = t_{сж}$ = 1 мин; *2* – T равно 800 и 200 °С, $t_р = t_{сж}$ = 20 мин; *3* – T равно 200 и 800 °С, $t_р = t_{сж}$ = 1 мин; *4* – T = 800 °С, $t_р = t_{сж}$ = 20 мин; *5* – T = 800 °С, $t_р$ = 20 мин, $t_{сж}$ = 1 мин; *6* – T = 800 °С, $t_р$ = 1 мин, $t_{сж}$ = 20 мин; *7* – T равно 800 и 200 °С, $t_р$ = 20 мин, $t_{сж}$ = 1 мин)

В процессе изотермических испытаний для сталей 08Х18Н9 и 12Х18Н10Т температура составляла 650 °С, для сплава ХН60ВТ – 800 °С, для стали 15Х2МФА – 500 °С.

В реальных условиях длительные циклы могут быть достаточно сложными, например включать активное нагружение с различными скоростями, с выдержками в промежуточных точках цикла и т.п. На стали 08Х18Н9, подверженной температурно-временным воздействиям, были проведены испытания по режимам, показанным на рис. 5.3.1, *а*, *б*, *д*, *е*, *з*, позволяющим выявить наиболее повреждающий случай нагружения при температуре 650 °С. Полученные результаты представлены в табл. 5.3.1.

Как следует из таблицы, наиболее показательными режимами при одинаковой длительности цикла являются режимы с изменяющейся при нулевом значении напряжений скоростью деформирования. Это объясняется тем, что в этих случаях ползучесть протекает в течение всего процесса активного нагружения, в то время как при испытаниях с выдержками при $\varepsilon_a = \text{const}$ она быстро затухает вследствие релаксации напряжений. При нагружении по режимам, показанным на рис. 5.3.1, *и*, *к*, деформации ползучести возможны в обоих полуциклах в результате медленной разгрузки, приходящейся на полуцикл с высокой скоростью активного нагружения. Вследствие этого испытания по режимам, показанным на рис. 5.3.1, *е*, *ж*, являются более предпочтительными с точки зрения оценки максимально возможного повреждающего эффекта.

Комплексная программа исследования малоцикловой усталости литого высокопрочного сплава инконель 738 для лопаток газовых турбин проводилась в режимах с выдержками (4...7) 10^2 с при растяжении и (или) сжатии, а также при варьировании скоростей деформирования в интервале $10^{-2}...10^{-5}$ $с^{-1}$ для треугольных циклов симметричного нагружения с равными и относительно высокими скоростями растяжения $\dot{\varepsilon}_t$ и сжатия $\dot{\varepsilon}_c$ ("быстро–быстро"), для ассиметричных циклов при $\varepsilon t / \varepsilon < 1$ ("медленно–быстро") и при $\varepsilon t / \varepsilon^c > 1$ ("быстро–медленно"), а также для симметричного цикла с относительно малыми скоростями ("медленно–медленно").

Полученные данные по циклической долговечности N_f до разрушения представлены на рис. 5.3.8 в виде зависимости ее от размаха деформации $\Delta\varepsilon_t$ в цикле. Несмотря на разброс экспериментальных данных, характерный для литых материалов на никелевой основе, можно отметить максимальную долговечность для цикла "быстро–быстро" и снижение долговечности с уменьшением скорости деформирования при

5.3.1. Число циклов до разрушения N_f образцов из стали 08Х18Н9 при испытании с различной длительностью полуциклов растяжения $t_р$ и сжатия $t_{сж}$ при времени выдержки $t_в$

№ образца	Режим по рис. 5.3.1	$t_р$, мин	$t_{сж}$, мин	$t_в$, мин	N_f
1	*А*	1	1	0	110
2	*Д*	20	20	0	103
3	*Е*	5	1	0	65
4	*Е*	20	1	0	37
5	*Е*	60	1	0	29
6	*Б*	1	1	5	64
7	*Б*	1	1	50	46
8	*Г*	1	1	5	85
9	*Е*	5	1	5	51

Обозначения: $t_р$, $t_{сж}$ – длительность полуцикла соответственно растяжения и сжатия; N_f – число циклов до разрушения.

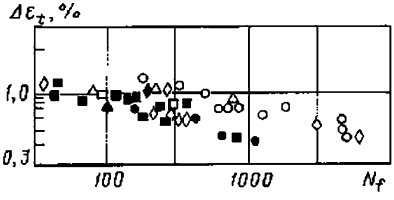


Рис. 5.3.8. Зависимость числа циклов до разрушения N_f от размаха деформации в цикле $\Delta\varepsilon_t$ для сплава инконель 738 при температуре 850 °С:
○ – непрерывное циклирование; ● – цикл "медленно–медленно"; □ – выдержка при растяжении и сжатии; ■ – цикл "медленно–быстро"; Δ – выдержка при растяжении; ◊ – цикл "быстро–медленно"; ▲ – выдержка при сжатии

минимальной долговечности для циклов "медленно–медленно" и "медленно–быстро". Промежуточное положение занимают данные испытаний для циклов "быстро–медленно" и трапецеидальных деформаций. Из последних циклов по повреждающему воздействию следует выделить сначала циклы с выдержкой при сжатии, затем симметричные трапецеидальные циклы. Циклы с выдержкой при растяжении имеют долговечность, близкую к долговечности цикла "быстро–быстро".

Аналогичные результаты получены для никелевых сплавов типа Rene и MARM. Очень существенное повреждающее влияние периодов выдержки при сжатии объясняется тем, что при действии растягивающего напряжения происходит рост круглых пор, которые в условиях сжимающей нагрузки превращаются в плоские трещины, что приводит к росту концентрации напряжений на границе зерна и ускоренному разрушению.

Влияние последовательного нагружения. Закономерности суммирования повреждений. Исследования долговечности при сочетании ползучести и термомеханической малоцикловой усталости были проведены на аустенитной стали 12Х18Н10Т и перлитной стали 15Х1М1Ф по программам, представленным на рис. 5.3.3. Параметры нагружения, размах деформации $\Delta\varepsilon$ и статическое напряжение σ выбирали таким образом, чтобы расчетное число циклов $N_р$ до разрушения в базовых режимах изменялась от $5\cdot10^2$ до $1\cdot10^4$, а время $t_р$ до разрушения составляло $5\cdot10^2...1\cdot10^4$ ч.

На рис. 5.3.9 приведены обобщенные результаты комбинированных испытаний, показанные в виде предельных диаграмм зависимости относительной циклической долговечности $N/N_р$ от доли длительного статического повреждения $t/t_р$ (относительной долговечности ползучести). В общем случае суммирование повреждений не подчиняется линейному закону, согласно которому $A_c = N/N_р + t/t_р =$ = const. Параметр суммарной долговечности в зависимости от условий испытания изменяется в достаточно широких пределах.

Для сталей аустенитного и перлитного классов наблюдаются общие закономерности. Суммарная относительная долговечность определяется как уровнем, так и последовательностью приложения статической и циклической нагрузок. Во всех исследованиях с уменьшением силовых и деформационных параметров, т.е. с увеличением длительности испытания, снижается относительная долговечность материала. При фиксированных значениях силовых и деформационных параметров наиболее опасными с точки зрения снижения относительной долговечности являются режимы с предварительной ползучестью, наименее опасными – с предварительным термоциклированием, а средними по опасности – с попеременным приложением длительной статической и термоциклической нагрузок. Влияние последовательности приложения нагрузок весьма существенно при высоких значениях параметров испытаний. Положение и значение минимума, наоборот, почти не зависят от последовательности действия нагрузок, т.е. выполняется закон коммутативности.

Для оценки влияния эксплуатационных условий нагружения были проведены исследования закономерностей последовательного действия малоцикловой усталости и ползучести в условиях однопараметрического и сложного циклического нагружения на тонкостенных трубчатых образцах из стали 08Х18Н12Т. В случае сложного нагружения образец испытывали при одновременном действии знакопеременного нагружения и статического внутреннего давления.

Последующее длительное статическое нагружение осуществлялось в условиях одноосного и двухосного растяжения и варьирования первого главного напряжения в пределах 110...200 МПа при температуре 600 и 650 °С.

В общем виде изменение параметра A_c суммирования повреждений от эквивалентного

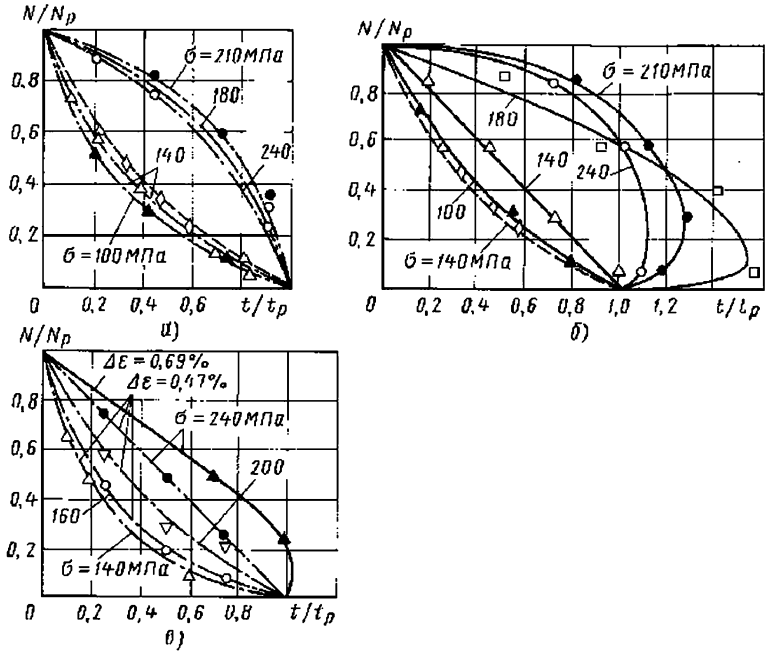


Рис. 5.3.9. Диаграммы долговечности при комбинированном нагружении для различных сталей:
а, *б* – 12Х18Н10Т ($\Delta\varepsilon$ = 0,75 %, T_{max} = 600 °С); ○ – σ = 240 МПа, ● – σ = 210 МПа, □ – σ = 180 МПа; Δ, ◊ – σ = 140 МПа, ▲ – σ = 100 МПа; *в* – 15Х1М1Ф (T_{max} = 565 °С), ▲ – $\Delta\varepsilon$ = 0,69 %, σ = 240 МПа, ●, ∇, ○, Δ – $\Delta\varepsilon$ = 0,47 %, σ = 240, 200, 160 и 140 МПа; сплошная линия – предварительное циклическое нагружение, штрихпунктирная – предварительная ползучесть, штриховая – попеременное нагружение

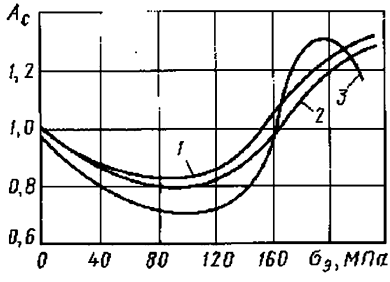


Рис. 5.3.10. Зависимость параметра суммирования A_c для стали 12Х18Н12Т от эквивалентного напряжения ползучести σ, – доля относительной долговечности при предварительном циклическом нагружении $\overline{N}$ = 0,33:
1 – циклическое растяжение–сжатие;
2, *3* – знакопеременное кручение и статическое двухосное растяжение при напряжении соответственно 70 и 140 МПа

напряжения ползучести $\sigma_э$ при комбинированном воздействии процессов ползучести и малоцикловой усталости получены для различных вариантов нагружения (рис. 5.3.10). Доля предварительного малоциклового повреждения (относительно долговечности) составляет 0,3. Зависимости построены по средним значениям экспериментальных данных при температуре 600 °С в условиях простого (*1*) и сложного малоциклового нагружения, в последнем случае при одновременном действии первого главного статического напряжения σ_1, равного 70 и 140 МПа (соответственно *2* и *3*). Общий характер суммирования однотипен при различном уровне действующих в процессе предварительного малоциклового нагружения статических напряжений. Для всех трех зависимостей характерны две области по отношению к простому линейному закону суммирования (A_c = 1): 1) область упрочнения (A_c > 1) при эквивалентном напряжении $\sigma_э$ > 70 МПа; 2) область разупрочнения (A_c < 1) в диапазоне низких напряжений ползучести.

В области упрочнения, которая находится в интервале напряжений ползучести выше предела текучести, кривая *3* имеет экстремальное значение параметра A_c = 1,3 при напряже-

нии 200 МПа. Для остальных вариантов предварительного малоциклового нагружения максимум в исследованной области напряжений ползучести не достигается. Относительное расположение кривых свидетельствует о том, что увеличение статического напряжения при предварительном малоцикловом нагружении сдвигает максимальное значение параметра суммирования в область более низких напряжений ползучести, которые, тем не менее, остаются выше предела текучести.

В области разупрочнения изменение характера кривых с уменьшением напряжений ползучести указывает на существование минимальных значений суммарных относительных долговечностей при $\sigma_э$ = 80...120 МПа. При этом положение минимума практически не зависит от характера предварительного малоциклового нагружения. Однако минимальное значение параметра A_c закономерно снижается от 0,83 до 0,71 с увеличением статической компоненты предварительного малоциклового напряжения от 0 до 140 МПа.

Полученные закономерности суммирования повреждений от ползучести и малоцикловой усталости при различных вариантах напряженного состояния в целом совпадают с закономерностями суммирования длительных статических и термоусталостных повреждений, полученных в условиях одноосного растяжения (сжатия) для аустенитной стали 12Х18Н10Т и перлитных сталей 15Х1М1Ф и 12Х1МФ.

Следствием полученных результатов является то, что в области реального уровня нагружения металла высокотемпературных узлов энергооборудования, эксплуатирующихся, как правило, в условиях длительного воздействия относительно невысоких статических напряжений в сочетании с периодическими малоцикловыми нагрузками, необходим учет закономерного снижения параметра суммарной относительной долговечности в области разупрочнения.

Влияние окружающей среды при стандартных испытаниях может быть легко установлено, если сравнить полученные результаты с данными аналогичных испытаний, проведенных в вакууме при соответствующем давлении. В малоцикловых испытаниях в вакууме, проведенных Л. Коффиным на аустенитной стали А286 при температуре 20 °С и 593 °С, временной эффект задавался изменением частоты нагружения 0,0045...60 цикл/мин.

В результате испытаний в окружающей среде (рис. 5.3.11) установлено снижение сопротивления малоцикловой усталости с уменьшением частоты нагружения, причем уменьшению частоты на порядок соответствует снижение циклической долговечности в 1,5–2 раза. При испытаниях в вакууме отмечено отсутствие временных и температурных эффектов в интервале частот 0,5...60 цикл/мин (данные испытаний при температуре 20 °С и 593 °С практически совпадают). При этом разность долговечностей при испытаниях в окружающей среде и вакууме возрастает с увеличением общего времени воздействия среды, т.е. с уменьшением частоты нагружения и размаха пластической деформации.

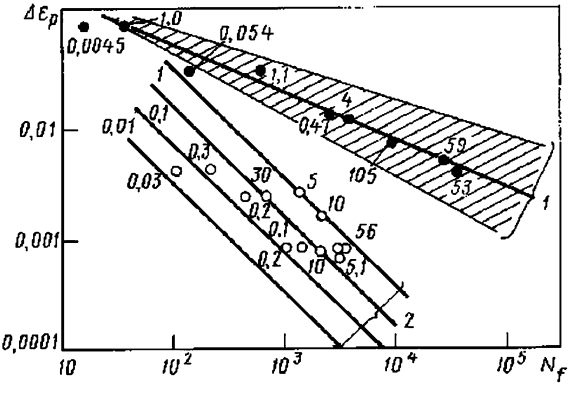


Рис. 5.3.11. Зависимости усталостной долговечности N_f от размаха пластической деформации $\Delta\varepsilon_p$ стали А286 при 593 °С (цифры – частоты нагружения, цикл/мин):

1, 2 – соответственно в вакууме и на воздухе; заштрихована – полоса разброса данных испытаний материалов различного класса в среде аргона и вакууме; •, ○ – испытания соответственно в вакууме и на воздухе

На рис. 5.3.11 в заштрихованной зоне приведены данные испытаний, проведенных в аргоне или при высоком вакууме в нормальных условиях и при высокой температуре для 17 металлических материалов различного класса (стали AISI 1018, трех ниобиевых и пяти танталовых сплавов, никелевого сплава инконель 738, а также никеля, меди и других металлов различной чистоты). Достаточно узкая зона разброса (меньше порядка по долговечности) данных по стали А286 свидетельствует об аналогии закономерностей процессов малоцикловой усталости исследованных материалов и уменьшении влияния временных эффектов при отсутствии воздействия внешней среды. Однако согласно данным, полученным для частот 0,0045 и 0,0054 цикл/мин в вакууме для стали А286, уменьшение долговечности в связи с проявлением процессов ползучести наблюдается также в условиях высокого вакуума.

Такой же результат был получен при испытаниях стали AISI 304 в условиях очень высокого вакуума (до 10^{-7} Па) при температуре 650 °С, симметричном треугольном цикле нагружения и асимметричных циклах "медленно–быстро" и "быстро–медленно", изменении скорости деформирования в пределах $1 \cdot 10^{-3} ... 1 \cdot 10^{-5}$ $с^{-1}$, а также введении временны́х выдержек продолжительностью 1...10 мин.

Основные выводы, сделанные по результатам сравнительных испытаний, проведенных на воздухе и вакууме, следующие:

сопротивление усталости в вакууме выше, чем на воздухе;

на результаты испытаний в вакууме не оказывает влияние цикл "быстро–медленно" и время выдержки при сжатии;

уменьшение долговечности в вакууме практически пропорционально увеличению размаха деформации в цикле "медленно–быстро", а при испытаниях с временно́й выдержкой при растяжении снижение долговечности больше при малых размахах деформации;

снижение долговечности в вакууме наблюдается в условиях введения временно́й выдержки при растяжении в цикле "медленно–быстро".

Таким образом, как и при обычных испытаниях на воздухе, при испытаниях в высоком вакууме обнаружено влияние ползучести, связанное с уменьшением долговечности в условиях нагружения, характеризующихся проявлением временны́х эффектов при растяжении. Выдержка при растяжении и цикл "медленно–быстро" ускоряют переход к межзеренному разрушению с развитием дефектов в виде зернограничных пор по всему объему материала. Развитие такого разрушения в значительной степени ослабляет влияние внешней среды.

Влияние окружающей среды и в особенности изменения свойств материалов в условиях длительного малоциклового нагружения при соблюдении требований к высокой чистоте теплоносителя, например натрия (для реакторов на быстрых нейтронах), по содержанию кислорода и углерода приводят к эффектам, аналогичным воздействию высокого вакуума. В частности, при испытаниях перлитной стали 2,25Cr–Mo при циклах нагружения "быстро–быстро", "быстро–медленно" долговечность на воздухе снизилась в 1,5–2 раза по сравнению с долговечностью в натриевой среде, а при режиме интенсивного взаимодействия ползучести и малоцикловой усталости "медленно–быстро" различие долговечностей было невелико.

Однако воздействие среды не всегда одинаково. На примере коррозионно-стойкой стали аустенитного класса типа AISI 316 в работе Дж. Халфорда и С. Мэнсона установлено снижение долговечности при цикле "быстро–медленно" по сравнению с долговечностью, полученной в цикле "быстро–быстро". Это объясняется различием свойств поверхностного слоя материала в исследованных условиях. Время, в течение которого поверхность находится в состоянии сжатия (цикл "быстро–медленно"), достаточно для формирования слоя оксида, находящегося в равновесии с основным металлом. В условиях быстро прикладываемого нагружения растяжением оксид растрескивается, начинается селективное окисление деформированного материала, ускоряется развитие разрушения. Дополнительное снижение долговечности обусловлено интенсивным окислением сдвиговых ступенек по границам зерен, которые образуются в процессе зернограничного проскальзывания от ползучести при сжатии и становятся зонами интенсивного растрескивания.

При цикле "быстро–быстро" происходит формирование тонкого оксидного слоя, находящегося в относительном динамическом равновесии с основным металлом при отсутствии избирательного воздействия на приграничные зоны. Более сильный эффект такого рода выявлен при испытании инструментальной стали Н13,

долговечность которой в условиях развития объемного межзеренного разрушения при температуре 593 °С примерно равна долговечности, полученной при циклах "быстро–быстро", "медленно–быстро" и "медленно–медленно". Наименьшая долговечность соответствует условиям деформирования при цикле "быстро–медленно" в связи с существенным влиянием растрескивания слоя оксида, трещины в котором являются зародышами для развития подповерхностных межзеренных дефектов.

Механизм ускорения стадии образования трещин вследствие повреждения поверхностных оксидных пленок является ведущим в значительном числе случаев снижения циклической долговечности. Дальнейшее развитие зародышевых дефектов может быть уменьшено эффектом "насоса" при перемещении границ трещины с быстрым обновлением среды и выносом продуктов окисления из зоны вершины.

Окисленный слой материала в определенных условиях может оказывать положительное влияние на долговечность. Результаты испытаний жаропрочного сплава на никелевой основе свидетельствуют об уменьшении долговечности в вакууме по сравнению с долговечностью, полученной при испытаниях в окружающей среде при температуре 920 °С. Это объясняется блокированием плотным слоем оксидов мест выхода на поверхность материала полос скольжения, а следовательно, – предотвращением ускоренного зарождения трещин в этих зонах. Повышение долговечности возможно в результате наполнения труднодеформируемыми частицами оксидов уже возникающей трещины, что снижает скорость перемещения ее границ.

Таким образом, в результате исследований влияния внешней среды на характеристики длительной малоцикловой усталости установлен сложный, а иногда и противоречивый характер этого явления, которое можно описать с учетом двух групп факторов, связанных со свойствами материалов и условиями температурно-механического нагружения. Первая группа факторов обусловлена особенностями взаимодействия внешней среды и материала, химическим составом поверхности, характеристиками процессов диффузии, внутренними химическими реакциями. Вторая группа факторов – условиями нагружения, которые характеризуются особенностями деформирования материала (например, формой цикла или частотой нагружения), возможной обратимостью или нарушением сцепления поверхностных слоев при растяжении, расклиниванием трещин продуктами взаимодействия, а также обновлением среды в вершине трещины. При разработке комплексных критериальных оценок длительной малоцикловой усталости с учетом воздействия внешней среды необходимы анализ приоритетности и количественный учет этих факторов.

Механизмы взаимодействия ползучести и малоцикловой усталости. Рассмотрим вопросы взаимодействия ползучести и термомеханической малоцикловой усталости в структурном аспекте с описанием основных закономерностей процессов накопления повреждений и разрушения. Сложность этих процессов при сочетании ползучести и усталости обусловлена, с одной стороны, существенными различиями основных типов нагрузки (статической и циклической) в деформационном аспекте, а с другой – известной общностью этих процессов при высокой температуре и временно́й выдержке. Это подтверждают немонотонные зависимости накопления повреждений.

Основным структурным процессом при термомеханической малоцикловой усталости металлических материалов является динамическое деформационное старение, которое, например, для широко применяемых в энергомашиностроении сталей аустенитного и перлитного классов, приводит к упрочнению материала. Природа упрочнения связана с повышением плотности дислокаций в начальный период и формированием затем собственной дислокационной структуры ячеистого клубкового типа, способствующей равномерному выделению мелкодисперсного карбида внутри зерна и более крупных частиц карбида на границах зерен (рис. 5.3.12). При ползучести эффект упрочнения внутри зерна вследствие деформационного старения выражен слабо, а основное значение имеет процесс разупрочнения, заключающийся при напряжениях и температурах, характерных для элементов теплоэнергетического оборудования, в образовании зернограничных дефектов в виде микропор.

Общие принципиальные тенденции и выводы, вытекающие из имеющихся экспериментальных данных по долговечности жаропрочных сталей аустенитного и перлитного классов в режимах комбинированного (последовательного) нагружения при ползучести и малоцикловой усталости следующие:

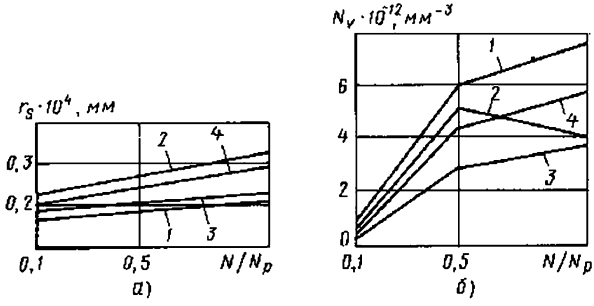


Рис. 5.3.12. Изменение радиуса r_s (*а*) и числа частиц N_v карбида TiC (*б*) в стали 12Х18Н10Т:
1 – ΔT = 700...100 °С, пилообразный цикл; *2* – ΔT = 700...200 °С, $t_в$ = 5 мин при T_{max};
3 – ΔT = 600...100 °С, пилообразный цикл; *4* – ΔT = 600...100 °С, $t_в$ = 5 мин при T_{max}

с повышением размаха циклической деформации и напряжения ползучести наибольшее значение приобретает дислокационный механизм деформирования, обусловливающий внутризеренное вязкое разрушение с соответствующим устойчивым увеличением суммарной относительной (а во многих случаях и абсолютной) долговечности;

с понижением размаха циклической деформации и напряжения ползучести (увеличение длительности пребывания при высокой температуре) ведущим становится диффузионный механизм, приводящий к межзеренному малопластичному разрушению с соответствующим устойчивым уменьшением суммарной относительной долговечности;

в наиболее неблагоприятном случае процессом, определяющим характер конечного разрушения, является ползучесть, однако при этом существенное значение имеет совместное циклическое нагружение, которое значительно ускоряет (в несколько раз по сравнению со статической ползучестью) время наступления хрупкого и межзеренного разрушения, обусловленного образованием и слиянием микропор.

При ползучести основной процесс разупрочнения, заключающийся при низком уровне напряжений в образовании зернограничных дефектов в виде микротрещин в тройных точках или микропор, в значительной мере определяется расположением и взаимодействием частиц карбида типа $(Cr, Fe)_{23}C_6$ с матрицей. В случае комбинированного нагружения разупрочнение в основном характеризуется ускоренным (по сравнению с ползучестью) переходом от внутризеренного разрушения к межкристаллитному с низкой длительной пластичностью. Таким образом, разупрочнение является важным фактором, определяющим долговечность в продолжительных комбинированных режимах с низкими параметрами нагружения.

Ускоренному переходу от транскристаллитного разрушения к межкристаллитному способствуют следующие факторы: последующее вторичное растворение и расположение в тройных точках частиц карбида $Me_{23}C_6$; повышенное число мест выхода на границу зерна грубых полос скольжения, границ блоков; дополнительный приток вакансий вследствие многократного термопластического деформирования.

Необходимо отметить принципиальное различие в характере образования и увеличения повреждаемости в условиях малоцикловой усталости и ползучести. Зоны микроповреждений от усталости концентрируются на поверхности, тогда как разрушение от ползучести является внутренним процессом, состоящим из зарождения и роста зернограничных пор или трещин. Механизмы разрушения от ползучести при статическом или циклическом нагружении достаточно сложны и зависят от многих факторов, включая скорость деформирования, температуру испытания, размер зерна материала и относительную прочность границ зерна и матрицы, которая часто определяется сложными реакциями выделения фаз. Однако, как было отмечено выше, разрушение от ползучести определяется двумя основными зернограничными процессами: образованием клиновидных трещин на стыке зерен и образованием пор различной конфигурации.

Рост зародившейся поверхностной усталостной трещины при взаимодействии ползучести и малоцикловой усталости характеризуется тремя различными фазами (рис. 5.3.13). Фаза роста I происходит подобно росту трещины на

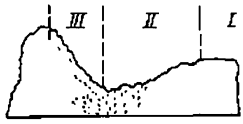


Рис. 5.3.13. Три фазы роста трещины (I – III) при разрушении в условиях взаимодействия ползучести и усталости

первых стадиях при непрерывном цикличе-ском нагружении, при этом на поверхности излома наблюдаются транскристаллитные усталостные бороздки. Фаза II характеризуется полностью интеркристаллитным ростом трещины по границам зерен, предварительно поврежденных порами, т.е. она имеет место после достижения значительного зернограничного порообразования. Нестабильное разрушение в фазе III происходит под углом 45° к оси приложенного напряжения за один цикл.

Измерение расстояния между бороздками позволяет оценить скорость распространения трещины в течение фазы I, как и при испытаниях в условиях непрерывного циклирования.

Вследствие интеркристаллитного роста трещины в фазе II не наблюдается пластических бороздок, по которым можно было бы определить скорость распространения трещины. Однако всегда присутствующие на поверхности излома следы рельефа с расстоянием между ними порядка нескольких десятков микрометров указывают на значительно более высокие скорости роста трещины, чем при испытаниях при непрерывном циклировании. Ускоренный рост трещины в течение фазы II является основной причиной снижения усталостной долговечности при наличии выдержки в условиях длительного непрерывного нагружения или при последовательном действии процессов малоцикловой усталости и ползучести.

Таким образом, поведение материалов в условиях взаимодействия ползучести и усталости является достаточно сложным и весьма чувствительным к развитию повреждений от ползучести при заданных параметрах циклического нагружения. Существенное снижение долговечности, как правило, имеет место в условиях перехода к интенсивному порообразованию при ползучести. Поскольку разрушение в условиях взаимодействия ползучести и усталости в первую очередь определяется процессами внутреннего повреждения от ползучести, оно не является очень чувствительным к влиянию окружающей среды. Это подтверждается результатами испытаний аустенитных коррозионно-стойких сталей в режимах с периодами выдержки и при "медленной–быстрой" деформации в инертной и окислительной атмосферах.

Критерии разрушения. Многообразие условий взаимодействия ползучести и малоцикловой усталости при различных схемах длительного термомеханического и комбинированного нагружения, проявляемых в этих условиях свойств материалов обусловили реализацию различных моделей для оценки долговечности, которые можно разделить на следующие основные группы:

базирующиеся на концепции суммирования повреждений во временно́й, силовой или деформационной форме;

учитывающие в явном виде частоту или другие временны́е параметры;

основанные на учете микромеханических процессов роста межзеренных и внутризеренных дефектов;

основанные на дифференциальной оценке повреждения с разделением деформаций в цикле на различные типы.

Широкое распространение получили критерии оценки долговечности, основанные на линейном суммировании повреждений от малоцикловой усталости и статических повреждений от ползучести во временно́й трактовке:

$$\sum_{j=1}^{p}\left(\frac{n}{N_f}\right)_j + \sum_{i=1}^{q}\left(\frac{t}{t_R}\right)_i = 1, \qquad (5.3.1)$$

где n – число циклов нагружения в j-м режиме; N_f – число циклов до разрушения в j-м режиме; t – продолжительность статического нагружения в i-м режиме со статическим напряжением σ_i; t_{Ri} – долговечность материала в условиях ползучести при напряжении σ_i в i-м режиме.

Первое слагаемое в уравнении (5.3.1) представляет собой сумму относительных долговечностей при малоцикловой усталости, второе – в условиях ползучести. Уравнение (5.3.1) не учитывает взаимного влияния статических и циклических повреждений, что в ряде случаев ведет к значительному отклонению от экспериментальных данных. Еще одна проблема, которая возникает при анализе малоцикловых испытаний с релаксационным цик-

лом (выдержкой при $\varepsilon = \text{const}$), связана с изменением во времени напряжений, вызывающих процесс ползучести, что приводит к необходимости разделения компоненты статической повреждаемости на зависимую и независимую от времени составляющие.

Данные для ряда жаропрочных сплавов на никелевой основе и аустенитных сталей свидетельствуют о значительном взаимном влиянии циклического a_N и статического a_t повреждения материала в цикле с релаксацией напряжения (рис. 5.3.14). Для его учета используются нелинейные соотношения типа

$$(a_N)^{\alpha} + (a_t)^{\beta} = 1, \qquad (5.3.2)$$

где $a_N = \Sigma N_i / N_{pi}$ – доля циклического повреждения при числе циклов N_i в i-м режиме с числом i циклов до разрушения N_{pi} с временем одного цикла τ_i; $a_t = \Sigma t_i / t_{pi}$ – доля статического повреждения; $t_i = \tau_i N_i$; t_{pi} – время до разрушения при длительном статическом нагружении в i-м режиме; α и β – постоянные.

В общем случае циклическое нагружение с релаксацией рассматривается состоящим из простого треугольного цикла с амплитудой напряжений σ_0 и длительного статического нагружения при температуре цикла T (максимальной температуре цикла при термоусталости) и эквивалентном напряжении $\sigma_э$, которое определяют за время выдержки по уравнениям циклической релаксации.

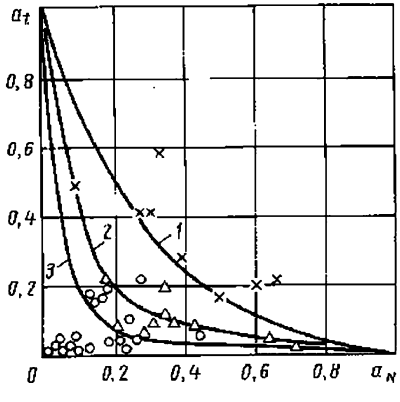


Рис. 5.3.14. Суммирование повреждений при длительном термоциклическом нагружении:
1 – сплав ЖС6К, T_{max} = 900 °С;
2 – сталь 37Х12Н8Г8МФБ, T_{max} = 600...750 °С;
3 – сплав ХН77ТЮР, T_{max} = 700...850 °С

Коэффициенты α и β в уравнении (5.3.2) находят по экспериментальным кривым (см. рис. 5.3.14). Для исследованных жаропрочных сталей и сплавов α = 1/8...1, β = 1/4...1, а основным фактором, влияющим на их значение, является максимальная температура цикла. В частности, для аустенитной стали 37Х12Н8Г8МФБ при увеличении T от 600 до 750 °С коэффициент α возрастает в 4 раза (с 1/4 до 1), а коэффициент β – с 5/6 до 1.

Применительно к комбинированным режимам циклического термомеханического и длительного статического нагружения предложен обобщенный критерий оценки долговечности, базирующийся на нелинейном суммировании повреждений при постоянной максимальной температуре нестационарного цикла, равной рабочей температуре, который описывается следующим соотношением:

$$\sum_{i=0}^{k} N_i / N_{pi} + \sum_{i=0}^{k} t_i / t_{pi} \le A_c = \alpha_c \sqrt{2 \Big/ \left[1 - (\bar{N} - \bar{t})^2\right]}, \qquad (5.3.3)$$

где A_c – параметр суммарной долговечности; α_c – коэффициент суммирования; $\bar{N} = \sum_{i=0}^{k} N_i / N_{pi}$ – доля общей относительной долговечности в циклических режимах; $\bar{t} = \sum_{i=0}^{k} t_i / t_{pi}$ – доля общей относительной долговечности в режимах нагружения при ползучести.

На основании результатов исследований определяется разрушающее число циклов в i-м режиме:

$$N_{pi} = C \varepsilon_i^k, \qquad (5.3.4)$$

где C и k – расчетные коэффициенты уравнения долговечности при одноосном растяжении и сжатии; ε_i^k — размах деформации в i-м режиме.

Время разрушения при ползучести в i-м режиме

$$t_{pi} = A\sigma_i^n, \qquad (5.3.5)$$

где A и n – расчетные коэффициенты уравнения кривой длительной прочности при одноосном растяжении; σ_i – напряжение ползучести в i-м режиме.

Как видно из рис. 5.3.15, *а* (кривая *1* для стали 15Х1М1Ф), в зависимости от соотношений долей циклического и длительного статического нагружения значение A_c изменяется по кривой параболического типа, достигая минимума при относительной доле циклической долговечности $N = 0{,}35...0{,}40$. Линеаризовав кривую изменения параметра суммирования в зависимости от относительной долговечности $\bar{t}(\bar{N})$ двумя отрезками прямых, получаем номограмму для параметра A_c в виде двух линий. В частности, ломаные линии *2* и *3* соответствуют значениям параметра суммирования относительных долговечностей для сталей 12Х18Н10Т и 15Х1М1Ф при разрушении в условиях комбинированного с ползучестью термоциклического нагружения при максимальной температуре цикла 600 и 565 °С.

Одним из вариантов частотного модифицирования является введение временной зависимости в уравнения, связывающие циклическую долговечность с механическими свойствами материала при монотонном нагружении:

$$\Delta\varepsilon = \varepsilon_f^{\beta}(T,t)(N_f \nu^{k-1})^{-\beta} + \frac{B\sigma_в(T,t)}{E(T)}(N_f \nu^{k-1})^{-\alpha n_f}, \qquad (5.3.6)$$

где $\varepsilon_f(T,t)$ и $\sigma_в(T,t)$ – соответственно температурная зависимость длительной пластичности и прочности материала, которые могут быть получены с помощью стандартных испытаний в условиях ползучести; $E(T)$ – температурная зависимость модуля упругости; B, k, α, β и n – параметры уравнения, зависящие от материала и условий испытания.

Уравнение (5.3.6) позволяет учесть влияние условий нагружения введением частотной составляющей температурно-временно́го изменения механических свойств материала.

Несмотря на значительное число разработанных критериев малоциклового разрушения с частотными или временны́ми параметрами цикла, они не нашли широкого применения при расчете долговечности в условиях длительного малоциклового нагружения. Прежде всего это связано с чисто феноменологической природой данных критериев, как правило, хорошо описывающих экспериментальные данные с помощью коэффициентов, зависящих от заданных условий испытания. Применение этих коэффициентов в измененном интервале параметров нагружения может привести к значительным погрешностям. Кроме того, трудоемкой является программа испытаний, которую необходимо осуществлять для определения коэффициентов уравнения циклической долговечности.

Определенное развитие получил разработанный С. Мэнсоном и Дж. Халфордом метод разделения размаха деформации (РРД), который позволяет учесть реономные процессы при знакопеременном деформировании материала в высокотемпературной области. Метод РРД базируется на представлении о том, что любую петлю гистерезиса можно описать посредством комбинации деформирования в двух направлениях (растяжения и сжатия), а также неупругой деформации двух ти-

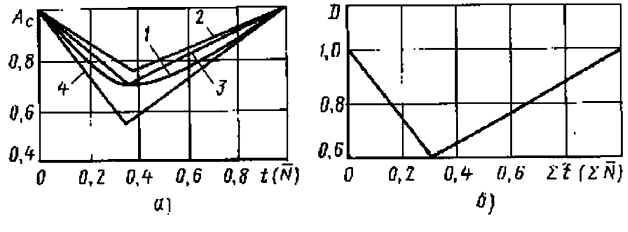


Рис. 5.3.15. Номограммы для определения параметров суммирования A_c (*а*) и D (*б*) (D – параметр суммирования по коду ASME):

1 – кривая разрушения стали 15Х1М1Ф по уравнению (5.3.3);

2, 3 – линеаризированные зависимости разрушения для сталей соответственно 12Х18Н10Т и 15Х1М1Ф;

4 – номограмма расчетных значений A_c для сталей 15Х1М1Ф и 12Х18Н10Т

пов (зависящей от времени – ползучести и не зависящей от времени – пластичности). При комбинировании двух направлений и двух типов деформации получают четыре возможных типа размаха неупругой деформации: $\Delta\varepsilon_{pp}$ – обратимую пластичность; $\Delta\varepsilon_{cc}$ – обратимую ползучесть; $\Delta\varepsilon_{cp}$ – ползучесть при растяжении, меняющуюся на пластичность при сжатии; $\Delta\varepsilon_{pc}$ – пластичность при растяжении, меняющуюся на ползучесть при сжатии (рис. 5.3.16). Основным этапом в применении метода РРД является разделение цикла нагружения на отдельные деформационные составляющие и получение для каждой из них зависимостей долговечности с применением уравнения Коффина–Мэнсона. Размах деформации любого типа

$$\Delta\varepsilon_{kj} = A_{kj} N_{kj}^{-a_{kj}},$$

где A_{kj} и a_{kj} – постоянные, зависящие от типа реформации; N_{kj} – число циклов до разрушения при размахе деформации $\Delta\varepsilon_{kj}$.

Долю исчерпания долговечности за цикл определяют с помощью уравнения

$$1/N_f = F_{pp}/N_{pp} + F_{cc}/N_{cc} + F_{cp}/N_{cp} + F_{pc}/N_{pc}, \qquad (5.3.7)$$

где F_{pp}, F_{cc}, F_{cp} и F_{pc} – доли исчерпания долговечности (циклической повреждаемости) за один цикл соответственно при обратимом пластическом деформировании, обратимой ползучести, ползучести при растяжении, сменяемой пластической деформацией при сжатии и пластической деформацией при растяжении, сменяемой ползучестью при сжатии; N_{pp}, N_{cc}, N_{cp} и N_{pc} – соответствующие значения долговечности до разрушения, при этом отдельная составляющая повреждения F_{kj} за цикл определяется отношением размаха соответствующего типа деформации $\Delta\varepsilon_{kj}$ к общему размаху неупругой деформации $\Delta\varepsilon_{ij}$. Значения долговечности N_{pp}, N_{cc}, N_{cp}, N_{pc} определяют, принимая размахи отдельных компонент деформаций равными размаху деформаций полного цикла.

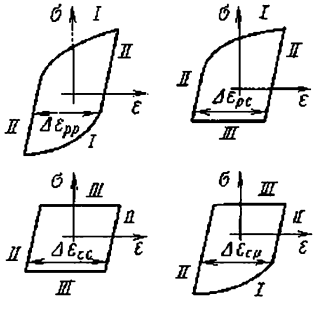


Рис. 5.3.16. Основные типы петель неупругой деформации, полученные по методу разделения размаха деформации: I – пластическая деформация; II – упругая деформация; III – деформация ползучести

Критерий, основанный на методе РРД, является весьма эффективным при оценке долговечности. Он позволяет учесть ряд особенностей длительного малоциклового нагружения – форму и длительность цикла, различное влияние на повреждаемость деформации растяжения и сжатия, температурные условия испытания, а также связать расчетное соотношение с двумя основными типами деформации (кратковременной пластической и длительной от ползучести), вызывающими соответственно транс- и интеркристаллитное разрушение. С помощью этого критерия проанализирован значительный объем данных по испытаниям в условиях длительного малоциклового нагружения различных материалов и получено хорошее совпадение экспериментальных и расчетных результатов.

Зависимости циклической долговечности получены методом РРД для двух перлитных (2,25Cr–1Mo и 1Cr–1Mo–1V) и двух аустенитных сталей (AISI 304 и AISI 316), а также для двух сплавов на никелевой основе (Rene 80 и инконель 100) (рис. 5.3.17). Следует отметить достаточно строгое выполнение при применении метода РРД закономерностей, установленных для длительной малоцикловой усталости. Как правило, максимальная долговечность соответствует условиям пластического знакопеременного деформирования $\Delta\varepsilon_{pp}$, минимальная долговечность отвечает условиям, близким к нагружению по циклу "медленно–быстро" $\Delta\varepsilon_{cp}$, а зависимости долговечности для деформации типа $\Delta\varepsilon_{cc}$ и $\Delta\varepsilon_{pc}$ занимают в основном промежуточное положение.

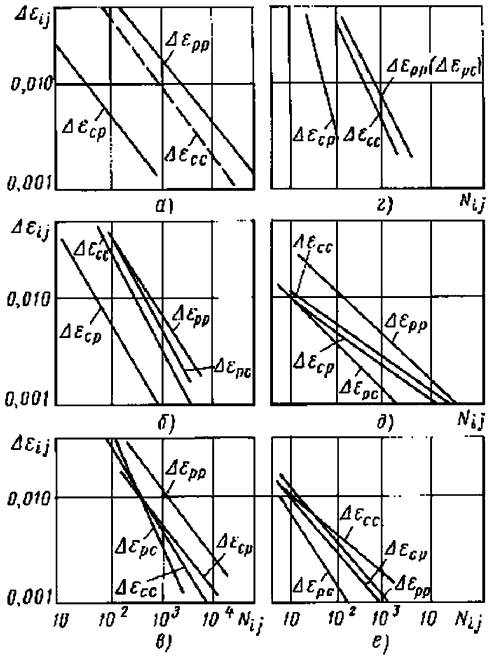


Рис. 5.3.17. Зависимости размахов различных типов неупругих деформаций $\Delta\varepsilon_{ij}$ от соответствующего по типу числа циклов до разрушения N_{ij}, полученные методом разделения размаха деформации для различных материалов: *а* – AISI 304, $T = 427...610$ °C; *б* – AISI 316, $T = 704$ °C; *в* – 2,25Cr–1Mo, $T = 593$ °C; *г* – 1Cr–Mo–V, $T = 565$ °C; *д* – Rene 80, $T = 1000$ °C; *е* – инконель 100, $T = 925$ °C

К недостаткам метода РРД в первую очередь относятся трудности по разделению деформации в петле произвольной формы, которая, к тому же, может изменяться в процессе нагружения. Достаточно сложным является применение метода РРД при преимущественно упругих деформациях, например для никелевых и кобальтовых жаропрочных сплавов, или в области малых размахов упругопластической деформации. Экспериментальный разброс и незначительные систематические погрешности при определении компонент деформаций могут привести к большим погрешностям при оценке долговечности.

Описание закономерностей длительного и нестационарного высокотемпературного нагружения можно проводить с использованием критериев, включающих кинетические зависимости накопления повреждений. С. Маджумдар и П. Майя с помощью модели накопления повреждений на основе развития межкристаллитных микротрещин при малоцикловом нагружении и межзеренных микропор при ползучести с применением деформационного подхода получили уравнения

$$\frac{1}{a}\frac{da}{dt} = \left(\frac{T}{C}\right)\left[1 + \alpha \ln\frac{c}{c_0}\right]\left|\varepsilon_p\right|^m \left|\dot{\varepsilon}_p\right|^k ; \quad (5.3.8)$$

$$\frac{1}{c}\frac{dc}{dt} = \left(\frac{G}{-G}\right)\left|\varepsilon_p\right|^m \left|\dot{\varepsilon}_p\right|^{k_c} , \quad (5.3.9)$$

где a, c, $\frac{da}{dt}$ и $\frac{dc}{dt}$ – соответственно характерные размеры и скорости роста межкристаллитных микротрещин и межзеренных микропор; ε_p и $\dot{\varepsilon}_p$ — соответственно пластическая деформация и скорость ее изменения; T, C, m, k, G и k_c – коэффициенты, зависящие от температурных условий испытания, влияния окружающей среды и структурного состояния.

Коэффициенты T и C в уравнении (5.3.8) относятся к случаям растяжения и сжатия. Величина $\alpha \ln\frac{c}{c_0}$ в уравнении (5.3.8) описывает ускорение роста транскристаллитных трещин при развитии микропор, т.е. отражает эффект взаимодействия процессов ползучести и малоцикловой усталости, интенсивность которого определяется коэффициентом α. Параметры T, C, G, k, k_c, m и α определяют различными методами, включая испытания на усталость при симметричном циклировании и в циклах "медленно–быстро", а также при других вариантах длительного малоциклового нагружения.

На основании интегрирования уравнений (5.3.8) и (5.3.9) для скорости роста межкристаллитных трещин в случае симметричного нагружения в условиях "чистой" усталости без воздействия ползучести получаем

$$(da/dN)_y = [a(T+C)/(m+1)]\times \times (\Delta\varepsilon_э)^{m+1}(\dot{\varepsilon}_p)^{k-1} . \quad (5.3.10)$$

При взаимодействии ползучести и усталости (ПУ) уравнение скорости роста межзеренных трещин имеет вид

$$(da/dN)_{ПУ} = (da/dN)_y [I + \gamma GIN], \quad (5.3.11)$$

где N – число циклов; $I = \int \left|\varepsilon_p\right|^m \left|\dot{\varepsilon}_p\right|^{k_c} dt$ – повреждаемость при ползучести за один цикл; γ – постоянная, зависящая от свойств материала.

Согласно уравнению (5.3.11) межзеренная повреждаемость приводит к увеличению скорости роста усталостной трещины на величину, равную члену уравнения, заключенному в квадратные скобки. Вид уравнения (5.3.11) соответствует эмпирическим подходам, базирующимся на соотношениях между скоростью роста трещин при циклическом нагружении и накоплением зернограничной повреждаемости, определяемой с помощью количественной металлографии. Применение данных критериев для оценки долговечности связано с определенными трудностями, обусловленными большим числом параметров, описывающих процессы межзеренной повреждаемости, для определения которых требуется значительное число экспериментов.

Оценка величины усталостного повреждения при длительном неизотермическом нагружении может быть получена с использованием представлений о различной повреждаемости материала в полуциклах растяжения и сжатия (причиной этого является возможность частичного "залечивания" усталостных повреждений в полуцикле сжатия). Если в известной зависимости Коффина $1/N_f = C\varepsilon_p^m$ (m – показатель степени) параметр C рассматривать как функцию, зависящую от условий нагружения, т.е. $C = F(\varepsilon_p', T, \sigma)$, где ε_p' – скорость необратимой деформации, T – температура, σ – напряжения, то приращение повреждения увеличением размаха необратимой деформации можно представить в виде

$$d(D) = F(\varepsilon_p', T, \sigma)\varepsilon_p^{m-1} d\varepsilon_p, \qquad (5.3.12)$$

где $D = 1/N_f$.

Полный цикл изменения деформаций может быть разбит на участки, в пределах которых параметры, определяющие повреждаемость материала, можно считать постоянными. Указанное разбиение должно быть одинаковым в полуциклах растяжения и сжатия (относительно начала возникновения необратимых деформаций после разгрузки). Таким образом, полный цикл с размахом деформаций $\Delta\varepsilon_p$

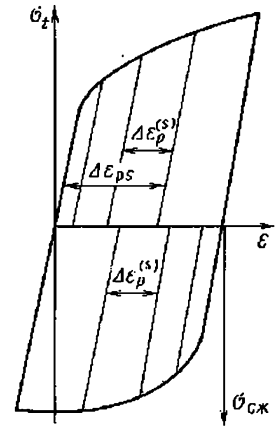


Рис. 5.3.18. Схема разделения петли гистерезиса на внутренние циклы:
$\Delta\varepsilon^{(s)}$ – размах пластической деформации внутреннего цикла S; $\Delta\varepsilon_{ps}$ – размах пластической деформации, соответствующий внутреннему циклу s при отсчете от нуля пластической деформации основного цикла; σ_t, $\sigma_{сж}$ – напряжения соответственно растяжения и сжатия

делится на k внутренних циклов с размахами $\Delta\varepsilon_p^{(s)}$ (где $s = 1, ..., k$) со ступенчатым изменением параметров повреждаемости, причем внутренние циклы образуются объединением полуциклов, равноудаленных от точки реверса необратимых деформаций основного цикла (рис. 5.3.18).

Используя соотношение (5.3.12), можно записать повреждение за полный цикл в виде суммы повреждений во внутренних циклах

$$D = \int_0^{\varepsilon_{p1}} F(p_{t1}, p_{c1})\varepsilon_p^{m-1} d\varepsilon_p + \sum_{s=2}^{k}\left(\int_{\varepsilon_{ps-1}}^{\varepsilon_{ps}} F(p_{ts}, p_{cs})\varepsilon_p^{m-1} d\varepsilon_p\right), \qquad (5.3.13)$$

где p_{ts}, p_{cs} – обобщенные параметры повреждения соответственно в полуциклах растяжения и сжатия во внутренних циклах; $\varepsilon_{ps}, \varepsilon_{ps-1}$ – деформации в крайних точках внутреннего s-го цикла.

На основании последнего выражения величину повреждения за один полный цикл можно представить в виде

$$D = \frac{1}{N\left(\Delta\varepsilon_{\mathrm{p}}^{1},\ p_{t1},\ p_{c1}\right)} + \sum_{s=2}^{k}\left[\frac{1}{N\left(\Delta\varepsilon_{\mathrm{p}}^{s}, p_{ts}, p_{cs}\right)} - \frac{1}{N\left(\Delta\varepsilon_{\mathrm{p}}^{s-1}, p_{ts}, p_{cs}\right)}\right], \quad (5.3.14)$$

где $N\left(\Delta\varepsilon_{\mathrm{p}}^{s}, p_{ts}, p_{cs}\right)$ – число циклов до разрушения по кривым усталости, полученным в условиях базового эксперимента, в котором поддерживалось постоянство параметров p_{ts} и p_{cs} соответственно в полуциклах растяжения и сжатия; $\Delta\varepsilon_{\mathrm{p}}^{(1)}$, p_{t1}, p_{c1} – соответственно размах пластической деформации и параметры повреждения для первого внутреннего цикла.

Отметим, что величина повреждения, определяемая внутренними циклами, зависит от расположения полуциклов растяжения и сжатия данного внутреннего цикла в основном цикле. При прочих равных условиях величина повреждения максимальна для внутреннего цикла, примыкающего к экстремальным точкам основного цикла. В методе РРД этот фактор не учитывается. Описанный метод разделения полного цикла на ряд внутренних можно использовать и при выборе в качестве параметров повреждения иных, чем в (5.3.12) величин. В качестве p_{ts} и p_{cs} можно рассматривать пластическую деформацию и деформацию ползучести, как и в РРД, или временные выдержки при постоянной деформации в полуциклах растяжения или сжатия, не прибегая к детальному анализу протекания ползучести во времени. При этом наиболее существенным является соответствие выделенных внутренних циклов базовым экспериментам.

В качестве примера на рис. 5.3.19 показана схема представления цикла с промежуточной выдержкой при растяжении в виде суммы двух внутренних циклов, один из которых имеет выдержку в экстремальной точке полуцикла растяжения, а второй не имеет выдержки. Однако возможность применения подобных упрощенных схем может зависеть от различий в форме петель гистерезиса и от уровня напряжений при выдержке при больших и малых уровнях размахов деформаций.

На рис. 5.3.20 показаны результаты расчета относительного снижения долговечности стали 12Х18Н10Т при синфазном нагружении (линейный цикл) в зависимости от $T_{\max}$, полученные при использовании соотношения (5.3.14) и базовых кривых усталости для режима со ступенчатым изменении температуры в цикле при переходе через нуль по напряжениям.

На рис. 5.3.7, *а* представлены рассчитанные по формуле (5.3.14) кривые усталости при синфазном нагружении (T равно 650 и 150 °С) с различной длительностью полуциклов растяжения и сжатия.

Для описания процесса накопления повреждений при нагружениях, сопровождающихся накоплением необратимых односторонних деформаций в условиях взаимодействий малоцикловой усталости и ползучести, используются деформационные подходы, в том числе деформационно-кинетический критерий малоцикловой усталости, который в данном случае принимает вид

$$\int_{0}^{N_f} dN / N_f\left[t, T(t)\right] + \int_{0}^{\varepsilon_f} de / \varepsilon_f\left[t, T(t)\right] = 1, \quad (5.3.15)$$

где $dN / N_f\left[t, T(t)\right]$ – приращение усталостного повреждения, причем число циклов N_f

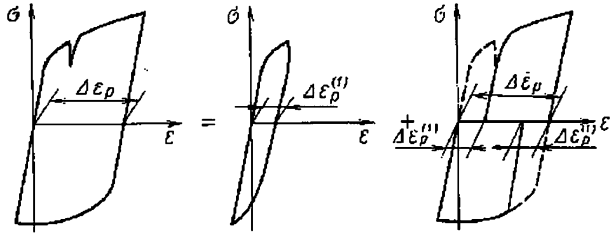


Рис. 5.3.19. Схема представления цикла с односторонней выдержкой при растяжении в виде суммы двух внутренних циклов

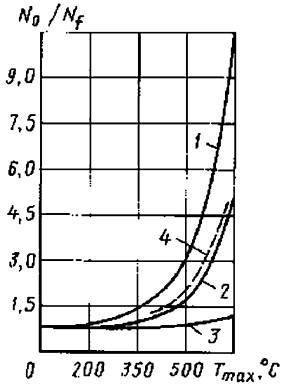


Рис. 5.3.20. Зависимость относительного снижения долговечности N_0 / N_f стали 12Х18Н10Т при неизотермическом и изотермическом нагружениях в зависимости от T_{max}:
N_0 – долговечность при T_{min} = const, N_f – долговечность в режимах *1–3*: *1* – неизотермическое синфазное нагружение – ступенчатый цикл; *2* – неизотермическое синфазное нагружение – линейный цикл; *3* – изотермическое нагружение; *4* – расчет по (5.3.14) для неизотермического синфазного нагружения по линейному циклу

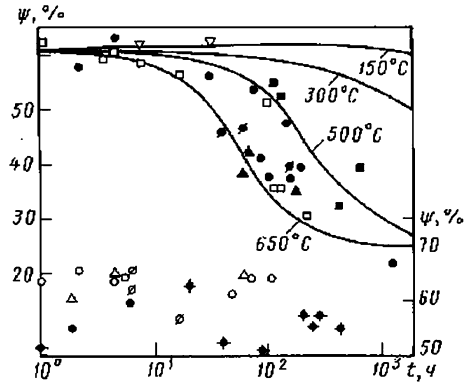


Рис. 5.3.21. Изменение относительного сужения при разрыве от времени для различных температурных условий. Левая шкала – для стали 08Х18Н9 (кривые построены по зависимости Ларсена–Миллера), правая – для сталей 12Х2МФ, 15Х2МФА, 15Х18Н12С4ТЮ:
сталь 08Х18Н9: ■ – 500 °С, ▲ – 550 °С, ◪ – 600 °С, ● – 650 °С, □ – 700 °С, ▽ – 150...650 °С;
сталь 15Х2МФА: ⌀ – 500 °С, Δ – 100...500 °С;
сталь 15Х18Н12С4ТЮ: ✦ – 600 °С;
сталь 12Х2МФ: ○ – 500 °С

до разрушения является функцией временных параметров цикла (частоты или скорости нагружения) и формы циклов нагружения и нагрева; e – необратимая односторонне накопленная деформация; $de/\varepsilon_f\left[t, T(t)\right]$ – приращение длительного статического повреждения; $\varepsilon_f\left[t, T(t)\right]$ – располагаемая пластичность при статическом разрыве с учетом формы цикла нагружения и временной базы, на которой оценивают повреждения материала. Последняя характеристика определяется через относительное поперечное сужение образца ψ при статическом нагружении по формуле $\varepsilon_f = 1/1-\psi$.

В уравнении (5.3.15) предполагается независимое суммирование длительных статических и усталостных повреждений в деформационном выражении. Данный критерий предназначен для оценки изотермической и неизотермической малоцикловой прочности в режимах мягкого и жесткого (в том числе асимметричного) нагружения с включением в цикл временных выдержек, а также других режимов нагружения, приводящих к накоплению необратимых односторонних деформаций. Для его применения необходимы экспериментальные исследования циклических и деформационных свойств материала, в том числе определение располагаемой пластичности при варьировании скорости статического деформирования в условиях заданного температурного цикла.

Некоторые экспериментальные данные по изменению располагаемой пластичности (относительного сужения) от времени нагружения приведены на рис. 5.3.21 для сталей 08Х18Н9, 12Х2МФ, 15Х2МФА и 15Х18Н12С4ТЮ. В рассмотренном диапазоне длительности нагружения пластичность сталей 12Х2МФ, 15Х2МФА и 15Х18Н12С4ТЮ практически не изменяется.

Закономерности циклического упругопластического деформирования при длительном нагружении. Процесс длительного циклического нагружения при высоких температурах характеризуется проявлением температурно-временных эффектов. Эти эффекты связаны с возникновением в полуциклах нагружения деформации ползучести, зависимостью диаграмм циклического деформирования от скорости нагружения, общего времени деформирования, вызывающего старение и влияющего вследствие этого на пластические свойства материала, а также возможным взаимным влиянием деформаций ползучести и пластических деформаций.

При отсутствии временных эффектов связь между напряжениями и деформациями в

полуцикле нагружения может быть представлена в виде обобщенной диаграммы циклического деформирования. Обобщенная диаграмма циклического деформирования в координатах "$S-\varepsilon$", совпадающих с началом разгрузки в полуцикле (рис. 5.3.22), при изотермическом нагружении описывается выражением типа

$$\varepsilon = S/E + F(S)F_1(k). \qquad (5.3.16)$$

Здесь ε и S – соответственно деформации и напряжения, отсчитываемые от точки разгрузки; E – модуль упругости; $F(S)$ – функция, определяемая диаграммой исходного деформирования; $F_1(k)$ – функция числа полуциклов, для упрочняющихся материалов $F_1(k) = 1/k^a$, для разупрочняющихся $F_1(k) = \exp(\beta(k-1))$, где a, β – константы материала. В общем случае $F(k)$ и $F(S)$ зависят от значения исходной деформации.

С увеличением общего времени деформирования подобис диаграмм по числу циклов сохраняется и обобщенную диаграмму деформирования можно представить в виде

$$\varepsilon = S/E + F(S)F_1(k)F_2(t), \qquad (5.3.17)$$

где $F_2(t) = \dfrac{1}{ct^b + 1}$; c и b – константы материала.

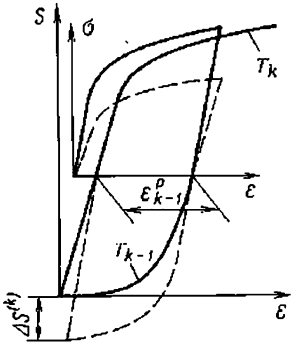


Рис. 5.3.22. Схема преобразования диаграмм деформирования при неизотермическом нагружении:
ΔS – смещение точки отсчета напряжений, определяемое по кривым деформирования для температур T_k и T_{k-1}; ε^p_{k-1} – пластическая деформация в $k-1$-м полуцикле

При неизотермическом нагружении в качестве параметра, определяющего ход циклических кривых, может использоваться величина пластических деформаций в предшествующих полуциклах нагружения. В этом случае уравнение обобщенной кривой циклического деформирования принимает вид

$$\varepsilon = S/E(T_k) + F(S + \Delta S_k, T_k) \times \\ \times F_1(k, T_k)F_2[t, T(t)]. \qquad (5.3.18)$$

Начало отсчета напряжений на данной кривой смещается на величину ΔS_k, определяемую с помощью обобщенных диаграмм изотермического деформирования для температур T_k и T_{k-1} в полуцикле $k-1$ (с конечной температурой T_{k-1}) как разность напряжений, соответствующих полученной в $k-1$-м полуцикле пластической деформации. Величина ΔS_k берется со знаком плюс или минус в зависимости от относительного положения кривых деформирования для температур T_k и T_{k-1} в $k-1$-м полуцикле, (см. рис. 5.3.22). При $T_k > T_{k-1}$ величину ΔS_k следует брать со знаком "–", при $T_k < T_{k-1}$ – со знаком "+".

Исследование взаимного влияния деформаций ползучести и пластических деформаций, которое проводилось в условиях жесткого нагружения чередованием активной пластической деформации в одном из полуциклов с равной по величине деформацией ползучести (обратного знака), в другом полуцикле показа-

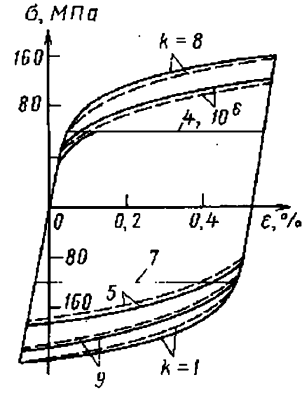


Рис. 5.3.23. Диаграммы деформирования стали 15Х18Н12С4ТЮ при непрерывном активном нагружении и нагружении с выдержками (T = 700 °С):
k – номер полуцикла

ло, что для материалов, не подверженных старению, ход кривых деформирования в данном полуцикле k не зависит от достигнутого в предшествующем полуцикле уровня напряжений S и определяется амплитудой необратимой деформации в $k-1$-м полуцикле. В качестве примера на рис. 5.3.23 приведены диаграммы деформирования стали 15Х18Н12С4ТЮ, полученные при температуре T = 700 °С (время активного нагружения – 5 с) в полуциклах 5, 8, 1, которым соответствовала выдержка порядка 40 мин, в полуциклах 4, 7, 10 и кривые, полученные при непрерывном нагружении и такой же амплитуде деформаций.

5.3.3. НОРМАТИВНЫЕ МЕТОДЫ РАСЧЕТА НА ПРОЧНОСТЬ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОМ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Представленные в подразд. 5.3.2 зависимости для оценки суммарной повреждаемости в условиях взаимодействия ползучести и малоцикловой усталости явились основой для разработки ряда нормативных методов расчета на прочность при длительном нестационарном нагружении. Критерий суммирования длительных циклических и статических повреждений в форме соотношения (5.3.2) и зависимости *4* на рис. 5.3.15 использовали в нормативных документах, регламентирующих метод оценки долговечности элементов котельных установок и трубопроводов пара и горячей воды в условиях малоцикловой усталости и ползучести.

Введя в уравнение (5.3.3) соответствующие запасы прочности, получаем формулу, рекомендуемую для оценки долговечности элементов энергетического оборудования, работающего при переменных режимах нагружения:

$$\sum N / N_{\text{д}} + \sum t / t_{\text{д}} \le A_{\text{сд}}. \qquad (5.3.19)$$

Здесь $N_{\text{д}} = N_{\text{р}} / n_N$ – допустимое число циклов; $t_{\text{д}} = t_{\text{р}} / n_t$ – допустимая длительность статической нагрузки; где n_N и n_t – коэффициенты запаса соответственно по числу циклов и по длительности; $A_{\text{сд}}$ – допускаемый параметр суммарной относительной долговечности.

Обычно принимают n_N = 10. При испытаниях на длительную прочность чаще всего при построении расчетных кривых используют коэффициент n_σ запаса по напряжениям, определяя допустимое напряжение $\sigma_{\text{д}}$. В этом случае принимается n_σ = 1,5.

Величину $A_{\text{сд}}$ определяют по рис. 5.3.15, *а*, где ломаная линия *4* соответствует расчетным (допускаемым) значениям параметра суммирования для сталей типа 12Х18Н10Т и 15Х1М1Ф при максимальной температуре цикла 600 и 565 °С. При построении этой кривой принято $A_{\text{сд}} = 0{,}8\,A_c$ в области наибольшего взаимного влияния повреждений от термической усталости при $\bar{t}\,(\bar{N}) = 0{,}35...0{,}40$. Суммирование повреждений от различных групп термомеханической циклической $\bar{N}$ и длительной статической $\bar{t}$ нагрузок принимают линейным.

Уравнение (5.3.19) рекомендуется использовать как при поверочном, так и при конструкторском расчете. При поверочном расчете по известным значениям статического напряжения σ и циклической деформации $\Delta\varepsilon$ (определяемой, в частности, по температурному градиенту $\Delta T = T_{\max} - T_{\min}$), задаваясь длительностью t работы, определяют допустимое число циклов $N_{\text{д}}$, а также по заданному значению N находят допустимое время $t_{\text{д}}$ работы. При конструкторском расчете, например, по заданным параметрам N, t или $\Delta\varepsilon$ устанавливают допустимое статическое напряжение σ и при известном статическом напряжении определяют геометрические размеры детали.

В предлагаемом методе расчета долговечности исходное уравнение долговечности (5.3.3) включает всего один коэффициент суммирования α_c, а допустимое число циклов для освоенных в промышленности материалов определяют по расчетным кривым малоцикловой усталости, полученным при испытании с непрерывным чередованием циклов. Для вновь разрабатываемых материалов из пяти входящих в уравнение (5.3.19) и необходимых при практических расчетах постоянных четыре получают по результатам стандартных испытаний на ползучесть и общепринятых испытаний на кратковременную термомеханическую малоцикловую усталость.

Для определения дополнительного коэффициента суммирования α_c необходима по

крайней мере одна серия контрольных испытаний при комбинированном режиме нагружения. Эти испытания следует проводить в режиме с начальной ползучестью при ее относительной длительности, равной 0,35...0,04, в области критических, близких к рабочим значениям статического напряжения σ и термоциклического деформирования $\Delta\varepsilon$.

Нормативный метод расчета долговечности элементов атомных энергоустановок, работающих при высокой температуре, который используется в США, базируется на уравнении суммирования относительной повреждаемости от ползучести и усталости

$$\sum N/N_D + \sum t/t_D \le D, \qquad (5.3.20)$$

где N – число циклов нагружения в заданном режиме; N_D – число допустимых циклов в условиях заданного режима при максимальной температуре цикла; t – время нагружения в заданных условиях; t_D – время до разрушения в заданном режиме при приложенном напряжении, деленном на 0,9 для большинства сталей.

Для определения N_D применяют расчетные кривые непрерывного малоциклового нагружения, которые включают коэффициенты запаса прочности (2 по размаху деформации или 20 по числу циклов). Повреждение при ползучести t/t_D определяют за один цикл с помощью минимизированных зависимостей длительной прочности. Общее повреждение не должно быть меньше, чем на билинейной номограмме, представленной на рис. 5.3.15, *б*, имеющей минимум при повреждаемости, равной 0,3 (D = 0,6) в соответствии с (5.3.20).

В соотношениях (5.3.19) и (5.3.20) заложены идентичные исходные уравнения суммирования повреждений, а номограммы для определения коэффициента суммирования повреждений практически совпадают.

В "Нормах расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок: ПНАЭ Г-7-00-286" допустимую амплитуду условных упругих напряжений $[\sigma_{aF}]$ или допускаемое число циклов $[N_0]$ определяют с использованием уравнений кривых малоцикловой усталости, заменив входящие в них характеристики кратковременного нагружения соответствующими характеристиками длительного нагружения. Конкретный вид уравнений определяют в зависимости от соотношения предела текучести и временного сопротивления, определяющего циклические свойства материала. В частности, при $\sigma_{0,2}/\sigma_b \le 0,7$ ($\sigma_{0,2}$ – предел текучести, σ_b – предел прочности) используются зависимости, полученные из уравнений Мэнсона–Коффина с введением коэффициентов запаса прочности по напряжениям и числу циклов:

$$[\sigma_{aF}] = \frac{E^T e_c^T}{n_\sigma (4[N_0])^m} + \frac{R_c^T}{n_\sigma \left[(4[N_0])^{m_e} + \frac{1+r}{1-r} \right]}; \qquad (5.3.21)$$

$$[\sigma_{aF}] = \frac{E^T e_c^T}{(4 n_N [N_0])^m} + \frac{R_c^T}{\left[(4 n_N [N_0])^{m_e} + \frac{1+r}{1-r} \right]}, \qquad (5.3.22)$$

где n_σ и n_N – коэффициенты запаса прочности соответственно по напряжениям и числу циклов, обычно принимаемые равными соответственно 2 и 10; m и m_e – характеристики материала; r – коэффициент асимметрии цикла напряжений.

При длительном циклическом нагружении

$$R_c^T = \sigma_t^T (1-\psi_t^T)^{-1}; \quad m = 0,5;$$

$$m_e = 0,1321 \lg[2,5 (1-\psi_t^T)^{-1}],$$

где σ_t^T – предел длительной прочности при максимальной температуре цикла нагружения за время t, равное части рабочего ресурса рассматриваемой детали, отрабатываемого при температуре выше расчетной температуры T; ψ_t^T – сужение при разрыве за время t при температуре T, $e_c^T = 0,15 \lg(1-\psi_{mt}^T)^{-1}$ – характеристика длительной пластичности, определяемая равномерным сужением поперечного сечения ψ_{mt}^T при длительном статическом

растяжении, которая принимается минимальной в интервале рабочих температур и при длительности нагружения до t. В качестве расчетной кривой длительной циклической прочности используется нижняя огибающая кривых (5.3.21) и (5.3.22).

Методы оценки долговечности с учетом данных раздела должны учитывать структурные процессы, происходящие в металле при воздействии ползучести и высокотемпературной малоцикловой усталости. В основу метода прогнозирования долговечности положено уравнение длительной прочности

$$t^* = AT^2\sigma^{-m}\exp[(b-c\sigma)/T], \qquad (5.3.23)$$

где A, m, b и c – коэффициенты, характеризующие свойства материала.

Коэффициенты уравнения определяют исходя из условий минимальной дисперсии всей совокупности экспериментальных данных. Ниже приведены коэффициенты уравнения (5.3.23), которые характеризуют длительную прочность перлитной и аустенитной сталей, полученные в испытаниях большого массива образцов, взятых из нескольких десятков плавок:

Сталь	A	m	b	c
12Х1МФ	–50,64	3	47 529	200
12Х18Н10Т	–35,95	3	36 667	144

С учетом однотипной температурной зависимости процессов деформирования и разрушения при ползучести и термомеханической малоцикловой усталости, уравнение длительной прочности при наличии компоненты нестационарного нагружения принимает вид

$$t^* = AT^2\sigma^{-b}\exp[m+n\sigma+ +k(1-\overline{N})+p(1-\overline{N})\sigma], \qquad (5.3.24)$$

где $\overline{N} = N/N_p$ – доля циклической повреждаемости; A, b, m, n, k и p – постоянные, характеризующие свойства материала.

Введенные в уравнение (5.3.24) новые члены и коэффициенты, отсутствующие в зависимости (5.3.23), учитывают тот факт, что влияние доли малоциклового повреждения сказывается на долговечности, с одной стороны, и зависит от напряжения ползучести, с другой. Таким образом, в результате воздействия определенной малоцикловой нагрузки возникает отличное от исходного состояние материала с измененными характеристиками сопротивления длительному статическому нагружению, причем соответствующее изменение вида уравнения (5.3.24) при заданном значении циклической повреждаемости $\overline{N}$ зависит от коэффициентов k и p в уравнении (5.3.24). Данные для сталей 12Х1М1Ф и 12Х18Н10Т получены при проведении комбинированных испытаний, представленных в подразд. 5.3.2 (см. рис. 5.3.10).

Ниже приведены расчетные коэффициенты уравнения (5.3.24) для различных вариантов комбинированного нагружения, когда циклическая повреждаемость заменена остаточной относительной долговечностью $1-\overline{N}$.

Сталь	A	b	m	n	k	p
12Х1МФ	–45,2	3	47 600	–141,8	446,4	25,5
12Х18Н10Т	–40,4	3	36 413	–30,6	3566	–145,8

При воздействии циклической составляющей нагрузки угол наклона кривых длительной прочности увеличивается незначительно для перлитной стали и существенно для аустенитной. При этом наибольшее снижение длительной прочности при действии циклической нагрузки наблюдается в области низких напряжений ползучести. Для стали 12Х1МФ при температуре 565 °С предел длительной прочности за 100 тыс. ч равен 91 МПа, а при действии циклической нагрузки ($N = 0{,}5$) в нестационарных условиях он составляет 82 МПа. Для стали 12Х18Н10Т при температуре испытаний 600 °С предел длительной прочности $\sigma_{дл}$ равен 70 МПа при $N = 0$ и 47 МПа при $N = 0{,}5$. Таким образом, воздействие циклической нагрузки в области рабочих параметров длительного статического нагружения оказывается весьма существенным.

В общем виде закономерности изменения предела длительной прочности $\sigma_{дл}$ стали 08Х18Н12Т за 10^5 ч представлены на рис. 5.3.24 в зависимости от доли $\overline{N}$ циклического по-

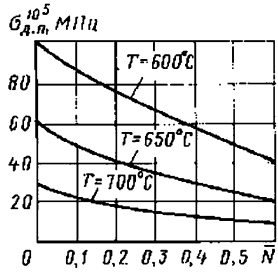


Рис. 5.3.24. Зависимости предела длительной прочности $\sigma_{д.п}^{10^5}$ стали 08Х18Н12Т от относительной долговечности $\bar{N}$ при циклическом нагружении ($t = 10^5$ ч)

вреждения. В общем случае длительная прочность достаточно сложным образом изменяется в зависимости от доли циклической повреждаемости, температурных условий и вида напряженного состояния. Тем не менее применение уравнения (5.3.24) позволяет осуществить прогнозирование долговечности в условиях взаимодействия ползучести и малоцикловой усталости на значительной временно́й базе.

Уравнения (5.3.3), (5.3.19) и (5.3.24) являются основой для нормативных методов оценки долговечности металла элементов котлов, турбин и трубопроводов теплового энергооборудования, работающего в условиях ползучести и высокотемпературного нестационарного нагружения, согласно нормативным документам, действующим в сфере энергомашиностроения и энергетики – СО 153-34.17.471 "Методические указания по определению характеристик жаропрочности и долговечности металла котлов, турбин и трубопроводов", "Метод определения долговечности и длительной прочности металла в условиях взаимодействия ползучести и малоцикловой усталости" и СО 153-34.17.312–2003 "Методические указания по оценке долговечности и контролю металла паропроводов энергетических установок с учетом изменений режимов эксплуатации".

Совершенствование метода оценки долговечности по стандарту ASME предложено на основе прогнозирования долговечности с применением метода исчерпывания пластичности. При этом относительная повреждаемость при ползучести во временно́й трактовке в уравнении (5.3.22) заменяется величиной повреждаемости в деформационной трактовке $\Delta\varepsilon_{ст} / D_c$ ($\Delta\varepsilon_{ст}$ – компонента деформации ползучести в цикле нагружения, D_c – располагаемая длительная пластичность материала). При таком подходе можно, с одной стороны, прогнозировать ресурс длительной пластичности материала с переходом к условиям зернограничного разрушения, а с другой – определять предельное число циклов до разрушения с ползучестью отношением $D_c / \Delta\varepsilon_{ст}$. Возникающие при этом трудности связаны с выделением компоненты $\Delta\varepsilon_{ст}$, соответствующей условиям ползучести с заданным типом разрушения, а также с учетом влияния напряженно-деформированного состояния на скорость деформирования, при которой происходит переход к межзеренному разрушению. Эту проблему предполагается решить путем разработки карт механизмов деформации для различных материалов, разделения периодов выдержки на подпериоды, обоснованные с точки зрения однородности структурных превращений.

Следует отметить, что применение метода исчерпания пластичности возможно при очень низкой скорости деформирования. Согласно проведенным расчетам консервативной оценкой была бы относительная деформация, соответствующая пределу текучести с остаточной деформацией 0,1 %. На рис. 5.3.25 показаны расчетные зависимости циклической долговечности для стали типа Cr–0,5Mo от уровня длительной пластичности D_c. Возможность использования при анализе долговечности структурных механизмов и учета длительной пластичности материала, а также относительная простота применения метода исчерпания пластичности позволяют использовать его в нормативных методах расчета для получения более обоснованных и точных значений прогнозируемой долговечности.

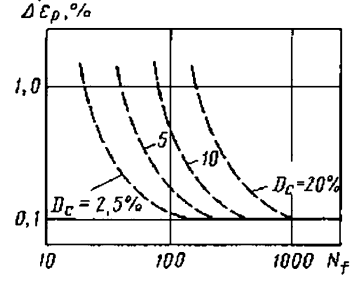


Рис. 5.3.25. Расчетные зависимости циклической долговечности N_f для стали типа Cr–0,5Mo от уровня длительной пластичности материала D_c (при размахе пластической деформации в цикле $\Delta\varepsilon_p \le 0{,}1$ % влияние ползучести отсутствует)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Гусенков А.П., Котов П.И.** Малоцикловая усталость при неизтермическом нагружении. М.: Машиностроснис, 1983. 250 с.

2. **Дульнев Р.А., Котов П.И.** Термическая усталость металлов. М.: Машиностроснис, 1980. 200 с.

3. **Казанцев А.Г.** Малоцикловая усталость при сложном термомсханическом нагружении. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. 248 с.

4. **ПНАЭ Г-7-002–86.** Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок // Госатомэнергонадзор СССР. М.: Энергоатомиздат, 1989. 525 с.

5. **РД 10-2494–98.** Нормы расчета на прочность стационарных котлов и трубопроводов пара и горячей воды. М.: ГУП "НТЦ Промышленная безопасность", 2001. 360 с.

6. **СО 153-34.17.312–2003.** Методические указания по оценке долговечности и контролю металла паропроводов энергетических установок с учетом измснений режимов эксплуатации. М.: Изд-во ОРГРЭС, 2004. 49 с.

7. **Тайра С., Отани Р.** Теория высокотемпературной прочности металлов / Пер. с англ. М.: Металлургия, 1986. 280 с.

8. **Туляков Г.А., Скоробогатых В.Н., Гриневский В.В.** Конструкционные материалы для энергомашиностроения. М.: Машиностроснис, 1991. 240 с.

9. **Усталость** материалов при высокой температурс / Пер. с англ.: Под ред. Р.П. Скелтона. М.: Металлургия, 1988. 343 с.

10. **Brinkman C.R.** Creep-fatigue effects in structural materials used in advanced nuclear power generating systems. Fatigue. Environment and Temperature // Effects Proceedings of Materials Research Conference. New York, London, 1983. P. 241–263.

11. **Investigation** and working out of criteria for increasing the life time of heat-resistant steels for long-service in power plant. Part 2 Evaluation of different methods for extrapolation of creep rupture data. Stockholm: Swedish Institute for Metals Research // STU-information. 1985. N 470. P. 66.

12. **Maymdar S., Maiya P.S.** A Mechanistic Model for Time-Dependent Fatigue // Journal of Engineering Materials and Technology. 1980. N 12.

13. **Miller D.A., Priest R.H., Ellison E.G.** A Review of Material Responce and Life Prediction Techniques under Fatigue Creep Loading Conditions // Journal of High Temperature and Processes. 1984. Vol. 6, N 3, 4.

14. **Morishita M., Asada Y., Ispikawa A.** An Evaluation of Creep-Fatigue Behavior of 304 Stainless Steel in Very Vacuum Environment // Bulletin of ASME, 1985. Vol. 6, N 235. P. 7–12.

15. **Nazmy M.** High Temperature Low Cycle Fatigue of Inesnel 738 and applications of Strain Range Partitioning // Metals Transations. 1983. N 6. P. 449–461.

Раздел 6

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ

Глава 6.1

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

6.1.1. ОСНОВНЫЕ ПОНЯТИЯ

6.1.1.1. КРИТЕРИИ РАЗРУШЕНИЯ В ЛИНЕЙНО-УПРУГОЙ И НЕЛИНЕЙНОЙ МЕХАНИКЕ. ХАРАКТЕРИСТИКИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Если материал обладает линейно-упругими свойствами, формулировку критерия разрушения можно получить на основе решения краевой задачи теории упругости для тела с трещиной под воздействием приложенных нагрузок. Для случая трещины нормального раскрытия (в процессе нагружения смещение соответственных точек на противоположных берегах направлены по нормали к поверхности трещины), компоненты напряжений могут быть представлены в виде суммы сингулярного и некоторых регулярных членов:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_1}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\xi) + \Sigma F_{ij};\ \ i,\ j = x, y, z, \quad (6.1.1)$$

где $f_{ij}(\xi)$ – функция только координаты ξ; ΣF_{ij} – сумма регулярных членов, определяющих напряженное состояние тела под воздействием приложенных нагрузок на достаточно удаленном расстоянии от трещины, т.е. на таком, где влиянием концентрации напряжении, вызванной присутствием трещины, можно пренебречь.

Системы цилиндрических (R, ξ, Z) и декартовых (X, Y, Z) координат связаны с вершиной трещины так, что ось Z совпадает с фронтом трещины, а ось Y нормальна к ее плоскости (рис. 6.1.1).

Как видно из выражения (6.1.1), при приближении к вершине трещины ($r \to 0$) первый член правой части из-за особенности типа $1/\sqrt{r}$ преобладает над остальными и предопределяет

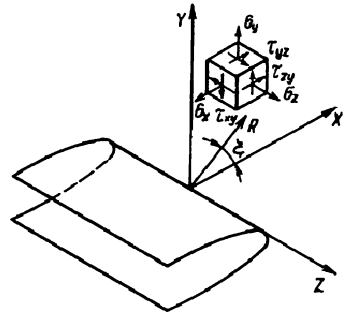


Рис. 6.1.1. Система координат при выводе уравнения (6.1.1)

начало разрушения из вершины трещины. Именно этим обстоятельством в теории разрушения вызван большой интерес к локальному напряженному состоянию в вершине трещины. На этом основан один из важнейших критериев линейной механики разрушения. На небольшом расстоянии от вершины трещины справедливо равенство

$$\sigma_{ij} = \frac{K_1}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\xi),\ \ r \to 0, \quad (6.1.2)$$

из которого следует, что величина любого компонента поля напряжения в вершине трещины зависит от величины K_1 и некоторой известной функции, зависящей только от координат r, ξ и не зависящей от нагрузки.

Для любой фиксированной точки в окрестности вершины трещины любая компонента поля напряжений, как это видно из выражения (6.1.2), определяется единственным параметром K_1, который называется *коэффициентом интенсивности напряжений*. Его величина зависит от геометрии тела и трещины, а также от внешней нагрузки.

Коэффициент интенсивности напряжений K_1 определяет теоретическое поле напряжений в кончике идеальной трещины в однородном линейно-упругом теле, нагружаемом перпендикулярно к плоскости трещины (тип 1).

Разрушение у вершины трещины начинается тогда, когда интенсивность напряжения K_I в вершине трещины достигнет некоторого критического уровня K_{Ic}, характерного для данного материала. Таким образом, условие начала хрупкого нестабильного развития трещины может быть представлено в виде

$$K_I = K_{Ic}, \qquad (6.1.3)$$

где K_{Ic} – *критический коэффициент интенсивности напряжений*, называемый трещиностойкостью или вязкостью разрушения.

Использование критерия (6.1.3) имеет то преимущество, что его оценка при известных напряжениях, длине трещины и размерах образца представляет собой обыкновенную задачу теории упругости. Таким образом, любая геометрическая ситуация с трещиной, поддающаяся линейному анализу напряжений, может быть исследована с точки зрения вязкости разрушения. Расчет значений K_I для элементов конструкций представляет собой довольно сложную задачу, которая решается методами теории упругости, численными методами, а также довольно эффективными новыми инженерными методами, позволяющими оценить K_I с достаточной для практики точностью.

Помимо силовой характеристики K_I в линейной механике разрушения применяют энергетическую характеристику G_I, связанную с запасенной в образце с трещиной энергией упругих деформаций W_I и называемую *скоростью освобождения упругой энергии*, *трещинодвижущей силой* или *силой раскрытия трещины*. Она определяется через часть накопленной энергии, освобождаемую при бесконечно малом продвижении трещины Δl:

$$\Delta W_I = W_I(l) - W_I(l - \Delta l). \qquad (6.1.4)$$

Разлагая $W_I(l - \Delta l)$ в ряд Тейлора по степеням Δl и ограничиваясь членами, содержащими Δl в степени не выше первой, получаем

$$\Delta W_I = -\frac{\partial W_I(l)}{\partial l}\Delta l. \qquad (6.1.5)$$

С другой стороны, скорость освобождения энергии упругих деформаций определяется как

$$G_I B \Delta l = \Delta W_I. \qquad (6.1.6)$$

Из выражений (6.1.5) и (6.1.6) можно записать:

$$G_I = -\frac{1}{B}\frac{\partial W_I(l)}{\partial l}. \qquad (6.1.7)$$

Величина G_I находится в простой связи с K_I:

$$G_I E = K_I^2 \qquad (6.1.8)$$

для плоского напряженного состояния и

$$G_I E = K_I^2(1 - \mu^2) \qquad (6.1.9)$$

для плоской деформации.

Критическая скорость освобождения упругой энергии считается константой материала, по достижении которой начинается неустойчивое распространение трещины. Эта константа определяется экспериментально.

Таким образом, критерий разрушения принимает вид:

$$G_I = G_{Ic}. \qquad (6.1.10)$$

В рамках линейной механики разрушения (когда размер пластической зоны у вершины трещины мал по сравнению с ее длиной и размерами образца) возможен пересчет характеристик материала G_{Ic} в K_{Ic} и обратно с использованием формул (6.1.8) и (6.1.9).

Механика разрушения, основанная на линейной теории упругости, может быть эффективно использована только в том случае, если пластическая зона в вершине трещины достаточно мала по сравнению с длиной трещины. Обычно это условие выполняется в том случае, когда разрушающее напряжение существенно меньше предела текучести при плоской деформации ($\sigma_p < 0{,}8\sigma_{0,2}$). Если же разрушающее напряжение близко к пределу текучести или превышает его, то пластическая деформация затрудняет или даже делает невозможным определение критической величины коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} в образцах приемлемых размеров.

Поэтому при оценке статической трещиностойкости материалов в качестве критерия разрушения широко используют так называемый деформационный критерий δ_c – *критическое раскрытие трещины* (КРТ). Физический смысл этого критерия определяется фактом расхождения берегов трещины в противоположные стороны при нагружении тела растягивающими усилиями, приложенными сим-

метрично относительно плоскости трещины. При этом раскрытие вершины трещины δ можно определить как изменение расстояния между двумя точками на противоположных берегах трещины вблизи ее вершины в процессе нагружения. В соответствии с этим критерием условие разрушения записывается в виде

$$\delta = \delta_c. \qquad (6.1.11)$$

Между K_I, G_I и δ в рамках линейной механики разрушения существует связь

$$\delta = \alpha \frac{K_I^2}{E\sigma_{0,2}} = \alpha(1-\mu^2)\frac{G_I}{\sigma_{0,2}}, \qquad (6.1.12)$$

где α – коэффициент пропорциональности; $\sigma_{0,2}$ – предел текучести; μ – коэффициент Пуассона.

Впервые условие распространения трещины в виде (6.1.11) было сформулировано в работах В.В. Панасюка, М.Я. Леонова и А.А. Уэлса. Ими дано решение задачи о разрушении тонкой пластины с трещиной длиной $2l$ в поле напряжений σ, нормальном к плоскости трещины (в рамках так называемой $\delta_к$-модели). Почти одновременно Дж. Дагдейлом была введена аналогичная модель, где вместо узких полос пластичности на продолжении трещины были введены фиктивные разрезы с заданными на их берегах постоянными растягивающими напряжениями, равными пределу текучести $\sigma_{0,2}$ (рис. 6.1.2). Обе модели дают одинаковую конечную формулу для расчета раскрытия трещины, если используемую в $\delta_к$-модели характеристику σ_0 – предел хрупкой прочности материала – принять равной пределу текучести:

$$\delta = \frac{8l_0\sigma_{0,2}}{\pi E}\ln\sec\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_{0,2}}\right). \qquad (6.1.13)$$

Разложив выражение (6.1.13) в ряд Тейлора по степеням $\sigma/\sigma_{0,2}$ и ограничиваясь первым членом, приходим к выражению (6.1.12) с коэффициентом $\alpha = 1$. Выражение (6.1.13) получено для идеального пластического поведения материала и не учитывает реального деформационного упрочнения, которым всегда в той или иной степени обладают обычные конструкционные материалы. Численные и экспериментальные оценки приводят при условии

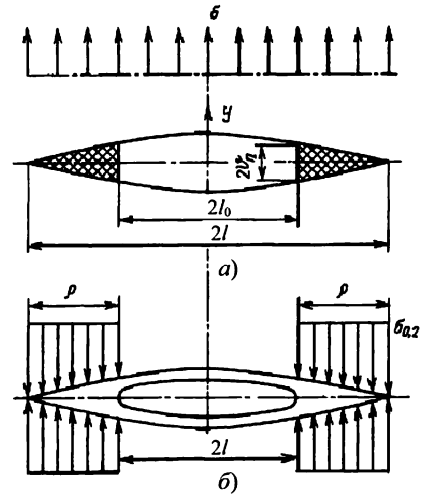


Рис. 6.1.2. Схема $\delta_к$-модели (*а*) и модели Дж. Дагдейла (*б*) при выводе уравнения (6.1.13)

плоской деформации к значениям коэффициента α, изменяющимся в пределах от 0,255 до 0,6 в зависимости от принятой расчетной модели и показателя степени деформационного упрочнения.

Дж. Райсом была предложена зависимость, достаточно надежно связывающая J-интеграл и раскрытие трещины большинства конструкционных металлических материалов

$$\delta = 0{,}55\frac{J}{\sigma_f}, \qquad (6.1.13а)$$

где $\sigma_f = (\sigma_{0,2} + \sigma_в)/2$; $\sigma_в$ – временное сопротивление материала.

Напряженно-деформированное состояние у вершины трещины однозначно контролируется параметром δ как в области маломасштабного течения, так и при развитом пластическом деформировании.

Использование КРТ в качестве количественной характеристики разрушения встречает некоторые затруднения. Прежде всего, это трудность прямого измерения раскрытия трещины. Обычно в эксперименте измеряют относительное смещение точек, находящихся на разных берегах вдали от вершины трещины и пересчитывают на перемещение точек в вершине трещины, используя подходящие предположения.

Прямые методы измерения раскрытия трещины (метод стереоскопической фракто-

графии, метод инфильтрации пластика принципиально возможны, но по причине их методической трудности пока не могут быть повсеместно рекомендованы.

Линейно-упругая механика разрушения даст один параметр разрушения для целого класса тел с трещинами, у которых пластическая зона в вершине трещины существенно меньше, чем длина трещины и физический размер элемента конструкции. Разрушение произойдет в том случае, когда параметр K_1 характеризующий поле напряжений в вершине трещины, достигнет критического значения K_{1c}.

Поле напряжений и деформаций у вершины трещины для материала, в котором пластическая зона имеет один порядок с длиной трещины или размером элемента конструкции, определяется параметром δ_c, который может служить критерием разрушения.

Кроме δ_c-подхода, существует еще один метод, в основе которого лежит J-интеграл, введенный Дж. Райсом и Г.П. Черепановым, позволяющий получить критерий разрушения материала в условиях упругопластического деформирования образца с трещиной.

Определяется J-интеграл следующим образом (рис. 6.1.3):

$$J = \int_{\Gamma}\left(W dy - \vec{T}\frac{\partial \vec{u}}{\partial x} ds\right). \qquad (6.1.14)$$

Плотность энергии деформации W (энергия деформации единицы объема) определяется в окрестности вершины трещины с помощью выражения

$$W = W(x,\ y) = W(\varepsilon) = \int_0^e \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}, \qquad (6.1.15)$$

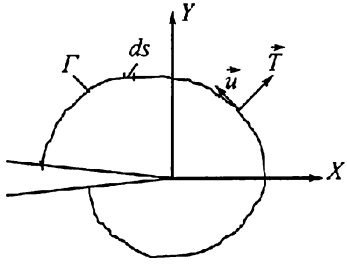


Рис. 6.1.3. Система координат для иллюстрации зависимости (6.1.14)

где σ_{ij} – тензор напряжений, а ε_{ij} – тензор малой деформации; $\vec{T}$ – вектор напряжения, перпендикулярный контуру Γ и направленный во внешнюю сторону; $\vec{u}$ – вектор перемещения; Γ – контур интегрирования; ds – элемент дуги вдоль контура Γ.

Дж. Райс показал, что для упругого тела или при упругопластическом деформировании образца, подвергнутого монотонно возрастающей нагрузке, J-интеграл не зависит от пути интегрирования.

Выбирая путь интегрирования близким к кончику выреза, можно сделать интеграл зависящим только от локального поля. В частности, путь интегрирования может быть сведен к дуге Γ_t вдоль контура выреза, а так как $T = 0$, то

$$J = \int_{\Gamma_t} W dy. \qquad (6.1.16)$$

Таким образом, *J-интеграл является усредненной мерой упругопластических деформаций и напряжений в кончике выреза.* Он однозначно контролирует напряженно-деформированное состояние у вершины трещины как в случае малой пластической зоны у вершины трещины, так и в случае развитого упругопластического деформирования, захватывающего объем материала, соизмеримый с размером образца. Преимущество метода заключается в том, что свобода в выборе пути интегрирования дает возможность выбрать менее сложный путь интегрирования, тот, вдоль которого интегрирование можно выполнить достаточно просто (например, вдоль наружных границ образца) без рассмотрения полей напряжений и деформаций в окрестности вершины трещины.

В случае линейно-упругого поведения материала изменение потенциальной энергии равно изменению энергии упругих деформаций:

$$J_1 = -\frac{1}{B}\frac{\partial U}{\partial l}, \qquad (6.1.17)$$

где U – потенциальная энергия тела с трещиной.

Из сравнения формул (6.1.7) и (6.1.17) следует, что $G_1 = J_1$, или для линейно-упругого поведения материала J-интеграл эквивалентен параметру G_1, т.е. имеет значение скорости освобождения энергии упругих дефор-

маций при росте трещины. Учитывая зависимости (6.1.8) и (6.1.9), можно определить взаимосвязь критериев линейной механики разрушения:

для плоского напряженного состояния

$$J_1 = G_1 = K_1^2 / E ; \qquad (6.1.18)$$

для плоской деформации

$$J_1 = G_1 = K_1^2 / E(1-\mu^2). \qquad (6.1.19)$$

В области упругопластической механики разрушения J интеграл утрачивает такую интерпретацию. Однако и в этих условиях он может выступать единственным параметром, характеризующим интенсивность полей напряжений и деформаций в окрестности вершины трещины, в связи с чем может служить критерием разрушения в упругопластической области.

Вязкость разрушения J_{1c} характеризует сопротивление материала началу распространения трещины. Условие начала развития трещины может быть сформулировано в виде

$$J = J_c. \qquad (6.1.20)$$

Значения интеграла J_{1c}, определенные на малых образцах, где имела место значительная пластическая деформация, хорошо предсказывают величины K_{1c} для достаточно больших образцов, в которых размер пластической зоны в момент разрушения образца был мал по сравнению с длиной трещины.

6.1.1.2. КЛАССИФИКАЦИЯ МЕТОДОВ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ

Методы определения трещиностойкости при статическом нагружении можно разделить на две основные группы.

Первую группу составляют прямые экспериментальные методы. Характеристики трещиностойкости ($K_{1c}(T)$, $K_{Jc}(T)$, δ_c и др.) получают по результатам испытаний (как правило, представленных диаграммами "нагрузка–смещение") образцов с трещиной определенных размеров (так называемые полномасштабные образцы, для которых выполняются условия корректности с использованием аппарата механики разрушения. Экспериментальные методы дают единичные значения (при выбранной температуре испытаний) характеристик трещиностойкости, и для построения температурных зависимостей характеристик трещиностойкости в области температур хрупкого разрушения необходимо провести достаточно большое число испытаний в широком диапазоне температур. На основании статистической обработки экспериментальных данных получают температурные кривые трещиностойкости.

Прямые экспериментальные методы имеют наиболее широкий спектр применения. Они могут использоваться практически для любого материала и для любого его состояния: как исходного, так и охрупченного. Однако в некоторых случаях не представляется возможным использовать эти методы, поскольку они требуют достаточного количества полномасштабных образцов.

Достоверность результатов, получаемых экспериментальными методами (при соблюдении определенных методических требований к проведению испытаний и обработке результатов), наиболее высокая по сравнению с другими методами, так как не используются никакие дополнительные предположения и допущения.

Ко *второй группе* следует отнести расчетно-экспериментальные методы прогнозирования трещиностойкости: метод прогнозирования трещиностойкости на основе сдвига критической температуры хрупкости; метод "Мастер-кривой", метод "Базовой кривой", а также методы прогнозирования на основе локальных критериев разрушения. Основная задача, которую решают расчетно-экспериментальные методы, это построение температурных зависимостей характеристик трещиностойкости по результатам ограниченного числа экспериментов, проводимых, как правило, на маломасштабных образцах. Температурная кривая трещиностойкости строится на основе той или иной теоретической модели, а экспериментальные данные используются для калибровки параметров этой модели. Например, согласно методу "Мастер-кривой" кривая $K_{1c}(T)$ при хрупком разрушении в достаточно широком диапазоне температур может быть получена по результатам испытаний на трещиностойкость при одной температуре шести образцов толщиной 25 мм.

Преимущество методов этой группы заключается прежде всего в использовании малоразмерных образцов, что является наиболее актуальным для случаев, когда не представляется возможным испытать полномасштабные

образцы (например, для облученных материалов в корпусе реактора). Наиболее простым для применения и исторически первым является метод прогнозирования трещиностоикости на основе сдвига критической температуры хрупкости. Метод "Мастер-кривой" и метод "Базовой кривой" были разработаны для корпусных реакторных материалов, однако общие положения, на которых строятся эти методы, являются правомерными и для других поликристаллических металлических материалов, для которых характерно хрупкое разрушение. Локальные подходы являются наиболее сложными для использования, однако в ряде случаев позволяющими получать единственно достоверные результаты.

Из методов второй группы локальные методы имеют наиболее широкий диапазон применения и могут использоваться как для исходного, так и для охрупченного состояния материала при любой степени охрупчивания. Методы прогнозирования трещиностойкости на основе сдвига критической температуры хрупкости, "Мастер-кривой" и "Базовой кривой" могут использоваться для материалов в исходном состоянии и для материалов с небольшим и средним уровнями охрупчивания, что связано с использованием в этих методах предположения о горизонтальном сдвиге в область повышенных температур кривых трещиностойкости в результате охрупчивания.

Использование этих методов для сильно охрупченных сталей даст неконсервативные оценки трещиностойкости в силу того, что для них не выполняется условие горизонтального сдвига температурных кривых трещиностойкости.

Различные корреляционные методы основаны на корреляционных зависимостях между трещиностойкостью и другими механическими свойствами, определяемыми при более простых испытаниях.

Корреляционная зависимость между K_{Ic} и пределом текучести $\sigma_{0,2}$ может быть выражена степенным соотношением вида $K_{Ic} \sim \sigma_{0,2}^{-n}$, где константа n принимает значение от 1,5 до 7. В качестве корреляционной зависимости между K_{Ic} и ударной вязкостью KCV предложен ряд уравнений, среди которых наибольшее распространение получило соотношение

$$(K_{Ic}/\sigma_{0,2})^2 \approx KCV/\sigma_{0,2}.$$

Более точный результат аппроксимации экспериментальных данных тем или иным корреляционным уравнением будет получен, если такая корреляция ищется в температурном диапазоне, где микромеханизм разрушения не меняется.

Применимость и достоверность корреляционных методов ограничена условиями, при которых выбранные корреляционные зависимости установлены, что сужает диапазон их использования до этих условий.

Выбор того или иного метода определения трещиностойкости диктуется рядом обстоятельств и прежде всего степенью ответственности конструкции, для которой предназначается исследуемый материал и состоянием (исходное или охрупченное в процессе эксплуатации) этого материала.

Для оценки уровня трещиностойкости материалов, используемых в высоконагруженных ответственных конструкциях, следует использовать либо прямые экспериментальные методы, либо экспериментально-расчетные методы.

Для материалов в исходном состоянии трещиностойкость при хрупком и вязком разрушении может быть определена экспериментально в широком диапазоне температур при испытании полномасштабных образцов. Кроме того, зависимость $K_{Ic}(T)$ при хрупком разрушении может прогнозироваться с помощью экспериментально-расчетных методов: на основе концепции "Мастер-кривой" (или "Базовой кривой") и с помощью моделей, основанных на локальных критериях хрупкого разрушения; J_R-кривая при вязком разрушении – на основании локального подхода.

Для материалов, охрупченных в процессе эксплуатации, могут возникнуть трудности с использованием прямых экспериментальных методов, связанные с тем, что для таких материалов могут быть испытаны только малоразмерные образцы, причем испытания на трещиностойкость возможны в ограниченном диапазоне температур, при которых уровень трещиностойкости невелик. Наиболее остро эта проблема возникает для облученных материалов, в частности, для облученных корпусных реакторных сталей. Программы образцов-свидетелей для этих сталей включают облучение и испытания маломасштабных образцов трех типов: цилиндрических гладких образцов,

стандартных образцов Шарпи и образцов Шарпи с трещиной.

В этом случае можно рекомендовать несколько способов, выбор которых определяется степенью охрупчивания материала. Для материалов с незначительной и средней степенью охрупчивания кривая $K_{Ic}(T)$, во-первых, может быть получена методом прогнозирования на основе сдвига критической температуры хрупкости, который определяют по результатам испытаний образцов на ударный изгиб, так называемых образцов Шарпи. Во-вторых, эта кривая может быть определена с использованием методов "Мастер-кривой" или "Базовой кривой". Использование всех этих методов связано с применимостью концепции горизонтального сдвига температурных кривых трещиностойкости в результате охрупчивания в область более высоких температур. Применимость концепции горизонтального сдвига, как правило, ограничена малыми и средними степенями охрупчивания материала. Это обусловлено тем, что при увеличении степени охрупчивания может изменяться форма кривых $K_{Ic}(T)$. Метод прогнозирования на основе сдвига критической температуры хрупкости, являясь наиболее доступным, может давать в ряде случаев слишком консервативные оценки для сталей с низкой и средней степенью охрупчивания.

Определение температурных зависимостей трещиностойкости $K_{Ic}(T)$ для сильно охрупченных материалов по результатам испытаний маломасштабных образцов может быть надежно выполнено с использованием подходов, основанных на локальных критериях разрушения, которые, несмотря на свою сложность, в ряде случаев позволяют получать единственно достоверные результаты. Для материалов со средней степенью охрупчивания в случаях, когда степень охрупчивания материала точно неизвестна или требуется высокая надежность результатов прогнозирования, можно рекомендовать наряду с "Мастер-кривой" и "Базовой кривой" использование локального подхода.

Корреляционные методы могут использоваться для оценки уровня трещиностойкости материалов, используемых в малонагруженных неответственных конструкциях, для которых прямая оценка трещиностойкости по тем или иным причинам является затруднительной, или же для предварительной оценки трещиностойкости при изменениях состава и термической обработки материала.

Историческое развитие методов определения трещиностойкости при хрупком разрушении, как экспериментальных, так и расчетно-экспериментальных, происходило от детерминистических подходов к статистическим. В этом нашла отражение стохастическая природа хрупкого разрушения поликристаллических материалов. Ранее общепринятым был детерминистический подход – принималось, что трещиностойкость материала не зависит от размеров образцов, и кривая $K_{Ic}(T)$ рассматривалась как характеристика материала, в настоящее время общепринятым является статистический подход.

Современные методы определяют трещиностойкость материала при хрупком разрушении как характеристику, зависящую от размеров испытываемых образцов, и рассматривают кривую $K_{Ic}(T)$ при некоторой задаваемой вероятности хрупкого разрушения.

6.1.2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ИСПЫТАНИЙ

6.1.2.1. ПОДГОТОВКА И ПРОВЕДЕНИЕ ИСПЫТАНИЙ

Образцы. Для определения характеристик трещиностойкости при статическом нагружении применяется несколько типов образцов: плоский прямоугольный с центральной трещиной для испытаний на осевое растяжение (рис. 6.1.4), прямоугольный компактный образец с краевой трещиной для испытаний на внецентренное растяжение (рис. 6.1.5) и плоский прямоугольный образец с краевой трещиной для испытаний на трехточечный изгиб (рис. 6.1.6).

Указанные образцы с практической точки зрения наиболее выгодны, так как требуют испытательных машин относительно малой мощности, малого расхода материала и просты в изготовлении.

В виде исключения, кроме стандартных образцов (рис. 6.1.4 – 6.1.6), допускается использовать нестандартные образцы последних двух типов с отношением $l\,(l_0)/b$ от 0,25 до 0,5, а также другие типы образцов (цилиндрические, дисковые сегментные), которые целесообразно выбирать, используя форму полуфабрикатов.

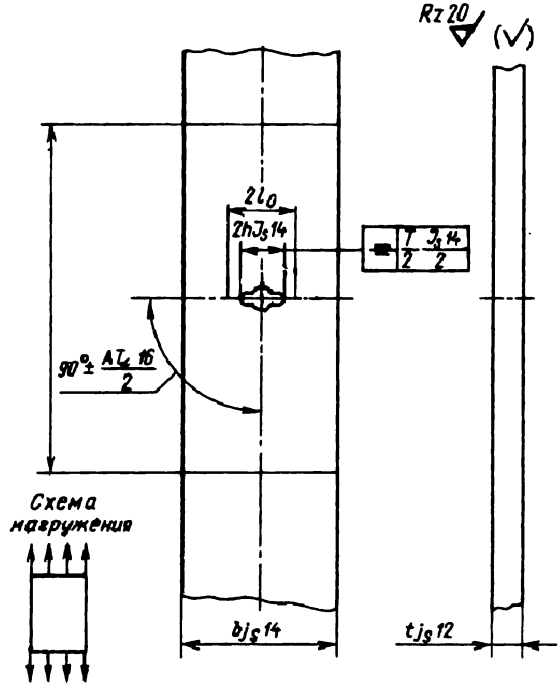


Рис. 6.1.4. Плоский прямоугольный образец с центральной трещиной для испытания на осевое растяжение:
L – расстояние между частями образца, служащими для крепления в захватах;
$b \geq 8t$; $2h \approx (0{,}25\ldots0{,}35)\,b$; $L \geq 2b$; $2l \approx (0{,}3\ldots0{,}5)\,b$

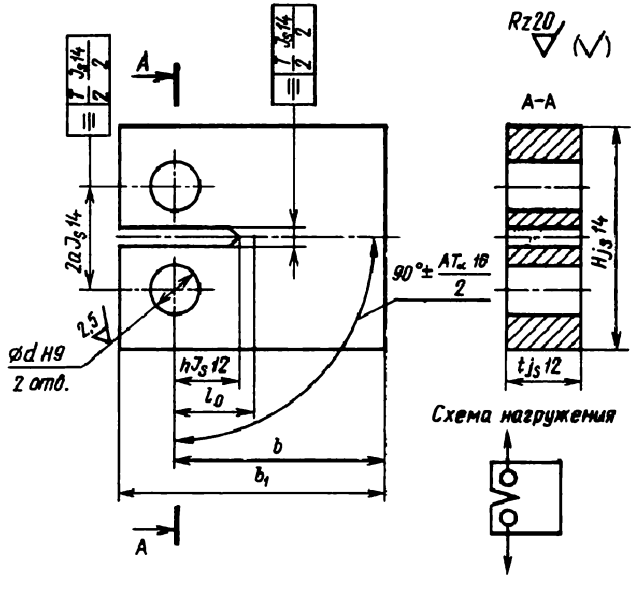


Рис. 6.1.5. Компактный образец для испытания на внецентренное растяжение:
$b = 2t$; $b_1 = 1{,}25b$; $H = 1{,}2b$; $2a = 0{,}55b$; $d = 0{,}25b$; $l_0 = (0{,}45\ldots0{,}55)b$; $e \leq 0{,}06b$; $h \approx (0{,}35\ldots0{,}50)b$

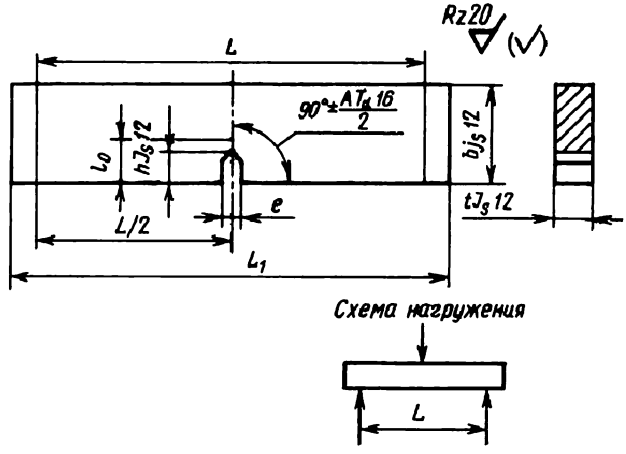


Рис. 6.1.6. Призматический образец для испытаний на трехточечный изгиб:
L – расстояние между опорами; $b = 2t$; $l_0 = (0{,}45\ldots0{,}55)b$; $e \le 0{,}06b$; $L = 4b$; $L_1 = 4b + 0{,}5b$; $h \approx (0{,}35\ldots0{,}50)b$

Образцы должны быть маркированы таким образом, чтобы после проведения испытаний можно было определить, из какого места и в каком направлении был вырезан образец (ГОСТ 25.506).

Образцы изготавливают с применением механической обработки либо другим способом при условии их минимального влияния на свойства материала у поверхности образца. Образцы из трудно обрабатываемых материалов изготавливают до окончательной термообработки с малым припуском порядка 0,3…0,5 мм.

Окончательную механическую обработку проводят после необходимой термообработки. На готовом образце предусматривают возможность крепления датчика раскрытия трещины.

Усталостную трещину создают от исходного надреза. Основным типом является надрез шевронной формы (рис. 6.1.7, вар. 1). Для толщины образца менее 25,0 мм допускается применять прямую форму надреза (рис. 6.1.7, вар. 2, 3).

Для образцов на рис. 6.1.5 и 6.1.6, применяемых для определения δ_c и J_c методом построения R-кривой, рекомендуется наносить на боковых плоскостях канавки (рис. 6.1.8) после наведения усталостной трещины таким образом, чтобы вершины трещины совпадала с серединой канавки.

Глубина боковых канавок g = (0,08… 0,12) $t \le 10$ мм (занимает примерно 20 % толщины образца). Радиус кривизны вершины канавки R = 0,2…0,4 мм. Угол, составляемый боковыми стенками канавки, α = 45…90°.

Характеристики хрупкого разрушения, определенные на образцах с боковыми канавками, кроме величин δ_{1c} и J_{1c}, являются условными. При испытании облученного материала боковые канавки изготавливают до облучения образца.

Усталостные трещины в образцах на рис. 6.1.4 – 6.1.6 в условиях циклического нагружения наносят при растяжении с коэффициентом асимметрии R = 0,1…0,2. Номинальные напряжения σ_0 при максимальном усилии цикла должны быть не больше $0{,}5\sigma_{0,2}$ ($\sigma_{0,2}$ определяют при температуре, при которой наносят усталостные трещины), а рекомендуемое число циклов нагружения при нанесении усталостной трещины – не менее $5 \cdot 10^4$.

При выращивании усталостной трещины на образцах, предназначенных для испытаний, с целью определения K_{1c} и K_c, максимальный коэффициент интенсивности напряжений цикла K_{max}, рассчитанный для надреза, как для трещины длиной h, не должен превышать $0{,}75K_{1c}$, где K_{1c} – предполагаемое значение вязкости разрушения, а на конечном участке трещины длиной не менее 1,5 мм – не превосходить $0{,}6K_{1c}$.

Если трещину наносят при температуре $T^{(1)}$, а испытывают образец при температуре $T^{(2)}$, то значение K_{max} не должно превышать $0{,}6K_{1c}\,(\sigma^{(1)}_{0,2}/\sigma^{(2)}_{0,2})$.

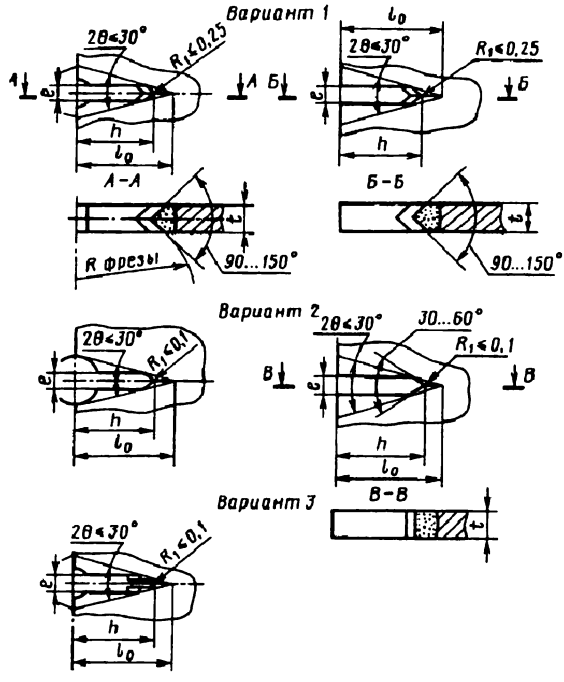


Рис. 6.1.7. Применяемые варианты надрезов:
$e \le 0{,}06b$; $l_0 - h \ge 1{,}5$ мм

Испытательное оборудование. При статических испытаниях для определения K_{1c} δ_{1c} и J_{1c} рекомендуется применять испытательное оборудование большой жесткости с постоянной скоростью перемещения захватов. При испытании пластично деформируемых материалов допускается также применение испытательных машин с постоянной скоростью перемещения подвижного захвата для избежания неконтролируемой деформации образца при пластическом поведении материала.

Необходимое максимальное усилие испытательной машины рассчитывается по формулам:

для образцов по рис. 6.1.4

$$P_{\max} \ge 0{,}5(b-2l)t(\sigma_{0,2}+\sigma_{в}); \quad (6.1.21)$$

для образцов по рис. 6.1.5

$$P_{\max} \ge 0{,}2(b-l)t(\sigma_{0,2}+\sigma_{в}); \quad (6.1.22)$$

для образцов по рис. 6.1.6

$$P_{\max} \ge 0{,}1\frac{(b-l)^2}{b}t(\sigma_{0,2}+\sigma_{в}). \quad (6.1.23)$$

Сигнал нагрузки получают от измерительного элемента испытательного оборудования

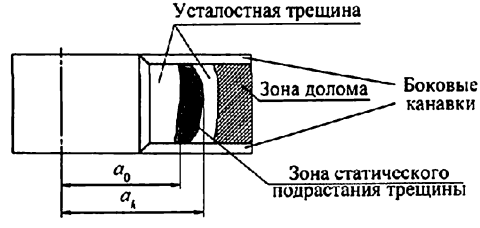


Рис. 6.1.8. Компактный образец с боковыми канавками:
$W = 2b$; $H = 1{,}2b$; $d_0 = 0{,}25b$; $l_0 = (0{,}45\ldots0{,}55)b$; $e = 0{,}25w$; $h = 0{,}15b$; $d = 0{,}05b$

или от тензометрических датчиков, расположенных на нагружающем приспособлении. Нагрузка измеряется с точностью до 1 %.

Датчик перемещения точки приложения нагрузки применяется при испытании на трехточечный изгиб. Он должен быть установлен так, чтобы в его показания не входила упругая деформация испытательного оборудования и приспособлений.

Рабочий диапазон датчика перемещения составляет $0{,}10l$, но не менее 5 мм, а минимальный рабочий ход на участке – не менее 4 мм.

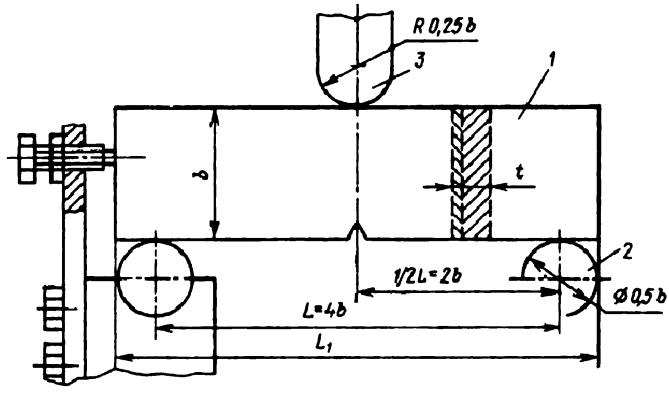


Рис. 6.1.9. Приспособление для испытания на трехточечный изгиб:
1 – образец; *2* – опора; *3* – силонагружающий нож

В датчике раскрытия надреза "V" используют индукционный, емкостный или тензометрический принцип.

Датчик раскрытия надреза тензорезисторного типа должен удовлетворять следующим требованиям: разность показаний прямого и обратного хода, нелинейность в диапазоне рабочего хода датчика и погрешность измерения датчика не должны превышать 2 % от рабочего диапазона датчика. Тарировку датчика проводят с погрешностью не более + 0,01 мм.

Датчики измерения нагрузки, раскрытия трещины, прогиба, а также самописцы обеспечивают запись диаграмм P-v и P-f со следующими параметрами:

а) тангенс угла наклона линейного P-v к оси v участка диаграммы P-v оси v в пределах 1-2;

б) тангенс угла наклона линейного участка диаграммы P-f к оси f в пределах 2-3;

в) масштаб диаграммы по оси v не менее 50 : 1;

г) масштаб диаграммы по оси f не менее 25 : 1.

Приспособление для испытания на трехточечный статический изгиб (рис. 6.1.9) обеспечивает возможность вращательного движения между образцом и опорными валиками. Средний нагружающий ролик с радиусом закругления в диапазоне $(1/6...1/2)b$ при испытании располагается с противоположной надрезу стороны против надреза с точностью $0{,}01L$.

Подготовка и проведение испытаний образцов проводится в соответствии с ГОСТ 25.506. Испытательные машины должны быть аттестованы.

Размеры образцов, а также толщины накладных опорных призм перед испытаниями измеряют с погрешностью не более 0,1 мм.

Скорость перемещения подвижного захвата машины при испытаниях соответствует скорости роста коэффициента интенсивности напряжений в пределах (0,5...2,5) МПа · м$^{1/2}$ / с$^{-1}$ на линейном участке диаграмм "P-v" или "P-f".

При определении характеристик K_{1c}, K_c испытания образцов проводят до разрушения с регистрацией диаграмм "P-v".

6.1.2.2. ОБРАБОТКА РЕЗУЛЬТАТОВ ИСПЫТАНИЙ. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ

Характерные типы диаграмм разрушения "P-v" приведены на рис. 6.1.10. На них же показан способ определения нагрузок P_Q и P_C или перемещений v_c и v_{cp} (или прогиба f).

Диаграмма 1-го типа (рис. 6.1.10, *а*) характеризуется расположением точки C левее прямой $0B$, наклоненной к оси v (или f) под углом α_5, тангенс которого на 5 % меньше тангенса угла α наклона касательной $0A$ к начальному линейному участку диаграммы. Разрушение образца происходит в точке C диаграммы.

Диаграмма II-го типа (рис. 6.1.10, *б*) характеризуется наличием локального максимума нагрузки (точка D), находящегося левее прямой $0B$. Разрушение образца происходит в точке C диаграммы, расположенной левее прямой $0G$,

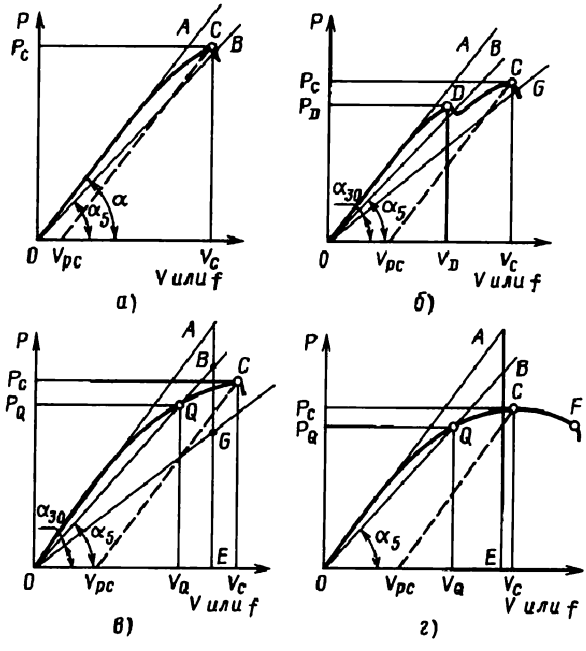


Рис. 6.1.10. Характерные типы диаграмм разрушения

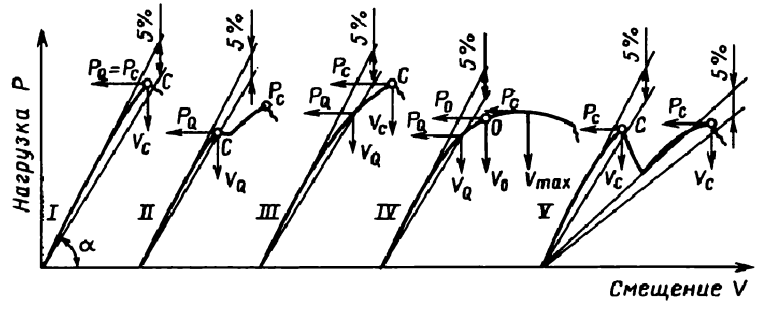


Рис. 6.1.11. Оценка скачка развития трещины

наклоненной к оси v (или *f*) под углом α_{30}, тангенс которого на 30 % меньше, чем тангенс угла наклона касательной $0A$ (угла α).

Диаграмма III-го типа (рис. 6.1.10, *в*) характеризуется наличием максимума нагрузки (точка *C*), соотвстствующей разрушению образца, лежащей левее прямой $0G$.

Диаграмма IV-го типа (рис. 6.1.10, *г*) представляет собой кривую с максимальной нагрузкой в точке *C*. Разрушение образца происходит в точке *F* диаграммы, расположенной правее точки *C*. При испытании материалов трещины могут развиваться скачкообразно. Поскольку малые скачки не приводят к хрупкому разрушению конструкции, они не учитываются. Большие скачки следует считать критической точкой. Оценку того, является скачок критической точкой или нет, можно получить из диаграммы "*P*-v" (рис. 6.1.11).

После разрушения образца измеряют общую длину трещины по излому образца. Длину вычисляют как среднее арифметическое не менее трех измерений по толщине образца, исключая боковые поверхности. Погрешность измерений не должна превышать 0,1 мм. Измерения не должны отличаться друг от друга более чем на 10 %.

При определении характеристик δ_c и J_c методом построения R-кривой длину подроста трещины Δl следует измерять в девяти местах по толщине образца с точностью 0,05 мм:

$$\Delta l = \frac{1}{8}\left[\frac{\Delta l_1 + \Delta l_9}{2} + \sum_{i=2}^{8} \Delta l_i\right]. \quad (6.1.24)$$

Вычисление вязкости разрушения при плоской деформации K_{Ic}.

При испытании записывается диаграмма "P-v", по которой определяются значения P_Q и P_C. Для всех типов диаграмм сила P_Q определяется по диаграмме P-v как точка пересечения диаграммы с секущей, тангенс угла наклона которой на 5 % меньше, чем у касательной к линейному участку (см. рис. 6.1.10). Нагрузка P_C представляет собой максимальную силу, действующую на образец.

Для диаграммы типа I принимают $P_Q = P_C$ и $K_Q = K_{Ic}$.

Значение K_Q вычисляют по формулам:

для образцов на растяжение по рис. 6.1.4

$$K_Q = \frac{P_Q}{t\sqrt{b}} Y_1, \quad (6.1.25)$$

где

$$Y_1 = 0{,}380[1 + 2{,}308(2l/b) + 2{,}439(2l/b)^2]$$

при $0{,}3b \le 2l \le 0{,}5b$; (6.1.26)

для образцов по рис. 6.1.5

$$K_Q = \frac{P_Q}{t\sqrt{b}} Y_2, \quad (6.1.27)$$

где

$$Y_2 = 13{,}74[1 - 3{,}380(l/b) + 5{,}572(l/b)^2]$$

при $0{,}45b \le l \le 0{,}55b$; (6.1.28)

для образцов по рис. 6.1.6

$$K_Q = \frac{P_Q L}{t\sqrt{b^3}} Y_3, \quad (6.1.29)$$

где

$$Y_3 = 3{,}494[1 - 3{,}396(l/b) + 5{,}839(l/b)^2]$$

при $0{,}45b \le l \le 0{,}55b$; (6.1.30)

Расчетные размеры сечений для образцов по рис. 6.1.4, 6.1.5, 6.1.6 определяют по формуле

$$t_{pk} = \beta_k \left(\frac{K_Q}{\sigma_{0,2}}\right)^2, \quad (6.1.31)$$

где безразмерный коэффициент β_k принимают равным 2,5 для алюминиевых, титановых, магниевых сплавов и сталей; 0,6 – для чугунов. Величину K_Q принимают равной K_{Ic}, если для диаграмм типов III и IV $P_C \le 1{,}1P_Q$ и если выполняются неравенства одной из двух групп:

1) $t_{pk}/t \le 1$ и $\varphi_c = \dfrac{t - t_c}{t}\,100\,\% \le 1{,}5\,\%$;

2) $v_c \le 1{,}2v_Q$ для диаграмм III и IV типов. (6.1.32)

Если приведенные неравенства не выполняются, то рекомендуется:

а) для определения значения K_{Ic} провести испытание аналогичного образца при более низкой температуре, или при данной температуре испытать образец больших размеров;

б) провести оценку испытания по подходам δ_{Ic} и J_{Ic};

в) вычислить условный критический коэффициент интенсивности напряжений для образца данной толщины K_c^*. Условный критический коэффициент K_c^* вычисляется по тем же формулам (6.1.25 – 6.1.30) с заменой нагрузки P_Q на P_C.

Вычисление критического раскрытия трещины δ_c.

В соответствии с ГОСТ 25.506 величину δ_c вычисляют для точек C диаграмм "P-v" I – IV типов по формулам:

для образцов по рис. 6.1.4

$$\delta_c = \frac{K_c^{*2}(1-\mu^2)}{2\sigma_{0,2}E} + v_{pc}; \quad (6.1.33)$$

для образцов по рис. 6.1.5

$$\delta_c = \frac{K_c^{*2}(1-\mu^2)}{2\sigma_{0,2}E} + \frac{(b-l)}{3z + 1{,}75b + 2l} v_{pc}; \quad (6.1.34)$$

для образцов по рис. 6.1.6

$$\delta_c = \frac{K_c^{*}(1-\mu^2)}{2\sigma_{0,2}E} + \frac{0{,}4(b-l)}{0{,}4b + 0{,}6l + z} v_{pc}. \quad (6.1.35)$$

По формулам (6.1.25) – (6.1.30) вычисляют K_c^* для соответствующих типов образцов с заменой нагрузки P_Q на P_C, а v_{pc} находят графически из диаграмм "P-v", полученных при испытании образцов в соответствии с рис. 6.1.10.

Вычисление критических значений $J_c(J_{1c})$. При испытаниях определяется площадь под диаграммой "P-v". Величина $J_c(J_{1c})$ пропорциональна площади A под диаграммой "P-v" до точки начала статического подроста трещины C (см. 6.1.10). Если при испытании произошел статический подрост трещины, то на диаграмме "P-v" следует определить точку начала статического подрастания трещины C. (момент страгивания трещины).

Начало статического подрастания трещины при постоянной температуре определяют по испытанию одного или нескольких одинаковых образцов.

При испытании одного образца используют потенциометрический метод с применением постоянного или переменного тока или метод акустической эмиссии. Указанные методы перед применением в лаборатории следует проверить экспериментально. Испытание нескольких образцов используют для построения J_R-кривой, и на ней определяют момент страгивания трещины. J_R-кривую можно также построить, используя только один образец, применяя метод повторной разгрузки образца для определения изменения податливости под влиянием роста трещины.

При испытании могут произойти два характерных случая разрушения образца:

– хрупкое разрушение без подрастания трещины, характеризуемое диаграммой типа 1 по рис. 6.1.10, *а*. Тогда величина J_c пропорциональна площади под кривой "P-v" до точки C;

– разрушение образца произошло после статического подроста трещины Δa (диаграммы типа III и IV на рис. 6.1.10, *в* и 6.1.10, *г*), что можно оценить по виду поверхности разрушения (рис. 6.1.12). Величина J_c при этом пропорциональна площади под кривой "P-v" до точки C, с которой началось статическое подрастание трещины.

Если разрушенный образец показал диаграмму I-го типа, то величина J_c вычисляется по формуле

$$J_c = \frac{(1-\mu^2)K_c^{*2}}{E} + \frac{A_{pc}}{(b-l)t}\frac{\chi}{k}, \quad (6.1.36)$$

где K_c^* вычисляется по формулам (6.1.25) – (6.1.30), а l – значение исходной длины трещины, определяется по излому образца после его разрушения.

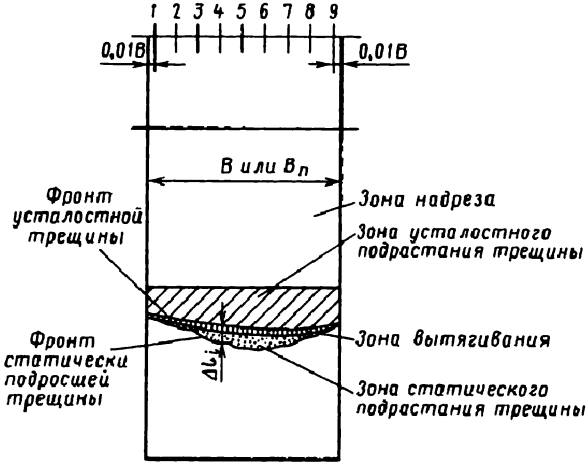


Рис. 6.1.12. Схема излома со статически подросшей трещиной:
B – толщина образца без боковых канавок; B_n – толщина образца с боковыми канавками;

$$\Delta l = \frac{1}{8}\left[\frac{\Delta l_1 + \Delta l_9}{2} + \sum_{i=2}^{8}\Delta l_i\right]$$

Значение χ и k для образцов по рис. 6.1.5:

$$\chi = 2 + 0{,}522\frac{b-l}{b},\quad k = 1 + \frac{r_V}{l + 0{,}1(b-l)};$$

$$r_V = 0{,}25b + z;$$

по рис. 6.1.6:

$$\chi = 2,\ k = 1.$$

Если при испытании образца была записана диаграмма II, III или IV типа и на ней методом электрического потенциала или акустической эмиссии была определена точка C – момент страгивания трещины при ее статическом подрастании, то критическое значение интеграла $J_c(J_{Ic})$ вычисляют по формуле (6.1.36) с заменой A_{pc} на A_{pi} и K_C^* на K_i^* (значение K_i^* вычисляют по формулам (6.1.25) – (6.1.30) с заменой P_Q на P_i).

Если при испытании образца была записана диаграмма II, III или IV – типа и на ней методом электрического потенциала или акустической эмиссии не удалось определить точку начала страгивания трещины при ее статическом подрастании, то критическое значение J-интеграла можно определить методом построения J_R-кривой.

6.1.2.3. ПОСТРОЕНИЕ J_R-КРИВЫХ МЕТОДОМ ИСПЫТАНИЯ СЕРИИ ОБРАЗЦОВ И МЕТОДОМ ЧАСТИЧНОЙ РАЗГРУЗКИ

Определение J-интеграла на основе построения J_R-кривой методом испытания серии одинаковых образцов. Для определения J-интеграла методом J_R-кривой требуется испытать при одной температуре серию из 4 – 6 образцов с приблизительно одинаковой длиной трещины. Каждый из образцов следует нагрузить при разной величине раскрытия трещины (рис. 6.1.13). Для образцов толщиной $t \le 30$ мм величины раскрытия трещин выбирают так, чтобы значения Δa находились в диапазоне от 0,15 до 1,5 мм. После полной разгрузки образца фиксируется подрастание трещины. Для более четкого выявления фронта подрастания трещины в образцах из углеродистых и легированных сталей целесообразно применять температурное окрашивание при температурах от 280 до 320 °С или формирование второго фронта усталостной трещины. После этого образцы разрушают при низких температурах, при которых не возникает дальнейшего подрастания трещины, и на поверхности излома измеряют длину трещины a и подрастание трещины Δa для каждого образца по формуле (6.1.24) (ГОСТ 25.506).

Величину J_i для каждого образца вычисляют по формуле (6.1.36) с использованием диаграммы "P-v" и измеренного значения подроста трещины.

Далее в координатах $J - \Delta a$ наносят вычисленные значения J-интеграла и еще несколько вспомогательных линий (рис. 6.1.14). Прежде всего строится линия $0N$ – линия затупления трещины по уравнению

$$J = (\sigma_{0,2} + \sigma_в)\Delta l. \qquad (6.1.37)$$

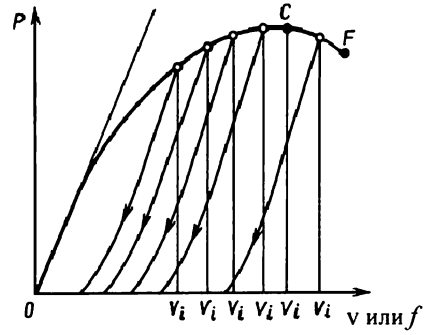


Рис. 6.1.13. Схема нагружения образца до разной величины раскрытия трещины с целью построения J_R-кривой с использованием серии образцов

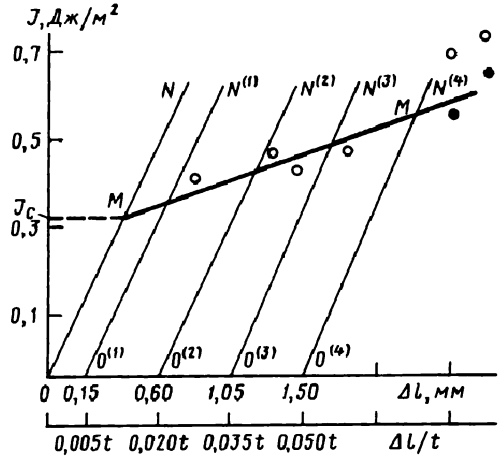


Рис. 6.1.14. Пример построения J_R-кривой: $J = (\sigma_{0,2} + \sigma_в)\Delta l$ – при $t \le 30$ мм

Параллельно линии затупления через точки 0,15; 0,60; 1,05 и 1,5 мм статического подрастания трещины, если толщина образца не более 30 мм, проводят четыре линии: 2 линии отсечки $0^{(1)}N^{(1)}$ и $0^{(4)}N^{(4)}$ и 2 разделительные линии $0^{(2)}N^{(2)}$ и $0^{(3)}N^{(3)}$, которые делят область между линиями отсечки на 3 равные интервала.

Если не менее четырех точек попало в интервал между прямыми $0^{(1)}N^{(1)}$ и $0^{(4)}N^{(4)}$ и в каждом из интервалов $0^{(1)}N^{(1)} - 0^{(2)}N^{(2)}$, $0^{(2)}N^{(2)} - 0^{(3)}N^{(3)}$ и $0^{(3)}N^{(3)} - 0^{(4)}N^{(4)}$ находятся не менее одной точки, то через эти точки методом наименьших квадратов проводят прямую линию MM'. Если эти условия не выполняются, то необходимо провести дополнительные испытания образцов. Точки, лежащие вне интервала $0^{(1)}N^{(1)} - 0^{(4)}N^{(4)}$, в расчет не принимаются.

Значение J, соответствующее точке M пересечения прямых $0N$ и MM', принимают равным J_c, т.е. критическому значению J-интеграла в момент страгивания трещины. Величины J_c, вычисленные по формуле (6.1.36) и полученные по методу J_R-кривой, принимают равными J_{Ic}, если они удовлетворяют неравенству

$$t_{pJ}/t \geq 1, \qquad (6.1.38)$$

где $t_{pJ} = \beta_J \dfrac{J_c}{\sigma_{0,2} + \sigma_в}$.

Коэффициент β_J равен 200 при $\sigma_{0,2}/\sigma_в \leq 0,6$ и $\beta_j = -375\dfrac{\sigma_{0,2}}{\sigma_в} + 425$ при значениях $\sigma_{0,2}/\sigma_в \geq 0,6$.

Если условие (6.1.38) не выполняется, то для получения величины J_{Ic} следует испытать образцы большей толщины.

На начальном участке J_R-кривой происходят процессы, приводящие к страгиванию трещины и ее росту. На кривой $J - \Delta l$ могут быть выделены следующие три участка (рис. 6.1.15):

– *фаза затупления вершины трещины*. На этом участке происходит сглаживание вершины трещины в результате пластического течения и никакого продвижения трещины не происходит. Эффект затупления может быть коррелирован с шириной зоны вытягивания в вершине трещины. На этом участке кривая $J - \Delta l$ линейна, причем градиент возрастания очень крутой (см. 6.1.14, *а*);

– *фаза страгивания трещины*. Страгивание трещины начинается на некотором локальном участке фронта трещины при достижении на этом участке критического значения J-интеграла. Возрастание нагрузки (J-интеграла) приводит к увеличению числа участков, на которых J-интеграл достигает критического значения и трещина страгивается по всему фронту. В течение фазы страгивания на разных участках фронта трещины одновременно происходит и вязкое продвижение трещины, и упругое затупление. Такое одновременное прохождение двух процессов создает интенсивное отклонение кривой $J - \Delta l$ от линейной зависимости (см. рис.6.1.14, *б*);

– *фаза вязкого продвижения*. Эта фаза характеризуется нарастающим ростом трещины по всему фронту. Форма зависимости $J - \Delta l$ только слегка искривляется по сравнению с участком страгивания (см. рис. 6.1.14, *в*).

Изложенная методика определения J_{Ic} включает в себя построение линии затупления, определение экспериментального набора точек J_i, размещенных между двумя линиями отсечки, обозначенными на рис. 6.1.14 $0^{(1)}N^{(1)}$ и $0^{(4)}N^{(4)}$, представление этого набора точек

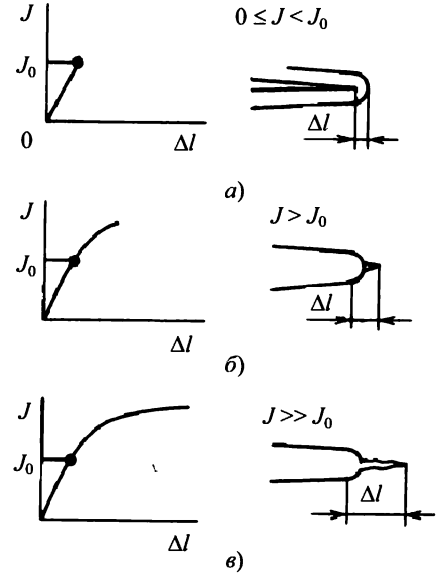


Рис. 6.1.15. Влияние затупления и подроста трещины вблизи вершины на поведение J_R-кривой

методом наименьших квадратов в линейную зависимость MM' и нахождения точки пересечения линии затупления и прямой MM' (см. рис. 6.1.14).

Такой способ построения для определения величины J_{Ic} имеет существенные недостатки :

– найденное значение величины J_{Ic} не является точкой на истинной $J-\Delta l$ кривой, поскольку эта $J-\Delta l$ зависимость проявляет значительный изгиб вблизи точки страгивания;

– J_{Ic} получается некоторой неопределенной величиной, располагающейся над истинной J_R-кривой;

– получаемая величина J_{Ic} может проявлять значительный масштабный эффект даже тогда, когда поведение реального материала остается неизменным (рис. 6.1.16). Из-за сокращения диапазона значимости получаемых данных по мере уменьшения размера испытываемых образцов и благодаря искривленной форме реальной $J-\Delta l$ кривой, аппроксимация экспериментальных данных прямой линией создает увеличенный наклон этой прямой для малых образцов и, следовательно, приводит к уменьшению значения J_{Ic} (рис. 6.1.16).

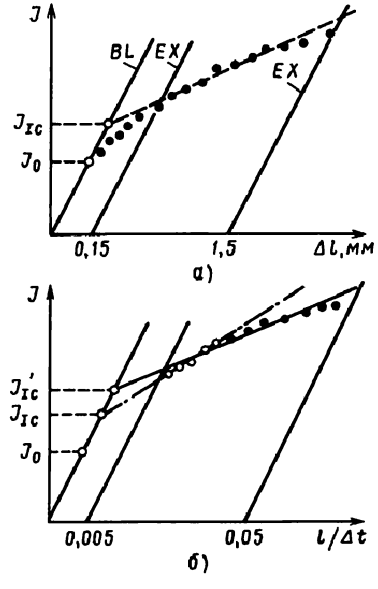


Рис. 6.1.16. Определение J_{Ic} на образцах:
а – $t \le 30$ мм; *б* – $t > 30$ мм

В результате аппроксимации экспериментальных данных прямолинейной зависимостью получается, что при вычислении величины J_{Ic} важными оказываются точки, располагающиеся уже после момента страгивания трещины, тогда как полученная величина J_{Ic} должна в действительности представлять свойства материала перед страгиванием трещины.

Оценка ширины зоны вытягивания трещины линией затупления по уравнению (6.1.37) в значительной степени завышает величину вытягивания трещины во многих материалах, особенно в малопрочных, но высоко деформационно-упрочняющихся, что приводит к некоторому увеличению J_{Ic}. Поэтому следует задать более точную линию затупления для этих материалов.

Метод определения J_{Ic} на основе построения J_R-кривой постоянно модифицируется, чтобы исключить отмеченные недостатки.

Раскрытие трещины δ в деформационно-упрочняющемся материале может быть связано с J-интегралом выражением

$$\delta = d_n \frac{J}{\sigma_0}, \qquad (6.1.39)$$

где d_n – коэффициент, зависящий от показателя деформационного упрочнения n и от деформации при некотором условном напряжении σ_0 / E.

Ширина зоны вытягивания (ШЗВ) и высота зоны вытягивания (ВЗВ) зависят линейно от величины J-интеграла (рис. 6.1.17). Обе эти величины связаны между собой выражением:

$$\frac{\text{ШЗВ}}{\text{ВЗВ}} = 0{,}4. \qquad (6.1.40)$$

Величина ВЗВ достаточно хорошо определяется с помощью выражения (6.1.39):

$$\text{ВЗВ} = \delta = d_n \frac{J}{\sigma_0}. \qquad (6.1.41)$$

Используя выражения (6.1.40) и (6.1.41), ширина зоны вытягивания может быть представлена как

$$\text{ШЗВ} = 0{,}4 d_n \frac{J}{\sigma_0}. \qquad (6.1.42)$$

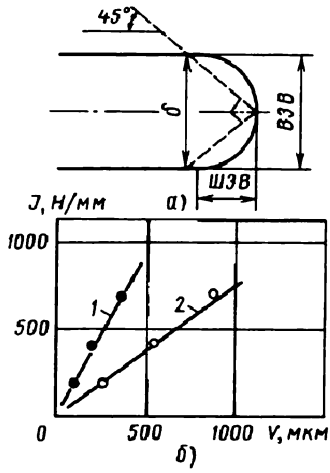


Рис. 6.1.17. Профиль деформированной вершины трещины для иллюстрации ширины (ШЗВ) и высоты зоны вытягивания (ВЗВ) (*а*) и значения ШЗВ (*1*) и ВЗВ (*2*) в зависимости от величины *J*-интеграла (*б*)

Считая, что величина ШЗВ по существу адекватна величине Δl, полученной в качестве прироста за фазу затупления, теоретическую линию затупления можно представить в виде:

$$J = \frac{\sigma_0}{0{,}4 d_n} \Delta l. \qquad (6.1.43)$$

В зависимости от деформационных свойств материала можно использовать теоретическую линию затупления по уравнению (6.1.37) или (6.1.43).

При экспериментальном методе построения линии затупления зона вытягивания не всегда ясно различима на поверхности излома, требуется сканирующий электронный микроскоп для измерения критической ширины зоны вытягивания (ШЗВ), имеет место большой разброс в результате субъективной интерпретации при измерении критической ширины зоны вытягивания. Поэтому, если зону вытягивания трудно отличить от пластического подроста трещины, целесообразно использовать аналитическую линию затупления.

Так как величина J_{Ic} характеризует начало проявления вязких свойств материала, то с фундаментальной точки зрения эта величина должна быть установлена равной *J*-интегралу в точке страгивания J_i.

При таком подходе имеется преимущество в том, что точка страгивания в значительной степени была бы независимой от геометрических параметров образца. Однако уловить момент страгивания трещины достаточно сложно. В течение фазы страгивания на разных участках фронта трещины происходит одновременно и вязкое продвижение и упругое затупление трещины. По мере увеличения числа участков, на которых *J*-интеграл достигает критического значения, трещина страгивается по всей ширине, и в течение фазы страгивания увеличивается на некоторую величину. Определить на участке страгивания $J - \Delta l$-кривой точку, которая соответствует тому моменту, когда на всех локальных участках по фронту трещины *J*-интеграл достигает критического значения и наблюдается движение трещины по всему фронту, практически невозможно.

Поэтому характеристики вязкого страгивания целесообразно определять при заданном размере вязкого прироста трещины Δl^*: $J_{Ic} = J\big|_{\Delta l^*}$, где Δl^* должно быть достаточно большим, чтобы обеспечить необходимую точность измерения с использованием прямых или косвенных методов, таких, как микроскопия в видимом диапазоне, метод падения электрического потенциала или метод частичной разгрузки.

Значение Δl^* = 0,2 мм хорошо определяется косвенными методами, располагается на реальной $J - \Delta l$-кривой и находится достаточно близко к точке истинного страгивания, так что никаких проявлений масштабных эффектов не должно наблюдаться. Хотя J_R-кривая может существенно зависеть от геометрических условий в образцах, но участок вблизи начала вязкого страгивания оказывается в значительной степени независим от размеров и геометрии образцов.

С целью определения размеров начального участка вблизи от точки вязкого страгивания, в котором масштабные эффекты не должны ожидаться, Европейская рабочая группа по испытательным стандартам механики разрушения (EGF) вместо прямых "отсечки" на графике J_R-кривой предлагает использовать "пределы достоверности", которые выражаются в терминах сопротивления росту трещины J_{max} и δ_{max} и откладываются на оси ординат. По оси абсцисс откладывают максимальный пластический рост трещины Δl_{max}. Совместно J_{max}, δ_{max} и Δl_{max} образуют "прямоугольник достоверности" (рис. 6.1.18). Считается, что

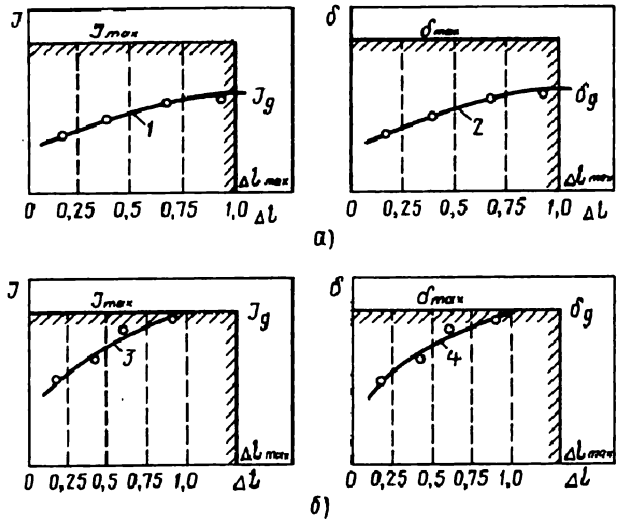


Рис. 6.1.18. "Прямоугольник достоверности" для J_R-кривой и δ_R-кривой при пересечении J_R и δ_R кривыми значений:
а – a_{max}; б – J_{max}; 1, 3 – $J = A(\Delta a + C)^D$; 2, 4 – $\delta = F(\Delta a + G)^H$

экспериментальные данные внутри "прямоугольника достоверности" J_{max}, δ_{max} – Δl_{max} характеризуют поведение материала с точки зрения сопротивления росту трещины независимо от размера образца.

Достоверная максимальная величина J_{max} получается из меньшего значения, вычисляемого по формулам:

$$J_{max} = (w - l_0)(\sigma_{0,2} + \sigma_в)/25; \quad (6.1.44)$$

$$J_{max} = t(\sigma_{0,2} + \sigma_в)/25. \quad (6.1.45)$$

Аналогично верхний предел для δ_{max} дается меньшей величиной из выражений

$$\delta_{max} = (b - l_0)/50; \quad (6.1.46)$$

$$\delta_{max} = t/50. \quad (6.1.47)$$

Для J – контролируемого роста трещины Δl_{max} ограничивается в соответствии с выражением

$$\Delta l_{max} = 0{,}06(b - l_0). \quad (6.1.48)$$

Для δ – контролируемого роста трещины Δl_{max} ограничивается формулой

$$\Delta l_{max} = 0{,}1(b - l_0). \quad (6.1.49)$$

Для построения достоверной кривой сопротивления росту трещины используется 4 – 6 точек, расположенных достаточно равномерно внутри "прямоугольника доверенности".

В соответствии с типом образцов J и δ подсчитывают по формулам (6.1.36) или (6.1.34) – (6.1.45).

Экспериментальные точки в пределах "прямоугольника достоверности" аппроксимируют степенными кривыми

$$J = A(\Delta l + C)^D; \quad (6.1.50)$$

$$\delta = F(\Delta l + G)^H. \quad (6.1.51)$$

Пересечение полученной кривой с J_{max} или δ_{max} определяет J_q и δ_q которые являются верхними пределами J и δ контролируемого роста трещины соответственно.

Для кривой $J - \Delta l$ дополнительно должно быть проверено условие, связанное с наклоном кривой. Для проверки этого условия вводится параметр

$$\omega = \frac{b - l}{J} \frac{dJ}{d(\Delta l) J_q}, \quad (6.1.52)$$

где $(b - l)$ – минимальная величина, измеренная на нескольких образцах. Если $\omega \geq 10$, тогда

кривая $J - \Delta l$, ограниченная линиями J_{max} и Δl_{max}, может считаться свойством материала независимо от размера образца.

Если $\omega \le 10$, уменьшенный предел подрастания трещины Δa_1 рассчитывают при $\omega = 10$:

$$\Delta l_1 = \frac{D(b - l_0)}{10} - C, \qquad (6.1.53)$$

который удовлетворяет требованию использования величин C и D, полученным из уравнения (6.1.50). Рассчитывают J_q, используя Δl_1. В этом случае J_q и Δl_1 определяют "пределы достоверности" экспериментальных данных.

Для подхода критического раскрытия трещины, ограничивающие критерии, не установлены.

Параметры J_i и δ_i, соответствующие сопротивлению разрушения в начальной точке пластического подрастания трещины, определяют путем использования аналитической линии затупления или методом измерения ширины критической зоны вытягивания.

Построение J_R-кривой методом частичной разгрузки на основании испытания одного образца. Суть метода заключается в том, что нагруженный определенной силой в пластической области образец подвергается частичной разгрузке (не более 1/4 общей силы), затем нагружается снова и, по получении некоторого дополнительного пластического перемещения, регистрируемого датчиком раскрытия, частично разгружается вновь. Так повторяется 20 – 30 раз.

Упругая разгрузка образца необходима для определения его податливости в данный момент, что в дальнейшем используется для вычисления текущей длины трещины.

Исходными данными для построения J_R-кривой служат константы упругости материала – модуль нормальной упругости E и коэффициент Пуассона μ, а также геометрические характеристики образца, приведенные на рис. 6.1.8. В данном случае использовался образец тип 3 (25/50) (L – C) с боковыми канавками глубиной 2,5 мм для увеличения стесненности пластической деформации вблизи боковых поверхностей и диаграмма нагружения образца с промежуточными частичными разгрузками (рис. 6.1.19).

Горизонтальная координата на диаграмме рис. 6.1.19 соответствует перемещению кончиков ножей, прикрепленных к половинкам образца, и изображенных на рис. 6.1.8, а вертикальная координата – растягивающей силе. Перед испытанием путем тарировки устанавливают масштабы диаграммы. Горизонтальный масштаб безразмерный, поскольку он представляет величину смещения ножей относительно друг друга в мм, приходящуюся на 1 мм диаграммы. Вертикальный масштаб имеет размерность Н/мм.

Для каждой разгрузки записываются координаты X и Y начала разгрузки и диаграммная величина податливости dX/dY.

В связи с тем что методика использует смещение на линии действия силы, проводят коррекцию масштаба смещений, которую можно осуществить на основе предположения, что половинки образца поворачиваются друг относительно друга, как жесткие тела с центром вращения в середине целой части рабочего сечения образца. В соответствии с этим масштаб смещения точек приложения силы определяется по формуле

$$m_x = m_{x0} \frac{(b + l_c)/2}{(b + l_c)/2 + b/4 + z}, \qquad (6.1.54)$$

где $l_c = (l_0 + l_k)/2$, остальные обозначения приняты, как на рис. 6.1.8.



Рис. 6.1.19. Диаграмма испытания образца с промежуточными разгрузками

С помощью масштабов в i-й точке диаграммы определяются усилие P_i, смещение точек приложения силы d_i и податливость c_{0i}:

$$P_i = m_y y_i; \quad (6.1.55)$$

$$d_i = m_x x_i; \quad (6.1.56)$$

$$c_{0i} = (m_x / m_y) dx / dy. \quad (6.1.57)$$

В величину податливости вносят поправку, связанную с деформацией образца, для чего подсчитывают угол поворота его половинки:

$$q = \arcsin[(d/2 + d)/\sqrt{d^2 + r^2}] - \operatorname{arctg}(d/r), \quad (6.1.58)$$

где $(b + l_c)/2$ (индексы нумерации точек диаграммы для q и d здесь для краткости опущены). С учетом этой поправки податливость

$$c_i = c_{0i}(h/r \sin q - \cos q)^{-1}(d/r \sin q - \cos q)^{-1}. \quad (6.1.59)$$

Затем определяется эффективный модуль упругости образца $E_м$, для чего используют начальный размер трещины l_0, начальную податливость c_0 и величину $B_e = B - (B - B_n)^2 / B$, а также полином пятой степени p_5 относительно величины $v = l_0/b$:

$$p_5 = 2{,}163 + 12{,}219v - 20{,}065v^2 - 0{,}9925v^3 + 20{,}609v^4 - 9{,}9314v^5; \quad (6.1.60)$$

$$E_м = p_5[(b + l_0)/(b - l_0)]^{-2}/(c_0 b_e). \quad (6.1.61)$$

Далее для каждой точки разгрузки подсчитывается величина

$$u_i = [B_e E_м c_i^2 + 1]^{-1} \quad (6.1.62)$$

и с помощью полинома определяется относительная длина трещины

$$l/b = 1{,}00196 - 4{,}06319u_i + 11{,}242u_i^2 - 106{,}043u_i^3 + 464{,}335u_i^4 - 650{,}667u_i^5. \quad (6.1.63)$$

Для подсчета J-интеграла сначала вычисляют пластическую часть работы:

$$A_{pi} = A_{pi-1} + (P_i + P_{i-1}) \times (d_i - d_{i-1} + P_{i-1}c_{i-1} - P_i c_i)/2. \quad (6.1.64)$$

В качестве A_{p0} была взята пластическая часть работы при первоначальном нагружении.

Для подсчета пластической части J-интеграла, обозначенной J_p, были введены две дополнительные величины:

$$h_i = 2 + 0{,}522(b - l_i)/b, \quad (6.1.65)$$

$$g_i = 1 + 0{,}76(b - l_i)/b. \quad (6.1.66)$$

Значение J_p в каждой точке разгрузки вычисляют по формуле:

$$J_{pi} = [J_{pi} - 1 + (h_i / B_n)(A_{pi} - A_{pi-1})/(b - l_i)] \times \times [1 - g_i(l_i - l_{i-1})/(b - l_i)]. \quad (6.1.67)$$

Упругую часть J-интеграла, обозначенную J_e, определяют через коэффициент интенсивности напряжений K:

$$J_{ei} = K_i^2(1 - \mu^2)/E, \quad (6.1.68)$$

а последний зависит от относительной длины трещины $v_i = l_i / b$:

$$K_i = P_i/(BB_n b)^{1/2} f(v_i), \quad (6.1.69)$$

где

$$f(v_i) = (2 + v_i)(0{,}886 + 4{,}634v_i - 13{,}32v_i^2 + 14{,}72v_i^3 - 5{,}6v_i^4). \quad (6.1.70)$$

Полное значение J-интеграла определяется как сумма упругой и пластической частей интеграла:

$$J = J_{ei} + J_{pi}. \quad (6.1.71)$$

Далее из выражения (6.1.63) находят длину трещины в каждой точке, подсчитывают статический подрост трещины на каждом из участков по формуле (6.1.72)

$$\Delta l_i = l_i - l_{i-1} \quad (6.1.72)$$

и определяют общий статический подрост трещины в каждой точке по формуле (6.1.73):

$$\Delta l_n = \sum_{i=1}^{n} \Delta l_i. \quad (6.1.73)$$

На основании вычисленных в каждой точке разгрузки значений J-интеграла и вязкого статического подроста трещины Δl строится зависимость $J - \Delta l$, представляющая со-

бой сопротивление материала распространению трещины. На этой кривой следует определить момент начала вязкого продвижения трещины, т.е. определить J_{Ic}.

Как и в случае с J_R-кривой, построенной по испытаниям нескольких образцов, на диаграмму следует нанести линии отсечки, которые проводятся параллельно линии затупления через точки Δl = 0,15 мм и Δl = 1,5 мм. Экспериментальные точки исключительно в пределах зоны, ограниченной линиями отсечки (0,15 ≤ Δl ≤ 1,5 мм), аппроксимируются степенной кривой (например, $J = A\Delta l^B$). Значение J_{Ic} определяется на этой кривой как точка пересечения с линией 0,2 мм пластического сдвига (линия, параллельная линии затупления, отсекающая на оси абсцисс 0,2 мм).

6.1.2.4. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРЕДЕЛА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ

Предел трещиностойкости I_c представляет собой механическую характеристику, которую можно определять как на образце, так и на элементе конструкции. В зависимости от этого предел трещиностойкости оценивает сопротивление развитию трещины материала или конструкции при статическом однократном нагружении. Его используют при разработке и выборе металлических материалов, а также для расчета несущей способности изготовленных из них конструкций.

Пределом трещиностойкости I_c называют предельный (критический) коэффициент интенсивности напряжений при данной длине трещины, определяемый экспериментально по максимальной нагрузке, выдерживаемой образцом (или элементом конструкции, если эта характеристика определяется для оценки трещиностойкости конкретной конструкции). Это определение совпадает с определением временного сопротивления $\sigma_в$, с той лишь разницей, что $\sigma_в$ определяется на гладком образце, а предел трещиностойкости на образце с трещиной. Если при таких испытаниях образцы брать с разными трещинами, то и разрушающая (максимальная) нагрузка также будет разная, а следовательно, и предельный коэффициент интенсивности напряжений (т.е. предел трещиностойкости), вычисленный по этой нагрузке, также будет разный. Предел трещиностойкости есть функция длины трещины или разрушающей нагрузки (связь разрушающей нагрузки с длиной трещины обычно отображается диаграммой остаточной прочности, иногда называемой критической диаграммой разрушения). Таким образом, пределы трещиностойкости определяют на серии однотипных образцов, но с разными длинами трещин (независимо от характера разрушения – хрупкое, квазихрупкое, вязкое).

Для длин трещин и размеров образцов, соответствующих ГОСТ 25.506 (или МР 1-95), значения I_c совпадают с условными критическими коэффициентами интенсивности напряжений K_c^*.

Диаграммой трещиностойкости называют график зависимости предела трещиностойкости I_c от длины трещины, или от разрушающего параметра нагружения (силы, давления, смещения, характерной деформации, перепада температур, номинального разрушающего напряжения σ_c и т.п.). Различные по величине разрушающие параметры нагружения получаются за счет разных длин трещин.

При использовании I_c в качестве характеристики материала необходимо указывать размеры трещин и образца (изделия), а также схему нагружения и температуру, при которой проведен эксперимент.

Сопоставление разных материалов и их состояний производят по экспериментальным данным, представленным в виде таблицы, или по диаграммам трещиностойкости.

При использовании I_c в качестве расчетной характеристики условие прочности имеет вид

$$K \le I_c, \text{ где } I_c = I_c(\sigma_c).$$

Коэффициент интенсивности напряжений $K = K(l)$ определяют любыми доступными аналитическими или численными методами или берут из справочной литературы. Для расчета возможно использование расчетно-графических методов с помощью диаграмм трещиностойкости в координатах $I_c - \sigma_c$ (или других).

Для экспериментального определения предела трещиностойкости используют три типа образцов (ГОСТ 25.506).

Образец с центральной трещиной для испытания на растяжение применяют для листовых материалов толщиной t до 5 мм при шири-

не образца b = 50...300 мм. Основные размеры образца: $L \geq 3b$, $2l = (0...0{,}6)b$ (см. рис. 6.1.4).

Образец с краевой трещиной для испытания на растяжение применяют для материалов толщиной t от 5 до 20 мм при ширине b образца 80...150 мм. Основные размеры образца: $L \geq 3b$, $l = (0...0{,}6)b$ (см. рис. 6.1.5).

Для определения предела трещиностойкости в направлении, перпендикулярном плоскости листа, возможно поверхностный надрез и усталостную трещину наносить вдоль широкой стороны образца.

Образец с краевой трещиной для испытания на трехточечный изгиб применяют для толщин t свыше 10 мм при ширине образца $b = 2t$. Основные размеры образца: $L_1 = L + 0{,}5b$; $L = 4b$; $l = (0...0{,}6)b$ (см. рис. 6.1.6).

С целью выполнения расчетов на прочность допускаются образцы другой формы. Выбор типа образцов и условия нагружения следует вести с учетом формы конструкционных элементов и их напряженного состояния.

По результатам испытания определяют максимальную (разрушающую) нагрузку P_c, выдерживаемую образцом, в том числе для образцов без трещины (при $l = 0$). Диаграммы "нагрузка–смещение" строить не требуется.

После испытаний по излому образцов определяют (с точностью до 0,1 мм) исходную длину трещины l как среднее арифметическое трех измерений до точек на фронте усталостной трещины, расположенных через равные промежутки по толщине образца.

По нагрузке P_c и длине трещины l вычисляют величину I_c по формулам:

для образца на рис. 6.1.4 ($\lambda = 2l/b$)

$$I_c = \frac{P_c\sqrt{l}}{tb} Y_1,$$

$$Y_1 = 1{,}77 + 0{,}277\lambda - 0{,}51\lambda^2 + 2{,}7\lambda^3; \quad (6.1.74)$$

для образца на рис. 6.1.5 ($\lambda = l/b$)

$$I_c = \frac{P_c\sqrt{l}}{tb} Y_5,$$

$$Y_5 = 1{,}99 - 0{,}41\lambda + 18{,}7\lambda^2 - 38{,}48\lambda^3 + 53{,}85\lambda^4; \quad (6.1.75)$$

для образца на рис. 6.1.6 ($\lambda = l/b$)

$$I_c = \frac{6P_c\sqrt{l}}{tb} Y_4,$$

$$Y_4 = 1{,}93 - 3{,}07\lambda + 14{,}53\lambda^2 - 25{,}11\lambda^3 + 25{,}8\lambda^4. \quad (6.1.76)$$

По нагрузкам P_c для образцов с различными длинами трещин (и без трещины) определяют номинальное разрушающее напряжение в неослабленном сечении σ_c (брутто-напряжение) и в ослабленном сечении σ_{c0} (нетто-напряжение) по формулам:

для образца на рис. 6.1.4

$$\sigma_c = \frac{P_c}{tb}, \quad \sigma_{c0} = \frac{P_c}{tb(1-\lambda)}; \quad (6.1.77)$$

для образца на рис. 6.1.5

$$\sigma_c = \frac{P_c}{tb}, \quad \sigma_{c0} = \frac{P_c}{tb(1-\lambda)}\left(1 + \frac{3\lambda}{1-\lambda}\right); \quad (6.1.78)$$

для образца на рис. 6.1.6

$$\sigma_c = \frac{6P_c}{tb^2}, \quad \sigma_{c0} = \frac{6P_c}{tb(1-\lambda)^2}. \quad (6.1.79)$$

Результаты эксперимента представляют в виде таблицы, включающей параметры l, σ_c, σ_{c0} и I_c для значений λ = 0; 0,1; 0,2...0,6.

Рекомендуется также представлять результаты испытаний в виде диаграмм трещиностойкости в координатах: "$I_c - l$", "$I_c - l/b$", "$I_c/I_{c\max} - l/b$" или "$I_c - \sigma_c/\sigma_c$ ($l = 0$)", "$I_c/I_{c\max} - \sigma_c/\sigma_c$ ($l = 0$)". Здесь вместо σ_c ($l = 0$) допускается использовать временное сопротивление $\sigma_в$ при растяжении или изгибе (в зависимости от вида проводимого испытания) при заданной температуре, определяемые по ГОСТ 1497 (или ГОСТ 9651, ГОСТ 11150); величина $I_{c\max}$ – наибольшее I_c среди всех в данном эксперименте.

Типичный вид диаграммы трещиностойкости, совмещенной с диаграммой остаточной прочности, показан на рис. 6.1.20. Экспериментально полученные диаграммы трещиностойкости сталей 06Г2АФ и 09Г2С в координатах $I_c - l/b$ приведены на рис. 6.1.21.

В случае использования предела трещиностойкости материала для расчетов прочности элементов конструкций (при статическом нагружении) в условиях квазихрупкого или

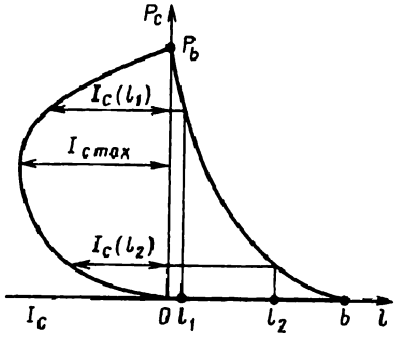


Рис. 6.1.20. Схема диаграммы остоточной прочности (справа) и трещиностойкости (слева); приложенная нагрузка отражена параметром нагрузки *P*

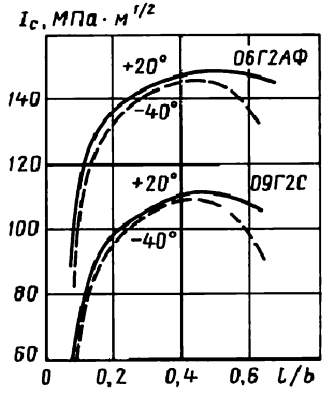


Рис. 6.1.21. Экспериментальные диаграммы трещиностойкости сталей 06Г2АФ и 09Г2С (области под кривыми отвечают допустимым состояниям)

вязкого состояния рекомендуется вводить конструкционный фактор ψ. Он введен для учета отличия реакции материала и изготовленного из него изделия на внешние воздействия, тем самым позволяя переходить от свойств материала к свойствам элемента конструкции. При этом расчетное уравнение станет

$$K \le \psi I_c.$$

Произведение в правой стороне этого неравенства можно трактовать как предел трещиностойкости элемента конструкции. Определенное экспериментальное подтверждение при растяжении и изгибе плоских образцов одинаковой толщины получила следующая зависимость для конструкционного фактора:

$$\psi = \frac{\sigma_в^{дет}}{\sigma_в^{обр}} \sqrt{\frac{b^{дет}}{b^{обр}}}, \qquad (6.1.80)$$

где $b^{обр}$, $b^{дет}$ – ширина образца и детали (вдоль линии распространения трещины); $\sigma_в^{обр}$, $\sigma_в^{дет}$ – пределы прочности образца и детали, соответственно.

Расчет по пределу трещиностойкости с использованием диаграммы трещиностойкости относится к двухпараметрическим критериям разрушения.

Возможна аппроксимация экспериментальных диаграмм разрушения формулой

$$I_c = I_{c\max}\left[1 - \left(\frac{\sigma_c}{\sigma_в}\right)^{\alpha}\right]^{1/\beta}, \qquad (6.1.81)$$

где α и β – эмпирические постоянные (обычно 2 или 4).

6.1.3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ НА СТАТИЧЕСКУЮ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ

6.1.3.1. ПОСТРОЕНИЕ РАСЧЕТНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ХАРАКТЕРИСТИК ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ

По ГОСТ 25.506 при построении температурной зависимости рекомендуется для каждой температуры испытания иметь не менее трех значений характеристик трещиностойкости (K_{Ic}, K_{QT}, K_c, K_c^*, δ_c, J_{Ic}). Температуры испытаний назначают не более чем через 20...30 °С, стараясь охватить диапазоны хрупкого, квазихрупкого и вязкого разрушений.

Построение температурных зависимостей характеристик трещиностойкости проводят, откладывая по оси абсцисс приведенную температуру $T_{пр} = T - T_к$, где T – температура испытания; $T_к$ – критическая температура хрупкости материала (ПНАЭ Г-7-002–86). Построение зависимостей характеристик трещиностойкости от приведенной температуры необходимо в тех случаях, когда испытывают образцы, изготовленные из разных плавок и имеющие различные значения $T_к$, ($T_{ко}$).

Для основного металла, металла шва и околошовной зоны температурная зависимость вязкости разрушения строится в диапазоне температур $T_{ко}$ = –100...+50 °С. В соответ-

ствии с "Правилами устройства и безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок" (ПН АЭ Г-7-008–89) для построения температурной кривой используют результаты прямого эксперимента. При температурах, превышающих $T_к$, ($T_{ко}$), допускается представление значений K_{Ic}, полученных пересчетом по критическим значениям интеграла J_{Ic}.

Допускаемые значения КИН зависят от приведенной температуры $(T - T_к)$ и расчетного случая: НУЭ – нормальные условия эксплуатации; ННУЭ – нарушения нормальных условий эксплуатации, гидравлические и пневматические испытания; АС – аварийная ситуация. Построение зависимости K_I от $(T - T_к)$ проводят, получая огибающую двух кривых, определяемых по исходной температурной зависимости K_{Ic}. Одну из этих кривых получают делением ординат исходной кривой на коэффициент запаса прочности n_k, другую – смещением исходной кривой на значение температурного запаса ΔT. Для НУЭ принимают $n_k = 2$, $\Delta T = 30$ °С; для ННУЭ – $n_k = 1{,}5$; $\Delta T = 30$ °С; для АС – $n_k = 1$, $\Delta T = 0$ °С.

Исходные температурные зависимости K_{Ic} принимают по данным, приведенным в соответствующих аттестационных отчетах по материалам или по согласованным техническим решениям.

На рис. 6.1.22 приведен полученный в ОАО НПО "ЦНИИТМАШ" массив экспериментальных данных по трещиностойкости стали 22К и ее сварных соединений. Все данные получены на образцах внецентренного растяжения толщиной 75 мм.

Исследование проводили на листовом прокате промышленного производства, прошедшем нормализацию при 910 °С и отпуск при температуре 660 °С в течение 5 ч. Сварное соединение выполняли РДС электродами марки УОНИ-13/45.

Предел текучести стали после термообработки составил 260 МПа, критическая температура хрупкости $T_{ко} = -7$ °С. Предел текучести наплавленного металла составил 275 МПа. Критическая температура хрупкости наплавленного металла была определена равной $T_{ко} = -10$ °С, а критическая температура хрупкости зоны термического влияния – $T_{ко} = 0$ °С.

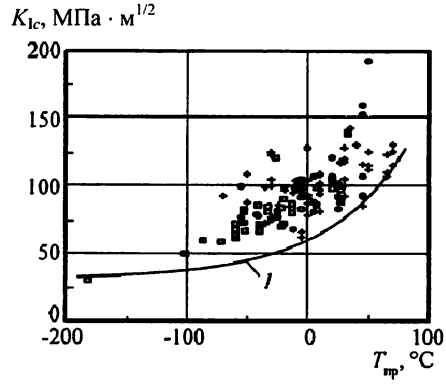


Рис. 6.1.22. Зависимость статической трещиностойкости стали 22К и ее сварных соединений от приведенной температуры:
1 – нижняя граничная кривая трещиностойкости для стали 22К и ее сварных соединений; – основной металл; • – наплавленный металл; + – зона термического влияния

Значения трещиностойкости для стали 22К и ее сварных соединений относятся к одному массиву данных (см. рис. 6.1.22), нижняя огибающая которого хорошо описывается выражением

$$K_{Ic} = 31{,}899 + 27{,}97\exp(0{,}01153T_{пр}), \quad (6.1.82)$$

при $T_{пр} \le 75$ °С.

Полосы разброса значений трещиностойкости основного металла и наплавленного металла практически совпадают, что может быть обусловлено не очень большим различием в уровне механических свойств основного металла и металла сварного соединения. Значения трещиностойкости, соответствующие основному металлу, располагаются ближе к центру приведенного массива (имеют меньший разброс); точки, соответствующие трещиностойкости наплавленного металла и, особенно, околошовной зоны, показывают большую дисперсию.

В качестве примера на рис. 6.1.23 приведена температурная зависимость трещиностойкости сталей 06Х12Н3Д и 06Х12Н3ДЛ (листовой прокат и отливка) и сварного соединения, выполненного ручной дуговой сваркой (РДС) электродом ЦЛ-51.

Заготовки образцов для определения трещиностойкости размером 120 × 190 × 210 мм вырезали из листа таким образом, чтобы

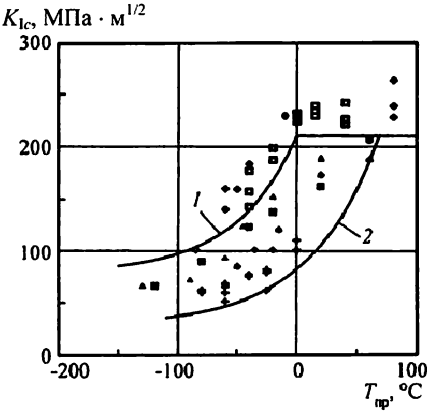


Рис. 6.1.23. Зависимость статической трещиностойкости сталей 06Х12Н3Д и 06Х12Н3ДЛ и их сварных соединений от приведенной температуры:
1 – нижняя граничная кривая трещиностойкости для проката и поковок из стали 06Х12Н3Д; *2* – нижняя граничная кривая трещиностойкости для отливок и сварных соединений стали 06Х12Н3Д

механический надрез располагался вдоль направления прокатки (ориентация Т-L по ГОСТ 25.506).

Предварительная термообработка стали 06Х12Н3Д заключалась в двойной нормализации с температур 970 и 800 °С и отпуске при 600 °С. В дальнейшем исследуемый металл был подвергнут термической обработке, имитирующей термообработку лопастей сварных рабочих колес радиально-осевых гидротурбин (нормализация при 980 ± 20 °С, 5 ч, имитирующая нагрев штамповок лопастей с охлаждением до температуры цеха, и двухкратный отпуск: первый при температуре 620 ± 20 °С, 8 ч, имитирующий отпуск штамповок, второй отпуск при 640 ± 10 °С, 20 ч, суммарно имитирующий два технологических отпуска рабочего колеса после сварки лопастей с верхним и нижним ободами).

В сварном соединении критическая температура хрупкости зоны термического влияния (ЗТВ) $T_{ко}$ = –50 °С.

Сталь 06Х12Н3Д после двойной нормализации с температур 950 и 800 °С (охлаждение с печью) имела следующие механические свойства: $\sigma_{0,2}$ = 750 МПа; $T_{ко}$ = –40 °С. Наплавленный металл сварного соединения стали 06Х12Н3Д выполнен электродуговой сваркой электродом ЦЛ-51. Образцы внецентренного растяжения СТ-3 толщиной 75 мм изготовлены из сварной заготовки толстолистового проката толщиной 200,0 мм и подвергнуты термообработке: нормализации с 800 °С и отпуску при 600 °С.

Образцы, изготовленные из сварных соединений листа толщиной 120 мм, показали трещиностойкость существенно ниже, чем образцы из сварных соединений листа толщиной 200 мм. Это объясняется тем, что металл сварного шва листа 120 мм имел более низкие прочностные свойства: предел текучести при 20 °С – 490 МПа, временное сопротивление – 637 МПа. В то же время образцы из металла шва листа толщиной 120 мм имели предел текучести 615 МПа, временное сопротивление – 734 МПа при $T_{ко}$ = 0 °С. Это связано с различными условиями формирования сварного шва для листов разных толщин и различиями в режимах термообработки.

На рис. 6.1.23 приведены две кривые. Верхняя кривая, описываемая экспоненциальной зависимостью

$$K_{Ic} = 77{,}52 + 132{,}73\exp(0{,}019T_{пр}) \quad (6.1.83)$$

$$\text{при } T_{пр} < 0 \text{ °С}$$

и горизонтальной прямой

$$K_{Ic} = 210 \quad \text{при} \quad T_{пр} < 0 \text{ °С}, \quad (6.1.84)$$

является нижней граничной кривой трещиностойкости для стали 06Х12Н3Д.

Нижняя кривая, описываемая экспоненциальной зависимостью

$$K_{Ic} = 28{,}27 + 54{,}23\exp(0{,}0178T_{пр}) \quad (6.1.85)$$

$$\text{при } T_{пр} < 0 \text{ °С}$$

и той же горизонтальной прямой

$$K_{Ic} = 210 \quad \text{при} \quad T_{пр} < 0 \text{ °С},$$

является нижней граничной кривой трещиностойкости для отливок и сварных соединений стали 06Х12Н3Д.

6.1.3.2. СТАТИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АЭУ

Наиболее ответственные сосуды давления, которыми являются корпуса реакторов и парогенераторов атомных энергетических ус-

тановок, подвергаются расчетам на сопротивление хрупкому разрушению на различных стадиях и режимах эксплуатации. Для проведения таких расчетов необходимо значительное количество прямых экспериментальных данных по статической трещиностойкости (K_{Ic}) корпусных сталей в широком интервале температур, а также построение зависимости изменения K_{Ic} от температуры (нижней огибающей массива данных) на основе статистической обработки экспериментальных результатов. При этом экспериментальные значения K_{Ic}, согласно "Правилам устройства и безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок" (ПН АЭ Г-7-008–89)", должны быть получены в соответствии с требованиями ГОСТ 25.506 на образцах толщиной не менее 25 мм без применения эмпирических методик пересчета значений K_{Ic} с одних толщин на другие.

Для изготовления корпусов реакторов и парогенераторов установки В-1000 применяются соответственно стали 15Х2НМФА и 10ГН2МФА. В процессе аттестации и дальнейших исследований указанных сталей были получены массивы экспериментальных результатов по K_{Ic} при различных значениях $T_{пр}$ – приведенной температуры испытаний, насчитывающие около 120 точек для стали 15Х2НМФА (рис. 6.1.24) и около 70 – для стали 10ГН2МФА (рис. 6.1.25). Были испытаны образцы СТ-1, СТ-3, СТ-8 из восьми промышленных плавок стали 15Х2НМФА (7 кованых обсчаек и 1 лист), образцы СТ-3 и пяти промышленных плавок стали 10ГН2МФА (4 кованые обечайки и 1 лист). Образцы из обечаек изготавливали таким образом, чтобы трещины располагались в радиальной плоскости, из листа – параллельно направлению проката.

На рис. 6.1.24, 6.1.25 приведены нижние огибающие массива экспериментальных данных, уравнения для которых имеют вид:

для стали 15Х2НМФА

$$K_{Ic} = 51{,}47 + 29{,}84\exp(0{,}0230T_{пр}); \quad (6.1.86)$$

для стали 10ГН2МФА

$$K_{Ic} = 42{,}30 + 44{,}46\exp(0{,}0143T_{пр}). \quad (6.1.87)$$

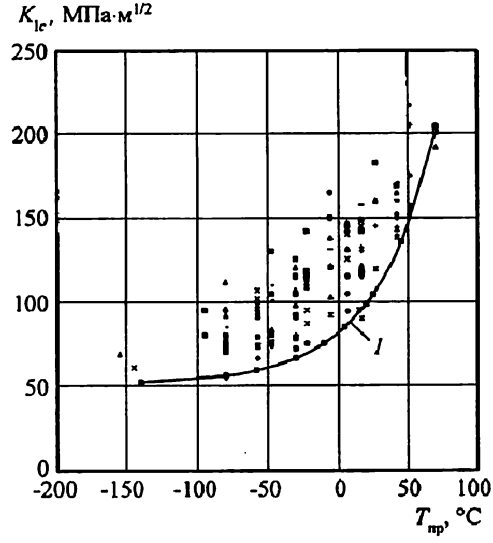


Рис. 6.1.24. Зависимость статической трещиностойкости стали 15Х2НМФА от приведенной температуры:
1 – нижняя огибающая

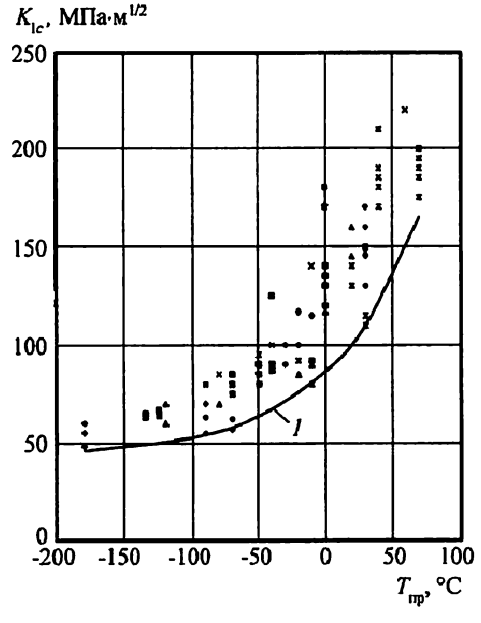


Рис. 6.1.25. Зависимость статической трещиностойкости стали 10ГН2МФА от приведенной температуры:
1 – нижняя огибающая

6.1.3.3. СТАТИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Опасность хрупких разрушений сварных металлоконструкций в первую очередь обусловлена высокой вероятностью присутствия технологических дефектов в сварных швах, пониженным, по сравнению с основным металлом (ОМ), сопротивлением разрушениям металла шва (МШ) и зоны термического влияния (ЗТВ), а также возможностью развития усталостных трещин от типичных концентраторов напряжений в сварных соединениях: концентраторов формы шва, конструктивных или технологических дефектов. Поэтому определение трещиностойкости металла сварных соединений и проведение анализа условий предотвращения хрупких разрушений на базе полученных данных являются одними из главных направлений обеспечения надежности сварных конструкций и сооружений.

При проведении расчетов на хрупкую прочность сварных соединений в качестве характеристик трещиностойкости используют те же характеристики, что и для основного металла: K_{1c}, K_{QT}, K_c, K_c^*, δ_c, J_{1c}, однако эти характеристики определяют дополнительно для металла шва и зоны термического влияния.

Для материала сварных соединений, подвергнутых послесварочному отпуску, применяется такой же подход к методике испытаний и оценке их результатов, как и для основного металла. Так, например, применительно к сварным соединениям корпусов атомных реакторов существующие нормативные подходы базируются на использовании температурных зависимостей характеристики трещиностойкости K_{1c}. Расчетные температурные зависимости для сварных соединений корпусных сталей определяют как нижние огибающие для ОМ, МШ и ЗТВ.

На рис. 6.1.26 приведены полученные таким образом нормативные кривые допускаемых значений K_{1c} для основных типов сварных соединений корпусов АЭС для НУЭ (*1*), ННУЭ и гидравлических испытаний (*2*) и АС (*3*), которые приведены в "Нормах расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. ПНАЭ Г-7-002–86". Данные испытаний на вязкость разрушения должны лежать не ниже нормативной кривой.

Если результаты испытаний показывают, что характеристики статической трещиностойкости металла сварных соединений и основного металла относятся к единому массиву данных, то используют единую температурную зависимость K_{1c} (см. рис. 6.1.22).

В тех случаях, когда отличие характеристик трещиностойкости значительно, температурные кривые вязкости разрушения строят отдельно для металла шва (ЗТВ) и основного металла (см. рис. 6.1.23).

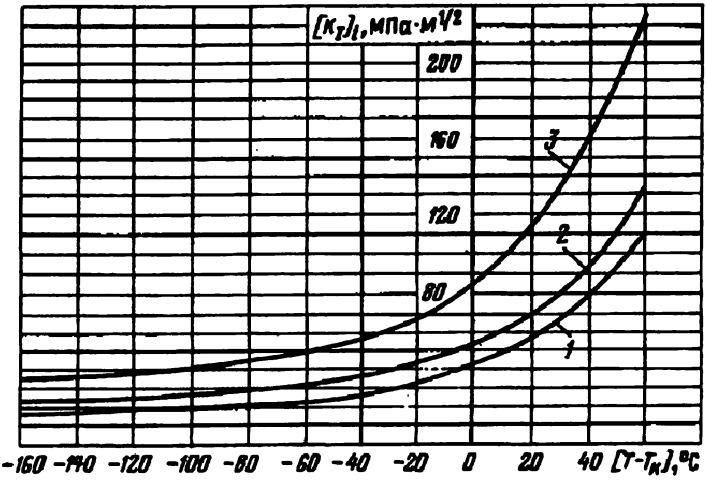


Рис. 6.1.26. Допускаемые значения КИН для сварных соединении сталей марок 15Х2МФА, 15Х2МФА-А, 15Х2НМФА, 15Х2НМФА-А:

1 – НУЭ; *2* – ННУЭ; *3* – АС; нормативные кривые: *1* – $[K_1]_1 = 17{,}5 + 26{,}5\exp[0{,}0217(T - T_к)]$; *2* – $[K_1]_2 = 25 + 27\exp[0{,}0235\ (T - T_к)$; *3* – $[K_1]_3 = 35 + 53\exp[0{,}0217(T - T_к)$

Если толщины образцов недостаточны для корректного определения характеристики K_{1c}, то привлекаются подходы, основанные на использовании параметров нелинейной механики разрушения. Для корпусных материалов широко используется характеристика K_{1c}, определяемая пересчетом упругопластического J-интеграла. Процедура построения температурной зависимости K_{1c} (в форме "мастер-кривой" или обобщенной кривой вязкости разрушения) приведена в подразделе 6.1.4.

Сложности при определении характеристик трещиностойкости возникают для сварных конструкций, послесварочная термообработка которых невозможна (корпуса судов, сооружения для эксплуатации нефтегазовых месторождений шельфа магистральные наземные и морские трубопроводы, подъемно-транспортная и карьерная техника, некоторые типы сосудов давления и т.д.). Для сварных соединений, которые не подвергаются отпуску после сварки, дополнительным нагружающим фактором являются остаточные сварочные напряжения (ОН), не регламентируемые обычными расчетами на прочность и достигающие предела текучести основного металла или металла шва $\sigma_{0,2}$.

Наличие остаточных сварочных напряжений высокого уровня, потенциальная возможность присутствия достаточно больших трещиноподобных дефектов (более $0,1t$, где t – толщина элемента конструкции), не выявленных неразрушающим контролем, делают необходимым использование аппарата и параметров нелинейной механики разрушения (НЛМР). Вследствие большей простоты экспериментального определения (по отношению к J-интегралу) предпочтение в нормативной документации и спецификациях на сварные конструкции обычно отдается параметру раскрытие вершины трещины δ, как характеристике нагруженности элемента конструкции или образца с трещиной, и, соответственно, критическому его значению δ_c, как характеристике трещиностойкости (вязкости разрушения) материала. В качестве теоретического обоснования для назначения норм качества по CTOD в нормативные документы по сварке была введена процедура "CTOD – Design curve" или "δ – проектной кривой". Требуемая для предотвращения хрупких разрушений величина CTOD определяется в зависимости от уровня суммарной e_Σ (остаточной $e_{он}$ + эксплуатационной $e_э$) деформации и приведенного размера ожидаемого (расчетного) дефекта A по формуле (6.1.88), полученной для условия: $e_\Sigma > 0,5e_т$, где $e_т$ – деформация текучести, равная $\sigma_{0,2}/E$; E – модуль упругости. Величина A назначается как функция относительной глубины расчетного дефекта a/t и его параметра формы a/b (a, b – полуоси эллиптической трещины) по номограмме рис. 6.1.27:

$$\frac{\delta}{2\pi e_т A} = \frac{e_\Sigma}{e_т} - 0,25. \qquad (6.1.88)$$

Условие прочности по отношению к хрупкому разрушению формулируется в виде

$$\delta < \delta_c. \qquad (6.1.89)$$

В формуле (6.1.88) присутствует коэффициент запаса, равный 4, что следует из связи δ и J в виде: $2\sigma_т\delta = J$ и зависимостей, используемых при маломасштабной текучести: $J = K^2/E$, $K = Ee\sqrt{\pi A}$. Принимая, что размер расчетного дефекта пропорционален t, а остаточное и эксплуатационные напряжения – пропорциональны $\sigma_{0,2}$, получим, что условие (6.1.89) и формула (6.1.88) приводят к регламентации уровня относительной (безразмерной) трещиностойкости в виде

$$\delta_c E/\sigma_{0,2}t \geq \beta. \qquad (6.1.90)$$

При $e_{он} = \sigma_{0,2}/E$, $e_э = 0,8\sigma_{0,2}/E$, a/t = = 0,25, a/b = 0,5 (вариант расчета, часто рассматриваемый как наиболее консервативный), получим β = 1,7. Эта оценка близка к требованиям, содержащимся в явном виде в ряде нормативных документов: для металла сварных соединений морских платформ для t < 26 мм должно выполняться: $\delta_c \geq 0,10$ мм, для 38 мм > $t \geq$ 26 мм – $\delta_c \geq 0,15$ мм, для 52 мм > $t \geq$ 38 мм $\delta_c \geq 0,20$ мм. Для стыковых швов трубопроводов для толщин до 22 мм должно выполняться: $\delta_c \geq 0,25$ мм. Задание требований к трещиностойкости в явном виде заменяет собой процедуру расчета прочности по отношению к хрупким разрушениям. Для обеспечения достаточного консерватизма такого подхода температура определения трещиностойкости должна быть равна минимальной температуре эксплуатации (расчетной температуре) $T_р$, а толщина образца – максимальной толщине элементов конструкции.

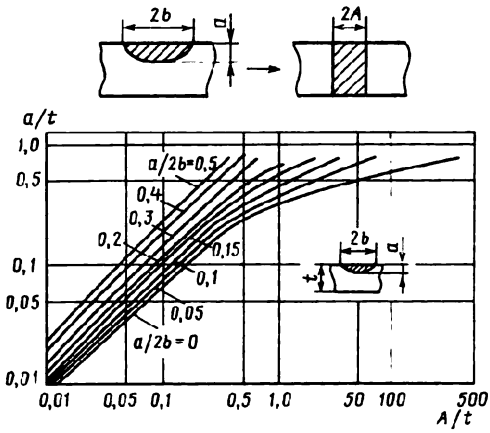


Рис. 6.1.27. Определение приведенного размера сквозного дефекта *A* в зависимости от относительной глубины *a/t* и параметра формы *a/b* расчетного полуэллиптического дефекта в методике "CTOD Design curve"

Выбор размера "расчетного дефекта" для интенсивно циклически нагружаемых конструкций должен основываться на анализе возможности его роста при эксплуатационном нагружении.

При $\beta > 1{,}35$ для внутреннего дефекта, локализованного в объеме металла шва, возможен только стабильный подрост трещины, следовательно, это условие может считаться достаточным во всех случаях.

Испытания для определения критического раскрытия трещины (КРТ) металла нетермообрабатываемых сварных соединений выполняются в следующих случаях:

1. Они включаются в перечень так называемых "испытаний на свариваемость" сертифицируемого стального листового проката – процедуры контроля механических характеристик металла ЗТВ при минимально и максимально возможной при ее сварке погонной энергии (обычно от 0,8...1,0 кДж/см до 3,5...4,5 кДж/см).

2. Они входят в испытания по "квалификации сварочных процедур" – определении приемлемости конкретного технологического процесса сварки при заданных его технологических параметрах. Как правило, определение CTOD требуется при $t > 30...50$ мм, как для основных процессов сварки, так и для предусматриваемых спецификациями ремонтных процедур. В этом случае испытывается металл шва и ЗТВ (если отсутствуют данные, подтверждающие свариваемость стали по п. 1), направление распространения трещины в металле шва может быть различным и определяется Заказчиком испытаний.

Методика проведения испытаний на трещиностойкость металла нетермообрабатываемых сварных соединений, характеризующегося резко выраженной структурной неоднородностью и наличием остаточных напряжений, существенно сложнее, а сами испытания – более трудоемкие, чем для основного металла. Присутствие в образце неоднородного поля остаточных напряжений (сжатие – в зоне корневых проходов, растяжение – в разделке шва) препятствует выращиванию достаточно прямолинейной усталостной трещины. Для их снятия стандартом предусмотрено применение бокового обжатия (рис. 6.1.28, *а*) до 1 % деформации в сечении образца. Вводится понятие "целевой структуры" (target zone), в качестве которой обычно выбирается крупнозернистая составляющая ЗТВ вблизи границы сплавления, зона неполной перекристаллизации на границе "ЗТВ – основной металл", металл шва вблизи границы сплавления и др. Для разметки положения надреза в целевой структуре выполняется предварительный металлографический анализ (рис. 6.1.28, *б*), для определения фактического положения исходного фронта трещины и процента попадания в целевую структуру – завершающие испытания металлографические исследования (см. рис. 6.1.27, *в*).

По результатам измерений производится дополнительная отбраковка испытанных образцов, если процент целевой структуры оказывается ниже регламентируемого. Критерий попадания в нормативных документах колеблется от 15 до 30 %.

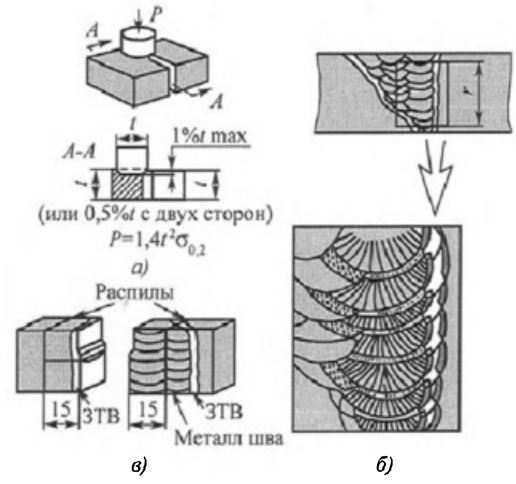


Рис. 6.1.28. Особенности методики испытаний на статическую трещиностойкостъ металла нетермообрабатываемых сварных соединений:
а – боковое обжатие для снятия остаточных напряжений; *б* – разметка линии надреза по "целевой структуре" (выделены черным крупнозернистая составляющая ЗТВ у границы сплавления, серым – зона частичной перекристаллизации на границе ЗТВ/основной металл); *в* – изготовление шлифов для металлографического анализа корректности испытания по попаданию в "целевую структуру"

Выполнение указанных требований по δ для металла сварных соединений из углеродистых и низколегированных сталей требует, чтобы металл находился в достаточно вязком состоянии. При испытаниях возможны следующие виды разрушения.

1. Нестабильные разрушения с кристаллическим видом излома при отсутствии признаков стабильного роста трещины δ_c.

2. Нестабильные разрушения с кристаллическим видом излома, которому предшествовал стабильный вязкий рост трещины. В этом случае в качестве критического параметра рассматривается раскрытие трещины, соответствующее нестабильному разрушению.

3. Нестабильные разрушения не происходят, по крайней мере, до достижения максимума нагрузки. В этом случае величина δ определяется как раскрытие трещины, соответствующее достижению "верхнего плато" диаграммы деформирования $\delta_т$.

Так как все три типа разрушения могут регистрироваться одновременно, разброс данных по δ обычно существенно превосходит разброс, следующий из описания вероятности разрушения распределением Вейбулла с параметрами, приводимыми в технической литературе для основного металла. Еще более увеличивает разброс наличие структурной неоднородности материала на фронте трещины, неизбежное при испытаниях металла ЗТВ. На рис. 6.1.29 в

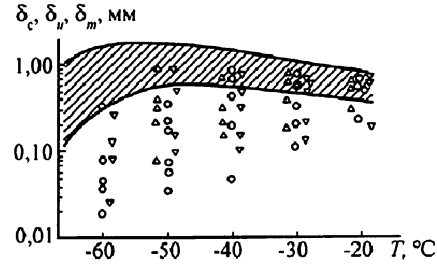


Рис. 6.1.29. Результаты определения КРТ для основного металла (полоса разброса) и металла ЗТВ судокорпусной стали E36W:
○, ▽ – погонная энергия сварки 3,5 кДж/см;
Δ – погонная энергия сварки 1,0 кДж/см;
о – результаты для образцов, содержащих более 15 % крупнозернистой составляющей у границы сплавления

качестве примера приведены данные по δ для основного металла судокорпусной стали марки E36W и металла ЗТВ при двух погонных энергиях сварки. Выделены образцы, в которых по результатам металлографического анализа присутствовала крупнозернистая составляющая (балл зерна – до 7 по ГОСТ 5639 при балле 10…11 для основного металла) в количестве более 15 % от "зачетного участка" – 75 % средней части фронта исходной трещины. Статистическая обработка этих результатов позволяет показать следующее:

– трещиностойкость металла ЗТВ оказывается существенно ниже, чем основного металла;

– увеличение погонной энергии сварки приводит к снижению трещиностойкости;

– наименьшей трещиностойкостью обладает крупнозернистая составляющая металла ЗТВ на фронте трещины.

В целом результаты выполненных сертификационных испытаний показывают, что достижение уровня δ выше 0,15...0,20 мм для современных свариваемых сталей с масс. долей S, P менее 0,01 %, подвергнутых термомеханической обработке или термическому улучшению, легко обеспечивается до температур –60 °С и ниже. Но для металла сварных соединений тот же уровень δ при предельно низких климатических температурах может быть достигнут лишь при целенаправленном совершенствовании технологических процессов сварки и повышения свариваемости основного металла. Для металла ЗТВ это достижимо лишь для сталей улучшенной свариваемости с углеродным эквивалентом $C_{экв} < 0,32...0,36$ % и наследственной мелкозернистостью. Для металла шва наиболее критичными являются процессы автоматической сварки под флюсом (рис. 6.1.30), где достижение требуемой трещиностойкости может привести и к необходимости ограничения используемой погонной энергии сварки. При температурах ниже –40 °С для гарантированного достижения указанного уровня δ требуется применение высокочистых сварочных материалов (S, P < 0,005 %), легированных Ni и модифицирующими добавками (Ti, B), для получения мелкозернистой однородной структуры игольчатого феррита, автоматическая сварка должна выполняться с использованием агломерированных флюсов. При сварке в защитных газах необходим переход от использования CO_2 на смеси Ar + CO_2 для снижения содержания кислорода в шве до 0,02 %. В целом, технологии сварки, обеспечивающие высокую работу удара KV (или ударную вязкость, KCV), обеспечивают и высокую статическую трещиностойкость.

Корреляция параметров трещиностойкости с величиной KV (KCV) является, с одной стороны, аргументом против проведения столь трудоемких и дорогостоящих испытаний, какими являются испытания на трещиностойкость металла сварных соединении, по сравнению с испытаниями на ударную вязкость.

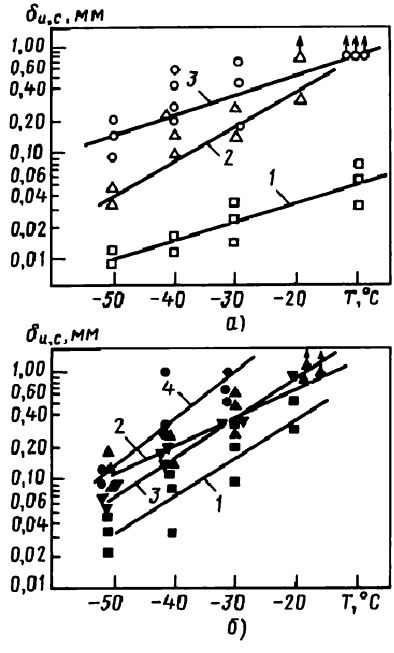


Рис. 6.1.30. Результаты определения КРТ для металла шва при ручной (*а*) и автоматизированных (*б*) видах сварки:
Ручная сварка: *1*, – УОНИ-13/45Р; *2*, Δ – 48ХН2; *3*, ○ – 48ХН5. Автоматизированная сварка: *1*, ■ – Св-04Н3ГМТА + ФИМС20П; *2*, ▲ – Св-8ГН2МДТА, Ar + CO_2; *3*, ▼ – Св-04Н3ГМТА + + 48АФ50; 4, ● – Св-10ГНА + 48АФ51

С другой стороны, именно благодаря такой корреляции может быть теоретически обоснован принцип контроля качества материала при массовом производстве только по величине KV. В связи с этим представляет интерес система нормирования KV, сложившаяся для материала сварных соединений наиболее ответственных металлоконструкций. С некоторым обобщением она может быть сведена к требованию:

$$KV > 0,1\sigma_{0,2}. \qquad (6.1.91)$$

Для определения связи этого условия с системой нормирования параметра CTOD может быть использовано соотношение, полученное как среднеквадратичная оценка величины δ_c для широкого перечня марок свариваемых низколегированных сталей с пределом текучести от 300 до 1000 МПа; испытания на трещиностойкость проводились на образцах толщиной от 30 до 50 мм:

$$\delta_c = 1,1\, KV/\sigma_{0,2}. \qquad (6.1.92)$$

Эта корреляция устойчива при $\delta_c < 0{,}2$ мм. Сопоставление (6.1.90) и (6.1.91) позволяет заключить, что требования по работе удара в виде (6.1.91) эквивалентны условию: $\delta_c > 0{,}11$ мм. Процедура определения трещиностойкости является необходимой в случаях, когда прочность и (или) толщина материала превышают определенный уровень, который может быть получен из условия (6.1.89) при $\delta_c = 0{,}11$ мм. При $\beta = 1{,}7$:

$$\sigma_{0,2} t / E > 0{,}064. \qquad (6.1.93)$$

Применительно к конкретной стали или металлу шва при испытаниях на трещиностойкость могут быть получены более надежные корреляции между КРТ и KV (KCV), позволяющие определять требования к ударной вязкости на стадии массового производства.

6.1.4. РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ

6.1.4.1. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ НА ОСНОВЕ СДВИГА КРИТИЧЕСКОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ ХРУПКОСТИ

Температурные зависимости ударной вязкости $KCV(T)$ для исходного и охрупченного материалов служат для определения величины сдвига критической температуры хрупкости $\Delta T_к$ (или ΔT_{41J}). По величине этого сдвига строится прогнозируемая кривая трещиностойкости для охрупченного материала.

Метод прогнозирования температурной кривой трещиностойкости по величинам сдвигов критической температуры хрупкости $\Delta T_к$ (или ΔT_{41J}) основан на следующих допущениях:

1. В процессе охрупчивания материала происходит горизонтальный сдвиг температурной зависимости трещиностойкости в область более высоких температур по сравнению с исходным материалом. Перемещение кривой трещиностойкости происходит без изменения ее формы.

2. Величина сдвига температурной зависимости трещиностойкости $K_{Ic}(T)$ равна величине сдвига температурной зависимости ударной вязкости.

Для определения сдвига критической температуры хрупкости $\Delta T_к$ необходимо построить зависимости ударной вязкости от температуры для исходного и охрупченного состоянии материала по формуле

$$KCV(T) = A + B \tanh\left(\frac{T - T_A}{C}\right), \qquad (6.1.94)$$

где $A = (KCV_{max} + KCV_{min})/2$; $B = (KCV_{max} - KCV_{min})/2$; KCV_{max} и KCV_{min} – верхнее и нижнее значения ударной вязкости соответственно. Значения T_A и C определяются обработкой экспериментальных данных методом наименьших квадратов.

Полученные по уравнению (6.1.94) зависимости являются исходной информацией для определения критической температуры хрупкости материалов в исходном и охрупченном состояниях. По зависимости $KCV(T)$ или энергии удара от температуры (рис. 6.1.31) определяются температура T_1, соответствующая значению 47 Дж, и температура T_2, соответствующая значению 70 Дж. Если выполняется условие

$$T_2 - T_1 < 30 \ \text{°C}, \qquad (6.1.95)$$

то температура T_1 принимается в качестве критической температуры хрупкости $T_к^{исх}$ или $T_к^{охр}$ для исходного или охрупченного состояний материала соответственно. Если условие (6.1.95) не выполняется, то в качестве $T_к^{исх}$ или $T_к^{охр}$ принимают значение T_2 –30 °С.

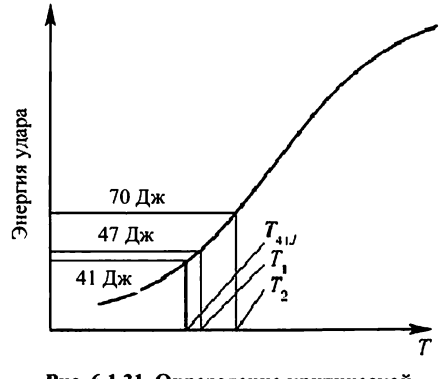


Рис. 6.1.31. Определение критической температуры хрупкости $T_к^{исх}$ и $T_к^{охр}$ для материала в исходном или охрупченном состоянии по результатам испытаний образцов Шарпи на ударную вязкость

Значение сдвига критической температуры хрупкости вследствие охрупчивания определяется по формуле

$$\Delta T_{к} = T_{к}^{охр} - T_{к}^{исх}. \quad (6.1.96)$$

Значение сдвига критической температуры хрупкости ΔT_{41J} определяется на основе температурных зависимостей энергии удара (см. рис. 6.1.31) при уровне 41 Дж по формуле

$$\Delta T_{41J} = T_{41J}^{охр} - T_{41J}^{исх}.$$

На основе определенных значений сдвигов критических температур хрупкости $\Delta T_{к}$ и ΔT_{41J} строятся зависимости трещиностойкости $K_{Ic}(T)$ для охрупченного материала. На рис. 6.1.32 представлена схема определения температурной зависимости трещиностойкости $K_{Ic}(T)$ для материала в охрупченном состоянии. Кривая *1* соответствует исходному (неохрупченному) состоянию стали, а кривая *2* – охрупченному состоянию. Кривая *2* на рис. 6.1.32 получена посредством горизонтального сдвига исходной кривой $K_{Ic}(T)$ на величину $\Delta T_{к}$ или ΔT_{41J} соответственно.

Полученные зависимости трещиностойкости для охрупченных сталей будут давать различный прогноз в зависимости от того, какая всличина сдвига критической температуры хрупкости была взята за основу – $\Delta T_{к}$ или ΔT_{41J}, вследствие того, что для их определения использовались различные значения ударной вязкости.

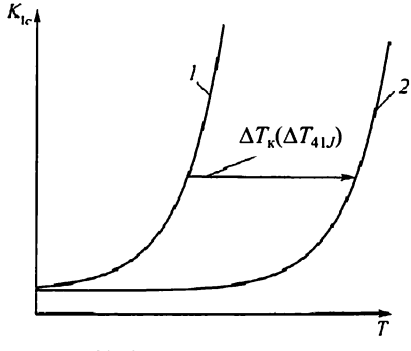


Рис. 6.1.32. Определение температурной зависимости трещиностойкости для материала в охрупченном состоянии:
1 – материал в исходном (необлученном) состоянии; *2* – кривая, рассчитанная на основе горизонтального сдвига ($\Delta T_{к}$ или ΔT_{41J}) по результатам испытаний образцов Шарпи

6.1.4.2. КОНЦЕПЦИЯ "МАСТЕР-КРИВОЙ"

Метод "Мастер-кривой" (ASTM 1921–02) не есть результат обработки большого количества экспериментальных данных (весьма распространенное мнение), он имеет достаточно надежное теоретическое обоснование, а обработка экспериментальных данных для корпусных реакторных сталей позволила получить численные значения коэффициентов в "Мастер-кривой".

Теоретической основой для метода "Мастер-кривой" явились следующие положения. Принимается, что хрупкое разрушение поликристаллических материалов описывается теорией наислабейшего звена. Следствием использования теории наислабейшего звена является описание разброса значений трещиностойкости (K_{Ic} или K_{Jc}) в области хрупкого разрушения распределением Вейбулла. Разброс значений K_{Ic} может быть описан трехпараметрической функцией распределения Вейбулла

$$P_f = 1 - \exp\left[-\left(\frac{K_{Ic} - K_{min}}{K_0 - K_{min}}\right)^b\right], \quad (6.1.97)$$

где b = 4 независимо от типа материала, от температуры испытаний и толщины образцов; P_f – вероятность, что трещиностойкость материала будет не больше, чем K_{Ic}; K_0 – параметр масштаба, зависящий от температуры и толщины образца; K_{min} – минимальное значение трещиностойкости; K_{min} = 20 МПа · м$^{1/2}$.

Основные положения концепции "Мастер-кривой" следующие.

1. Вероятность хрупкого разрушения P_f образца (выбранного произвольно из партии образцов) описывается трехпараметрическим уравнением Вейбулла (6.1.97).

2. Влияние толщины образца на трещиностойкость описывается уравнением

$$\frac{K_{Ic}^{X} - K_{min}}{K_{Ic}^{Y} - K_{min}} = \left(\frac{B_Y}{B_X}\right)^{1/4}, \quad (6.1.98)$$

где K_{Ic}^{X} и K_{Ic}^{Y} – трещиностойкость образцов толщиной B_x и B_y при одинаковой вероятности хрупкого разрушения P_f.

3. Медианное значение трещиностойкости (при $P_f = 0{,}5$) как функция температуры для образцов 1Т-СТ (B = 25 мм) задается уравнением

$$K_{Ic(med)}(T) = \alpha + \beta \exp \gamma (T - T_0), \quad (6.1.99)$$

$$\alpha = 30 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}; \quad \beta = 70 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2};$$

$$\gamma = 0{,}019.$$

Здесь T_0 – температура, при которой $K_{Ic(med)}$ = 100 МПа · м$^{1/2}$.

Под величиной K_{Ic} в (6.1.97) – (6.1.99) следует понимать значение трещиностойкости, определенное как методами линейной (K_{Ic}), так и нелинейной (K_{Jc}) механики разрушения.

4. Принимается, что для охрупченных материалов, в частности, для облученных, в уравнении (6.1.99) изменяется только один параметр – T_0, остальные численные параметры не изменяются (концепция горизонтального сдвига).

Температурные зависимости трещиностойкости для образцов любой толщины при любой вероятности хрупкого разрушения могут быть рассчитаны с помощью уравнений (6.1.97) – (6.1.99). Методические вопросы построения "Мастер-кривой" представлены в стандарте ASTM E 1921.

Применимость концепции "Мастер-кривой" для корпусных реакторных сталей в исходном, мало- и среднеохрупченном состояниях подтверждена экспериментально. В качестве примера на рис. 6.1.33, 6.1.34 приведены результаты прогнозирования кривых $K_{Ic}(T)$ по методу "Мастер-кривой".

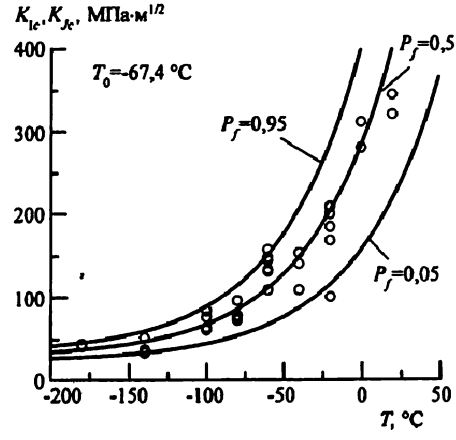


Рис. 6.1.33. Кривые $K_{Ic}(T)$ для стали 15Х3НМФА в исходном состоянии, рассчитанные согласно "Мастер-кривой" подходу для образцов с трещиной толщиной B = 25 мм при разной вероятности хрупкого разрушения:
точки – экспериментальные значения трещиностойкости

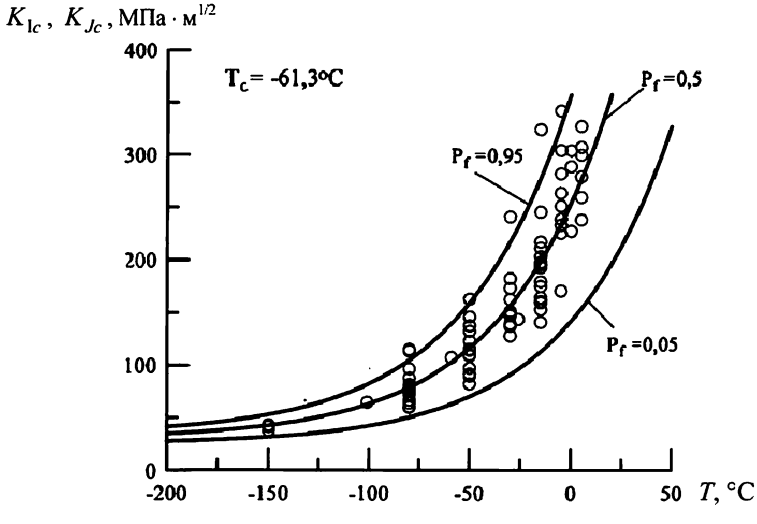


Рис. 6.1.34. Кривые $K_{Ic}(T)$ для металла сварного шва 73W зарубежной корпусной реакторной стали в исходном состоянии, рассчитанные согласно "Мастер-кривой" подходу для образцов с трещиной толщиной B = 25 мм при разной вероятности хрупкого разрушения:
точки – экспериментальные значения трещиностойкости

При использовании "Мастер-кривой" для сильно охрупченных материалов следует иметь в виду, что этот метод основывается на условии горизонтального сдвига кривых $K_{Ic}(T)$, поэтому при изменении формы кривых $K_{Ic}(T)$ концепция "Мастер-кривой" может давать неадекватные неконсервативные результаты.

Положения 1 и 2 правомочны для достаточно широкого класса низколегированных малоуглеродистых сталей. Экспоненциальная аппроксимация температурных кривых трещиностойкости уравнением (6.1.99) является достаточно надежной для многих материалов. Для низколегированных малоуглеродистых сталей с пределом текучести от 200 до 700 МПа численные коэффициенты в ней могут быть приняты как в (6.1.99).

6.1.4.3. КОНЦЕПЦИЯ "БАЗОВОЙ КРИВОЙ"

Концепция "Базовой кривой" является модификацией "Мастер-кривой" и позволяет использовать для прогнозирования кривых $K_{Ic}(T)$ результаты испытаний как маломасштабных образцов на трещиностойкость, так и стандартных образцов Шарпи на ударную вязкость.

Основные положения концепции "Базовой кривой".

1. Разброс значений K_{Ic} описывается трехпараметрической функцией Вейбулла в виде (6.1.97).

2. Влияние толщины образца на трещиностойкость описывается зависимостью (6.1.98).

3. "Базовая кривая" определяется как зависимость $K_{Ic}(T - T_к)$ для образцов толщиной B = 150 мм при вероятности разрушения P_f = 0,05. Здесь параметр $T_к$ – критическая температура хрупкого разрушения. "Базовая кривая" задается уравнением

$$K_{Ic} = \alpha + \beta \exp[\gamma(T - T_к)], \quad (6.1.100)$$

где $\alpha = 23$ МПа$\cdot$м$^{1/2}$; $\beta = 48$ МПа$\cdot$м$^{1/2}$; $\gamma = 0{,}019$ 1/°С. Значение K_{min} может быть взято равным 20 МПа $\cdot$ м$^{1/2}$.

4. Предполагается, что для охрупченных материалов (в частности, для облученных) в уравнении (6.1.100) изменяется только параметр $T_к$, остальные параметры не изменяются (концепция горизонтального сдвига).

Кривая, описываемая уравнением (6.1.100), является нижней огибающей значений трещиностойкости для материалов корпусов реакторов ВВЭР, полученных при испытаний образцов разных толщин в течение 30 лет (рис. 6.1.35). Использование параметра $T_к$ для "Базовой кривой" вызвано традиционным представлением имеющихся экспериментальных данных по трещиностойкости для материалов корпусов реакторов ВВЭР как функции относительной температуры $T - T_к$.

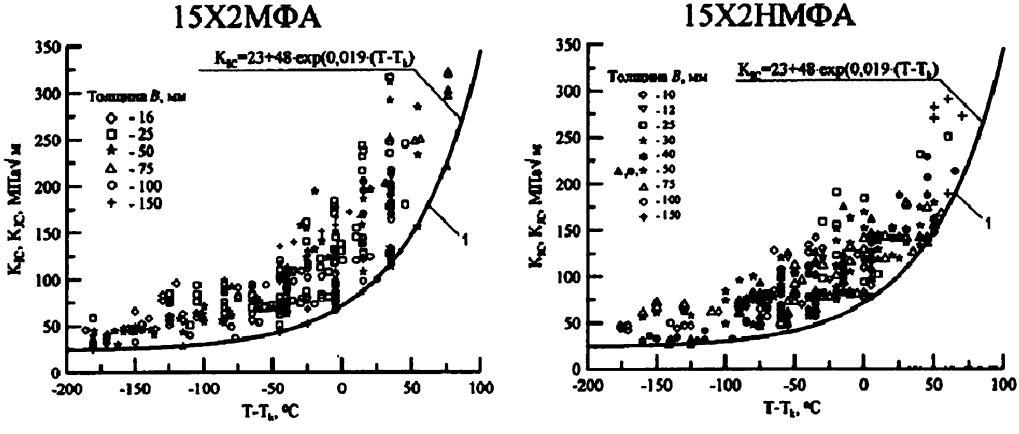


Рис. 6.1.35. Зависимость вязкости разрушения от приведенной температуры ($T - T_к$) для сталей 15Х2МФА и 15Х2НМФА (исходное состояние):
1 – нижняя огибающая экспериментальных данных;
все значения пересчитаны на толщину B = 150 мм по формуле (6.1.98)

Концепция "Базовой кривой" весьма схожа с концепцией "Мастер-кривой". Положения 1 и 2 для этих методов полностью совпадают. Оба метода используют концепцию горизонтального сдвига и параметр $T_к$ для "Базовой кривой", так же, как и параметр T_0 для "Мастер-кривой" являются калибровочными параметрами. Подобны и процедуры определения параметров $T_к$ и T_0.

Следует отметить некоторые расхождения между этими двумя методами. В качестве эталонной кривой для концепции "Базовой кривой" принята кривая $K_{Ic}(T)$ для образцов толщиной B = 150 мм при вероятности хрупкого разрушения P_f = 0,05. Кроме того, представление температурной кривой трещиностойкости как функции относительной температуры $T - T_к$ позволяет прогнозировать эту кривую (т.е. определять величину $T_к$) как на основе результатов испытаний на трещиностойкость малоразмерных образцах, так и на основе результатов испытаний на ударную вязкость.

Если используются результаты испытаний на трещиностойкость малоразмерных образцов (например, образцов Шарпи с трещиной), процедура определения параметра $T_к$ в уравнении (6.1.100) аналогична процедуре определения T_0. Если используются результаты испытаний стандартных образцов Шарпи на ударную вязкость, значение $T_к$ рассчитывается по уравнению

$$T_к = T_{ко} + \Delta T_к. \qquad (6.1.101)$$

Возможность определения параметра $T_к$ в "Базовой кривой" по двум типам образцов особенно важна для облученных корпусных реакторных материалов, поскольку позволяет использовать как старые, так и новые данные, полученные по программам образцов-свидетелей. Метод "Базовой кривой" обеспечивает прогнозирование температурных кривых трещиностойкости на основе испытаний стандартных образцов Шарпи.

Если сравнивать прогнозы кривых $K_{Ic}(T)$ по методам "Мастер-кривой" и "Базовой кривой", то необходимо отметить следующее. Если для калибровки параметра $T_к$ в "Базовой кривой" используются результаты испытаний образцов с трещиной, то можно показать, что расчетные зависимости, полученные по этим двум методам, практически совпадают. Если же для калибровки параметра $T_к$ используются результаты испытаний стандартных образцов Шарпи на ударную вязкость, то кривая $K_{Ic}(T)$ рассчитанная по "Базовой кривой", является более консервативной по сравнению с кривой, полученной по методу "Мастер-кривой".

Применимость метода "Базовой кривой" для охрупченных материалов имеет то же ограничение, что применимость метода "Мастер-кривой", поскольку оба метода используют концепцию горизонтального сдвига.

6.1.5. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ НА ОСНОВЕ ЛОКАЛЬНЫХ КРИТЕРИЕВ РАЗРУШЕНИЯ

Характер распределения напряжений и деформаций у вершины трещины при его анализе как в упругой, так и в упругопластической постановке является сингулярным. Поэтому при использовании локальных критериев, отнесенных к материальной точке сплошной деформируемой среды, разрушение должно начинаться при сколь угодно малой приложенной нагрузке. Чтобы избежать этого и получить ненулевые критические значения внешних параметров, необходимо принять некоторое дополнительное требование, в качестве которого вводится следующее условие: напряжение или деформация должны достичь критических значений в некоторой области перед вершиной трещины размером r_c. Эту область, называемую зоной процесса, принято интерпретировать как зону протекания критических локальных событий, приводящих к макроразрушению, а параметр r_c связывать с характерным структурным размером (расстояние между включениями, размер зерна и т.п.).

6.1.5.1. ЛОКАЛЬНЫЕ КРИТЕРИИ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ

Традиционная формулировка локального критерия хрупкого разрушения записывается в виде

$$\sigma_{eq} \geq \sigma_Y; \qquad (6.1.102а)$$

$$\sigma_1 \geq S_c, \qquad (6.1.102б)$$

где σ_{eq} – интенсивность напряжений; σ_Y – предел текучести; σ_1 – максимальное главное напряжение и S_c – критическое напряжение хрупкого разрушения, не зависящее от температуры, скорости деформирования и жесткости напряженного состояния (параметр S_c может называться сопротивлением отрыву, сопротивлением микросколу или просто критическим напряжением. Вместо S_c часто используется также обозначение σ_c.

Локальный критерий хрупкого разрушения (6.1.102) исторически берет начало от работ Людвига, Иоффе, Давиденкова, Фридмана, Степанова и других исследователей и отражает два фундаментальных положения: первое – хрупкое разрушение наступает, когда нормальные напряжения достигают некоторой критической величины S_c, второе – хрупкому разрушению всегда предшествует некоторая пластическая деформация.

Формулировка критерия в виде (6.1.102) принадлежит Копельману и Нотту. Критерий (6.1.102) является по сути феноменологическим, тем не менее ему может быть дана следующая физическая интерпретация. Условие (6.1.102а) принято интерпретировать как условие зарождения микротрещин скола, условие (6.1.102б) – как условие их распространения (в масштабе большем, чем размер зерна).

Этот критерий позволяет объяснить ряд явлений хрупкого разрушения, в частности, хрупко-вязкий переход, влияние скорости деформирования и концентраторов напряжений на охрупчивание материалов. Анализ хрупкого разрушения образцов с надрезами или трещинами из низкопрочных сталей на основе критерия (6.1.102) дает вполне адекватные результаты. Однако использование этого критерия для сталей средней и высокой прочности приводит к некоторым противоречиям. Например, при интерпретации результатов испытаний образцов с надрезами на основе критерия (6.1.102) должен быть сделан вывод, что параметр S_c зависит от температуры и радиуса надреза.

Новая формулировка локального критерия хрупкого разрушения позволяет преодолеть эти противоречия и включает следующие положения.

1. Поликристаллический материал представляется как совокупность элементарных ячеек со следующими свойствами. Механические свойства ячейки принимаются идентичными осредненным механическим свойствам материала, полученным на стандартных образцах. Размер элементарной ячейки ρ_{uc} равен среднему размеру зерна поликристаллического материала. Напряженно-деформированное состояние (НДС) в элементарной ячейке считается однородным.

2. Для ячейки принят локальный критерий хрупкого разрушения в виде

$$\sigma_1 + m_{T\varepsilon}\sigma_{\text{eff}} \geq \sigma_d; \qquad (6.1.103а)$$

$$\sigma_1 \geq S_c(æ). \qquad (6.1.103б)$$

Здесь $S_c(æ)$ – критическое напряжение хрупкого разрушения,

$$S_c(æ) = [C_1^* + C_2^* \exp(-A_d æ)]^{-1/2}, \qquad (6.1.104)$$

эффективное напряжение $\sigma_{\text{eff}} = \sigma_{eq} - \sigma_Y$; $æ = \int d\varepsilon_{eq}^p$ – параметр Одквиста; $d\varepsilon_{eq}^p$ – приращение эквивалентной пластической деформации; C_1^*, C_2^*, A_d – константы материала; σ_d – эффективная прочность карбидов или границ соединений "карбид-матрица", либо других частиц, на которых зарождаются микротрещины скола; $m_{T\varepsilon}$ – параметр, который зависит от температуры T и пластической деформации и может быть записан как

$$m_{T\varepsilon} = m_T(T) m_\varepsilon(æ); \qquad (6.1.105)$$

$$m_\varepsilon(æ) = S_0 / S_c(æ); \qquad (6.1.106)$$

$$m_T(T) = m_0 \sigma_{Ys}(T), \qquad (6.1.107)$$

($S_0 \equiv S_c(æ = 0)$); m_0 – константа, определяемая экспериментально; σ_{Ys} – температурно-зависимая компонента предела текучести.

3. Для формулировки критерия (6.1.103) в вероятностной постановке принимается, что параметр σ_d является стохастическим, остальные параметры – детерминистическими.

4. Для описания функции распределения параметра σ_d, т.е. функции распределения карбидов по прочности, используется распределение Вейбулла

$$p(\sigma_d) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_d - \sigma_{d0}}{\tilde{\sigma}_d}\right)^{\eta}\right], \quad (6.1.108)$$

где $p(\sigma_d)$ – вероятность того, что минимальная прочность карбида в элементарной ячейке меньше, чем σ_d; $\tilde{\sigma}_d$, σ_{d0} и η – параметры Вейбулла.

5. Для описания хрупкого разрушения поликристаллического материала используется модель наислабейшего звена.

6.1.5.2. МОДЕЛИ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПРИ ХРУПКОМ РАЗРУШЕНИИ

Прогнозирование трещиностойкости может быть выполнено как в детерминистической, так и в вероятностной постановке. При вероятностной постановке локальный подход предполагает, что стохастическая природа хрупкого разрушения обусловлена стохастической чувствительностью одного или нескольких критических параметров, входящих в локальный критерий хрупкого разрушения.

***Модели, основанные на локальном критерий хрупкого разрушения* (6.1.102).** Наиболее известной детерминистической моделью прогнозирования трещиностойкости при хрупком разрушении является модель Ритчи–Нотта–Райса (RKR-модель). В RKR-модели используется локальный критерий хрупкого разрушения (6.1.102), параметром, контролирующим хрупкое разрушение, является критическое напряжение хрупкого разрушения, которое обозначено σ_c.

Применительно к области вблизи вершины трещины условие (6.1.102б) в RKR-модели записывается в виде

$$\sigma_1\big|_{r=r_c} = \sigma_c \quad (6.1.109)$$

и вместо условия (6.1.102а) используется эквивалентное условие $r_c < r_p$, где r_p – размер пластической зоны.

Используя решение Хатчинсона–Райса–Розенгрена (HRR-решение) для полей напряжений в вершине трещины, можно получить одно из аналитических представлений RKR-модели для расчета K_{Ic}:

$$K_{Ic} = \sqrt{r_c}\left(\frac{[\sigma_c/\beta]^{\frac{N+1}{2}}}{[\sigma_Y]^{\frac{N-1}{2}}}\right), \quad (6.1.110)$$

$$\beta = f(N)\left(\frac{1-\mu^2}{I(N)\varepsilon_Y}\right)^{\frac{1}{N+1}}.$$

Здесь $\varepsilon_Y = \sigma_Y / E$; N – показатель в степенной аппроксимации кривой деформирования в виде $\varepsilon = \varepsilon_Y(\sigma/\sigma_Y)^N$; μ – коэффициент Пуассона в упругопластической области; $f(N)$, $I(N)$ – табулированные функции, известные по HRR-решению.

Соотношение (6.1.110) показывает, что, зная для данного материала величину r_c, по температурной зависимости $\sigma_Y(T)$ можно рассчитать зависимость $K_{Ic}(T)$. В RKR-модели так же, как и в других моделях, использующих параметр зоны процесса, последний является фактически подгоночным параметром.

Вероятностная модель прогнозирования трещиностойкости Беремина основана на RKR-модели и предложении, что напряжение хрупкого разрушения σ_c является стохастическим параметром, обусловленным распределением микротрещин скола по длинам.

Основные положения модели Беремина.

1. Поликристаллический материал объемом V разбивается на некоторые элементарные объемы V_0. При этом объем V_0 должен быть достаточно большим, чтобы вероятность нахождения в нем микротрещины не была исчезающе мала, и, с другой стороны, достаточно малым, чтобы принять напряженно-деформированное состояние в нем однородным. Объем V_0 должен содержать определенное количество зерен.

2. Для каждого объема V_0 вероятность P нахождения микротрещины длиной между l_o и $l_o + dl_o$ задается в виде

$$P(l_o)dl_o = \frac{\alpha}{l_o^{\beta}} dl_o, \qquad (6.1.111)$$

где α и β – константы материала.

3. Критическая длина микротрещины l_o^c связана с критическим разрушающим напряжением σ_c соотношением Гриффитса

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi(1-\mu^2)l_o^c}}, \qquad (6.1.112)$$

где E – модуль упругости; γ – поверхностная энергия.

4. Используется модель наислабейшего звена.

Тогда вероятность разрушения заданного объема V_0 при напряжении σ будет

$$p(\sigma) = \int_{l_o^c}^{\infty} P(l_o)dl_o. \qquad (6.1.113)$$

Уравнение (6.1.113) можно представить в виде

$$p(\sigma) = \left(\frac{\sigma}{\sigma_u}\right)^m, \qquad (6.1.114)$$

где $m = 2\beta - 2$ и σ_u – константы материала.

Вероятность разрушения P_f всего тела, разбитого на n объемов V_0, можно представить как

$$P_f = 1 - \prod_{i=1}^{n}[1 - p(\sigma_i)], \qquad (6.1.115)$$

где i – номер эталонного объема V_0.

Учитывая, что вероятность $p(\sigma_i)$ мала по сравнению с единицей, уравнение (6.1.115) можно переписать в виде

$$\ln(1 - P_f) = \sum_{i=1}^{n} \ln[1 - p(\sigma_i)] \cong \sum_{i=1}^{n} - p(\sigma_i). \qquad (6.1.116)$$

Если напряженное состояние однородно во всем объеме тела, уравнение (6.1.116) с учетом (6.1.114) можно записать как

$$\ln(1 - P_f) = -\frac{V}{V_o}\left(\frac{\sigma}{\sigma_u}\right)^m. \qquad (6.1.117)$$

В случае неоднородного напряженно-деформированного состояния (НДС) расчет производится с помощью метода конечных элементов (МКЭ), и вероятность разрушения тела объемом V вычисляется на основании формулы (6.1.116), где $\sum_{i=1}^{n} p(\sigma_i)$ заменяется выражением

$$\sum_{j=1}^{n}\left(\frac{\sigma_1^j}{\sigma_u}\right)^m \frac{V_j}{V_o},$$

где V_j – объем j-го конечного элемента с однородным напряженным состоянием; σ_1^j – максимальное нормальное напряжение в j-м элементе.

Окончательный вид уравнения для вычисления вероятности разрушения будет

$$P_f = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u}\right)^m\right], \qquad (6.1.118)$$

где $\sigma_w = \sqrt[m]{\sum_{j=1}^{n}(\sigma_1^j)^m \frac{V_j}{V_o}}$ – напряжение Вейбулла.

Из уравнения (6.1.118) для заданных уровней нагружения, которые задаются коэффициентом интенсивности напряжения K_1, при известных параметрах m и σ_u могут быть получены вероятностные зависимости $P_f(K_1)$. Зависимости $P_f(K_1)$ исследованы при условии, что около вершины трещины действует маломасштабная текучесть. В результате получено уравнение вида

$$P_f = 1 - \exp(-\text{const}\ K_1^4). \qquad (6.1.119)$$

Параметры m и σ_u являются температурно-зависимыми величинами, поэтому использовать данную модель для прогнозирования температурной зависимости трещиностойкости во многих случаях весьма проблематично.

Известны также и другие детерминистические и вероятностные модели прогнозирования трещиностойкости при хрупком разрушении, основанные на локальном критерии (6.1.102).

Причина противоречий, возникающих при использовании моделей типа RKR-модели или модели Беремина (основанных на локальном критерии (6.1.102)), для перлитных сталей средней и высокой прочности состоит в том, что для указанных сталей хрупкое разрушение может контролироваться в зависимости от жесткости напряженного состояния и температуры как условием распространения микротрещин скола, т.е. параметром S_c, так и условием их зарождения. Причем условие зарождения может не совпадать с условием начала пластического течения $\sigma_{eq} = \sigma_Y$.

Наиболее ярко эти противоречия проявляются при прогнозировании трещиностойкости облученных корпусных реакторных сталей. В этом случае прогнозирование на основе моделей, основанных на локальном критерии (6.1.102), является некорректным. Согласно этим моделям зависимость $K_{Ic}(T)$ определяется температурной зависимостью предела текучести $\sigma_Y(T)$. Для корпусных сталей в температурном диапазоне 20 °C ≤ T ≤ 300 °C предел текучести изменяется очень слабо. Поэтому для стали с высоким значением переходной температуры, например для облученной стали, увеличение K_{Ic} с температурой будет очень небольшим, что противоречит экспериментальным данным.

***Модель, основанная на локальном критерии хрупкого разрушения* (6.1.103)**, была разработана в детерминистической и вероятностной постановках. Вероятностная модель известна как модель «Прометей». Эта модель верифицирована применительно к корпусным сталям в достаточно полном объеме. Модель обеспечивает прогнозирование кривых $K_{Ic}(T)$ как при температурном горизонтальном сдвиге, так и при изменении формы кривых.

Вероятностная модель прогнозирования трещиностойкости основана на следующих положениях.

1. Используется локальный критерий хрупкого разрушения (6.1.103) в вероятностной постановке.

2. Напряженно-деформированное состояние у вершины трещины рассчитывается для всех элементарных ячеек методом конечных элементов или для ячеек, расположенных на линии продолжения трещины, согласно приближенному аналитическому решению.

3. Если для расчета НДС используется аналитическое решение, то принимаются следующие упрощения.

3.1. Хрупкое разрушение образца контролируется ячейками, расположенными у вершины трещины в зоне, представляющей собой полукруг с радиусом, равным $r_p + \delta/2$ (где r_p – минимальный размер пластической зоны; δ – раскрытие вершины трещины) (рис. 6.1.36). Условие $\sigma_{eq} \geq \sigma_Y$ выполняется автоматически для такой зоны.

3.2. Все ячейки, расположенные в одном и том же полукольце, имеют одинаковую вероятность хрупкого разрушения.

На основе этих положений вероятность хрупкого разрушения образца с трещиной может быть представлена в виде (6.1.118)

$$P_f = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_w}{\tilde{\sigma}_d}\right)^{\eta}\right],$$

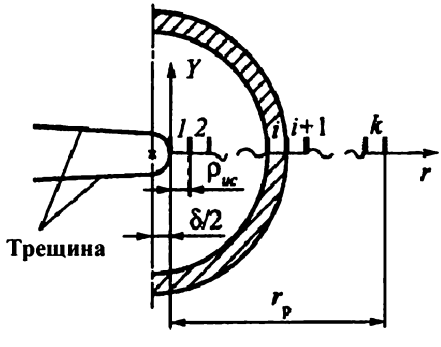


Рис. 6.1.36. Зона около вершины трещины для расчета вероятности хрупкого разрушения образца с трещиной

где напряжение Вейбулла σ_w вычисляется как

$$\sigma_w = \left[\sum_{i=1}^{k} (\max(\sigma_{пис}^i) - \sigma_{d0})^{\eta} \right]^{1/\eta}, \quad (6.1.20)$$

$$\sigma_{пис}^i \equiv \begin{cases} \sigma_1^i + m_T m_\varepsilon \sigma_{eff}^i, \text{ если } \sigma_1^i \geq S_c(æ_i) \\ \quad \text{и } \sigma_{пис}^i > \sigma_{d0}; \\ \sigma_{d0}, \text{ если } \sigma_1^i < S_c(æ_i) \text{ или} \\ \quad \sigma_{пис}^i \leq \sigma_{d0}. \end{cases}$$

Здесь k – число элементарных ячеек в пластической зоне; i – номер ячейки, для каждой i-й ячейки параметр $\max(\sigma_{пис}^i)$ есть максимальное значение параметра $\sigma_{пис}^i$ для этой ячейки с начала деформирования до текущего момента. Приведенные уравнения позволяют рассчитывать зависимости вероятности хрупкого разрушения от коэффициента интенсивности напряжений $P_f(K_I)$, поскольку параметр σ_w есть функция K_I.

Для аналитического описания кривой $K_{Ic}(T)$ в диапазоне температур хрупкого разрушения на основе предложенной модели следует знать параметры, входящие в локальный критерий хрупкого разрушения ($S_c(æ)$, $m_T(T)$, $\tilde{\sigma}_d$, σ_{d0} и η), а также кривую деформирования материала, которая необходима для расчета НДС. Эта кривая аппроксимируется уравнением

$$\sigma_{eq} = \sigma_Y + A_0(æ)^n, \quad (6.1.121)$$

где A_0 и n – константы материала. Температурная зависимость предела текучести $\sigma_Y(T)$ задается уравнением

$$\sigma_Y(T) = \sigma_{YG} + b\exp(-hT), \quad (6.1.122)$$

где σ_{YG}, b, h – константы материала, не зависящие от температуры; T – температура в градусах Кельвина.

Зависимость $S_c(æ)$ и коэффициенты в (6.1.121) и (6.1.122) определяются на основе результатов испытаний стандартных образцов на одноосное растяжение при различных температурах.

Параметр $m_T(T)$ рассчитывается по корреляционной зависимости (6.1.107). Температурно-зависимая компонента предела текучести $\sigma_{Ys}(T)$ задается как

$$\sigma_{Ys}(T) = \sigma_Y(T) - \sigma_{YG}, \quad (6.1.123)$$

где σ_{YG} – температурно-независимая компонента предела текучести. С достаточной степенью точности в качестве величины σ_{YG} может быть принято значение $\sigma_Y(T)$ при некоторой температуре T_{YG}, когда $\sigma_{Ys}(T_{YG}) < 0{,}01\,\sigma_Y(T_{YG})$. Тогда температурно-зависимая компонента предела текучести вычисляется как $\sigma_{Ys}(T) = \sigma_Y(T) - \sigma_Y(T_{YG})$. Для корпусных реакторных сталей температура T_{YG} может быть взята как $T_{YG} = 350$ °C.

Параметры $\tilde{\sigma}_d$ и η могут определяться по результатам испытаний на трещиностойкость малоразмерных образцов с трещиной, по результатам испытаний на разрыв цилиндрических образцов с круговым надрезом или по результатам испытаний на трещиностойкость полномасштабных образцов с трещиной. Достаточно провести эти испытания при одной температуре, если параметр m_0 известен. Если необходимо определить параметр m_0, образцы испытываются при двух различных температурах и используется итерационный процесс. Общим для хрупкого разрушения всех перечисленных образцов (из стали средней и повышенной прочности) является то, что это разрушение контролируется процессом зарождения микротрещин скола, т.е. критические параметры определяются значениями параметров $\tilde{\sigma}_d$ и η.

Рассмотрим процедуру определения параметров $\tilde{\sigma}_d$ и η по результатам испытаний на трещиностойкость малоразмерных образцов с трещиной при некоторой одной температуре, предполагая, что параметр m_0 известен.

1. Испытываются малоразмерные образцы, например образцы Шарпи с трещиной, на трещиностойкость при температуре T и определяются значения K_{Jc}.

2. Рассчитываются поля напряжений и деформаций для каждого малоразмерного об-

разца с трещиной МКЭ или в соответствии с аналитическим решением.

3. Задается некоторое начальное значение параметра $\eta = \eta_0$.

4. Значения параметра σ_w рассчитываются для каждого испытанного образца с трещиной.

5. Параметры $\tilde{\sigma}_d$ и η в (6.1.108) определяются с помощью метода наибольшего правдоподобия.

6. Сравниваются значения $\eta = \eta_0$:

если $\eta \cong \eta_0$, то итерационный процесс прерывается;

если $\eta \neq \eta_0$, то значение параметра η_0 корректируется и процесс повторяется в соответствии с пп. 4 – 6.

Параметр σ_{d0} может быть оценен, учитывая, что он является минимально возможным значением параметра σ_d. Это значение можно определить из (6.1.103), если учесть что при некоторой температуре минимальное разрушающее напряжение приближенно равно σ_Y и в этом случае условия зарождения и распространения микротрещины удовлетворяются одновременно. Тогда из (6.1.103) следует $\sigma_1 = \sigma_{d0}$ и $\sigma_1 = S_0$, так что $\sigma_{d0} = S_0$.

Для определения всех параметров вероятностной модели достаточно испытать стандартные гладкие цилиндрические образцы и малоразмерные образцы на трещиностойкость при какой-то одной температуре.

Приведенные ниже примеры использования вероятностной модели для прогнозирования трещиностойкости корпусных реакторных сталей в различных состояниях подобраны так, чтобы показать применимость модели, сравнить с результатами прогнозирования с помощью других методов, таких как "Мастер-кривая", продемонстрировать возможность калибровки параметров модели различными методами.

Параметры, необходимые для расчета кривых $K_{Ic}(T)$ по вероятностной модели, – параметры кривой деформирования (6.1.121), температурной зависимости предела текучести (6.1.122) и зависимости $S_c(æ)$ (6.1.104), определяли по результатам испытаний стандартных цилиндрических образцов. Эти образцы диаметром 5 мм и длиной рабочей части 25 мм испытывали на растяжение в требуемом диапазоне температур (обычно от –196 до 20 °С). Определение параметров $\tilde{\sigma}_d$ и η выполняли по результатам различных испытаний. При проведении расчетов по вероятностной модели для всех рассмотренных ниже случаев размер элементарной ячейки ρ_{uc} принимали равным 0,05 мм.

Для стали 15Х3НМФА в исходном состоянии калибровка параметров $\tilde{\sigma}_d$ и η выполнялась по результатам испытаний цилиндрических образцов с круговым надрезом. Эти образцы имели следующие размеры: диаметр 9,5 мм, диаметр в надрезе 4,75 мм, угол надреза 45°, радиус надреза 0,5 мм. Они были испытаны на разрыв в условиях растяжения при температуре $T = -196$ °С. Определяли нагрузку при разрушении и диаметр в надрезе после разрыва и вычисляли истинное напряжение при разрушении.

Температурные зависимости трещиностойкости $K_{Ic}(T)$ рассчитаны в соответствии с вероятностной моделью для образцов с трещиной толщиной 50 мм при значениях вероятности хрупкого разрушения P_f = 0,05, 0,5 и 0,95 (рис. 6.1.37). Там же приведены экспериментальные точки для стандартных компактных образцов толщиной 50 мм (образцы 2Т-СТ). Соответствие расчетных и экспериментальных данных достаточно хорошее.

На рис. 6.1.38 представлены кривые $K_{Ic}(T)$ для стали 15Х2НМФА в исходном состоянии, рассчитанные в соответствии с вероятностной моделью и в соответствии с "Мастер-кривой" подходом для образцов с трещиной толщиной 50 мм при P_f = 0,05, 0,5 и 0,95. Экспериментальные значения трещиностойкости, полученные на образцах 2Т-СТ, также представлены на рис. 6.1.38.

Калибровка параметра T_0 в "Мастер-кривой" и параметров $\tilde{\sigma}_d$ и η в вероятностной модели проводилась по приведенным экспериментальным значениям трещиностойкости для этих образцов при температуре $T = -60$ °С.

Результаты на рис. 6.1.38 показывают, что прогнозирование по обоим подходам даст весьма близкие кривые $K_{Ic}(T)$, которые вполне адекватны экспериментальным данным.

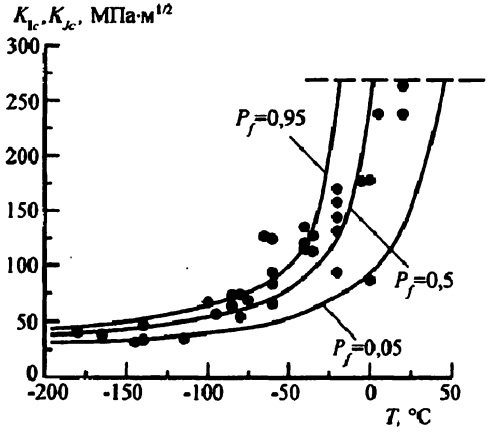


Рис. 6.1.37. Кривые $K_{Ic}(T)$ для стали 15Х3НМФА в исходном состоянии, рассчитанные согласно вероятностной модели для образцов с трещиной толщиной B = 50 мм при разной вероятности хрупкого разрушения:
точки – экспериментальные значения трещиностойкости для образцов 2Т-СТ; горизонтальная линия соответствует уровню верхнего шлейфа

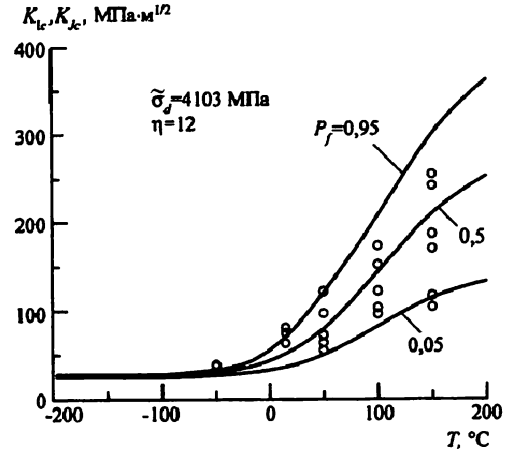


Рис. 6.1.39. Кривые $K_{Ic}(T)$ для стали 15Х2НМФА в охрупченном состоянии, рассчитанные согласно вероятностной модели для образцов с трещиной толщиной B = 50 мм при разной вероятности хрупкого разрушения:
точки – экспериментальные значения трещиностойкости для образцов 2Т-СТ с 20 % боковыми канавками

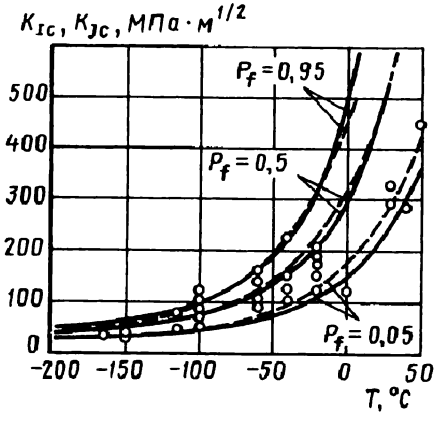


Рис. 6.1.38. Кривые $K_{Ic}(T)$ для стали 15Х2НМФА в исходном состоянии, рассчитанные согласно вероятностной модели (сплошные линии) и "Мастер-кривой" (пунктирные линии) для образцов с трещиной толщиной B = 50 мм при разной вероятности хрупкого разрушения:
точки – экспериментальные значения трещиностойкости для образцов 2Т-СТ

Температурные зависимости трещиностойкости $K_{Ic}(T)$, рассчитанные в соответствии с вероятностной моделью и "Мастер-кривой" подходом для сильно охрупченной стали 15Х2НМФА (термообработка, имитирующая радиационное охрупчивание), представлены на рис. 6.1.39 и рис. 6.1.40. Расчетные кривые даны для образцов с трещиной толщиной 50 мм при P_f = 0,05, 0,5 и 0,95. Экспериментальные значения трещиностойкости, приведенные на этих рисунках, получены на образцах 2Т-СТ.

Определение параметра T_0 в "Мастер-кривой" и параметров $\tilde{\sigma}_d$ и η в вероятностной модели проводилась по результатам испытаний на трещиностойкость образцов Шарпи с усталостной трещиной при температуре T = 30 °С.

Как видно из рис. 6.1.39, кривые $K_{Ic}(T)$ для стали 15Х2НМФА в охрупченном состоянии, рассчитанные согласно вероятностной модели, хорошо согласуются с результатами испытаний образцов 2Т-СТ. В то же время расчет на основе "Мастер-кривой" подхода (см. рис. 6.1.40) дает неадекватные и неконсервативные прогнозы трещиностойкости: экспериментальные точки лежат значительно ниже кривой $K_{Ic}(T)$, соответствующей вероятности хрупкого разрушения P_f = 0,05. Причина

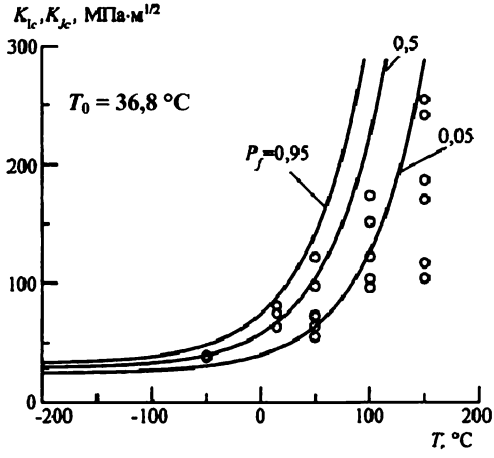


Рис. 6.1.40. Кривые $K_{Ic}(T)$ для стали 15Х2НМФА в охрупченном состоянии, рассчитанные согласно вероятностной концепции "Мастер-кривой" для образцов с трещиной толщиной B = 50 мм при разной вероятности хрупкого разрушения:
точки – экспериментальные значения трещиностойкости для образцов 2Т-СТ с 20 % боковыми канавками

неадекватного описания температурной зависимости трещиностойкости для охрупченной стали на основе "Мастер-кривой" подхода состоит в том, что наклон кривой $K_{Ic}(T)$ для охрупченного состояния значительно уменьшается по сравнению с исходным состоянием, что не учитывается в "Мастер-кривой".

6.1.5.3. ЛОКАЛЬНЫЕ КРИТЕРИИ ВЯЗКОГО РАЗРУШЕНИЯ

Наиболее распространенной формулировкой критерия вязкого разрушения является следующая:

$$æ = \varepsilon_f\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right),$$

где $\varepsilon_f\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right)$ – критическая деформация при вязком разрушении, зависящая от жесткости напряженного состояния σ_m/σ_{eq}; σ_m – гидростатическая компонента тензора напряжений. Большинство зависимостей $\varepsilon_f\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right)$ получено из уравнений роста пор. Предполагается, что зарождение пор происходит одновременно в момент начала пластического деформирования или при некоторой деформации.

Ф. Макклинток рассматривал рост цилиндрических пор в условиях обобщенной плоской деформации. Вдоль образующих пор действует напряжение σ_{zz}; в плоскости, перпендикулярной оси z, действуют напряжения $\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \sigma_{rr}$. Макклинток предполагал, что, когда отношение радиуса поры к расстоянию между ними увеличится в достаточной степени, например, в $F_п$ раз, поры начнут взаимодействовать друг с другом и последует вязкое разрушение. При указанном допущении степень повреждаемости материала можно выразить через отношение приращения радиуса поры R к расстоянию между порами $l_п$, так что разрушение произойдет при повреждении $\eta_п = 1$. Приращение повреждения составит

$$d\eta_п = -\frac{d\ln 2R/l_п}{\ln F_п}. \qquad (6.1.124)$$

Аппроксимируя диаграмму деформирования степенной зависимостью $\sigma_{eq} = B_0\varepsilon_{eq}^k$ (где B_0 и k – константы), скорость повреждаемости можно представить в виде

$$\frac{d\eta_п}{dæ} = \frac{\mathrm{sh}[(1-k)(\sigma_{xx}+\sigma_{yy})/(2/\sqrt{3\sigma_{eq}})]}{(1-k)\ln F_п}, \qquad (6.1.25)$$

где $dæ$ – интенсивность приращений пластической деформации.

При постоянстве отношения компонент напряжений решение уравнения (6.1.125) позволяет определить критическую деформацию

$$\varepsilon_f = \frac{(1-k)\ln F_п}{\mathrm{sh}[(1-k)(\sigma_{xx}+\sigma_{yy})/(2/\sqrt{3\sigma_{eq}})]}. \qquad (6.1.126)$$

Из уравнения (6.1.126) следует, что с увеличением объемной доли пор (со снижением параметра $F_п$), жесткости напряженного состояния (с увеличением $(\sigma_{xx}+\sigma_{yy})/\sigma_{eq}$) и снижением значения коэффициента деформационного упрочнения k критическая деформация ε_f уменьшается.

Несмотря на то что приведенные следствия модели Макклинтока качественно соответствуют экспериментальным данным, зависи-

мость (6.1.125) можно использовать только для тех или иных предельных оценок, так как реальные поры не цилиндрические, а сферические и эллиптические, кроме того, параметр $F_п$ не определен.

Рост сферической поры, обусловленный пластической деформацией, в однородном поле напряжений при монотонном нагружении можно описать зависимостью Райса–Трейси:

$$\frac{dR}{R} = k_1 \exp\left(k_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) d\text{æ}, \quad (6.1.127)$$

где $k_1 = 0{,}28$ и $k_2 = 1{,}5$.

Уравнение (6.1.127) выведено для поры, расположенной в идеально жесткопластическом материале. Тем не менее показано, что это уравнение можно использовать при анализе развития пор в материале с деформационным упрочнением.

Соотношение (6.1.127) определяет более высокую чувствительность скорости роста поры к напряженному состоянию, чем следует из уравнений Макклинтока для цилиндрических пор. С помощью этого уравнения может быть описан рост значительно меньших пор, образовавшихся на карбидах и выделениях.

Дж.В. Хэнкок и А.С. Маккензи использовали зависимость (6.1.127) для прогнозирования критической деформации. Предполагалось, что все поры зарождаются при пластической деформации $\varepsilon_н$ ($\varepsilon_н = \text{æ}_н$), а разрушение наступает при условии, когда начальная пора радиусом R_0 достигнет некоторого критического радиуса R_c. При этих условиях и постоянстве отношений компонент напряжений интегрирование уравнения (6.1.127) приводит к зависимости

$$\varepsilon_f - \varepsilon_н = \text{const} \cdot \exp\left(-k_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right), \quad (6.1.128)$$

где $\text{const} = \frac{1}{k_2} \ln \frac{R_c}{R_0}$ некоторая константа, определяемая из экспериментальных данных.

Результаты экспериментального исследования зависимости $\varepsilon_f(\sigma_m/\sigma_{eq})$ на цилиндрических образцах с надрезами различных радиусов закругления, моделирующих различную жесткость напряженного состояния, продемонстрировали удовлетворительное соответствие с зависимостью (6.1.128).

Все предложенные модели вязкого разрушения отталкиваются от условия взаимодействия пор и последующего их слияния, хотя используемые в моделях уравнения роста пор не учитывают их взаимодействия. Кроме того, возникает необходимость введения таких условных параметров, как критический размер пор или критический размер перемычки. Указанные допущения главным образом связаны с трудностями корректного описания сложного и нестабильного процесса образования, деформирования и разрушения перемычек между порами. Однако в большинстве случаев в описаниях такого рода нет необходимости, так как предельное состояние может быть достигнуто еще до того момента, когда произойдет окончательное разрушение, обусловленное разрывом перемычек.

Практически во всех моделях имеется допущение о постоянстве числа пор, т.е. об отсутствии их зарождения в процессе пластического деформирования. Экспериментально показано, что образование пор происходит на всем протяжении деформирования материала, вплоть до разрушения.

Новый критерий вязкого разрушения формулируется как критерий пластического коллапса элементарной ячейки

$$\frac{dF_{eq}}{d\text{æ}} = 0, \quad (6.1.129)$$

где $F_{eq} = \sigma_{eq}(1 - S_\Sigma)$; S_Σ – относительная площадь пор, т.е. площадь пор на единицу площади поперечного сечения элементарной ячейки. Другими словами, F_{eq} есть напряжение в конгломерате из матрицы материала и пор, а величина σ_{eq} – напряжение в матрице материала. Зависимость σ_{eq} от деформации æ описывается уравнением (6.1.121).

Новая формулировка локального критерия вязкого разрушения не нуждается во введении каких-либо эмпирических параметров и учитывает как непрерывное зарождение пор при пластическом деформировании, так и их рост, и позволяет определять ε_f при изменении σ_m/σ_{eq} в процессе нагружения.

Величина относительной площади пор S_Σ вычисляется по уравнениям зарождения и роста пор. В конструкционных материалах зарождение пор в основном происходит на включениях и крупных карбидах и во многих случаях может быть описано уравнением

$$\rho_S = \rho_f[1 - \exp(-A_\rho(æ - æ_0))], \quad (6.1.130)$$

где ρ_S – концентрация пор, т.е. количество пор на единицу площади недеформированного материала; ρ_f – максимальное число мест зарождения пор на единицу площади недеформированного материала; $æ_0$ – значение æ, при котором начинается зарождение пор; A_ρ – константа материала, не зависящая от температуры.

Рост одиночной сферической поры при пластическом деформировании в условиях трехосного напряженного состояния может быть описан уравнением Хуанга

$$\frac{dR}{R} = \alpha d æ, \quad (6.1.131)$$

где $\alpha = 0{,}427\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right)^k \exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right)$, $k = 0{,}25$ при $\sigma_m/\sigma_{eq} \le 1$ и $k = 0$ при $\sigma_m/\sigma_{eq} > 1$.

Используя уравнения (6.1.130) и (6.1.131) и рассчитывая зависимость σ_m/σ_{eq} от æ, можно определить относительную площадь пор и затем критическую деформацию ε_f, отвечающую зарождению вязкого разрушения. Значение ε_f вычисляется как

$$\varepsilon_f = æ\Big|_{\frac{dF_{eq}}{dæ}=0}. \quad (6.1.132)$$

Таким образом, для определения ε_f необходимо определить параметры модели вязкого разрушения: A_ρ, ρ_f и $æ_0$, параметры кривой деформирования: σ_Y, A_0, n и зависимость $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}(æ)$. Для корпусных реакторных сталей параметр $æ_0 << \varepsilon_f$, поэтому для упрощения процедуры определения параметров модели принимается $æ_0 = 0$.

Указанные параметры могут быть определены различными методами. Например, параметры A_ρ, ρ_f и $æ_0$ могут быть получены из результатов структурных исследований образцов, подвергнутых разной степени деформирования. Но наиболее простым методом является метод калибровки указанных параметров на основании данных механических испытаний, который использует величину критической деформации ε_f при вязком разрушении, получаемую при испытаниях цилиндрических образцов на разрыв. Используются два типа образцов: гладкие цилиндрические образцы и цилиндрические образцы с круговым надрезом. В минимальном сечении шейки гладкого образца распределение деформаций практически однородно, а максимум трехосности напряжений локализован в центре минимального сечения шейки образца. Геометрия цилиндрических образцов с круговым надрезом выбирается таким образом, чтобы деформация по нетто-сечению образца была практически однородной, а трехосность напряжений была максимальной в центре нетто-сечения. Таким требованиям отвечают образцы со следующими геометрическими соотношениями: $D/d \approx 2$ и $2\rho/d \approx 1$ (D – радиус в брутто-сечении; d – радиус в нетто-сечении и ρ – радиус надреза).

Для определения параметров модели вязкого разрушения выбираются такие типы образцов, в которых зарождение вязкого разрушения однозначно происходит в центре образца. Относительное сужение Z в момент разрушения образца незначительно превышает относительное сужение $Z_{пис}$ в момент инициации вязкого разрушения (инициация вязкого разрушения цилиндрического образца определяется как разрушение элементарной ячейки в центре минимального сечения образца). Тогда с достаточной точностью можно принять, что $Z_{пис} = Z$. При этом критическая деформация ε_f (для элементарной ячейки в центре минимального сечения образца), рассчитываемая по формуле (6.1.132), связана с экспериментально измеряемой величиной Z следующей зависимостью:

$$\varepsilon_f = -\ln(1 - Z). \quad (6.1.133)$$

Определение параметров A_ρ, ρ_f, σ_Y, A_0, n и зависимости $\sigma_m/\sigma_{eq}(æ)$, входящих в модель вязкого разрушения, проводится по следующей процедуре.

1. Проводятся испытания на разрыв гладких цилиндрических образцов при температуре, отвечающей вязкому разрушению материала. По результатам испытаний определяются стандартные характеристики: σ_Y, $\sigma_в$, $Z^{глад}$, $\delta_р$, σ_f. Кривая деформирования аппроксимиру-

ется уравнением (6.1.121). Константы A_0 и n рассчитываются на основе полученных значений эквивалентных напряжений и деформаций для двух точек на кривой деформирования, соответствующих началу образования шейки и моменту разрушения образца. Для расчета эквивалентных напряжений в шейке образца используется решение Бриджмена.

2. Проводятся испытания на разрыв цилиндрических образцов с круговым надрезом и определяется в нетто-сечении параметр $Z^{\text{надр}}$. Далее рассчитывается $\varepsilon_{f_{\text{надр}}}^{\text{эксп}} = -\ln(1 - Z^{\text{надр}})$.

3. С помощью МКЭ проводятся численные упругопластические расчеты в геометрически нелинейной постановке для определения зависимости $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}(æ)$ в цилиндрическом образце с круговым надрезом в процессе нагружения. Для определения трехосности σ_m/σ_{eq} в шейке гладкого цилиндрического образца используется решение Бриджмена.

4. Проводятся численные расчеты с использованием уравнений (6.1.129) – (6.1.132) применительно к этим двум типам образцов. При этом используются полученные в п. 1 и п. 3 параметры σ_Y, A_0, n, σ_m/σ_{eq}, а параметры A_ρ и ρ_f варьируются. В результате численного решения определяются матрицы значений критических деформаций для гладкого образца $\varepsilon_{f_{\text{глад}}}^{\text{расч}}(A_\rho, \rho_f)$ и для образца с надрезом $\varepsilon_{f_{\text{надр}}}^{\text{расч}}(A_\rho, \rho_f)$ для варьируемых значений A_ρ и ρ_f.

5. На основании сравнения критических деформаций, полученных экспериментальным $\varepsilon_f^{\text{эксп}}$ и расчетным путем $\varepsilon_f^{\text{расч}}(A_\rho, \rho_f)$, определяем такую пару значений A_ρ и ρ_f, которые приводят к минимуму следующее выражение:

$$\Phi(A_\rho, \rho_f) = \sqrt{\frac{1}{2}\left[\left(\frac{\varepsilon_{f_{\text{глад}}}^{\text{эксп}} - \varepsilon_{f_{\text{глад}}}^{\text{расч}}}{\varepsilon_{f_{\text{глад}}}^{\text{эксп}}}\right)^2 + \rightarrow \ldots\right.}$$

$$\ldots \rightarrow \left.+\left(\frac{\varepsilon_{f_{\text{надр}}}^{\text{эксп}} - \varepsilon_{f_{\text{надр}}}^{\text{расч}}}{\varepsilon_{f_{\text{надр}}}^{\text{эксп}}}\right)^2\right] = \min. \quad (6.1.134)$$

Использование предложенной процедуры позволяет определять параметры кривой деформирования (σ_Y, A_0, n) и параметры модели вязкого разрушения (A_ρ, ρ_f).

6.1.5.4. МОДЕЛИ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПРИ ВЯЗКОМ РАЗРУШЕНИИ

При определении J_R-кривых на основании локальных критериев разрушения образец с трещиной представляется как совокупность элементарных ячеек с размером $\rho_{ис}$. Вязкий рост трещины моделируется как последовательное разрушение элементарных ячеек, локализованных на продолжении трещины. Разрушение элементарной ячейки, ближайшей к растущей трещине, происходит, когда деформация æ в этой элементарной ячейке достигает некоторой критической величины ε_f. Расчет напряженно-деформированного состояния образца с движущейся трещиной обычно проводится МКЭ. На основании данных о напряженно-деформированном состоянии образца с трещиной при очередном ее продвижении на величину $\rho_{ис}$ определяется значение J-интеграла и строится зависимость $J_R(\Delta a)$, где Δa – подрост трещины.

История нагружения (т.е. зависимость σ_m/σ_{eq} от деформации) для элементарных ячеек у вершины стационарной трещины отличается от истории нагружения у вершины движущейся трещины. Поэтому величины критической деформации при старте трещины и при ее росте различаются. В то же время история нагружения элементарных ячеек, расположенных на линии продолжения движущейся трещины вне зоны притупления вершины стационарной трещины ($\Delta a > \text{CTOD}_c$, где CTOD_c – критическое раскрытие в вершине трещины), практически одинакова. Поэтому для движущейся трещины может быть принято одинаковое значение критической деформации $\varepsilon_f^{\text{дв}}$ для всех элементарных ячеек, расположенных

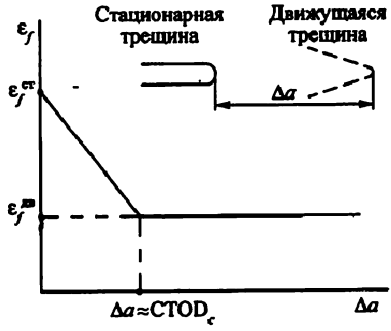
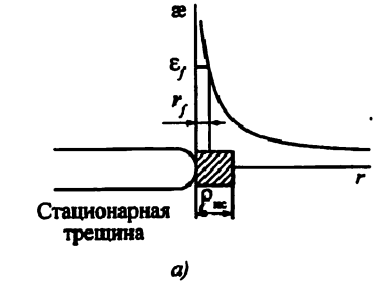
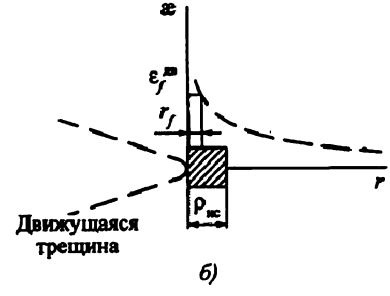


Рис. 6.1.41. Значение критической деформации для элементарных ячеек на линии продолжения трещины



а)



б)

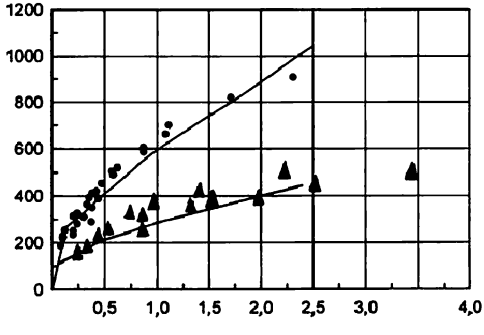


Рис. 6.1.42. Моделирование старта (*а*) и роста (*б*) трещины. Сравнение расчетных и экспериментальных J_R-кривых для стали 15Х2НМФА (*в*) в исходном (•) и охрупченном состоянии (▲)

вне зоны притупления вершины стационарной трещины ($\Delta a > CTOD_c$). Изменение значений критической деформации в процессе роста трещины схематически представлено на рис. 6.1.41.

Вязкий рост трещины может моделироваться как последовательное разрушение элементарных ячеек, расположенных на линии продолжения трещины (рис. 6.1.42). При этом условие старта трещины может быть сформулировано как

$$æ(r)\Big|_{r=r_f} = \varepsilon_f^{ст}, \qquad (6.1.135)$$

где r_f может быть определено из

$$r_f = 1\Big/\sqrt{\rho_s(\varepsilon_f^{ст})}, \qquad (6.1.136)$$

где $1/\sqrt{\rho_s}$ – среднее расстояние между порами при $æ = \varepsilon_f^{ст}$ может быть вычислено по уравнению (6.1.130). Размер элементарной ячейки $\rho_{ис}$ может быть определен из

$$\frac{1}{\rho_{ис}} \int_0^{\rho_{ис}} æ(r)dr = \varepsilon_f^{ст}, \qquad (6.1.137)$$

где $æ(r)$ берется при нагрузке, соответствующей старту трещины (6.1.135). Условие роста трещины формулируется как

$$æ(r)\Big|_{r=r_f} = \varepsilon_f^{ст}, \qquad (6.1.138)$$

В качестве примера, иллюстрирующего моделирование роста трещины по описанной выше модели, на рис. 6.1.42, *в* представлены расчетные J_R-кривые для стали 15Х2НМФА в исходном и охрупченном состояниях. Соответствие между расчетными и экспериментальными результатами весьма хорошее как для исходного, так и для охрупченного состояния стали.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Баско Е.М.** Диаграммы трещиностойкости строительных сталей в связи с размерами трещин и видом нагружения // Заводская лаборатория. – 1990. – № 12. – С. 75 – 79.

2. **Васильченко Г.С.** Исследование пластической вязкости разрушения сварных соединений трубопроводов реактора ВВЭР-1000 // Труды IV Международного семинара "Современные проблемы прочности" им. В.А. Лихачева. – Старая Русса, 2000. – Т. 1. – С. 164 – 173.

3. **Васильченко Г.С., Кунавин С.А., Меринов Г.Н., Шур Д.М.** Оценка гарантированного значения критической температуры хрупкости стали корпуса ВВЭР-1000 // Труды 4 Международной конференции "Проблемы материаловедения при изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС". – 1996. – Т. 2. С. 124 – 134.

4. **Васильченко Г.С., Казанцев А.Г., Силаев А.А., Банюк Г.Ф., Камолов В.М., Трегубов И.О.** К усовершенствованию методов экспериментального определения характеристик прочности материалов оборудования АЭС // Проблемы прочности. – 2004. – № 1. – С. 90 – 99.

5. **Георгиев М.Н.** Использование характеристик трещиностойкости для обоснования выбора материалов и расчета на прочность // Унификация испытания металлов на трещиностойкость: сб. – М.: Изд. Стандартов, 1982. – Вып. 2. – С. 76 – 81.

6. **Гетман А.Ф., Козин Ю.Н.** Неразрушающий контроль и безопасность эксплуатации сосудов и трубопроводов давления. – М.: Энергоатомиздат, 1997. – 288 с.

7. **Горынин И.В., Ильин А.В., Баранов А.В.** Проблемы обеспечения прочности и ресурса морских ледостойких стационарных платформ шельфа Арктики // Автоматическая сварка. – 2003. – № 10 – 11. – С. 52 – 58.

8. **Давиденков Н.Н.** Динамическая прочность и хрупкость металлов. – Киев: Наукова Думка, 1981. – 704 с.

9. **Карзов Г.П., Марголин Б.З., Швецова В.А.** Физико-механическое моделирование процессов разрушения. – СПб.: Политехника, 1993. – 391 с.

10. **Карзов Г.П., Тимофеев Б.Т, Леонов В.П.** Сварные сосуды давления: прочность и долговечность. – Л.: Машиностроение, 1982. – 288 с.

11. **Красовский А.Я.** Хрупкость металлов при низких температурах. – Киев: Наукова Думка, 1980. – 340 с.

12. **Красовский А.Я., Красико В.Н.** Трещиностойкость сталей магистральных трубопроводов. – Киев: Наукова думка, 1990. – 174 с.

13. **Марголин Б.З., Швецова В.А.** Критерий хрупкого разрушения: структурно-механический подход // Проблемы прочности. – 1992. – № 2. – С. 3 – 16.

14. **Марголин Б.З., Гуленко А.Г., Швецова В.А.** Прогнозирование трещиностойкости реакторных сталей в вероятностной постановке на основе локального подхода: сообщ. 1 // Проблемы прочности. – 1999. – № 1. – С. 5 – 20.

15. **Марголин Б.З., Гуленко А.Г., Швецова В.А.** Прогнозирование трещиностойкости реакторных сталей в вероятностной постановке на основе локального подхода: сообщ. 2 // Проблемы прочности. – 1999.– № 2. – С. 5 – 22.

16. **Марголин Б.З., Гуленко А.Г., Николаев В.А., Рядков Л.Н.** Новый инженерный метод прогнозирования температурной зависимости трещиностойкости сталей для сосудов давления // Проблемы прочности. – 2003. – № 5. – С. 12 – 35.

17. **Марголин Б.З., Гуленко А.Г., Николаев В.А., Рядков Л.Н.** Прогнозирование температурной зависимости трещиностойкости сталей для сосудов давления от флюенса нейтронов на основе метода Unified Curve // Проблемы прочности. – 2005. – № 3. – С. 22 – 36.

18. **Маркочев В.М., Морозов Е.М.** Предел трещиностойкости в системе критериев прочности тел с трещинами // Исследование хрупкой прочности строительных металлических конструкций: сб. – М.: ЦНИИПСК, 1982. – С. 102 – 112.

19. **Мешков Ю.Я.** Физические основы разрушения металлических конструкций. – Киев: Наукова Думка, 1981. –238 с.

20. **Морозов Е.М.** Концепция предела трещиностойкости // Заводская лаборатория. – 1997. – № 12. – С. 42 – 46.

21. **Прогнозирование** трещиностойкости корпусной реакторной стали на основе концепции "Master Curve" и вероятностной модели / Марголин Б.З., Швецова В.А., Гуленко А.Г. и др. // Проблемы прочности. – 2002. – 1. – С. 5 – 21.

22. **Хеллан К.** Введение в механику разрушения. – М.: Мир, 1988. – 364 с.

23. **Beremin, F.M.** A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel // Met. Trans. – 1983. – 14A. – P. 2277 – 2287.

24. **Fracture** toughness prediction for reactor pressure vessel steel in the initial and high embrittled states with the Master curve approach and the probabilistic model / Margolin B.Z., Shvetsova V.A., Gulenko A.G. et al. //Int. J. Pres. Ves. Piping. – 2002. 79. – P. 219 – 231.

25. **Huang Y.** Accurate dilatation rates for spherical voids in triaxial stress fields // Transaction of the ASME, Ser. E, Journal of Applied Mechanics. – 1991. 58. – P. 1084 – 1086.

26. **Knauf G., Riede N.** A comparative study of different methods to measure the opening displacement // 5-th Int. Conf. Fracture Mech. 1984. 1. – P. 181 – 191.

27. **Margolin B.Z., Gulenko A.G., Shvetsova V.A.** Improved probabilistic model for fracture toughness prediction based for nuclear pressure vessel steels // Int. J. Pres. Ves. & Piping. – 1998. 75. – P. 843 – 855.

28. **Margolin B.Z., Karzov G.P., Shvetsova V.A. and Kostylev V.I.** Modelling for transcrystalline and intercrystalline fracture by void nucleation and growth // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 1998. 21. –P. 123 – 137.

29. **Margolin B.Z., Shvetsova V.A., Gulenko A.G., Kostylev V.I.** Application of a new cleavage fracture criterion for fracture toughness prediction for RPV steels // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 2006. 29(9). – P. 697 – 713.

30. **New approaches** for evaluation of brittle strength of reactor pressure vessels / Margolin B.Z., Rivkin E.Yu., Karzov G.P. et al. / Proceedings ofthe sixth intemational conference on Material issues in design, manufacuring and operation of nuclear power plants equipment. – St-Petersburg, CRISM "Prometey". – 2000". – Vol. 1. – P. 159 – 177.'

31. **Simulation** of J_R-curves for reactor pressure vessel steels on the basis of a ductile fracture model / Margolin B.Z., Kostylev V.I., Ilyin A.V., Minkin A.I. // Int J PresVes Piping. – 2001. 78. – P. 715 – 725.

32. **Thomason P.F.** A three-dimensional model for ductile fracture by the growth and coalescence ofmicrovoids // Acta Met. – 1985. 33. – N 6. – P. 1087 – 1095.

33. **Wallin K.** The scatter in K_{IC} results // Eng. Fract. Mech. – 1984. 19. – P 1085 – 1093.

34. **Zheng C.Q., Radom J.C.** The formation of voids in the ductile fracture of a low alloy steel // Proc. ICF Int. Symp. Fract. Mech., Beiging, 22-25 Nov., 1983. – P.118 – 125.

Глава 6.2

ДИНАМИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ

6.2.1. СКОРОСТЬ НАГРУЖЕНИЯ

Влияние скорости нагружения на трещиностойкость материалов может проявляться через зависимость механических характеристик от скорости деформации или через изменение ситуации в самой вершине трещины.

Испытания тел с трещинами при разной скорости приложения нагрузки приводят к различной скорости изменения интенсивности локального поля напряжений в вершине трещины. Эту скорость можно определить как

$$\dot{K}_I = \frac{dK_I}{dt}, \qquad (6.2.1)$$

где K_I – коэффициент интенсивности напряжений для трещины нормального отрыва; t – время. Обычно величина $\dot{K}_I$ определяется по тангенсу угла наклона линейного начального участка осциллограммы нагрузка – время. Менее определенным является значение

$$\dot{K}_I = \frac{dK_{Id}}{dt_p},$$

где t_p – время до разрушения, так как эта величина зависит не только от упругих характеристик материала и скорости удара, но и от других факторов.

В табл. 6.2.1 приведены некоторые сведения о характерных значениях скоростей нагружения $\dot{K}_I$, встречающихся на практике.

Используемые в лабораториях методики для испытаний материалов на динамическую трещиностойкость обеспечивают определение этой характеристики до значений $\dot{K}_I = 10^7$ МПа·м$^{1/2}$·с$^{-1}$. Однако уже при $\dot{K}_I = 10^5$ МПа·м$^{1/2}$·с$^{-1}$ возникают динамические эффекты, которые приводят к некоторым трудностям при определении K_{Id}. На рис. 6.2.1 приведены интервалы скоростей нагружения, реализуемые на лабораторном оборудовании при испытаниях на динамическую трещиностойкость.

Исходя из условий эксплуатации конструкций, можно отметить характеристики динамической трещиностойкости металлов,

6.2.1. Характерные значения скоростей относительной деформации $\dot{\varepsilon}$, скоростей перемещений $\dot{v}$, скоростей нагружения $\dot{K}_I$

Конструкция	$\dot{\varepsilon}$, $с^{-1}$	$\dot{v}$, мм/с	$\dot{K}_I$, МПа · $м^{1/2}$ · $с^{-1}$
Резервуары для хранения жидкостей и газов при заполнении	до 10^{-6}	–	1...10
Гидравлические испытания трубопроводов и резервуаров	до 10^{-5}	–	$10...10^2$
Испытания падающим грузом	–	$10^3...10^4$	до 10^6
Столкновение судов	–	10^4	до 10^6
Аварии на воздушном и автомобильном транспорте	–	10^4	до 10^6
Лавинные разрушения трубопроводов	–	10^5	до 10^7
Взрывные нагружения	–	10^7	до 10^9

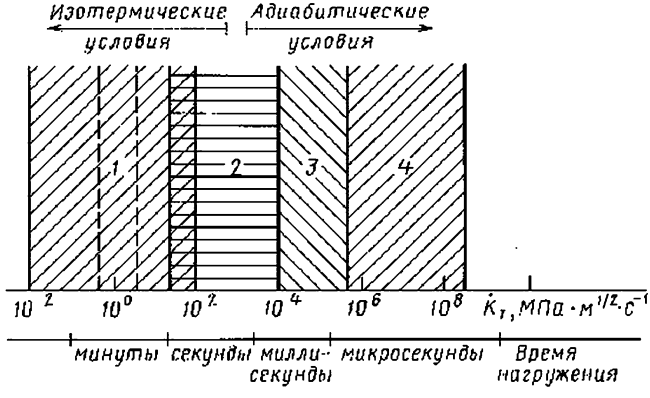


Рис. 6.2.1. Интервалы скоростей нагружения, реализуемые на лабораторном оборудовании при испытании на трещиностойкость:
1 – определение K_{Ic} (по ГОСТ 25.506); *2* – испытания на трещиностойкость на гидравлических машинах; *3* – испытания падающим грузом; *4* – испытания ударными волнами

относящиеся к различным стадиям процесса разрушения (в терминах коэффициента интенсивности напряжений): в момент старта трещины при ударном нагружении (K_{Id}), в период ее неустойчивого распространения (K_{ID}) и при ее остановке (K_{Ia}). Первые две характеристики имеют важное значение для классификации конструкционных материалов по их способности к сопротивлению разрушению. Третья характеристика имеет важное значение для оценки способности материала к торможению трещины и к приостановлению быстрого разрушения.

Определение характеристик динамической трещиностойкости на стадии старта, распространения и остановки трещины представляет определенные трудности, связанные с волновыми процессами, возникающими при динамическом нагружении тела с трещиной в ее вершине. Поэтому основная масса используемых критериев динамической трещиностойкости получена путем переноса и модификации известных критериев статической механики разрушения к динамическим условиям нагружения материала.

Характерным признаком хрупкого разрушения многих конструкционных материалов является наличие определенной температур-

ной области, в которой процесс разрушения сопровождается резким снижением пластичности материала. Температура, соответствующая резкому изменению пластических свойств материала, называется критической температурой хрупкости (хладноломкости) T_x.

Существуют два подхода к оценке и анализу проблем хрупкого разрушения для машиностроительных конструкций. Первый – это метод переходной температуры. В основу этого подхода положен принцип запрета эксплуатации материала при температуре ниже допускаемой. Второй подход основан на критериях механики разрушения и базируется на предотвращении критического состояния в вершине существующего или возможного дефекта при данных условиях эксплуатации. Оба эти подхода нашли широкое применение при проектировании машиностроительных конструкций.

6.2.2. МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ОЦЕНКИ ДИНАМИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ

6.2.2.1. УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ И МЕТОДЫ ЕЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ

В процессе ударных испытаний образцов на трехточечный изгиб определяют ударную вязкость и процент вязкой составляющей в изломе. Под ударной вязкостью понимают либо полную работу, затрачиваемую на деформирование и разрушение образца с надрезом, либо удельную работу KC, т.е. в соответствии с ГОСТ 9454 работу, отнесенную к площади нетто-сечения образца до его испытания. При записи диаграмм разрушения образца работа определяется площадью под кривой нагрузка P – прогиб f. Эта площадь зависит как от максимальной нагрузки и максимального прогиба, так и от формы кривой, т.е. от соотношения между работой зарождения трещины и работой собственно разрушения и сопутствующего ему пластического деформирования. Так, некоторые материалы могут обладать одинаковой ударной вязкостью при разных значениях нагрузки и прогиба. Работа разрушения отражает способность материала противодействовать начавшемуся разрушению и в меньшей степени зависит от остроты надреза, чем работа зарождения трещины, т.е. более надежно характеризует свойства материала при надрезах разной остроты. Временной границей, разделяющей эти два вида работы, является момент старта трещины.

Для реализации ударного нагружения применяются маятниковые копры, копры с падающим грузом, ротационные копры и другое оборудование (ГОСТ 9454). Наибольшее распространение получили маятниковые копры со скоростью движения маятника не более 5,6 м/с и с максимальной энергией удара 5, 10, 50, 100, 150, 300 Дж (ГОСТ 10708) в зависимости от испытуемого материала. Для испытания более крупных образцов применяют копры с запасом энергии 750 Дж и более.

Для определения ударной вязкости (ГОСТ 9454) применяют образцы с V-образным надрезом (рис. 6.2.2, *а*), U-образным надрезом (рис. 6.2.2, *б*), с усталостной трещиной Т (рис. 6.2.2, *в*). Размеры образцов приведены в табл. 6.2.2. При проведении испытаний тип концентратора выбирают в зависимости от конструкции, материал которой испытывают. При приемо-сдаточных испытаниях, выборе материалов испытывают образцы с U-образным и V-образным надрезами; для конструкций повышенной степени надежности – образцы с V-образным надрезом; для особо ответственных конструкций и для анализа причин разрушения – образцы с V-образным надрезом и трещиной.

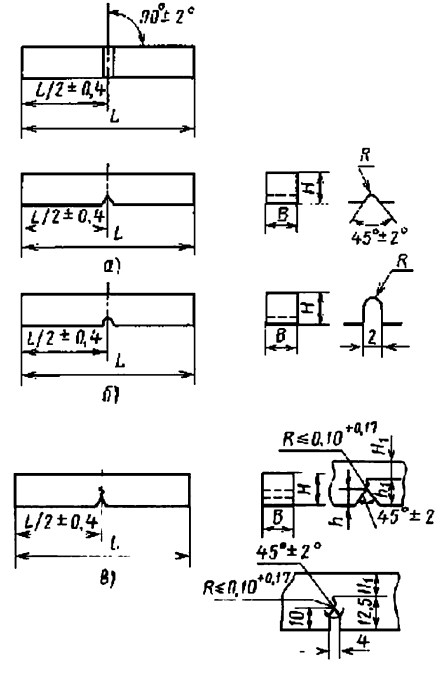


Рис. 6.2.2. Формы и размеры образцов для испытаний на ударный изгиб:
а – образец с V –образным надрезом;
б – с U-образным надрезом; *в* – образец с усталостной трещиной

6.2.2. Размеры образцов, применяемых для испытаний на ударный изгиб (ГОСТ 9454), мм

Тип образца	Вид концентратора	Радиус концентратора R	Длина L (пред. откл. ±0,6)	Ширина B	Высота H	Глубина надреза h_1 (пред. откл. ±0,6)	Глубина концентратора h (пред. откл. ±0,6)	Высота рабочего сечения H_1
1	U	1 ±0,07*	55	10 ± 0,1	10 ± 0,1	–	–	8 ± 0,1
2				7,5 ± 0,1		–	–	
3				5 ± 0,05		–	–	
4				2 ± 0,05	8 ± 0,1	–	–	6 ± 0,1
5				10 ± 0,1	10 ± 0,1	–	–	7 ± 0,1
6				7,5 ± 0,10		–	–	
7				5 ± 0,05		–	–	
8				10 ± 0,10		–	–	
9				7,5 ± 0,1		–	–	5 ± 0,1
10				5 ± 0,05		–	–	7 ± 0,1
11	V	0,25 ± ± 0,025		10 ± 0,10		–	–	8 ± 0,1
12				7,5 ± 0,10		–	–	
13				5 ± 0,05		–	–	
14				2 ± 0,05	8	–	–	6 ± 0,05
15	T	Трещина		10 ± 0,10	11	1,5	3,0	–
16				7,5 ± 0,10	11	1,5	3,0	–
17				5 ± 0,05	11	1,5	3,0	–
18				2 ± 0,05	9	1,5	3,0	–
19				10 ± 0,10	10	3,5	5,0	–
20			140	25 ± 0,10	25	10	12,5	–

* При контрольных массовых испытаниях допускается изготовление образцов с предельным отклонением ± 0,10 мм.

Подготовленный образец устанавливается на опоры копра с помощью шаблона. При установке образца расположение концентратора относительно опор допускается с погрешностью ±0,5 мм. Образец разрушается ударом бойка маятника со стороны, противоположной концентратору. После испытания по шкале копра определяется работа удара K, затрачиваемая на разрушение образца. Ударную вязкость принято обозначать KC с добавлением букв, характеризующих форму надреза, и цифр, указывающих температуру испытаний, максимальную энергию удара маятника, глубину концентратора и толщину образца. Например: KCT^{+200} 150/3/7,5 – ударная вязкость, определенная на образце с концентратором вида Т при T = 200 °С, максимальная энергия удара маятника 150 Дж, глубина концентратора h = 3 мм и ширина образца B = 7,5 мм.

Ударную вязкость определяют по формуле:

$$KC = \frac{K}{F_н}, \qquad (6.2.2)$$

где K – работа удара, Дж; $F_н$ – площадь нетто-сечения образца в надрезе, см^2, $F_н = H_1 B$.

Размеры образца и схема испытаний на консольный изгиб (испытание по Изоду) представлены на рис. 6.2.3. В табл. 6.2.3 приведены все основные типы образцов и схемы их нагружения для оценки склонности конструкционных материалов к хрупкому разрушению при динамическом нагружении и для оценки влияния различных факторов на характеристики разрушения.

По результатам серийных температурных зависимостей ударной вязкости определяют склонность материала к хрупкому разрушению с использованием критических температур хрупкости ($T_х$), определяемых по нормированному значению KC, по доле вязкой составляющей в изломе,

$$F_в = (F_н - F_{хр}) / F_н \cdot 100\%, \qquad (6.2.3)$$

где $F_в$ и $F_{хр}$ – процент площади, занимаемой в изломе вязкой и хрупкой составляющих соответственно.

Для проведения испытаний при различных температурах образец предварительно охлаждают или нагревают до температуры на 5° ниже (при охлаждении) и выше (при нагреве) требуемой, устанавливают на опоры копра и в течение 10 с разрушают.

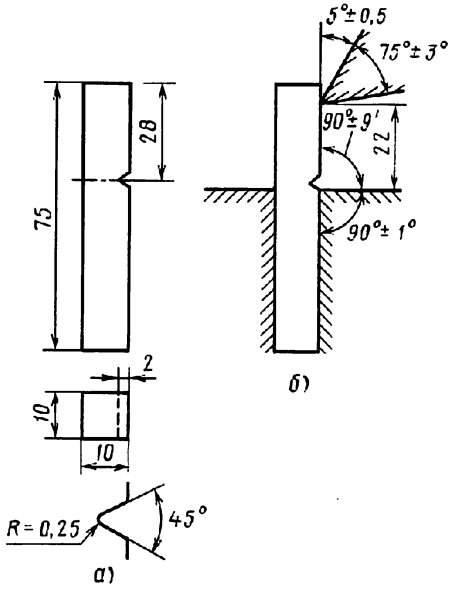
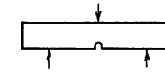
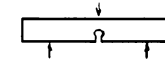
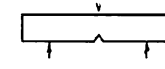
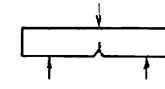
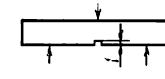
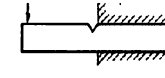
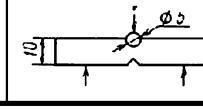


Рис. 6.2.3. Схема ударного испытания по Изоду: *а* – форма и размеры образца; *б* – схема испытания

6.2.3. Основные типы образцов и схемы нагружения, применяемые для оценки склонности материала к хрупкому разрушению

Тип образца, способ испытаний	Схема нагружения
Образец с надрезом Менаже (ГОСТ 9454), ударный изгиб, тип U	
Образец с надрезом, типа «замочная скважина», ударный изгиб	
Образец с V-образным надрезом (ГОСТ 9454), ударный изгиб, тип V	
Образец с V-образным надрезом, заканчивающимся усталостной трещиной (ГОСТ 9454), ударный изгиб, тип T	
Образец с квадратным надрезом (Фремоны), ударный изгиб	
Образец с V-образным надрезом (ударный изгиб по Изоду)	
Ударный изгиб по Шнадту	

6.2.2.2. ИСПЫТАНИЯ НА ДИНАМИЧЕСКИЙ ИЗГИБ

Характеристики, определяемые по результатам испытаний образцов типа Шарпи по ГОСТ 9454, не всегда могут быть использованы непосредственно для оценки поведения конструкций, в основном по причине ограниченной толщины образцов.

Чтобы учесть влияние масштабного фактора, при определении ударной вязкости для материалов крупногабаритных конструкций были разработаны испытания на динамический изгиб (ИДИ). Чтобы сделать результаты испытаний по методу ИДИ применимыми для всех конструкционных материалов независимо от их вязкости разрушения или предела текучести, необходимо воспроизвести предельно жесткие условия испытаний, имитирующие

работу материала в конструкции. Эти условия включают большую скорость деформации и наличие острой трещины при сильном стеснении деформаций.

Размеры образцов, используемых для ИДИ, имеют толщину от 16 до 305 мм, высоту 41...381 мм, длину 181...228 мм, глубину надреза 13...76 мм и вес 0,9...20,38 кН.

Для изготовления крупных образцов необходим большой расход металла и мощное оборудование. Поэтому чаще используются образцы высотой 41 мм, длиной 181 мм и толщиной 5...16 мм. Образцы, форма надреза и их размеры приведены в табл. 6.2.4 и на рис. 6.2.4.

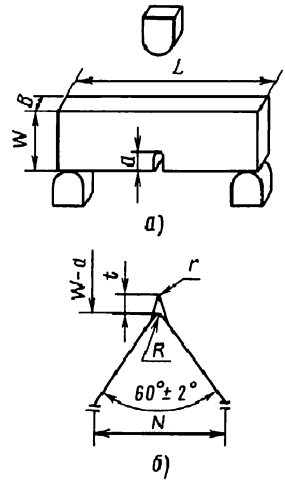
Надрез в образце выполняют в два приема. Сначала для партии образцов делают механический надрез с радиусом у вершины 0,13 мм (см. рис. 6.2.4). Затем при помощи вдавливания острого лезвия, выполненного из быстрорежущей стали (60 HRC), получают радиус в вершине надреза 0,025 мм.

Испытания образцов проводят на маятниковых или вертикальных копрах. Энергия, поглощенная при испытаниях на динамический изгиб на маятниковых копрах, легко определяется как разность потенциальной энергии в начальном и конечном положениях маятника.

Для определения энергии, поглощенной при испытаниях на вертикальном копре, можно воспользоваться ударником, оснащенным силоизмерителем, устройством для измерения скорости падающего груза или калиброванными

6.2.4. Размеры образцов и надреза для испытаний на динамический изгиб, мм

Параметры	Величина	Пред. откл., мм
Длина, L	181	±3
Высота, W	41	±2
Толщина, B	5...16	±1
Высота нетто-сечения, $(W-a)$	28,6	±0,5
Ширина надреза, N	1,59	±0,13
Радиус надреза, R	0,13	max
Глубина прессованого надреза, a	0,25	±0,13
Радиус вершины прессованого надреза, r	0,025	max



а) *б)*

Рис. 6.2.4. Образец (*а*) и форма концентратора напряжений (*б*) для испытаний на ударный изгиб (ИДИ)

крешерами для измерения энергии, оставшейся после разрушения образца. Ударник-силоизмеритель с наклеенными на нем по мостовой схеме датчиками градуируют с помощью испытательной машины на статическое растяжение. Поглощенную энергию определяют по формуле

$$\Delta E = I\left(\mathrm{v}_0 - \frac{I}{2m}\right), \qquad (6.2.4)$$

где ΔE – поглощенная энергия; v_0 – скорость удара; m – масса падающего груза; I – импульс силы, определяемый площадью под осциллограммой нагрузка-время. Скорость удара определяется по формуле

$$\mathrm{v}_0 = \sqrt{2gh}, \qquad (6.2.5)$$

где g – ускорение свободного падения; h – высота падающего груза.

Остаточную энергию падающего груза после разрушения образца на вертикальном копре определяют с помощью крешера, представляющего собой свинцовый или алюминиевый брусок, установленный на специальной опоре (рис. 6.2.5, *а*).

Градуировка крешеров проводится на вертикальном копре без образца путем сбрасывания груза с различной высоты. По результатам градуировки строят градуировочную кривую (рис. 6.2.5, *б*). Испытания проводят в широком диапазоне температур. Образец перед

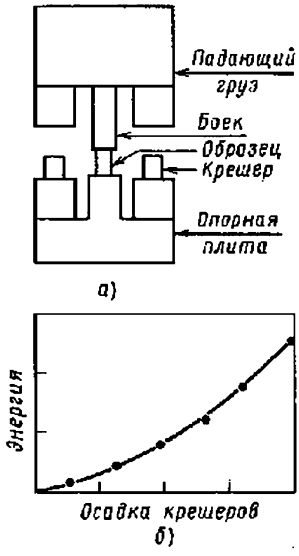


Рис. 6.2.5. Схема нагружения при испытаниях на динамический изгиб (*а*) и градуировочная кривая для определения остаточной энергии после испытания по деформации свинцовых крешеров (*б*)

испытаниям выдерживают при требуемой температуре не менее 15 мин, затем устанавливают на опоры и разрушают. Допустимая погрешность температуры испытаний ±1 °С. По результатам испытаний строятся температурные зависимости поглощенной энергии и вязкой составляющей в изломе (%).

6.2.2.3. ИСПЫТАНИЯ ПАДАЮЩИМ ГРУЗОМ

Для оценки склонности к разрушению материалов сосудов давления, магистральных трубопроводов и других конструкций используется метод испытания образцов DWTT (Drop-Weigt Tear Test) падающим грузом. Размеры образцов представлены на рис. 6.2.6, толщина образца соответствует толщине изделия. Надрез наносят путем вдавливания острого ножа с радиусом 0,0076...0,025 мм из инструментальной стали на глубину 5 мм. Малый радиус в сочетании с холодным наклепом дна надреза гарантирует зарождение хрупкой трещины. Для испытаний образцов DWTT применяют вертикальные и маятниковые копры с запасом энергии, достаточным для разрушения образца однократным ударом. Скорость удара должна быть не более 5 м/с. Испытания образцов DWTT обычно проводят в интервале температур –100 °С...+100 °С. По результатам

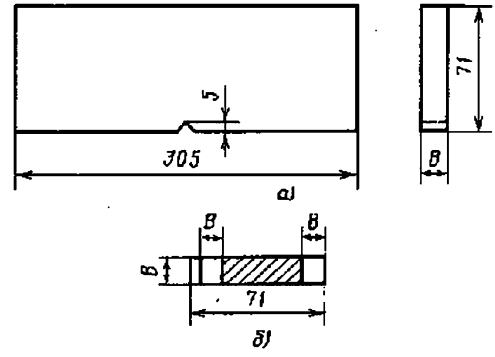


Рис. 6.2.6. Размеры, мм, образца DWTT (*а*) и схема площади излома (заштрихованная область), включаемая в расчет (*б*)

испытаний строят температурную зависимость вязкой составляющей в изломе, которую определяют по формуле

$$F_{\text{в}} = \frac{(71-2B)B - F_{\text{хр}}}{(71-2B)B}\,100\,\%. \quad (6.2.6)$$

При оценке площади разрушения размер областей, прилегающих к надрезу и к противоположному краю образца, обычно не учитывают из-за эффектов, связанных с наклепом и зарождением трещины. По результатам испытаний определяют температуру хрупко-вязкого перехода, основываясь на количестве вязкой составляющей в изломе.

6.2.2.4. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПРИ ОДНОКРАТНОМ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Для определения характеристик трещиностойкости материалов (K_{Id}, K_d) при динамическом нагружении на стадии старта трещины используют образцы на трехточечный изгиб, внецентренное растяжение, цилиндрические образцы с кольцевой трещиной и призматические образцы WLCT, которые испытывают расклиниванием по методу разрезных стержней Гопкинсона (табл. 6.2.5). При определении динамической трещиностойкости необходимо выбирать наиболее рациональную форму и размеры образцов с учетом цели испытаний. При этом учитываются назначение, размеры и форма изделий и заготовок, механические свойства, условия эксплуатации. Цилиндрические образцы с кольцевой трещиной рекомендуется использовать при определении трещиностойкости

6.2.5. Образцы, используемые для определения K_{Id}

Тип образца	Основные размеры
Плоский образец для испытаний на трехточечный изгиб (рис. 6.2.4)	$W = 2B$; $a = (0{,}45...0{,}55)W$; $K \le 0{,}06W$; $L_1 = 4W$; $L = 4W + 0{,}5W$ Допускаются образцы с $W = 2B$, а также образцы сечением 15 × 15 мм
Цилиндрический образец с кольцевой трещиной для испытаний на ударное растяжение и изгиб	$L = 5D$; $L_1 = 10D$; $(D - d) \ge h + 1{,}5$ мм; $l_0 \ge 3{,}7h\mathrm{tg}\alpha$; $D_к = D - 2h \approx (0{,}65...0{,}85)D$
Образец для испытаний на внецентренное растяжение	$a = (0{,}45...0{,}55)W$; $B = 0{,}5W$; $d = 0{,}25W$; $F = 0{,}55W$; $h = (025...0{,}45)W$; $H = 1{,}2W$; $K = 0{,}06W$
Компактный образец WLCT	$W = B = H = 10...20$ мм; $a_0 = 0{,}5W$

пруткового материала круглого, квадратного или прямоугольного сечения. Образцы на трехточечный изгиб и внецентренное растяжение применяют для листового материала, крупногабаритных заготовок. Эти образцы используются для испытаний при скоростях нагружения $\dot{K}_I$ до 10^5 МПа·м$^{1/2}$·с$^{-1}$. Образцы WLCT, испытываемые расклиниванием с применением разрезных стержней Гопкинсона, используют при скоростях нагружения порядка $5 \cdot 10^6$ МПа·м$^{1/2}$·с$^{-1}$ и более, или когда размеры заготовки в совокупности с требуемым направлением роста трещины не позволяют изготовить образцы другой формы и размеров.

Предварительно на образцах из заранее выполненного механического надреза выращивается усталостная трещина. Общая длина этой трещины (включая надрез) должна быть такой, чтобы отношение длины трещины a к высоте образца W находилось в диапазоне 0,45…0,55. Разветвление трещины не допускается. При создании усталостной трещины необходимо обеспечить условие, чтобы в корне надреза не произошла чрезмерно большая пластическая деформация

$$K_{f\max} << K_{Ic}, \qquad (6.2.7)$$

где $K_{f\max}$ – максимальный коэффициент интенсивности напряжений в цикле; K_{Ic} – критический коэффициент интенсивности напряжений при статическом нагружении.

Конечный участок исходной усталостной трещины длиной не менее 0,5 мм должен создаваться при $K_{f\max} \le 0{,}6\,K_{Ic}$ (при этом коэффициент асимметрии цикла $R = 0{,}1...0{,}25$).

Испытания по определению динамической вязкости разрушения проводят на электрогидравлических машинах, маятниковых и вертикальных копрах с различным запасом энергии, на ротационных копрах и других установках. Установки оснащают электронной аппаратурой для измерения усилий и деформации, а также регистрирующей аппаратурой для записи осциллограмм нагрузка–перемещение по линии действия нагрузки ($P - f$), нагрузка–время ($P - t$) и перемещение–время ($f - t$). Установки могут быть оснащены крио- и термокамерами или термостатами для охлаждения или нагрева или для предварительного охлаждения или нагрева образцов. Максимальная нагрузка, необходимая для разрушения образцов, определяется по формулам:

для плоских образцов при изгибе

$$P_{\max} \ge 0{,}1B(W - a)(\sigma_{0,2} + \sigma_в); \qquad (6.2.8)$$

для образцов при внецентренном растяжении

$$P_{\max} \ge 0{,}2B(W - a)(\sigma_{0,2} + \sigma_в)B; \qquad (6.2.9)$$

для цилиндрических образцов при осевом растяжении

$$P_{\max} \ge \frac{\pi d^2}{4}\left(\frac{\sigma_{0,2} + \sigma_в}{2}\right); \qquad (6.2.10)$$

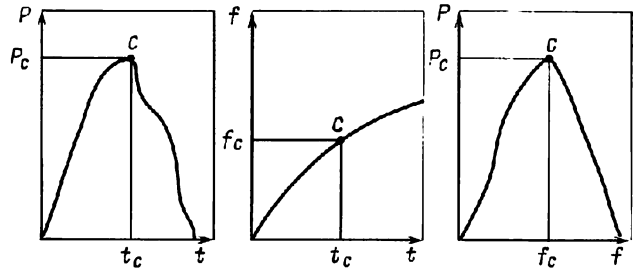


Рис. 6.2.7. Диаграммы разрушения при ударных испытаниях, используемые для определения максимальных нагрузок:
а – P – t; б – f – t; в – P – f

Для испытаний образцов на трехточечный изгиб в основном используются маятниковые, вертикальные или ротационные копры. Копры должны быть оснащены динамометром, дающим электрический сигнал, пропорциональный нагрузке, аппаратурой для обработки и усиления сигнала, аппаратурой для регистрации зависимостей $P-f$, $P-t$, $f-t$, а также устройством и аппаратурой для измерения прогиба. В качестве динамометра для измерения нагрузки могут служить нож маятника или падающего груза, опоры или образец с размещенными на них тензорезисторами. Для измерения прогиба пользуются в основном фотоэлектрическим методом.

Осциллограммы регистрируются и обрабатываются с помощью компьютерной техники. После разрушения образца на инструментальном микроскопе измеряют длину трещины в пяти точках фронта и определяют ее среднее значение. Полученные осциллограммы используют для определения нагрузки и последующего расчета по ней коэффициента интенсивности напряжений. В качестве расчетной нагрузки для определения коэффициента интенсивности напряжений используют максимальную нагрузку P_f (рис. 6.2.7).

При анализе осциллограмм, полученных при ударных испытаниях на трехточечный изгиб, возникают значительные трудности методического характера, связанные с интерпретацией этих осциллограмм, сложностью определения инерционных усилий и их влияния на процесс разрушения, неопределенностью пределов корректного применения квазистатического подхода к динамическим испытаниям на удар, неоднозначностью диаграмм $P-t$, характеризующихся колебательными процессами.

Существующие методы определения динамической вязкости разрушения основываются на предположении о выполнении следующих условий: инерционное усилие $P_и$ должно быть намного меньше максимальной нагрузки, при которой начинается неустойчивое распространение трещины; время от начала нагружения до начала распространения трещины $t_р$ должно быть кратным периоду собственных колебаний образца τ и превышать последний в 2...3 раза. Эти условия накладывают ограничения на пределы применимости ударных испытаний: невозможность использования больших образцов, трудность исследования хрупких материалов и ограничение скорости нагружения.

Указанные ограничения в значительной степени вызваны неопределенностью оценки инерционных усилий.

Истинную разрушающую нагрузку можно определять умножением максимального усилия на поправочный коэффициент, учитывающий инерционное усилие. Основным параметром, по которому определяется поправочный коэффициент, является время до разрушения. Методические указания по испытанию материалов на трещиностойкость при ударном нагружении рекомендуют определять величину инерционного усилия путем повторного разрушения склеенного из двух половинок разрушенного образца. Затем найденные значения инерционных усилий вычитают из соответствующих значений усилий на осциллограмме, полученной при испытании основного образца.

Главный недостаток этого метода заключается в том, что в обоих случаях испытанию подвергаются системы с существенно разными собственными частотами колебаний.

Для определения динамической трещиностойкости материалов предлагается учитывать инерционные усилия путем установления зависимости изгибающего момента в плоскости трещины от инерционных сил и сил взаимодействия образца с бойком, а затем по суммарному изгибающему моменту определять динамическую трещиностойкость материала. Сложность определения динамической трещиностойкости материалов заключается в том, что необходимо знать рамки применимости квазистатического подхода для этих испытаний. Стандартные методики базируются на применении квазистатического анализа для описания результатов ударных испытаний. При этом необходимо, чтобы инерционное усилие $P_и$ было намного меньше максимальной разрушающей нагрузки P_c, а время до разрушения превышало период τ собственных колебаний образца

$$\tau_р > 3\tau, \qquad (6.2.11)$$

где τ для образцов на сосредоточенный изгиб определяется по формуле

$$\tau = 3{,}36\frac{w}{C_0}(EBC)^{1/2}, \qquad (6.2.12)$$

где w – высота образца; B – толщина образца; C_0 – скорость продольных волн; E – модуль Юнга; $C = f(a/w)$ – податливость образца при статическом нагружении; a – длина трещины. Условие (6.2.11) является достаточно жестким и не позволяет испытывать хрупкие материалы, а также проводить испытания при больших скоростях нагружения. Значение K_{Id} определяют путем измерения динамических деформаций датчиком у вершины трещины, либо методом каустик и т.д. Однако эти методики требуют долгой подготовки образцов и дорогостоящей измерительной аппаратуры и не находят широкого практического применения.

На основе проведенного динамического анализа ударных испытаний образцов на сосредоточенный изгиб при безопорном нагружении и нагружении на трехточечный изгиб получены математическое описание процесса нагружения и основные зависимости его параметров от времени. Проведенный анализ позволил понять природу влияния инерционных сил на напряженно-деформированное состояние образца. При испытаниях образца на трехточечный изгиб в момент удара происходит отрыв образца от опор, т.е. в начальный период времени эти испытания по сути являются безопорными.

Расчет коэффициента интенсивности напряжений производят по формуле

$$K_{Id} = \frac{M_{из.разр.}}{B\sqrt{w^3}} Y\left(\frac{a}{w}\right), \qquad (6.2.13)$$

где $M_{из.\,разр.}$ – изгибающий момент в центральном сечении образца в момент разрушения; $Y\left(\frac{a}{w}\right)$ – поправочная функция, зависящая от длины трещины, определяется по формуле

$$Y = 3{,}494[1 - 3{,}396(a/w) + 5{,}839(a/w)^2] \qquad (6.2.14)$$

или по табл. 6.2.6.

Длина исходной усталостной трещины a определяется с точностью до 0,1 мм как среднее арифметическое измерений не менее чем в пяти точках на фронте усталостной трещины, расположенных через равные промежутки по толщине образца, исключая боковые поверхности. Величина K_{Qd} принимается равной K_{Id}, если выполняется неравенство

$$B,\ a,\ (w-a) \geq \beta\left(\frac{K_{Qd}}{\sigma_{0,2d}}\right)^2, \qquad (6.2.15)$$

где β – безразмерный коэффициент; $\sigma_{0,2d}$ – динамический предел текучести.

6.2.6. Значение функции Y в зависимости от a/w для образцов при испытании на сосредоточенный изгиб

a/w	Y	a/w	Y
0,450	2,29	0,510	2,75
0,460	2,35	0,520	2,84
0,470	2,42	0,530	2,94
0,480	2,50	0,540	3,04
10,490	2,58	0,550	3,14
0,500	2,66		

В случае невыполнения условий плоской деформации динамическая трещиностойкость K_{Id} определяется путем пересчета через J-интеграл, аналогично тому, как это делается при статическом нагружении (см. ГОСТ 25.506).

$$J = 2A/\beta'(w-a), \qquad (6.2.16)$$

где A – площадь под осциллограммой $P-f$.

При этом возникают три случая: разрушение образца происходит без стабильного видимого подрастания трещины; нестабильному разрушению предшествует некоторое стабильное подрастание трещины; разрушение образца происходит полностью вязко. При стабильном подрастании трещины момент ее страгивания можно определить либо наклеиванием датчика разрыва в устье трещины, либо методом электропотенциалов, либо построением J_R-кривых и др.

Определенному таким образом значению J-интеграла соответствует значение K_{Jd}, которое определяется по формуле

$$K_{Jd} = \sqrt{\frac{EJ_{Id}}{1-\nu^2}}. \qquad (6.2.17)$$

Испытания образцов с кольцевой трещиной на растяжение проводят на электрогидравлических машинах или маятниковых копрах. Для испытаний кольцевых образцов на изгиб используют маятниковые или вертикальные копры, аналогично тому, как проводят испытания на трехточечный изгиб призматических образцов.

Величина K_{Qd} для цилиндрических образцов с кольцевой трещиной определяется по формулам:

при осевом растяжении

$$K_{Qd} = \frac{P_c}{D\sqrt{D}} Y_{\text{р}}; \qquad (6.2.18)$$

при трехточечном изгибе

$$K_{Qd} = \frac{P_c L}{D^2\sqrt{D}} Y_{\text{и}}, \qquad (6.2.19)$$

где $Y_{\text{р}}$, $Y_{\text{и}}$ – безразмерные функции, зависящие от глубины трещины и эксцентриситета опасного сечения

$$Y_{\text{р}} = 0{,}7978\frac{\sqrt{d/D[1-(1-2s/d)(d/D)]}\times}{\sqrt{1+\frac{d}{D}(2s/d-0{,}8012)}}\ldots\rightarrow$$

$$\rightarrow\ldots\frac{\times[1+\sqrt{1+3(2s/d)}](D/d-1)^2}{\sqrt{1+\frac{d}{D}(2s/d-0{,}8012)}};$$

$$Y_{\text{и}} = 0{,}3989\frac{\sqrt{1-d/D}\times}{(d/D)^2\sqrt{d/D}\sqrt{1-0{,}8012d/D}}\ldots\rightarrow$$

$$\rightarrow\ldots\frac{\times[\sqrt{dD_R}(1-d/D)+2(d/D)\sqrt{d/D}]^2}{(d/D)^2\sqrt{d/D}\sqrt{1-0{,}8012d/D}}.$$

Числовые значения функций $Y_{\text{р}}$ и $Y_{\text{и}}$ приведены в табл. 6.2.7 и 6.2.8.

Испытания образцов на внецентренное растяжение проводят на сервогидравлических машинах или маятниковых копрах с использованием специальных приспособлений. Запись осциллограмм процесса разрушения осуществляется аналогично тому, как это делается при испытаниях на ударный изгиб.

Величина K_{Qd} вычисляется по формуле

$$K_{Qd} = \frac{P_c}{B\sqrt{w}} Y, \qquad (6.2.20)$$

где

$$Y = \sqrt{a/w[29{,}6-185(a/w)+}$$
$$\sqrt{+655(a/w)^2-1017(a/w)^3+639(a/w)^4]}.$$

Нагружение образца по методу разрезных стержней Гопкинсона позволяет достигнуть скорости нагружения

$$\dot{K}_{\text{I}} = 10^6\ldots10^7\ \text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}\cdot\text{с}^{-1}.$$

Испытания проводят на компактных образцах типа WLCT. Размеры образцов приведены в табл. 6.2.5.

Приложение нагрузки осуществляют импульсом ударной волны с помощью клина, вставленного в надрез, кромки которого механически обработаны в виде лезвия (рис. 6.2.8), угол в вершине клина α = 45°, угол между кромками надреза α = 43°.

Функциональная схема системы нагружения и регистрации включает в себя: нагружающее устройство для инициирования

Глава 6.3. циклическая Трещиностойкость

6.2.7. Значение функции $Y_и$ в зависимости от глубины трещины при изгибе кольцевого образца

d/D	$Y_и$	d/D	$Y_и$	d/D	$Y_и$
0,01	70602	0,27	19,219	0,53	5,227
0,02	12314	0,28	16,772	0,54	5,072
0,04	2132,4	0,30	15,310	0,56	4,788
0,06	762,86	0,32	13,359	0,58	4,532
0,08	368,28	0,34	11,789	0,60	4,302
0,10	209,87	0,36	10,507	0,62	4,098
0,12	132,98	0,38	9,448	0,64	3,902
0,14	90,747	0,40	8,564	0,66	3,726
0,16	65,419	0,42	7,818	0,68	3,563
0,18	49,206	0,44	7,183	0,70	3,409
0,20	38,286	0,46	6,637	0,72	3,264
0,22	30,626	0,48	6,165	0,74	3,126
0,24	25,072	0,50	5,753	0,76	2,993
0,26	20,932	0,52	5,392	0,78	2,862

6.2.8. Значения функции $Y_р$ в зависимости от глубины трещины и эксцентриситета опасного сечения при растяжении кольцевого образца

$2s/d$	d/D								
	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9
0	24,9555	8,706	4,661	2,963	2,061	1,507	1,126	0,8322	0,5595
0,01	25,628	8,915	4,759	3,018	2,093	1,527	1,140	0,8443	0,5766
0,02	26,301	9,124	4,857	3,072	2,126	1,548	1,154	0,8562	0,5925
0,03	26,973	9,332	4,955	3,126	2,158	1,568	1,168	0,8677	0,6073
0,04	27,643	9,539	5,052	3,179	2,190	1,588	1,182	0,8789	0,6212
0,05	28,314	9,746	5,149	3,232	2,222	1,608	1,195	0,8899	0,6342
0,06	28,982	9,953	5,246	3,285	2,253	1,628	1,209	0,9006	0,6465
0,07	29,651	10, 159	5,342	3,338	2,285	1,648	1,222	0,9110	0,6581
0,08	30,319	10,364	5,438	3,391	2,316	1,667	1,235	0,9212	0,6691
0,09	30,985	10,569	5,534	3,443	2,347	1,687	1,248	0,9312	0,6795
0,10	31,652	10,774	5,628	3,495	2,378	1,706	1,261	0,9410	0,6895

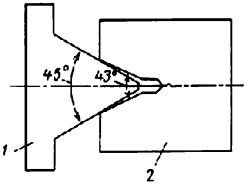


Рис. 6.2.8. Нагружение образца WLCT клином:
1 – клин; *2* – образец

ударной волны; систему разрезных стержней Гопкинсона (нагружающий и передающий); систему измерения; систему охлаждения образца.

Нагружающим устройством для инициирования ударной волны может служить пневмозарядчик, работающий на сжатом воздухе, маятниковый или вертикальный копер.

Система разрезных стержней Гопкинсона состоит из нагружающего *1*, рис. 6.2.9, и передающего *2* стержней, которые устанавливают в опорах. В качестве материала для изготовления стержней и клина используют сталь 40Х13 с последующей термообработкой (45...50 HRC). Нагружающий стержень может быть выполнен ступенчатым, что дает возможность получить более высокую скорость нагружения.

Удар по нагружающему стержню вызывает волну сжатия, которая распространяется в нем, частично отражается от его кромки в виде волны растяжения, а частично переходит через образец в передающий стержень. Амплитуда падающих, отраженных и передаваемых волн измеряется с помощью тензодатчиков, наклеенных по мостовой схеме на нагружающем и передающем стержнях. Датчики должны быть расположены на каждом бруске так, чтобы падающая волна не накладывалась на отраженную волну.

Анализ передаваемой волны дает возможность узнать изменение среднего усилия, прикладываемого к образцу, $P(t)$ в зависимости от амплитуды передаваемой волны $\varepsilon_T(t)$. $U_A(t)$ и $U_B(t)$ – соответствующие сдвиги на концах нагружающего и передающего стержней, которые установлены друг против друга

$$U_A(t) = C_0 \int_0^t \varepsilon_1(\theta) - \varepsilon_R(\theta) d\theta; \quad (6.2.21)$$

$$U_B(t) = C_0 \int_0^t \varepsilon_T(\theta) d\theta. \quad (6.2.22)$$

В каждом из этих выражений ε_1, ε_R, ε_T обозначают соответственно амплитуду падающей волны, отраженной волны и передающей волны; C_0 – скорость распространения упругих продольных волн в стержне.

Результирующий сдвиг клина по отношению к образцу равен:

$$\varepsilon(t) = U_A(t) - U_B(t), \quad (6.2.23)$$

тогда в соответствии с (6.2.21) и (6.2.22)

$$\varepsilon(t) = C_0 \int_0^t \{[\varepsilon_1(\theta) - \varepsilon_R(\theta)] - \varepsilon_T(\theta)\} d\theta. \quad (6.2.24)$$

Так как условие равновесия требует, чтобы

$$\varepsilon_1(t) + \varepsilon_R(t) = \varepsilon_T(t), \quad (6.2.25)$$

то соотношение (6.2.24) принимает вид

$$\varepsilon(t) = -2C_0 \int_0^t \varepsilon_R \, d\theta. \quad (6.2.26)$$

Кроме того, силы, воздействующие на стороны, контактирующие с клином $P_A(t)$ и образцом $P_B(t)$, выражаются в виде:

$$P_A(t) = ES[\varepsilon_1(t) + \varepsilon_R(t)]; \quad (6.2.27)$$

$$P_B(t) = ES\varepsilon_T(t), \quad (6.2.28)$$

где S – сечение стержня; E – модуль упругости материала.

Средняя прикладываемая сила $P(t)$ будет иметь вид

$$P(t) = \frac{1}{2}[P_A(t) + P_B(t)]. \quad (6.2.29)$$

В соответствии с (6.2.27) и (6.2.28)

$$P(t) = \frac{1}{2} ES[\varepsilon_1(t) + \varepsilon_R(t) + \varepsilon_T(t)]. \quad (6.2.30)$$

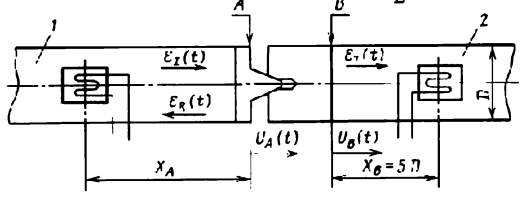


Рис. 6.2.9. Система разрезных стержней Гопкинсона

Так как условие равновесия (6.3.25) считается удовлетворенным, то из этого следует, что

$$P(t) = ES\,\varepsilon_T(t). \qquad (6.2.31)$$

Зная критическую амплитуду $\varepsilon_1^c(t_c)$ по записи передаваемой волны, можно определить среднюю критическую силу разрушения P_c с помощью соотношения

$$P_c = ES\,\varepsilon_T^c(t_c). \qquad (6.3.32)$$

Способ нагружения клином всегда сопровождается трением, которое должно быть принято во внимание. Поэтому действительная нагрузка на образец будет

$$F_c = \frac{P_c}{2\mathrm{tg}\left(\omega_0/2 + \mathrm{arctg}\,\mu\right)}, \qquad (6.2.33)$$

где ω_0 – угол раствора клина; μ – коэффициент трения контакта клин – образец.

Коэффициент интенсивности напряжений определяется как

$$K_{1d} = \left[P_c f\frac{A}{w}\right] \Big/ \left[B\sqrt{w}\,2\mathrm{tg}\left(\frac{\omega_0}{2} + \mathrm{arctg}\mu\right)\right], \qquad (6.2.34)$$

где

$$f\frac{A}{w} = -14{,}8\left(\frac{A}{w}\right)^{0,5} + 150{,}04\left(\frac{A}{w}\right)^{1,5} - 392{,}08\left(\frac{A}{w}\right)^{2,5} + 487{,}61\left(\frac{A}{w}\right)^{3,5} - 193{,}34\left(\frac{A}{w}\right)^{4,5}.$$

6.2.2.5. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ НА СТАДИИ БЫСТРОГО РАСПРОСТРАНЕНИЯ И ОСТАНОВКИ ТРЕЩИНЫ

Целью испытаний является определение значений критических коэффициентов интенсивности напряжений K_{1d}, K_{1a}.

Для определения этих характеристик в основном применяют три типа образцов (табл. 6.2.9).

Для инициации трещины используют различные типы исходных надрезов, что зависит от свойств материала. Для сталей низкой и средней прочности рекомендуется надрез выполнять в хрупкой наплавке, нанесенной на радиусное закругление выточки (6.2.10, *а*). Он выполняется поперек толщины образца. Исходный надрез можно выполнять и непосредственно в испытуемом материале (рис. 6.2.10, *б*). Исходным надрезом может служить усталостная трещина. Для облегчения старта трещины используют и двойной образец, который включает в себя часть из высокопрочного, низковязкого сплава, в котором находится инициирующий надрез. Эта часть приваривается к испытываемому материалу.

Для испытания ДКБ-образцов (двухконсольная балка) используют три схемы нагружения. Реализацию схемы **А** нагружения образца согласно рис. 6.2.11 осуществляют с помощью расклинивающего винта. Критическое значение коэффициента интенсивности напряжений на стадии остановки трещины определяют по формуле:

$$K_{1a} = \frac{3}{2}\frac{\Delta_{1c}E}{\left(a_0 + 0{,}64h\right)^2}\frac{1 + \dfrac{1+\mu}{10}\dfrac{h^2}{a_0^2}}{1 + \dfrac{3(1+\mu)}{5}\dfrac{h^2}{a_0^2}}\sqrt{\frac{I}{B_н}}, \qquad (6.2.35)$$

где Δ_{1c} – критическое смещение берегов трещины по линии действия нагрузки; E – модуль упругости; μ – коэффициент Пуассона; I – момент инерции рабочего сечения образца; a_0 – средняя длина образовавшейся трещины по сечению образца.

Реализацию схемы **Б** нагружения ДКБ-образца проводят по схеме внецентренного растяжения (рис. 6.2.12) на разрывной машине. Регистрация усилия, передаваемого на образец *1*, осуществляется при помощи тензорезисторов *5*, наклеенных на силовую тягу *4*. Сигнал тензорезисторов через тензоусилитель *6* подается на двухкоординатный самописец *7*. Регистрация перемещения по линии действия нагрузки осуществляется при помощи скобы *3*, на которой наклеены тензорезисторы *2*. В процессе испытаний проводится запись диаграммы нагрузка–перемещение. Расчет коэффициента интенсивности напряжений на стадии остановки трещины K_{1a} проводится по формуле:

$$K_{1a} = \frac{P_a\left(a_0 + 0{,}64h\right)}{\left(Ia_0\right)^{1/2}}\left[1 + 0{,}1(1+\mu)\left(\frac{h}{a_0}\right)^2\right], \qquad (6.2.36)$$

где P_a – нагрузка в момент остановки трещины.

6.2.9. Основные типы и размеры образцов для определения трещиностойкости материалов на стадии распространения и остановки трещины

Тип образца	Основные размеры, мм
Образец типа двухконсольной балки (ДКБ-образец)	$1{,}5B \le a_0 < L - 2{,}5B$ $L = 15B;\ h = 1{,}25B$ $B_н = 0{,}4B;\ \ell = 0{,}6B$ $C = 0{,}75B;\ D = 0{,}6B$ $d = 0{,}5B$
Компактный образец типа CLWL	$H = 0{,}6W \pm 0{,}005W$ $S = (B - B_н)/2 \pm 0{,}01B$ $N = W/10;\ 0{,}15W \le L \le 0{,}25W$ $0{,}3W \le A_0 \le 0{,}4W$ $0{,}125W \pm 0{,}005W \le D \le 0{,}25W \pm 0{,}005W$
Образец, исключающий влияние отраженных волн	$B = 10\ldots25$

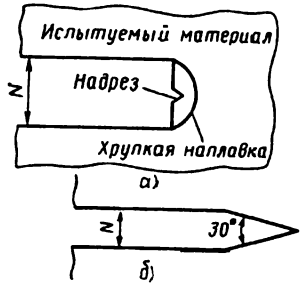


Рис. 6.2.10. Типы исходных надрезов при испытаниях на остановку трещины

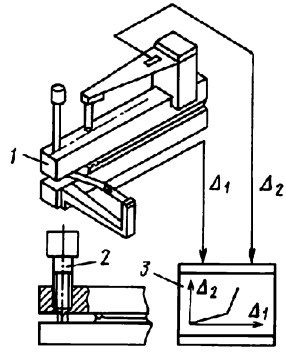


Рис. 6.2.11. Схема нагружения ДКБ-образца расклинивающим винтом:
1 – образец; *2* – нагружающий винт; *3* – двухкоординатный самописец

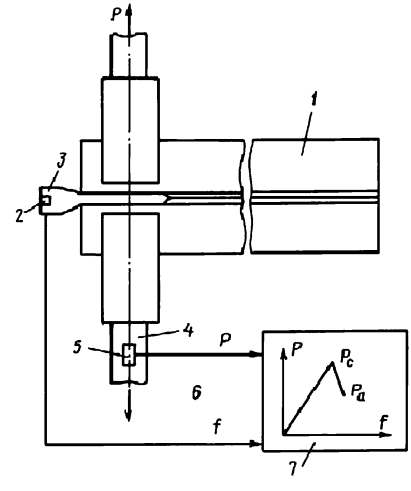


Рис. 6.2.12. Схема нагружения образца на внецентренное растяжение

Реализация схемы **В** нагружения ДКБ-образца проводится на испытательной установке нагружением образца распорным клином (рис. 6.2.13). Нагружение образца осуществляется расклинивающими силами. Контакт между роликами *3* и клином *2* обеспечивается по образующей роликов. Опорные ролики служат для передачи усилия от нагружающего клина к консолям образца. При испытаниях клин закрепляется в верхней опоре *1* установки, а образец устанавливается на нижней опоре.

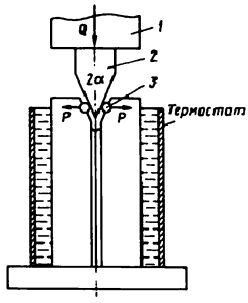


Рис. 6.2.13. Схема нагружения ДКБ-образца клином

Контакт между роликами и клином осуществляется по прямой линии, угол 2α клина известен, а также известна приложенная к нему сила. Данная схема нагружения позволяет вычислить силу P, расклинивающую образец, с учетом сил трения. Существует три схемы сил, действующих при нагружении клином ДКБ-образца, которым соответствуют формулы для определения силы P:

$$P = Q/2\mathrm{tg}\alpha \qquad (6.2.37)$$

при наличии силы трения и увеличивающейся нагрузки на образец

$$P = Q/2\mathrm{tg}(\alpha + \varphi); \qquad (6.2.38)$$

при наличии силы трения и уменьшающейся нагрузки на образец

$$P = Q/2\mathrm{tg}(\alpha - \varphi); \qquad (6.2.39)$$

где φ – угол трения.

Значение коэффициента интенсивности напряжений на стадии остановки трещины рассчитывается по формуле

$$K_{1a} = \frac{K_{\text{ном}}}{0{,}2B_{\text{Н}}/B + 0{,}8}, \qquad (6.2.40)$$

где

$$K_{\text{ном}} = \sqrt{\frac{12P^2a_0^2}{BB_{\text{Н}}h^3}\left(1 + 1{,}32\frac{h}{a_0} + 0{,}542\frac{h^2}{a_0^2}\right)}. \qquad (6.2.41)$$

Для реализации нагружения компактного образца типа CLWL используется поперечное нагружение образца клином (рис. 6.2.14) (данную схему нагружения можно использовать и для ДКБ-образцов). Образец устанавливается на опорной плите таким образом, чтобы отверстия в нем и опорной плите совпадали.

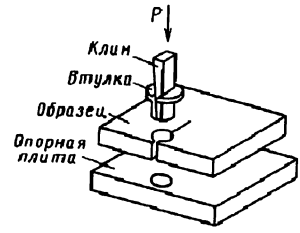


Рис. 6.2.14. Схема нагружения образцов для определения K_{1a} и K_{1D}

Диаметр отверстия в плите на 5…15 % больше, чем у образца. Нагружение образца осуществляют посредством вдавливания клина, укрепленного на траверсе установки, в разделительную втулку, которая передаст усилие непосредственно на образец. Клин и разделительная втулка имеют конусность $2\alpha = 5°$. Разделительная втулка должна иметь достаточную длину, чтобы обеспечить контакт с образцом по всей его толщине. Радиус втулки составляет не менее 0,95…98 радиуса отверстия в образце, чтобы избежать пластического деформирования образца в процессе нагружения. В качестве материала для изготовления клина и втулки используется сталь типа 40Х13 с последующей термообработкой (45…55 HRC).

Для уменьшения влияния трения в процессе испытания разделительная втулка, клин, плита и отверстие в образце подвергаются смазке. В широком интервале температур удовлетворительные результаты дает дисульфид молибдена, графитовая смазка УРСА, а также смазки типа НК-50 и ЦИАТИН-201 в соотношении 3:1. При указанной конусности клина и соответствующей смазке нагружающее устройство позволяет получить коэффициент передачи силы от 1:5 до 1:10 в зависимости от температуры испытаний, что дает возможность испытывать крупногабаритные образцы с относительно малыми нагрузками.

В процессе испытаний записывается диаграмма нагрузка на клин–раскрытие кромок надреза (рис. 6.2.15). Скобовый тензометр для измерения раскрытия кромок надреза устанавливается на расстоянии 0,25 w от линии действия нагрузки. В процессе испытания контролируют смещение $\delta_{0\max}$, по достижению которого должно наступить нестабильное распространение трещины, в противном случае образец разгружается. Затем процесс нагрузки–разгрузки повторяется. Величину предельного смещения можно оценить по формуле

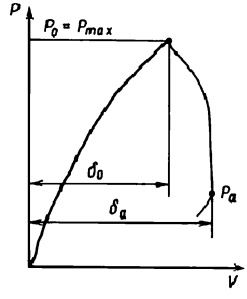


Рис. 6.2.15. Диаграмма нагрузки на клин–раскрытие кромок надреза

$$\delta_{0\max} = \frac{0{,}86\sigma_{0,2} w\sqrt{B_a B}}{Ef\left(\frac{a}{w}\right)}, \quad (6.2.42)$$

где $\sigma_{0,2}$ – предел текучести материала при статическом нагружении.

Это соотношение соответствует $K_{0\max} = 0{,}86\,\sigma_{0,2}\sqrt{w}$ и служит ограничением на отклонение перемещения из упругой области не более чем на 5 %.

Коэффициент интенсивности на стадии остановки трещины определяют по формуле

$$K_{1a} = E\delta f\left(\frac{a}{w}\right)\sqrt{B/B_{\text{H}}}\,/\sqrt{w}, \quad (6.2.43)$$

где

$$f\left(\frac{a}{w}=\right) = \frac{2{,}24\left[1{,}72 - 0{,}9\frac{a}{w} + \left(\frac{a}{w}\right)^2\right]\sqrt{1-\frac{a}{w}}}{\left[9{,}85 - 0{,}17\frac{a}{w} + 11\left(\frac{a}{w}\right)^2\right]}.$$

Выражение для $f\left(\frac{a}{w}\right)$ было получено при экспериментальной калибровке податливости образца. Значения $f\left(\frac{a}{w}\right)$ приведены в табл. 6.2.10.

Критерии, используемые для оценки выполнения условий плоской деформации при определении K_{1a}, приведены в табл. (6.2.11).

6.2.10. Значение функции $f\left(\frac{a}{w}\right)$ для определения трещиностойкости на стадии остановки трещины

a/w	f	a/w	f	a/w	f
0,30	0,268	0,52	0,185	0,74	0,116
0,32	0,260	0,54	0,179	0,76	0,110
0,34	0,252	0,56	0,172	0,78	0,104
0,36	0,244	0,58	0,165	0,80	0,098
0,38	0,236	0,60	0,159	0,82	0,092
0,40	0,228	0,62	0,153	0,84	0,086
0,42	0,221	0,64	0,146	0,86	0,079
0,44	0,213	0,66	0,140	0,88	0,072
0,46	0,206	0,68	0,134	0,90	0,065
0,48	0,199	0,70	0,128		
0,50	0,192	0,72	0,122		

6.2.11. Критерии, используемые для оценки выполнения условий плоской деформации при определении K_{1a}

Обозначение элемента	Критерий
Неповрежденная трещиной часть	$w - a_a > 0{,}15w$
Неповрежденная трещиной часть	$w - a_a > 1{,}25\left(K_{1a}/\sigma_{0,2d}\right)^2$
Толщина	$B > 1{,}0\left(K_{1a}/\sigma_{0,2d}\right)^2$
Длина скачка трещины	$a_a - a > 2N$
Длина скачка трещины	$a_a - a > \left(K_Q/\sigma_{0,2}\right)^2/2\pi$

Трещиностойкость материалов на стадии распространения трещины определяется на образцах, которые используются для оценки K_{ID}. При этом для получения зависимости K_{ID}–v проводят измерение скорости бегущей трещины. Для точного измерения (что является понятием относительным, учитывая форму трещины и различные условия ее распространения внутри материала и на его поверхности) был предложен ряд методов и способов для поверхностного и объемного измерений.

Самый распространенный метод – это метод токопроводящих дорожек. Схема измерения скорости распространения трещины по методу соединенных токопроводящих дорожек (датчика скорости трещины), последовательно включенных с батареей постоянного тока, приведена на рис 6.2.16. Датчики скорости трещины наклеивают непосредственно на образец *1* так, чтобы токопроводящие дорожки *2* пересекли предполагаемую траекторию трещины. Основу электросхемы регистратора скорости трещины *3* составляет мост с регулируемыми сопротивлениями R_1 и R_0. Разрыв токопроводящих дорожек приводит к ступенчатому изменению напряжения в цепи, которое регистрируется осциллографом *4*. Из ступенчатого графика зависимости "напряжение–время" определяется время t, необходимое для преодоления трещиной расстояния Δa между двумя проводящими дорожками датчика скорости трещины. Среднюю скорость трещины на участке Δa находят по формуле

$$\dot{a} = \Delta a / t .$$

Основной результат этих испытаний – зависимость K_{ID}–v и минимальное значение динамической вязкости разрушения K_{IDm}.

Значение коэффициента интенсивности напряжений на стадии распространения трещины определяется по формуле

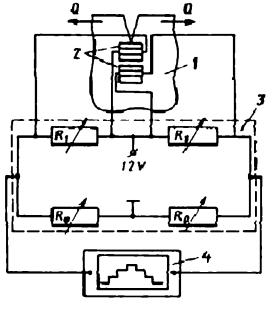


Рис. 6.2.16. Схема измерения скорости распространения трещины

$$K_{ID} = K_{Ic}\left\{1 + \left[1 - \left(\frac{K_{IDm}}{K_{Ic}}\right)\right]\left[\frac{v}{v_m} - 2\left(\frac{v}{v_m}\right)^2\right]\right\}, \quad (6.2.44)$$

где v – скорость распространения трещины; K_{Ic} – коэффициент интенсивности напряжений при статическом нагружении; K_{IDm} – минимальное значение K_{ID} на зависимости K_{ID}–v. В данном случае предполагается, что $K_{IDm} = K_{Ia}$.

Значения K_{ID} могут быть рассчитаны по формулам:

$$K_{ID} = \sqrt{\frac{G_{ID} E}{1 - \nu^2}}; \quad (6.2.45)$$

и

$$K_{ID}(\dot{a}) = K(\dot{a})\left[1 - \frac{\dot{a}}{C_R}\right]^{1/2}; \quad (6.2.46)$$

$$K_{ID} = \sqrt{K_Q K_{Ia}}, \quad (6.2.47)$$

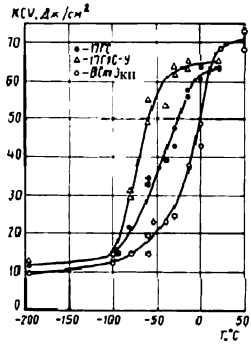
где G_{ID} – критическое значение скорости освобождения энергии при быстром росте трещины; C_R – скорость волн Рэлея.

6.2.3. ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР ХРУПКОСТИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

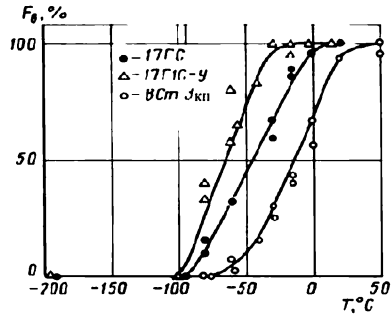
При использовании метода оценки сопротивления материала хрупкому разрушению на базе переходной температуры хрупкости основным является выбор способа определения этих температур. Это в основном зависит от условий эксплуатации конструкции.

Одним из самых распространенных методов определения критических температур хрупкости является метод их оценки по результатам испытаний образцов на ударную вязкость. При этом оценивают две температуры хрупкости: по определенному значению ударной вязкости, например, 59 Дж/см^2 (6 кгм/см^2) или по 50 % вязкой составляющей в изломе (рис. 6.2.17).

Эти значения критических температур хрупкости в основном применяют для выбора материалов, оценки состояния металла при эксплуатации, для анализа причин разрушений. Ударная вязкость материала является определяющей при установлении критической температуры хрупкости согласно "Нормам расчета на прочность в атомной энергетике", где в качестве критической температуры хрупкости $T_к$ принимают температуру, при которой выполняются следующие условия.



а)



б)

Рис. 6.2.17. Температурные зависимости ударной вязкости (*а*) и вязкой составляющей в изломе (*б*) для образцов с V-образным надрезом для сталей:
1 – 17Г1С-У; *2* – 17ГС; *3* – ВСт3кп

1. При температуре $T_к$ среднеарифметическое значение ударной вязкости должно быть не ниже значений, указанных в табл. 6.2.12, а минимальное значение ударной вязкости – не ниже 70 % значений, указанных в этой таблице.

2. При температуре $(T_к + 30)$°С среднеарифметическое значение ударной вязкости должно быть не ниже значений, указанных в табл. 6.2.13, минимальное значение ударной вязкости – не ниже 70 % значений (см. табл. 6.2.13), минимальное значение вязкой составляющей в изломе – не ниже 50 %.

3. Порядок обработки результатов испытаний следующий.

– По известному значению предела текучести материала при 20 °С выбирают по табл. 6.2.12, 6.2.13 соответствующие критериальные значения ударной вязкости $(KCV)_I$ и $(KCV)_{II}$. При определении их значений для зоны сплавления и околошовной зоны сварного соединения используют предел текучести основного металла.

– На графике ударная вязкость–температура на оси ординат (ось *KCV*) откладывают значение $(KCV)_I$.Через полученную точку проводят линию, параллельную оси абсцисс, до пересечения с кривой ударной вязкости. Ближайшую от точки пересечения более высокую температуру, при которой проводились испытания, принимают за температуру T_1.

– На этом же графике *KCV*–Т на оси ординат откладывают значение $(KCV)_{II}$ и повторяют построение из этой точки прямой, параллельной оси абсцисс. Ближайшую от точки пересечения более высокую температуру, при которой проводились испытания, принимают за температуру T_2'.

– На графике "вязкая составляющая в изломе–температура" – на оси ординат откладывают значение B = 50 %. Через полученную точку проводят параллельную оси абсцисс линию до пересечения с кривой, построенной по минимальным значениям вязкой составляющей. Ближайшую от точки пересечения более высокую температуру, при которой проводились испытания, принимают за температуру T_2''.

– Если при выполнении этих требований линии, проводимые параллельно оси абсцисс, пересекают соответствующие кривые в двух и более точках, то температуры T_1, T_2', T_2'' следует определять по правым крайним точкам пересечения.

6.2.12. Критериальные значения ударной вязкости при температуре $T_к$, °С

Предел текучести при температуре 20 °С, МПа (кгс/мм²)	Ударная вязкость $(KCV)_I$, Дж/см² (кгс · м/см²)
304 (31)	29 (3,0)
304 (31)...402 (41)	39 (4,0)
402 (41)...549 (56)	49 (5,0)
549 (56)...687 (70)	59 (6,0)

6.2.13. Критериальные значения ударной вязкости при температуре $(T_к + 30)$ °С

Предел текучести при температуре 20 °С, МПа (кгс/мм²)	Ударная вязкость $(KCV)_{II}$, Дж/см² (кгс · м/см²)
304 (31)	44 (4,5)
304 (31)...402 (41)	59 (6,0)
402 (41)...549 (56)	74 (7,5)
549 (56)...687 (70)	89 (9,0)

– Большую из температур T_2' и T_2'' обозначают T_2.

– Если разница между температурами T_1 и T_2 оказывается меньше, чем 30 °С, то температуру T_1 принимают в качестве ориентировочного значения критической температуры хрупкости $T_к$.

Если условие по T_1 и T_2 не выполняется, то $T_к^1$ определяют по формуле

$$T_к^1 = (T_2 - 30)°C.$$

– Проводят дополнительные испытания при температурах $(T_к^1 + 10)°C$, $(T_к^1 + 20)°C$, $(T_к^1 + 30)°C$, $(T_к^1 + 40)°C$, если они не были проведены ранее при этих температурах, уточняют расположение кривых ударной вязкости и вязкой составляющей в изломе и, в соответствии с изложенным выше, окончательно устанавливают значение критической температуры хрупкости.

Сдвиг критической температуры хрупкости вследствие термического старения находят по формуле

$$\Delta T_т = T_{кт} - T_{ко},$$

где $T_{кт}$ – критическая температура хрупкости материала, подвергавшегося термическому старению; $T_{ко}$ – критическая температура хрупкости материала в исходном состоянии (до старения). Определение значений $T_{кт}$ и $T_{ко}$ проводится в соответствии с изложенными выше указаниями по определению критической температуры хрупкости.

Для оценки перехода материала из вязкого состояния в хрупкое и для оценки критичес-ких температур хрупкости предложены испытания на динамический изгиб (ИДИ) и падающим грузом образцов DWTT. Основным преимуществом этих испытаний является то, что образцы имеют натурную толщину и при испытаниях проявляют более узкий интервал переходных температур хрупкости по 50 и 80 % вязкой составляющей в изломе (T^{50}, T^{80}, T^{50}_{PNTT}, T^{80}_{DWTT}). Эти испытания в основном применяются для оценки сопротивления хрупкому разрушению материалов магистральных трубопроводов, сосудов давления, корабельных конструкций и т.д. На рис. 6.2.18 приведены температурные зависимости вязкой составляющей в изломе по результатам испытаний натурных труб внутренним давлением, образцов DWTT и образцов типа Шарпи. Полномасштабные испытания выявляют резкий переход от вязкого разрушения к хрупкому. Практически такая же картина наблюдается и для образцов DWTT, чего нельзя сказать об образцах Шарпи (рис. 6.2.19).

По результатам испытаний образцов с трещиной могут быть определены три температуры хрупкости: T_{x1} – температура, соответствующая 50 % вязкой составляющей в изломах, T_{x2} – температура, соответствующая точке пересечения температурных зависимостей $\sigma_{0,2} - T$ и $\sigma_c - T$ (где σ_c – разрушающее напряжение), а также температура, соответствующая верхнему уровню выполнения условий плоской деформации (6.2.15) (рис. 6.2.20).

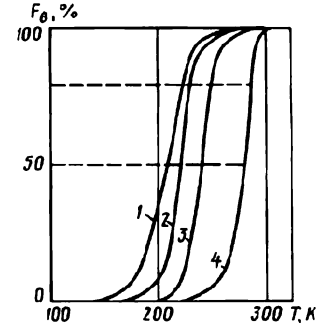


Рис. 6.2.18. Температурные зависимости вязкой составляющей в изломе, полученные на образцах DWTT, для сталей:
1 – Х70; *2* – 10Г2ФБ; *3* – 17Г1С-У; *4* – ВСт3кп

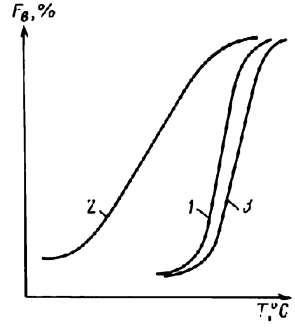


Рис. 6.2.19. Результаты испытаний образцов DWTT (*1*), испытаний на ударный изгиб (*2*) и натурных испытаний труб (*3*)

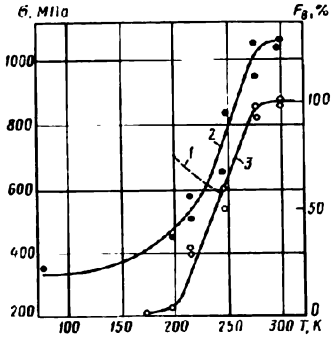


Рис. 6.2.20. Определение переходных температур хрупкости T_{x1}, T_{x2}:
1 – $\sigma_{0,2}$–T; *2* – σ_c–T; *3* – $F_в$–T

6.2.4. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР НУЛЕВОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ И ОСТАНОВКИ ТРЕЩИНЫ

Испытания падающим грузом специальных образцов применяют для исследования факторов, влияющих на зарождение хрупкого разрушения конструкционных сталей, используемых при изготовлении таких ответственных конструкций, как корпуса судов или ядерных реакторов и парогенераторов, сосудов давления, трубопроводов и пр. Этим методом определяют переходную температуру нулевой пластичности (ТНП), т.е. максимальную температуру, при которой еще происходит разрушение образца. Для определения температуры нулевой пластичности используют специальные образцы (рис. 6.2.21). Образец представляет собой прямоугольную пластину. На середину образца электродуговой сваркой наносится наплавка длиной 73,6 мм и шириной 12,7 мм. В наплавке выполняется надрез шириной до 1,6 мм на глубину 1,9 мм от исходной поверхности основного металла образца до испытания. Для нанесения наплавки рекомендуется использовать электроды типа ЦН12 по ГОСТ 10051 (45...60 HRC). Применение электродов из различных партий при испытании одной серии образцов не допускается. Нагружение образца *1* осуществляется ударом свободно падающего груза *2* по схеме трехточечного изгиба (рис. 6.2.22) с фиксированной стрелой прогиба. Последняя создается ограничителем *3*, установленным на опорную плиту *4*. При испытании хрупкая наплавка находится на растягиваемой стороне. Трещина скола образуется в хрупком слое при определенном изгибе и затем распространяется в основной металл; ограничение прогиба используется для предотвращения большой пластической деформации.

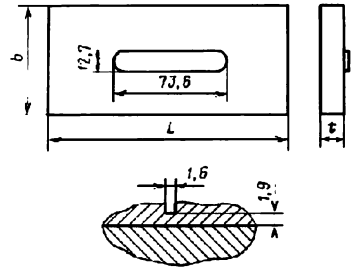


Рис. 6.2.21. Образец для определения температуры нулевой пластичности

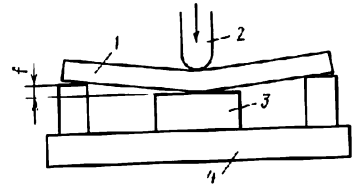


Рис. 6.2.22. Схема нагружения образца для определения ТНП

Определение ТНП проводят в интервале температур с использованием 6...8 образцов. За ТНП принимают наивысшую температуру, при которой трещина развивается до одного или обоих краев растягиваемой стороны, а увеличение температуры испытаний на 5 °С не приводит к разрушению аналогичных образцов. Если трещина, видимая в хрупком слое, не распространяется до одного из краев растягиваемой поверхности, то испытание считают недоведенным до разрушения. Аналогично поступают в случае, если надрез в наплавленном металле не развивается в видимую трещину в основном металле или образец не изгибается до контакта с упором. Испытания проводят на копрах с вертикально падающем грузом. Масса падающего груза и высота его подъема определяется из табл. 6.2.14. Рабочая часть ножа падающего груза выполняется с радиусом 25 мм из стали твердостью 50...60 HRC.

При проведении испытаний по определению ТНП необходимо выполнить следующие условия: а) несоосность падающего груза с надрезом не должна превышать 2,5 мм; б) нижняя плоскость образца при изгибе должна касаться ограничителя прогиба; в) температура по всему образцу должна быть равномерной и контролироваться с точностью +2°; г) образец должен быть испытан в течение 20 с после извлечения его из охлаждающего (нагревательного) устройства.

6.2.14. Условия испытаний для определения ТНП

Тип образца	Размеры образца $L \times b \times t$, мм	Расстояние между опорами, мм	Прогиб, мм	Масса груза, кг	Предел текучести, МПа	Высота подъема груза для заданного уровня прочности, м
I	356 × 89,0 × 25,4	305	7,6	45,3	210…340 340…480 180…620 620…760	1,8 2,4 3,0 3,7
II	127 × 51 ×19	102	1,5	27,2	210…410 410…620 620…830 830…1030	1,2 1,5 1,8 2,1
III	127 × 51 × 15,9	102	1,9	27,2	210…410 410…620 620…830 830…1030	1,2 1,5 1,8 2,1

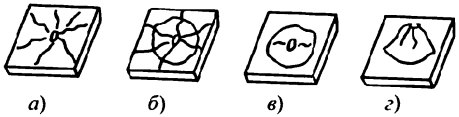


Рис. 6.2.23. Образцы для испытаний на выпучивание под действием энергии взрывной волны: *а* – плоское разрушение; *б* – выпучивание и разрушение; *в* – выпучивание и частичное разрушение; *г* – выпучивание и разрывы

Другим видом испытаний по определению температуры нулевой пластичности и температуры хрупкого разрушения являются испытания взрывом или испытания на выпучивание материала под действием энергии взрыва (рис. 6.2.23). Листовой образец помещают в кольцевую матрицу, а контролируемый заряд взрывчатого вещества располагают на определенном расстоянии под листом, при этом используют образцы с инициирующим надрезом, выдавливаемым на поверхности пластины, или с хрупкой наплавкой.

Цель испытания – получить быстро оценивасмую энергию разрушения, которую трудно определить при обычном статическом нагружении.

Испытания проводят при нескольких температурах, после чего определяют следующие характерные температуры: $T_{хр}$ – температура хрупкого разрушения, при котором начинается распространение трещины, но трещина останавливается при достижении области упругого сжатия; $T_{нп}$ – температура нулевой пластичности, при которой разрушение пластины происходит при очень малой пластической деформации всей пластины.

Для определения температуры остановки хрупкой трещины применяют образцы, предложенные Робертсоном, шириной 305 мм (рис. 6.2.24). Трещина инициируется путем нанесения тонкого пропила в отверстии на одном краю образца, к которому прикладывается ударная нагрузка. Энергия удара достаточно велика для того, чтобы вызвать начальный

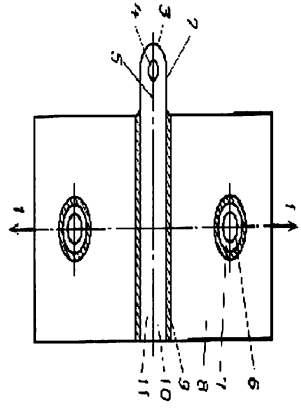


Рис. 6.2.24. Образцы по Робертсону для оценки вязкости листов из конструкционных сталей: *1* – нагрузка; *2* – выступ концентратора напряжений; *3* – место приложения динамической нагрузки; *4* – место охлаждения жидким азотом; *5* – пропил; *6* – отверстие для пальца; *7* – усилительная подушка; *8* – тонкая пластина; *9* – сварной шов; *10* – место нагрева; *11* – образец

рост трещины, но недостаточна для продолжения ее распространения; растягивающие напряжения обеспечивают дополнительную энергию, необходимую для ее роста. Температурный градиент создается путем охлаждения края образца с трещиной и нагрева противоположного края. Результатами испытаний являются номинальные напряжения при разрушении и температура остановки трещины.

В отличие от метода Робертсона испытания по ЭССО проводят при постоянной температуре. Образцы для испытаний по ЭССО представлены на рис. 6.2.25 и имеют длину от 915 до 1829 мм и ширину от 406 до 1829 мм. Пропилы на каждом краю служат для увеличения концентрации напряжений. Один из надрезов шлифуют с помощью тонкой проволоки и абразива, затем с помощью изгиба в этом надрезе создают тонкую трещину после охлаждения в жидком азоте. Испытания проводят путем охлаждения образца с трещиной до требуемой температуры при приложении растягивающего напряжения и забивании клина в надрез с тем, чтобы вызвать рост хрупкой трещины. Если образец не разрушается, то нагрузку постоянно увеличивают и удар повторяют до тех пор, пока не произойдет хрупкое разрушение. Испытания ниже критической температуры позволяют определить уровень напряжений, вызывающий разрушение. Если температура выше критической, то необходимо провести несколько испытаний для определения минимального напряжения, при котором образец разрушается при первом же ударе.

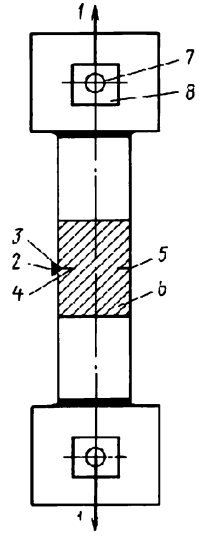


Рис. 6.2.25. Образец по ЭССО для оценки вязкости листов из конструкционных материалов:
1 – нагрузка; *2* – место удара; *3* – клин; *4* – предварительно нанесенная хрупкая трещина; *5* – пропил; *6* – охлаждаемый участок; *7* – пальцевое соединение; *8* – усилительная подушка

6.2.5. ВЗАИМОСВЯЗЬ ХАРАКТЕРИСТИК ХРУПКО-ВЯЗКОГО ПЕРЕХОДА

Характеристики вязкости разрушения (трещиностойкости) конструкционных материалов могут быть использованы для выбора и приемки материалов, для прогнозирования докритического подрастания дефектов в конструкциях, для оценки критических размеров дефектов, соответствующих условиям перехода трещины к лавинному росту, для оценки способности материала тормозить и приостанавливать быстрое разрушение, для построения диаграмм анализа разрушений по Пеллини и Пьюзаку, которые тесно связаны с подходом критической температуры хрупкости, а также позволяют получить сведения о критическом размере дефектов и напряжениях в функции температуры и для расчета конструкций методами механики разрушения.

Полученные результаты могут быть представлены в виде зависимостей характеристик разрушения от температуры, скорости нагружения, размеров образцов и т.д. При этом для многих материалов наблюдается определенная связь между этими характеристиками. Наличие таких зависимостей позволяет существенно сократить объем испытаний и строить зависимости на основе данных, полученных в легко реализуемых температурных, скоростных и размерных интервалах. Для некоторых материалов установлены зависимости K_{1d} или $K_{1c(d)}$, K_{1D}, K_{1a} (рис. 6.2.26 и 6.2.27) от температуры, по которым можно судить о способности того или иного материала сопротивляться разрушению. Установлены зависимости между $K_{1c(d)}$ и $\sigma_{0,2}(d)$ (рис. 6.2.28), которые позволяют прогнозировать эти зависимости по одной из них. Установлены зависимости $K_{1c(d)} - \dot{K}_1$ (рис. 6.2.29), зависимость критических температур хрупкости от размеров образцов и скорости нагружения (рис. 6.2.30 и 6.2.31). Эти температурные зависимости в пределах температурных и скоростных диапазонов хорошо согласуются с теорией и могут быть использованы для расчета несущей способности конструкций.

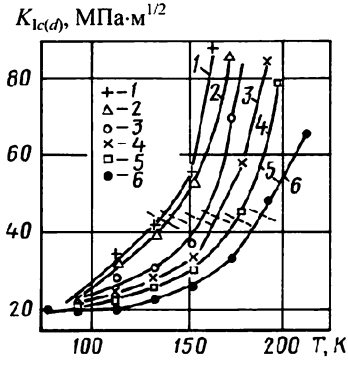


Рис. 6.2.26. Зависимость значений $K_{1c(d)}$ для стали 10Г2ФБ от температуры при различных скоростях нагружения $\dot{K}_1$, МПа · м$^{1/2}$ · с$^{-1}$:
1 – 4,3; *2* – 4,3 · 10; *3* – 4,2 · 10^2; *4* – 3,7 · 10^3; *5* – 1,9 · 10^4; *6* – (1...3) · 10^5
(пунктиром отмечены верхние пределы выполнения условий плоской деформации)

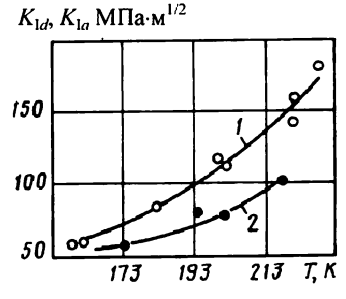


Рис. 6.2.27. Температурные зависимости K_{1d} (*1*) и K_{1a} (*2*) для стали 10Г2ФБ-У

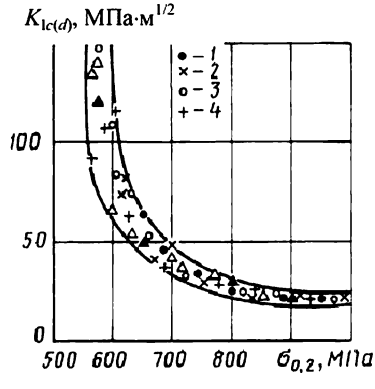


Рис. 6.2.28. Зависимость $K_{1c(d)}$ от предела текучести $\sigma_{0,2}$ для стали 10Г2ФБ при скорости нагружения:
1 – 8 · 10^{-4} с$^{-1}$; *2* – 8 · 10^{-3} с$^{-1}$; *3* – 8 · 10^{-2} с$^{-1}$; *4* – 8 · 10^{-1} с$^{-1}$

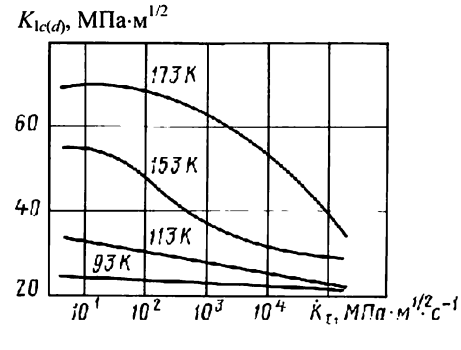


Рис. 6.2.29. Зависимость $K_{1c(d)}$ от скорости нагружения для стали 10Г2ФБ при различных температурах испытания

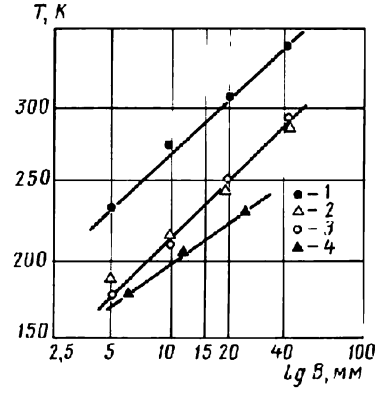


Рис. 6.2.30. Зависимость критических температур хрупкости от размеров образцов при динамическом нагружении:
1 – сталь 15Х2НМФА (T_{x1}); *2* – сталь 15Х2НМФА (T_{x2}); *3* – сталь 15Х2НМФА ($T_{1Д}$ – по условиям соблюдения плоской деформации); *4* – образцы DWTT

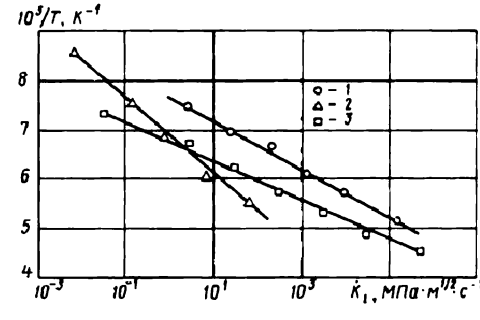


Рис. 6.2.31. Связь критических температур хрупкости ($T_{пд}$) со скоростью нагружения:
1 – сталь 10Г2ФБ; *2* – малоуглеродистая сталь; *3* – сталь Е47

Методические достижения в области инструментального обеспечения регистрации быстропротекающих процессов, сопровождающих испытания материалов на ударную вязкость, позволяют идентифицировать принципиально важные моменты, характеризующие не только старт трещины, но также ее переход к катастрофическому росту, остановку, и получать количественные оценки относящихся к ним значений параметров механики разрушения.

К. Мюллер и Г. Пут использовали данные испытаний на ударную вязкость с осциллографированием процесса для количественной оценки трещиностойкости сталей при остановке трещины и их сравнения со стандартными данными. На рис. 6.2.32 показана температурная зависимость найденных таким способом характеристик K_{1a} для стали 18Х2МФА и их аппроксимация с помощью принятой в стандарте ASTM E 1921 формулы (приведена на рисунке).

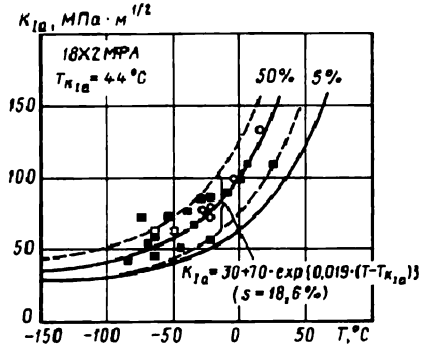


Рис. 6.2.32. Температурная зависимость трещиностойкости стали 18Х2МФА при остановке трещины

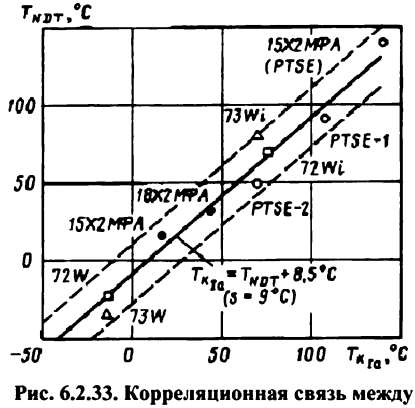


Рис. 6.2.33. Корреляционная связь между критическими температурами $T_{K_{1a}}$ и T_{NTD} для сталей сосудов давления и их сварных соединений

Найденная по этим данным критическая температура $T_{K_{1a}}$ как соответствующая величине K_{1a} = 100 МПа · м $^{1/2}$, коррелирует по приведенной на рис. 6.2.33 зависимости с величиной описанной выше температуры нулевой пластичности T_{NDT} для целого ряда низколегированных сталей этого же класса и сварных соединений (буквой *W* отмечены точки, относящиеся к металлу шва, а буквой *i* – к облученным нейтронами материалам).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Ирвин Дж.** Особенности динамического разрушения / под ред. Р.В. Гольдштейна // В кн.: Механика разрушения: Быстрое разрушение, остановка трещины. – М.: Мир, 1981. – С. 9 – 22.

2. **К методике** определения динамической вязкости разрушения / А.Я. Красовский, В.Н. Красико, И.В. Орыняк, А.В. Наумов // Проблемы прочности. – 1987. – № 8. – С. 41 – 46; № 10. – С. 18 – 22.

3. **К динамике** процесса ударных испытаний образцов на сосредоточенный изгиб / А.Я. Красовский, И.В. Орыняк, А.В. Наумов, В.Н. Красико // Проблемы прочности. – 1989. – № 5. – С. 25 – 29; № 6. – С. 3 – 7.

4. **Красовский А.Я.** Хрупкость металлов при низких температурах. – Киев: Наук. думка, 1980. – 340 с.

5. **Красовский А.Я., Кашталян Ю.А., Красико В.Н.** Исследование трещиностойкости корпусных сталей при статическом и динамическом нагружении с учетом эффекта масштаба испытуемых образцов / АН УССР. Ин-т пробл. прочности. – Киев, 1982. – 64 с.

6. **Красовский А.Я., Красико В.Н.** Трещиностойкость сталей магистральных трубопроводов. – Киев: Наук. думка, 1990. – 176 с.

7. **Красовский А.Я.** Критическая температура хрупкости как мера трещиностойкости сталей // Проблемы прочности. – 1985. – № 10. – С. 89 – 95.

8. **Механика** разрушения и прочность материалов: справ. пособие: т. 3 / под общ. ред. В.В. Панасюка – Киев: Наук. думка, 1988. – 436 с.

9. **Правила** и нормы в атомной энергетике. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок: ПНАЭ Г-7-002-86. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 525 с.

10. **Черны М., Билек З.** Вязкость разрушения при остановке трещины. Метод испытания и оценки. – Брно: ЧСАН, 1988. – 31 с.

11. **ASTM E 24-03-03**. Proposed standard method of test for istrumented impact testing of precracked Charpy specimens of metallic materials. – Phladelpha, 1981. – 15 p.

12. **ASTM E 813-8**. Standard test method for J_{Ic} a measure of fracture toughness. – Philadelphia, 1981. – 19 p.

13. **ASTM E 436-74**. Standard method for drop-weight tear of ferritic steels. – Philadelphia,1981 – 7 p.

14. **ASTM E 23-82**. Standard method for notched bar impact testing of metallic materials. – Philadelphia, 1982. – 24 p.

15. **From Charpy** to Present Impact Testing. Eds: D. Francois and A. Pineau, ESIS Publication 30. 2002. Elsevier. Amsterdam–Boston, 483 p.

16. **T. Kobayashi.** Development in the instrumented impact test-computer aided instrumented impact testing system. – In: From Charpy to Present Impact Testing. Eds.: D. Francois, A. Pineau. ESIS Publication 30. 2002. Elsevier. Amsterdam–Boston. – P. 165 – 172.

17. **Krasowsky A.J.** Fracture mechanics of metals: some features of crack initiation and crack propagation. In: Physical Aspect of Fracture, Eds. E Bouchaud, D. Jeulin, C. Prioul, S. Roux. NATO Science Series. II. Mathematics, Physics a. Chemistry – vol. 32, Kluwer Academic Publishers, Dordrech / Boston / London, 2001, P. 147 – 166.

18. **Radakovic Z., Sedmak A., Lenkey Gy.B., Grabulov V.** Determination of ductile crack initiation by magnetic emission and potential drop techniques using pre-cracked Charpy Specimens // In: From Charpy to Present Impact Testing. Eds.: D. Francois a A. Pineau. ESIS Publ. 30. 2002, P. 71 – 78.

19. **Toth L., Rossmanith H.P., Siewertl T.A.** Historical background and development of the Charpy test. In: From Charpy to Present Impact Testing. Eds.: D. Francois and A. Pineau. ESIS Publ. 30.2002, P. 3 – 19.

Глава 6.3

ЦИКЛИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ

6.3.1. МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ИСПЫТАНИЙ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ

Задачи и виды испытаний. ***Циклическая трещиностойкость*** – это способность материала сопротивляться распространению в нем трещин и трещиноподобных дефектов под воздействием циклического нагружения или под совместным воздействием циклического и статического нагружений.

В элементах конструкций, особенно в сварных соединениях, в литых изделиях, а также в зонах концентраторов напряжений могут изначально содержаться трудновыявляемые дефекты малой протяженности, возникшие на разных этапах изготовления деталей; дефекты могут также зарождаться и на стадии эксплуатации. В связи с этим срок службы конструкций, подверженных воздействию циклического и статического нагружений, будет в большинстве случаев определяться скоростью развития технологических и эксплуатационных дефектов.

Во многих случаях доля продолжительности работы конструкции с трещиной велика и составляет до 70...80 % от общей долговечности. Поэтому для обеспечения безопасной эксплуатации ответственного крупногабаритного и дорогостоящего оборудования важно вовремя выявить наличие, размеры и расположение дефектов и определить возможность и безопасность эксплуатации конструкции с дефектами с учетом их подрастания.

Задачами проведения испытаний и определения характеристик циклической трещиностойкости сталей и сварных соединений являются:

– получение данных для оценки циклической трещиностойкости материала (аттестационные испытания);

– получение данных для оценки влияния технологических, микроструктурных и эксплуатационных факторов на циклическую трещиностойкость;

– сопоставление материалов по характеристикам циклической трещиностойкости при обосновании их выбора для деталей машин и элементов конструкций;

– выявление причин разрушения конструкций;

– определение допускаемых размеров дефектов для заданного срока службы оборудования;

– расчет остаточного срока службы с учетом подрастания выявленных или постулируемых дефектов;

– выполнение прочностных расчетов в обоснование критерия "течь перед разрушением";

– обоснование продления срока службы оборудования;

– установление методов, объемов и сроков неразрушающего контроля.

Определение скорости роста усталостных трещин и характеристик циклической трещиностойкости материалов с учетом условий эксплуатации является очень важным, так как позволяет для оборудования с выявленными дефектами (совместно с другими необходимыми данными) принимать обоснованное решение из следующих возможных: дальнейшая эксплуатация на определенный расчетный срок, выполнение ремонтных операций, эксплуатация при пониженных рабочих параметрах, вывод оборудования с эксплуатации.

Условия продвижения трещины рассматривают на основе анализа напряженно-деформированного состояния в ее вершине.

Раскрытие трещины в процессе нагружения может происходить по трем основным типам: тип I – при действии нормальных напряжений возникает трещина отрыва, в этом случае перемещения берегов трещины перпендикулярны ее плоскости; тип II – сдвиг, когда перемещения берегов трещины происходят в плоскости трещины и перпендикулярно ее фронтальной линии; тип III – антиплоский сдвиг, когда перемещения берегов трещины совпадают с плоскостью трещины и параллельны ее фронтальной линии, рис. 6.3.1.

Из формулы (6.1.2) следует, что величина любого компонента поля напряжений в любой фиксированной точке вблизи вершины трещины зависит от величины K_I и некоторой функции, которая в свою очередь зависит только от координат r и ξ. Поэтому любая компонента поля напряжений в этой точке определяется единственным параметром K_I – коэффициентом интенсивности напряжений (КИН) для трещин типа I. Для трещин типа II и III параметрами, определяющими распределение деформаций и напряжений вблизи вершины трещины, будут являться соответственно K_{II} и K_{III}.

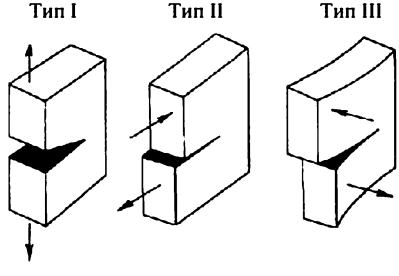


Рис. 6.3.1. Схемы нагружения образцов с трещиной и типы раскрытия трещины

Наиболее часто встречаемым в конструкциях типом трещин является тип I.

Так как поле деформаций и напряжений в окрестности вершины трещины определяется коэффициентом интенсивности напряжений K, то и скорость роста трещины будет зависеть от КИН. Поэтому чтобы оценить циклическую трещиностойкость материала, строят зависимость $da/dN = f(\Delta K)$ или $da/dN = f(K_{max})$ при заданных значениях коэффициента асимметрии цикла R, температуры T, частоты нагружения f, состава окружающей среды.

Методы испытания и определения характеристик трещиностойкости регламентированы РД 50-345-82 и МУ "Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости при циклическом нагружении". Для проведения испытаний в сопоставимых условиях эти документы вводят ряд ограничений, которые заключаются в том, что в процессе испытания трещина должна распространяться по типу I (трещина отрыва); образец должен быть линейно упругим, за исключением неупругих зон у фронта трещины, малых по сравнению с размерами образца (кроме толщины) и с расстоянием от вершины трещины до края образца; размеры трещины должны на порядок и более превосходить характерные размеры микроструктуры и неупругих зон у ее фронта.

Условия нагружения при испытании на циклическую трещиностойкость задаются двумя силовыми параметрами: K_{max} и K_{min}, ΔK и R или K_{max} и R, где K_{max} и K_{min} – соответственно максимальный и минимальный коэффициенты интенсивности напряжений цикла; ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений цикла, $R = K_{min} / K_{max}$ – коэффициент асимметрии цикла нагружения.

Эти силовые параметры цикла связаны между собой следующими зависимостями:

$$\Delta K = K_{max} - K_{min}; \qquad (6.3.1)$$

$$K_{max} = \Delta K/(1 - R); \qquad (6.3.2)$$

$$K_{min} = R\,\Delta K/(1 - R). \qquad (6.3.3)$$

Различают основные и специальные виды испытаний.

Основные испытания служат для получения исходных данных о сопротивлении материала развитию трещины при циклическом

нагружении. Их проводят при регламентированных условиях в полном диапазоне изменения коэффициента интенсивности напряжений, от порогового значения до критического, при котором наступаст долом образца, или до значения K_{max} (ΔK), при котором перестают выполняться требования малости неупругих зон у фронта трещины.

Специальные испытания проводят в полном или ограниченном диапазоне КИН для определения влияния на скорость роста трещин отдельных факторов, например, коэффициента асимметрии цикла R, формы цикла, частоты нагружения, технологии изготовления – способа выплавки, технологии сварки, режима термической обработки и др., для получения характеристик трещиностойкости в условиях, моделирующих эксплуатационные, для получения исходных данных, необходимых для проведения прочностных расчетов в заданном диапазоне изменения ΔK (K_{max}) и др.

Основные испытания выполняют на воздухе, не содержащем активных по отношению к испытываемому материалу примесей, при атмосферном давлении, коэффициенте асимметрии цикла R = 0...0,1, относительной влажности 40...60 %, частоте нагружения f = 10...20 Гц, синусоидальной форме цикла и температуре 17...23 °С.

Проведение испытаний при других условиях должно быть обосновано и указано в технической документации. Количество образцов для одной серии основных испытаний – не менее трех.

Условия специальных испытаний должны соответствовать поставленным задачам по выявлению влияния разных факторов и по возможности быть такими же, как и для основных испытаний.

Методы испытания, оборудование и образцы. Испытания на циклическую трещиностойкость проводят, как правило, при растяжении (основной вид нагружения), реже при изгибе и кручении.

По заданию параметров нагружения испытания разделяют на проводимые с изменяющимся значением ΔK (K_{max}) при F = const и на проводимые с постоянным значением ΔK (K_{max}) при изменяющемся значении нагрузки F. Первые являются основным видом испытаний. К ним относятся и испытания в припороговой области, когда для достижения низких значений скоростей РУТ с целью постепенного уменьшения КИН силу F уменьшают ступенями или практически непрерывно (микроступенями).

Испытания при постоянном значении ΔK (K_{max}) являются специальными. Их проводят для оценки влияния различных факторов на скорость РУТ. Постоянства ΔK (K_{max}) в процессе испытания можно достичь соответствующим изменением нагрузки F, а также с выбором необходимых типа образца и способа его нагружения.

Наиболее часто применяют компактный прямоугольный образец с боковой трещиной для испытаний на внецентренное растяжение (рис. 6.3.2). Часто используют прямоугольные образцы с центральной внутренней трещиной (рис. 6.3.3) и с боковой трещиной (рис. 6.3.4) для испытаний на осевое растяжение. При испытании на осевое растяжение применяют также квадратный образец с внутренней центральной трещиной и дисковый образец с внутренней центральной трещиной. Дисковый образец с боковой трещиной испытывают на внецентренное растяжение.

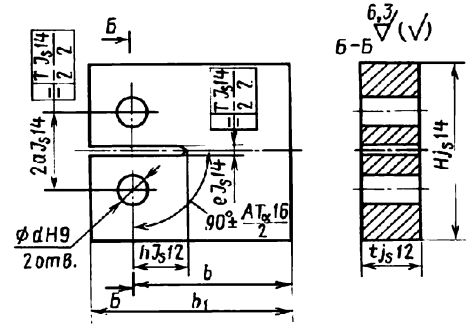


Рис. 6.3.3. Прямоугольный компактный образец с краевой трещиной для испытаний на внецентренное растяжение

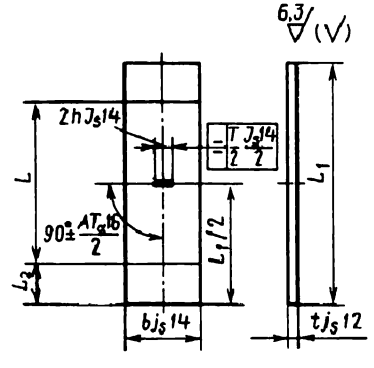


Рис. 6.3.2. Прямоугольный образец с центральной трещиной для испытаний на осевое растяжение

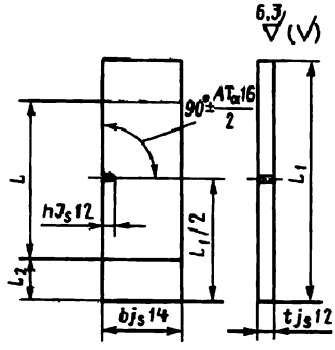


Рис. 6.3.4. Прямоугольный образец с краевой трещиной для испытаний на осевое растяжение

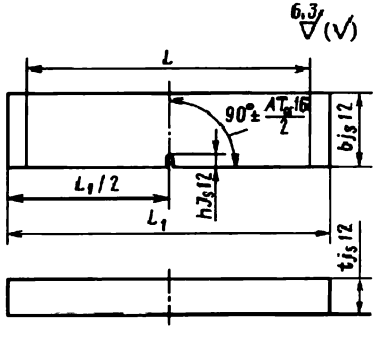


Рис. 6.3.5. Образец прямоугольного сечения с краевой трещиной для испытаний на плоский изгиб

Для испытаний на поперечный изгиб применяют образцы прямоугольного сечения с боковой трещиной (рис. 6.3.5). Такие же образцы, но с другой схемой нагружения, используют для проведения испытаний на чистый изгиб.

Надрезы на образцах обеспечивают заданное расположение и ориентацию начальной трещины, а также уменьшают время и нагрузку, необходимые для ее зарождения, поэтому их делают как можно более узкими и острыми. При вырезке и изготовлении образцов необходимо обеспечить минимальные наклеп и уровень остаточных напряжений. Изменения микроструктуры и фазового состава не допускаются, так как это уже будет другой материал. Эти требования в первую очередь относятся к зонам образцов, по которым ожидается прохождение трещины.

Минимальное повреждающее влияние оказывает изготовление надрезов электроэрозионным способом.

Формулы для определения КИН с учетом схемы нагружения образцов приведены в табл. 6.3.1. Здесь же приведены соотношения основных размеров образцов и границы применимости формул. В РД 50-345-82 и в МУ "Определение характеристик трещиностойкости при циклическом нагружении" эти данные приведены и для других типов образцов.

Испытания на циклическую трещиностойкость проводят на электрогидравлических или электромеханических машинах, обеспечивающих необходимую точность установления, поддержания и измерения нагрузки (ГОСТ 25.502). Устройства для крепления и нагружения образцов должны обеспечить реализацию заданной схемы нагружения, центровку образца, а также прочность образца в зоне приложения нагрузки. В связи с этим большим преимуществом обладают машины с гидравлическими захватами, не требующие для большинства образцов дополнительного изготовления приспособлений для крепления.

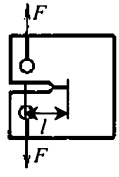
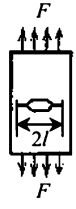
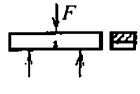
В начале испытания задаются значениями K_{max} и K_{min} для выращивания исходной трещины, и по формулам для КИН (см. табл. 6.3.l) рассчитывают значения F_{max} и F_{min}. Далее устанавливают соответствующий режим работы машины, обеспечивающий поддержание рассчитанных значений F_{max} и F_{min} или их изменение (с предварительной установкой всех остальных необходимых параметров: формы цикла, f, T).

Наиболее часто испытания проводят при постоянной нагрузке. При этом за счет подрастания трещины постепенно возрастает значение ΔK (рис. 6.3.6), поэтому на одном образце можно получить (при достаточной его ширине) большое количество точек измерения скорости роста трещин (30…50 значений).

Значения КИН для текущих длин трещин рассчитывают по тем же формулам табл. 6.3.1, подставляя значения F_{max} и F_{min} для данного режима испытания.

Если же необходимо работать при скоростях РУТ менее 10^{-8} м/цикл, то первоначально задают значение ΔK (K_{max}), соответствующее скорости РУТ примерно 10^{-8} м/цикл, и рассчитывают F_{max} и F_{min}. Затем нагрузку уменьшают ступенями, предпочтительно более мелкими, в диапазоне СРТ 10^{-9}…10^{-10} м/цикл – не более, чем на 5 %. Испытания проводят до достижения $da/dN = 10^{-10}$ м/цикл или другого требуемого значения.

6.3.1. Размеры и схемы нагружения образцов, формулы для определения коэффициентов интенсивности напряжений

Код и номер образца	Размеры образцов, мм	Схема нагружения	Формула	Границы применимости
К-Б-РВ** (по МУ) № 6 (по РД)	$b = 2t$, $b_1 = 1{,}25b$, $H = 1{,}2b$, $2a = 0{,}55b$, $d = 0{,}25b$, $h \approx (0{,}35\ldots0{,}50)b$, $e \le 0{,}06b$ $t = 25$		$K = \frac{F}{t\sqrt{b}}Y$; 1) $Y = \sqrt{\frac{\lambda}{(1-\lambda)^3}}(9{,}172 - 13{,}829\lambda + 11{,}822\lambda^2 - 3{,}056\lambda^3)$; 2) $Y = 13{,}74(1 - 3{,}38\lambda + 5{,}572\lambda^2)$; $\lambda = l/b$	$0{,}20 \le \lambda \le 0{,}90$ $0{,}45 \le \lambda \le 0{,}55$
П-В-Р № 5	$b \ge 8t$, $b \ge 50$, $L \ge 2{,}5b$, $L_1 = L + 2L_2$, $2h \approx 0{,}1b$, $e \le 0{,}02b$		$K = \frac{F}{t\sqrt{b}}Y$; 1) $Y = \sqrt{\frac{\pi\lambda}{2}\sec\frac{\pi\lambda}{2}}$; 2) $Y = 0{,}38\ (1 + 2{,}308\lambda + 2{,}439\lambda^2)$; $\lambda = 2l/b$	$0 \le \lambda \le 0{,}90$
П-Б-Р № 4	$b \ge 6t$, $L \ge 2{,}5b$, $L_1 = L + 2L_2$, $h \approx 0{,}1b$		$K = \frac{F\sqrt{\lambda}}{t\sqrt{b}}Y$; $Y = 1{,}99 - 0{,}41\lambda + 18{,}70\lambda^2 - 38{,}48\lambda^3 + 53{,}85\lambda^4$; $\lambda = l/b$	$0 < \lambda < 0{,}6$
П-Б-ИП № 9а	$4t \ge b \ge 2t$, $b \ge 15$, $h \approx 0{,}05$b, $e \le 0{,}02b$		$K = \frac{M}{tb^{3/2}}Y$; 1) $Y = 6\sqrt{\frac{\lambda}{(1-\lambda)^3}}(1+2\lambda)^{-1} \times \left[1{,}99 - \lambda(1-\lambda)(2{,}15 - 3{,}93\lambda + 2{,}7\lambda^2)\right]$; 2) $Y = 3{,}494\ (1 - 3{,}396\lambda + 5{,}839\lambda^2)$; $\lambda = 2l/b$	$0{,}20 \le \lambda \le 0{,}90$ $0{,}45 \le \lambda \le 0{,}55$

* Размер L_2 для образцов П-В-Р и П-Б-Р определяется способом крепления образца в захватном устройстве.

** Для образца К-Б-РВ в РД и МУ СТ-1 с целью увеличения размера зоны развития трещины предусмотрено изменение следующих размеров по сравнению с размерами по ГОСТ 25.506: $4t \le b$, $h = 0{,}18b$ и $e \le 0{,}02b$.

Следует отметить, что при переходе на очередную ступень величина снижения ΔK за счет уменьшения ΔF должна превышать подрост ΔK в результате увеличения длины трещины на этой ступени.

В зависимости от задач исследования возможны и другие режимы нагружения, как например, испытания при K_{max} = const с уменьшающимся значением ΔK и возрастанием R (рис. 6.3.6, *г*).

Кинетическая диаграмма усталостного разрушения (КДУР) и характеристики циклической трещиностойкости. Результаты испытаний на циклическую трещиностойкость представляют в виде кинетической диаграммы усталостного разрушения (КДУР), которая наиболее полно характеризует сопротивление материала развитию в нем усталостной трещины (циклическую трещиностойкость).

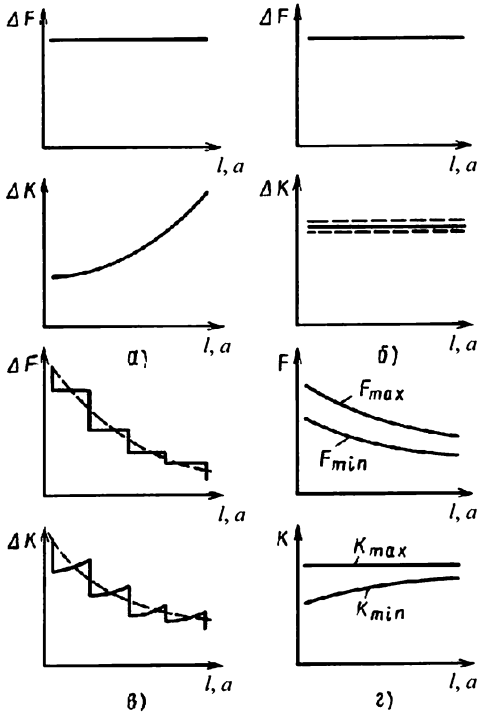


Рис. 6.3.6. Режимы нагружения при испытании на циклическую трещиностойкость:
а – испытания с возрастающим значением ΔK при ΔF = const; *б* – испытания при ΔK = const и ΔF = const (специальная геометрия образцов); *в* – испытания со снижением значения ΔK при R = const; *г* – испытания со снижением значения ΔK при K_{max} = const (R = 0,6…0,85); l, *a* – длина трещины

Кинетическую диаграмму усталостного разрушения строят по результатам испытаний на циклическую термостойкость в координатах: $da/dN - \Delta K$ (K_{max}). Как правило, используют координаты $da/dN - \Delta K$, по K_{max} строят при знакопеременном цикле нагружения. По оси абсцисс и по оси ординат значения ΔK и da/dN откладывают по логарифмическим шкалам. В процессе испытания значения ΔK (в пересчете на ΔF) задаются, а значения скорости получают делением разности двух последовательных замеров длин трещин на количество циклов, за которое получен этот подрост трещины. Полученное значение скорости роста трещины относят к среднему значению длины трещины $l_{i+1}^{ср}$ (между двумя замерами), которое определяют как сумму предыдущего значения длины трещины l_i и половины значения последнего подроста трещины $(l_{i+1} - l_i)/2$.

$$da/dN = (l_{i+1} - l_i)/(N_{i+1} - N_i); \quad (6.3.4)$$

$$l_{i+1}^{ср} = l_i + (l_{i+1} - l_i)/2. \quad (6.3.5)$$

Существуют и другие способы определения скорости роста трещины.

По полученным значениям длин трещин (см. табл. 6.3.1) рассчитывают значения ΔK (K_{max}). На основе экспериментальных данных по скоростям роста трещин для соответствующих значений КИН по специальным программам в логарифмических координатах строят кинстическую диаграмму усталостного разрушения. Для удобства представления и работы с КДУР ее чаще строят в разных масштабах по осям координат.

Типичная КДУР, построенная в полном объеме в логарифмических координатах, представляет собой *S*-образную кривую, ограниченную двумя асимптотами: слева – K_{th} (ΔK_{th}), справа – K_{fc} (рис. 6.3.7). КДУР состоит из 3-х участков: 1-го – на котором трещина развивается с низкой скоростью, 2-го – среднего участка, на котором зависимость da/dN от ΔK (K_{max}) в логарифмических координатах аппроксимируется прямой линией, 3-го – высокоскоростного участка.

Линейный участок ограничен значениями ΔK_{1-2} и ΔK_{2-3}, которые определяют начало и конец среднего участка КДУР. На линейном участке скорость роста трещин определяется зависимостью

$$da/dN = C\Delta K^n. \quad (6.3.6)$$

6.3.2. Зависимости для определения скорости роста усталостных трещин

Автор	Уравнения		Параметры, характеризующие	
			нагружение	свойства материала
П. Пэрис, Ф. Эрдоган	$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n$	(1)	ΔK	C, n
Р.Г. Форман, В.Е. Керни, Р.Н. Энгл	$\frac{da}{dN} = C\frac{\Delta K^n}{(1-R)K_c - \Delta K}$	(2)	ΔK, R	C, n, K_c
Ф. Эрдоган	$\frac{da}{dN} = CK_{\max}^m \Delta K^n$	(3)	$K_{\max}$, ΔK	C, m, n
Г.П. Черепанов	$\frac{da}{dN} = C\left[\frac{K_{\max}^2 - K_{\min}^2}{K_c^2} + \ln\frac{K_c^2 - K_{\max}^2}{K_c^2 - K_{\min}^2}\right]$	(4)	$K_{\max}$, $K_{\min}$	C, K_c
М. Клеснил, П. Лукаш	$\frac{da}{dN} = C\left(K_a^4 - K_{th}^4\right)$	(5)	K_a	C, K_{th}
В. Элбер	$\frac{da}{dN} = C\left[(0{,}5 + 0{,}4R)\Delta K\right]^n$	(6)	ΔK, R	C, n
К.Н. Смит	$\frac{da}{dN} = C\left[K_{\max}(1-R)^{0,5}\right]^n$	(7)	$K_{\max}$, R	C, n, m
Ли	$\frac{da}{dN} = C\left[K_{\max}(1-R)^m\right]^n$	(8)	$K_{\max}$, R	C, n, m
С.Я. Ярема	$\frac{da}{dN} = C\left(\frac{K_{\max} - K_{th}}{K_c - K_{\max}}\right)^n$	(9)	$K_{\max}$	C, n, K_{th}, K_c
Е.К. Придл	$\frac{da}{dN} = C\left(\frac{\Delta K - \Delta K_{th}}{K_c - K_{\max}}\right)^n$	(10)	ΔK, $K_{\max}$	ΔK_{th}, K_c, n, C,
В.Г. Кудряшов, В.И. Смоленцев	$\frac{da}{dN} = C\frac{(1-R)^{n-1}(K_{\max} - K_{th})^n}{K_c - K_{\max}}$	(11)	$K_{\max}$, R	K_{th}, C, n, K_c
А.Дж. Мак Эвили	$\frac{da}{dN} = \frac{C}{\sigma_{0,2}E}\left[\Delta K - \Delta K_{th}(R)\right]^2 \times \left(1 + \frac{\Delta K}{K_c - K_{\max}}\right)$	(12)	ΔK, R, $K_{\max}$	$\sigma_{0,2}$, C, K_c, ΔK_{th}

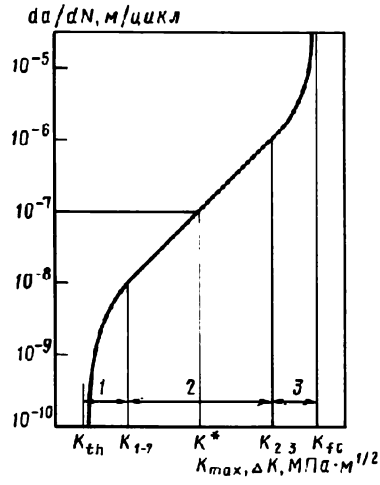


Рис. 6.3.7. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения

Сопротивление материала развитию усталостных трещин на основе полученных КДУР определяют через характеристики циклической трещиностойкости. Ими являются параметры кинетической диаграммы: C – коэффициент и n – показатель степени уравнения (6.3.6); ΔK_{th}, (K_{th}) – размах порогового коэффициента интенсивности напряжений, при котором $da/dN = 10^{-10}$ м/цикл; K_{fc} – циклический критический коэффициент интенсивности напряжений для образца данной толщины или K_{1f} – циклический критический коэффициент интенсивности напряжений при предельном стеснении пластической деформации.

При построении КДУР в двойных логарифмических координатах в одном и том же масштабе по обеим осям (масштаб значений логарифмов величин) коэффициент n будет равен тангенсу угла наклона второго (линейного) участка диаграммы к оси абсцисс. Коэффициент C в соответствии с зависимостью (6.3.6) численно равен скорости роста трещины при $\Delta K = 1{,}0$ МПа $\cdot$ м$^{1/2}$.

Так как $\Delta K = (1 - R)\, K_{\max}$, то КДУР, построенные в координатах $da/dN - K_{\max}$ и $da/dN - \Delta K$, при одном и том же R эквивалентны и различаются лишь масштабом по оси абсцисс, а при использовании логарифмической шкалы смещены относительно друг друга на $\lg(1 - R)$ вдоль нее.

Аналитическое описание КДУР. Существует более 100 аналитических зависимостей, предложенных для определения скорости роста усталостных трещин.

В табл. 6.3.2 приведены наиболее часто применяемые формулы для расчета скорости РУТ.

Самая известная формула для определения скорости роста трещин – это формула П. Пэриса и Ф. Эрдогана. Формула была выведена на основе линейного упругого анализа поля напряжений в вершине трещины и определения зависимости значения K от размера трещины. Она дает хорошее соответствие на линейном участке КДУР для многих сталей, сплавов и металла сварных соединений.

Коэффициент C и показатель степени n формулы (1) (см. табл. 6.3.2) являются характеристиками материала для заданных условий испытания. Среди эксплуатационных факторов одним из самых значимых является коэффициент асимметрии цикла R. Поэтому многие авторы включили R в формулы для определения скорости роста трещины, как, например, в формулы (2, 6 – 8, 11, 12). В ряде предложенных зависимостей учитывают влияние механических и физических свойств материалов.

Одни зависимости определяют скорость роста трещины на линейном участке – это формулы (1, 3, 7, 8); другие рекомендуются для расчета скорости роста трещины на протяжении 2-х участков, как, например, формулы (2, 4) (для 2-го и 3-го участков), или всей КДУР – формулы (10 – 12). Зависимость (6) была предложена Элбером для оценки закрытия усталостной трещины. Формула хорошо отражает основу модели, однако коэффициенты формулы не всегда обеспечивают совпадение экспериментальных и расчетных данных. Поэтому выбор формул должен основываться на диапазоне изменения ΔK ($K_{\max}$), т.е. на учете количества участков КДУР, свойствах и структуре материала и носить конкурентный характер при апробации нескольких расчетных зависимостей.

6.3.2. ЗАКРЫТИЕ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА СКОРОСТЬ РОСТА ТРЕЩИН

Основы явления. Скорость роста усталостных трещин при $R > 0$ обычно определяется полным размахом коэффициента интенсивности напряжений $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$. Это связано с установившимся ранее допущением о том, что при действии сжимающих напряжений трещина закрыта и открыта при действии растягивающих напряжений. Однако В. Элбер экспериментально установил, что развивающаяся трещина под

действием от нулевой растягивающей нагрузки может частично или полностью закрываться при разгрузке и открываться только при приложении растягивающей нагрузки определенной величины.

Закрытие усталостной трещины в течение части цикла нагружения при $R = 0$ оказывает заметное влияние на скорость ее распространения. Продвижение трещины может иметь место только тогда, когда трещина открыта. В этом случае скорость РУТ будет определяться не величиной ΔK, а ΔK_{eff}:

$$da/dN = C\Delta K_{eff}^{n}, \qquad (6.3.7)$$

где $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$, ΔK_{eff} – размах эффективного КИН, K_{op} – коэффициент интенсивности напряжений, соответствующий моменту полного открытия трещины.

Элбером также было введено понятие эффективного отношения размахов коэффициентов интенсивности напряжений U:

$$U = \frac{K_{max} - K_{op}}{K_{max} - K_{min}} = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K}. \qquad (6.3.8)$$

При $U = 0$ трещина закрыта в течение всего цикла нагружения; при $U = 1$ – открыта на протяжении всего цикла.

Наличие явления закрытия трещины обусловливает изменение формы цикла нагружения (рис. 6.3.8). В этом случае K_{min} станет равным K_{op}, среднее значение КИН – K_m, равное $(K_{max} + K_{min})/2$, станет $K_{m\,eff} = (K_{op} + K_{max})/2$, а $R = \dfrac{K_{op}}{K_{max}}$.

Для того чтобы лучше понять природу явления закрытия трещины, рассмотрим распределение остаточных деформаций около вершины острого надреза и усталостной трещины. На рис. 6.3.9 видно, что в сечении *yy*, сзади вершины трещины, остаточные деформации растяжения находятся в зоне, ограниченной верхней огибающей пластических зон по берегам трещины. Остаточные деформации в сечении *yy* можно определить из уравнения:

$$\delta_o = \int \varepsilon_{oy} d_y. \qquad (6.3.9).$$

В то же время на берегах надреза таких деформаций нет, так как нет движения острого концентратора напряжений и связанного с этим образования зон пластических деформаций по берегам концентратора.

При разгрузке значения раскрытия трещины и надреза уменьшаются на одну и ту же величину. Но так как исходное раскрытие усталостной трещины было меньше, чем раскрытие надреза (на δ_o), то и закроется усталостная трещина раньше, чем надрез.

Пластические зоны в вершине трещины. Упрощенная схема образования пластических зон в вершине усталостной трещины для идеально упругопластического материала была предложена Дж. Р. Райсом. При первом же цикле нагружения в окрестности трещины (острого концентратора напряжений) происходит образование статической пластической зоны размером

$$r_c = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_т^2}, \qquad (6.3.10)$$

в которой напряжения равны физическому пределу текучести. После разгрузки до $\sigma_{min} = \sigma_{max} - \Delta\sigma$ состояние металла в вершине трещины можно рассматривать по принципу суперпозиции растяжения и сжатия напряжениями $\Delta\sigma$. Предел текучести равен $2\sigma_т$, так как напряжения в циклической пластической зоне будут изменяться от $\sigma_т$ до $-\sigma_т$ (без учета эффекта Баушингера).

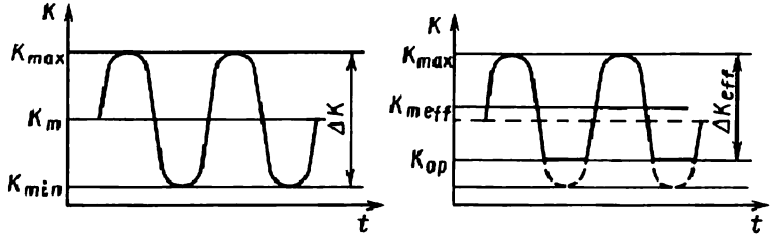


Рис. 6.3.8. Форма цикла нагружения образца с трещиной при отсутствии (*а*) и наличии (*б*) закрытия трещины

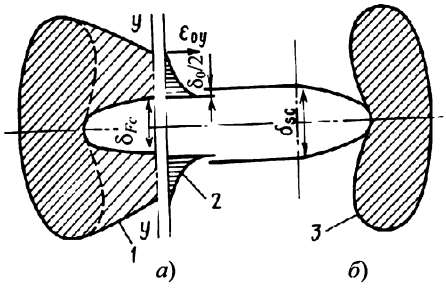


Рис. 6.3.9. Сопоставление распределения деформаций вблизи вершины усталостной трещины (*а*) и острого надреза (*б*):
1 – огибающая всех пластических зон по берегам трещины; *2* – остаточная деформация растяжения ε_{oy} вдоль оси *yy*; *3* – пластическая зона около вершины надреза

Размер циклической пластической зоны при таком условном рассмотрении ситуации в окрестности вершины трещины будет примерно в 4 раза меньше, чем размер статической пластической зоны.

При циклическом деформировании в металле происходят сложные процессы, включающие в себя повторные сдвиги, упрочнение, разупрочнение, образование новых фаз, распад уже существующих; изменение тонкой структуры, плотности дислокаций и др. Наиболее интенсивно эти процессы проходят в пластической зоне вблизи вершины трещины. Поэтому многие исследователи предпочитают выделять 3 пластические зоны. Расположение этих трех зон показано на рис. 6.3.10.

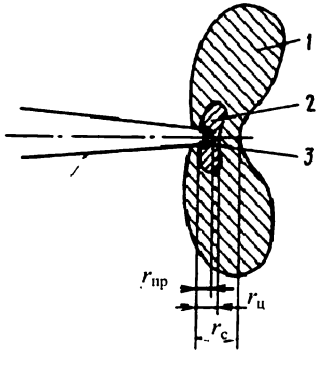


Рис. 6.3.10. Зоны пластической деформации вблизи вершины усталостной трещины:
1 – статическая; *2* – циклическая; *3* – зона предразрушения

Образование статической (монотонной) пластической зоны связано с максимальными растягивающими напряжениями, возникающими у вершины усталостной трещины, поэтому размеры ее хорошо коррелируют с K_{max}. При циклическом нагружении в результате разгрузки в пределах статической пластической зоны (СПЗ) возникают сжимающие напряжения. По достижению предела текучести деформационно упрочненного материала, эти сжимающие напряжения формируют циклическую пластическую зону (ЦПЗ). Размеры ЦПЗ лучше коррелируют с ΔK:

$$r_ц = A\left(\Delta K/\sigma_т\right)^2, \qquad (6.3.11)$$

где при плосконапряженном состоянии A = = $1/2\pi = 0{,}16$ или $1/3\pi = 0{,}106$, а при плоскодеформированном состоянии $A = 1/8\pi = 0{,}0398$. Были определены и другие значения коэффициента A, не сильно отличающиеся от приведенных. Размер пластических зон, уровень пластических деформаций, состояние тонкой структуры металла в них характеризуют состоянием металла в вершине усталостной трещины. Пластические зоны оказывают существенное влияние на закрытие усталостной трещины и скорость ее роста.

На размер пластических зон оказывает влияние целый ряд факторов: R, K_{max}, ΔK, $\sigma_{0,2}$. Отношение размеров СПЗ к ЦПЗ также не является величиной постоянной, а зависит от силовых параметров и свойств материала.

Механизмы закрытия усталостных трещин.

1. Закрытие трещины за счет наличия пластически деформированного материала по берегам усталостной трещины.

2. Закрытие трещины, обусловленное шероховатостью поверхностей усталостной трещины.

3. Закрытие, обусловленное механизмом окисления металла берегов трещины с образованием оксидов и других продуктов коррозии, к нему также можно отнести механизм фреттинг-коррозии металла.

4. Закрытие, связанное с фазовыми превращениями.

5. Закрытие, обусловленное повышенной вязкостью рабочей среды, характерное только для жидких сред.

Основным механизмом, в большинстве случаев, является первый, обусловленный пластическим деформированием металла. Этот механизм характерен для вязких материалов и для плоского напряженного состояния. Также важным и значимым является механизм закрытия трещины, обусловленный шероховатостью поверхности. По этой модели учитывается высота микронеровностей в изломе, раскрытие вершины трещины и сдвиговые перемещения берегов трещины. Этот механизм реализуется, как правило, в припороговой области роста трещин.

Образование оксидов на берегах трещины приводит к тому, что в каждом цикле позади вершины трещины будет происходить столкновение ее берегов, разрушение оксидных пленок, образованиеювенильных поверхностей, что в сочетании с проявлением фреттинг-коррозии может приводить к утолщению слоя оксидов и, соответственно, к усилению эффекта закрытия. Этот механизм проявляется в тех случаях, когда размер оксидных отложений достигает толщин, сопоставимых с раскрытием вершины трещины, что наблюдается при низких R, невысоких скоростях роста трещин и длительных контактах со средой.

Локальные фазовые превращения, вызываемые механическими напряжениями, как правило, приводят к повышению объема материала в зоне предразрушения, что будет способствовать увеличению объема пластически деформированного материала на берегах трещины и аналогично действию механизма 1, препятствовать ее раскрытию.

Механизм, обусловленный повышенной вязкостью рабочей среды, действует за счет того, что вязкая жидкость препятствует перемещению берегов трещины. Этот механизм проявляет себя только в жидких средах, в том числе в инертных. В коррозионных средах возможно усиление влияния этого механизма за счет растворения в жидкости продуктов коррозии.

Методы определения характеристик закрытия усталостных трещин. Нагрузку открытия трещины измеряют разными методами – методом податливости, оптическим, жидкостно-оптическим, методом акустической эмиссии и др. Наиболее часто используют метод податливости. С этой целью определяют раскрытие усталостной трещины, определяя смещение между двумя точками, расположенными по обе стороны трещины вблизи ее вершины, на небольшом расстоянии друг от друга.

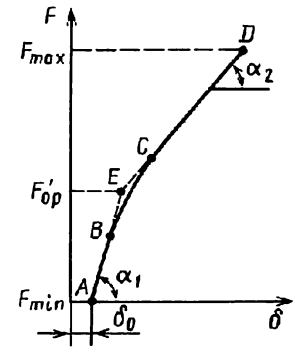


Рис. 6.3.11. Определение нагрузки открытия трещины методом податливости

Измеряя смещение между этими точками, можно на двухкоординатном самописце записывать диаграмму "нагрузка F–смещение δ", типичный вид которой показан на рис. 6.3.11.

В связи с тем что в первоначальный момент (между точками A и B) нагружению подвергается образец, имеющий длину трещины, меньшую реальной (из-за закрытия трещины), а после открытия трещины – образец, имеющий трещину реальной длины, то между точками A и B и C и D получают линейную зависимость "F–δ", но с разным углом наклона из-за различной жесткости образца. Участок между точками B и C соответствует периоду открытия вершины трещины и характеризуется изменяющимся углом наклона. Таким образом, между точками C и D трещина полностью открыта, при этом точка C соответствует нагрузке полного открытия трещины F_{op}.

При снижении нагрузки ниже точки C трещина начинает закрываться. Точка B соответствует нагрузке закрытия трещины, ниже точки B в области вершины трещина будет закрыта. Как видно, нагрузки открытия и закрытия трещины не совпадают. С целью унификации определения нагрузки открытия-закрытия трещины, а также чтобы избежать излишнего консерватизма при определении F_{op} авторами книги "Механика разрушения и прочность материала" Т. 4 рекомендуется определять скорректированное значение F'_{op}, соответствующее точке E на рис. 6.3.11.

Диаграмму F–δ получают при уменьшении частоты нагружения до 1...2 Гц. Изменение частоты нагружения в диапазоне 1...20 Гц

не оказывает заметного влияния на скорость роста трещины в сталях. Для измерения смещения в области вершины трещины используют датчики перемещения с малой базой, например 2,0...2,5 мм.

В ОАО НПО "ЦНИИТМАШ" при исследовании закрытия трещин оптическим и жидкостно-оптическим методами применяли специально сконструированную оптическую установку, обеспечивающую линейное разрешение до 1 мкм. При этом выполняли очень тщательную подготовку шлифа на боковой поверхности образца в области вершины трещины. Оптическая установка позволяла вести прямые наблюдения за перемещением берегов трещины.

Закрытие трещины характерно в большей степени для припороговой скорости роста трещин. С увеличением ΔK его влияние ослабевает и практически исчезает в пределах II-го участка КДУР. Это объясняется тем, что по мере роста КИН увеличивается раскрытие трещины и существующие механизмы закрытия трещины не могут обеспечить контакт ее берегов.

По мере повышения R наблюдается ослабление роли закрытия. Это объясняется тем, что с повышением КИН происходит сближение $K_{\min}$ и K_{op}, и возрастает ΔK_{eff}, что приводит к увеличению раскрытия трещины, которое уже не может преодолеть механизм закрытия.

Примеры влияния R и перегрузки на СРТ с учетом явления закрытия трещины изложены в главе 6.3.3.

6.3.3. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ НАГРУЖЕНИЯ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ

Влияние коэффициента асимметрии цикла. Коэффициент асимметрии цикла R оказывает существенное влияние на скорость роста усталостных трещин. Испытания, выполненные при разных значениях R, позволяют экспериментально оценить влияние на циклическую трещиностойкость металлических материалов статических напряжений (в том числе остаточных), которые присутствуют в спектре эксплуатационной нагруженности изделий.

На рис. 6.3.12 приведены результаты работы японских исследователей Е. Сасаки, А. Охта и М. Косуге, которые при исследовании стали типа 15ГМФ показали, что с увеличением R от 0 до 0,8 наблюдается значительное повышение скорости роста трещин (СРТ), особенно в припороговой области диаграммы на 1–2 порядка, значения ΔK_{th} уменьшаются при этом примерно в 3,5 раза. На среднем участке также выявлено существенное повышение скорости роста трещин с увеличением R, но в значительно меньшей степени – до 2-3 раз с ростом R от 0 до 0,8. На 3-м участке диаграммы влияние R возрастает по сравнению с линейным участком.

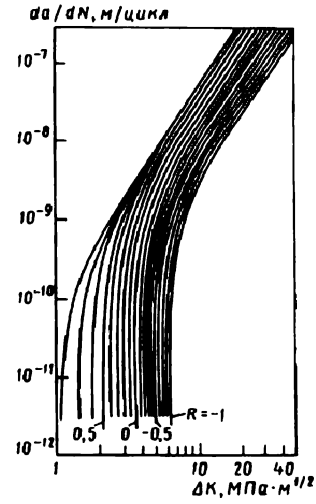


Рис. 6.3.12. Влияние коэффициента асимметрии цикла R от –1 до 0,8 на скорость роста усталостных трещин в стали SM58Q (типа 15ГМФ)

Переход от отнулевого цикла (R = 0) к симметричному (R = –1) приводит к уменьшению скорости роста трещин при построении кинетических диаграмм в координатах "da/dN–ΔK" и к повышению значений ΔK_{th}. Если не учитывать влияние сжимающей части цикла на развитие трещин, что равнозначно сопоставлению кинетических диаграмм при R = 0 и R = –1 в координатах "da/dN–$K_{\max}$", то значения СРТ при R = –1, как правило, будут превышать значения СРТ при R = 0 для одного и того же уровня ΔK, что говорит о наличии частичного повреждающего влияния сжимающей части цикла нагружения.

На рис. 6.3.13 показано влияние коэффициента асимметрии цикла на СРТ в теплоустойчивых сталях 15Х2НМФА и 10ГН2МФА. Для обеих сталей при R = 0,5 (15Х2НМФ) и R = 0,7 (сталь 10ГН2МФА) было отмечено повышение скорости роста трещин в 1,5...2,0 раза по сравнению с испытаниями при R = 0. При переходе от R = 0 к R = 0,5 для стали 15Х2НМФА выявлено снижение ΔK_{th} более чем в 2 раза. Наименьшие скорости роста трещин были отмечены при R = –1.

Исследование влияния R от –1 до 0,85 на циклическую трещиностойкость коррозионностойкой стали 06Х12Н3Д, применяемой в гидротурбостроении и в атомной энергетике, показало значительное изменение СРТ в припороговой области (до 10^{-11} м/цикл) (рис. 6.3.14). Так, с увеличением R от 0 до 0,85 наблюдалось повышение скорости роста трещин до 2-х порядков и уменьшение ΔK_{th} примерно в 4 раза. На линейном участке при повышении R от 0 до 0,5 было отмечено увеличение СРТ до 3 раз.

Влияние R на циклическую трещиностойкость проявляется и для коррозионностойких сталей аустенитного класса. Во всем исследуемом диапазоне изменения ΔK для стали 08Х18Н10Т-ВД, термообработанной по двум режимам: ТО-1 – аустенитизация 950 °С, вода и ТО-2 – аустенитизация 1040 °С, вода, стабилизирующий отжиг 800 °С, воздух, было получено повышение скорости роста трещин (рис. 6.3.15, *а*, *б*). Для обоих режимов термической обработки наибольшее влияние R было выявлено на 1-м участке. Сопоставление СРТ в стали 08Х18Н10Т-ВД в зависимости от режима термообработки показало, что более высокую трещиностойкость имеет сталь после ТО-2. После этой термообработки сталь оказалась более чувствительной к R, но тем не менее при R = 0,7 уровень циклической трещиностойкости стали после ТО-2 остался выше, чем после ТО-1.

Для объяснения влияния R на скорость роста трещин в зависимости от ΔK используется подход, основанный на концепции закрытия трещины. На рис. 6.3.16 показано влияние коэффициента асимметрии цикла на скорость роста усталостных трещин в металле сварного шва коррозионно-стойких сталей аустенитного класса без учета и с учетом явления закрытия трещины.

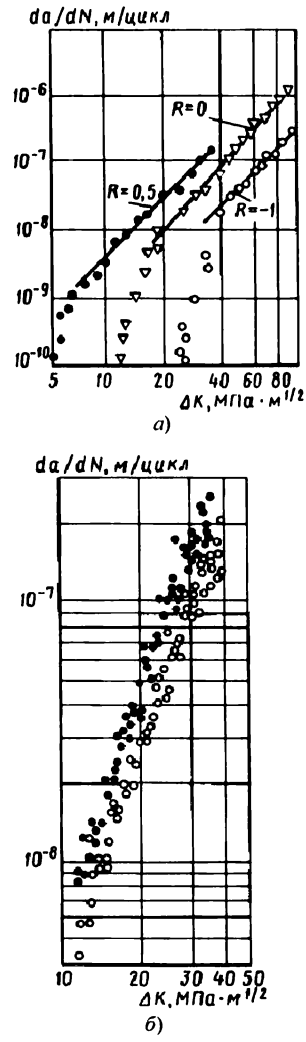


Рис. 6.3.13. Влияние коэффициента асимметрии R цикла на циклическую трещиностойкость стали 15Х2НМФА (*а*) и 10ГН2МФА (*б*):
○ – R = 0; ● – R = 0,7;
а – данные Трощенко В.Т., Покровского В.В., Ясния П.В. с соавторами

Наиболее сильное влияние коэффициента асимметрии цикла сказалось при испытаниях в диапазоне малых ΔK и малых скоростей роста трещин (менее 10^{-8} м/цикл). При увеличении R с 0 до 0,6 и ΔK = 10 МПа · м$^{1/2}$ было отмечено повышение скорости роста трещин до 2,5 раз. При ΔK = 18 МПа · м$^{1/2}$ наблюдалось практическое отсутствие влияния R на скорость роста трещин.

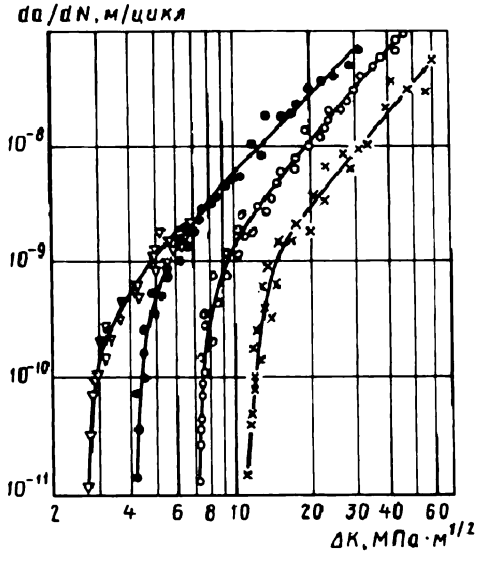


Рис. 6.3.14. Влияние коэффициента асимметрии цикла на скорость роста трещин в стали 06Х12Н3Д:
x – $R = -1$; ○ – $R = 0$; ● – $R = 0{,}5$; ▽ – $R = 0{,}85$

Совершенно другой характер носят кинетические диаграммы, построенные в координатах da/dN–ΔK_{eff}, где $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$, а K_{op} – КИН, соответствующий открытию трещины (см. 6.3.16). В этом случае экспериментальные данные, относящиеся к $R = 0...0{,}7$, попадают в общую полосу разброса и могут быть описаны одним и тем же уравнением. В большинстве случаев кинетические диаграммы усталостного разрушения, построенные при разных R в координатах da/dN–ΔK_{eff}, оказываются инвариантны по отношению к R. Таким образом, учет закрытия усталостной трещины позволяет оценить влияние R и использовать единую модифицированную зависимость в прочностных расчетах.

Влияние коэффициента асимметрии цикла не всегда обусловлено явлением закрытия трещины или не только им. В этой связи стоит обратить внимание на существенное влияние коэффициента асимметрии цикла на СРТ при высоких значениях R, больших 0,7...0,8, то есть для тех случаев, когда закрытие трещины не наблюдается. Объяснение повышения СРТ с ростом R (при одном и том же значении ΔK)

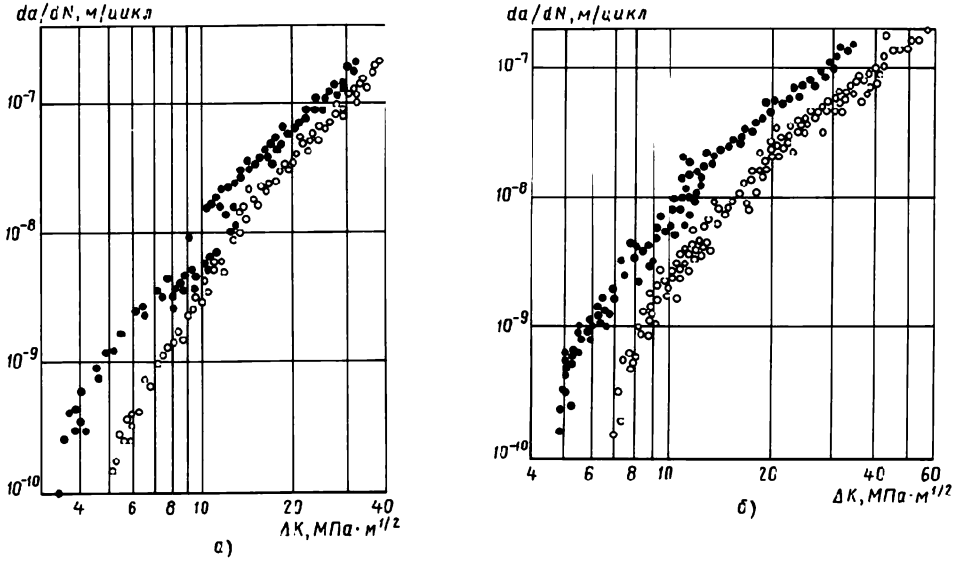


Рис. 6.3.15. Влияние коэффициента асимметрии цикла на скорость роста трещин в стали 08Х18Н10Т-ВД:
а – термическая обработка по ТО-1; *б* – ТО-2; ○ – $R = 0$; ● – $R = 0{,}7$

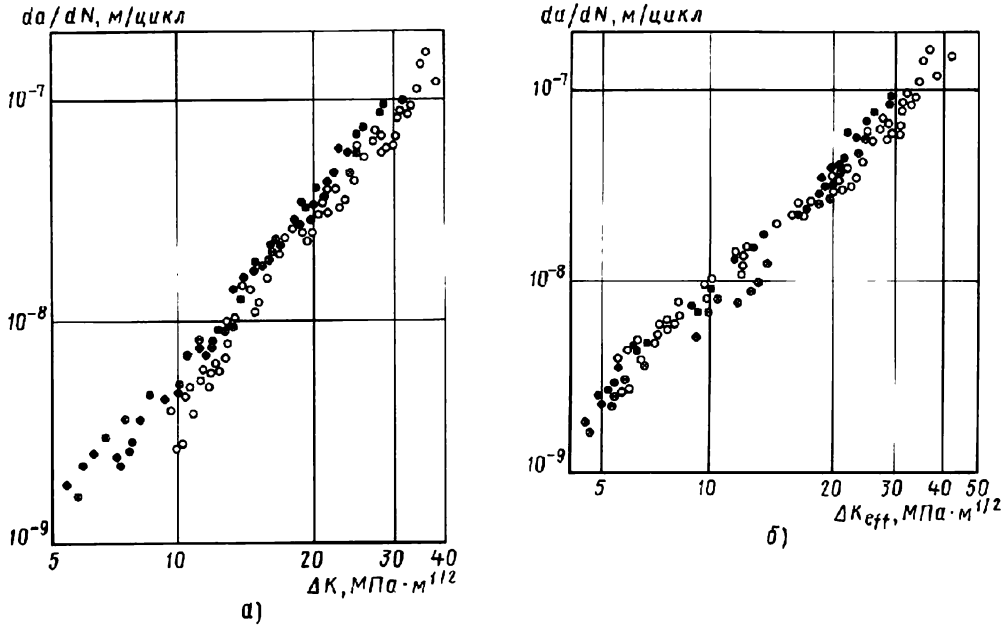


Рис. 6.3.16. Скорость роста усталостных трещин в металле сварного шва сталей 08Х18Н10Т и 10Х18Н9ТЛ при $R = 0$ (○); 0,3 (●) и 0,6 (⊗)в координатах:

а – da/dN–ΔK; б – da/dN–ΔK_{eff}

в этих случаях следует искать в увеличении максимального и среднего значений КИН, что будет оказывать влияние на размер и состояние зон пластической деформации в вершине трещины.

Во многих случаях бывает необходимо на основе данных по СРТ при $R = 0$ оценить возможное изменение скорости роста при других значениях R. Определить степень влияния R возможно, построив графическую (или аналитическую) зависимость в координатах $(da/dN)^R / (da/dN)^{R=0} - R$. Для сталей АЭУ перлитного (рис. 6.3.17) и аустенитного классов (рис. 6.3.18) и сварных соединений этих сталей выполнена оценка степени влияния R на СРТ.

Для сталей перлитного класса в целом получено хорошее соотношение между зависимостями, рекомендуемыми РД ЭО 0330-01 и Кодом ASME. Некоторое различие заключается в оценке степени влияния R на СРТ при $R \geq 0{,}75$.

В нормативном документе М-О2-91 влияние R учитывали сомножителем $S = 1/\left(\sqrt{1-R}\right)^n$, что при $n = 2{,}9$ дает слишком консервативную оценку влияния R на СРТ.

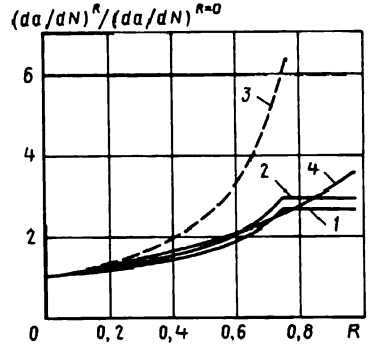


Рис. 6.3.17. Оценка степени влияния R на скорость роста усталостных трещин в сталях перлитного класса и их сварных соединениях в соответствии с рекомендуемыми для расчета формулами:

1 – РД ЭО 0330-01, теплоустойчивые стали систем Fe-Cr-Mo-V, Fe-Cr-Mo-Ni-V ($n = 2{,}7$); *2* – РД ЭО 0330-01, углеродистые стали типа 16К, 22К ($n = 3{,}1$); *3* – РД М-02-91, теплоустойчивые стали систем Fe-Cr-Mo-V, Fe-Cr-Mo-Ni-V ($n = 2{,}6$); *4* – Код ASME, углеродистые и легированные стали перлитного класса ($n = 3{,}07$)

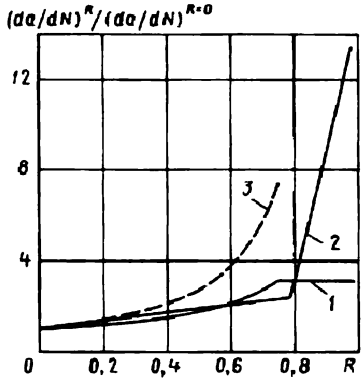


Рис. 6.3.18. Оценка влияния R на скорость роста усталостных трещин в коррозионно-стойких Cr-Ni сталях аустенитного класса и их сварных соединениях в соответствии с рекомендуемыми для расчета формулами:
1 – РД ЭО 0330-01 (n = 3,3); *2* – Код ASME (n = 3,3); *3* – РД М-02-91 (n = 2,9)

Для коррозионно-стойких сталей аустенитного класса, как и для сталей перлитного класса, выявлены в целом аналогичные закономерности. Однако в РД ЭО 0330-01 степень влияния R при $R \geq 0{,}75$ принимается такой же, как и при $R = 0{,}75$, а в Коде ASME, начиная с $R = 0{,}79$, интенсивность влияния R резко возрастает и отношение скоростей $(da/dN)^R$ / $(da/dN)^{R=0}$ достигает 13,5 при $R = 0{,}98$.

Влияние перегрузки. Кратковременные статические нагрузки, вызывающие напряжения, существенно превышающие максимальное напряжение цикла, могут привести к значительному снижению СРТ и даже к остановке трещины. В то же время характер изменения СРТ после перегрузки неоднозначен, что затрудняет учет перегрузки при расчете остаточного срока службы конструкции.

Влияние перегрузки на циклическую трещиностойкость стали 08Х14МФ ($\sigma_в$ = 589 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 396 МПа) при $R = 0$ исследовали при 2-х вариантах выполнения перегрузки: 1) при одном значении перегрузки $П = 1{,}75F_{max}$ и двух значениях КИН: ΔK_1 = 18 МПа · м$^{1/2}$ и ΔK_2 = 43 МПа · м$^{1/2}$; 2) при двух значениях перегрузки: $П_1 = 1{,}73\ F_{max}$ и $П_2 = 2{,}50\ F_{max}$ и одном значении КИН – ΔK_1 = 18 МПа · м$^{1/2}$. Установлено, что при ΔK_1 = 18 МПа · м$^{1/2}$ статическая перегрузка ($1{,}75F_{max}$) первоначально привела к резкому увеличению СРТ (рис. 6.3.19, кривая *1*), а затем, по мере продвижения трещины в зону пластической деформации, – к уменьшению до исходного значения СРТ. При дальнейшем испытании наблюдалось продолжение замедления скорости роста трещины до некоторого минимального значения, примерно в 6 раз меньшего, чем исходное, и последующее ее повышение до значений, соответствующих СРТ без влияния перегрузки. Характер изменения СРТ после той же перегрузки $П = 1{,}75F_{max}$, но при ΔK_2 = = 43 МПа · м$^{1/2}$, остался таким же (рис. 6.3.19, кривая *2*), однако продолжительность периода воздействия перегрузки $\Delta N_{в.п.2}$ уменьшилась, а протяженность распространения трещины в течение этого периода увеличилась.

Если одна и та же перегрузка будет производиться при разных уровня ΔK, то при более высоком значении ΔK она будет оказывать воздействие в течение меньшего периода времени, но на более протяженном участке распространения трещины.

Проведенная оценка уровня нагрузки открытия трещины P_{op} показала, что при стабильном росте трещины с P = const скорость ее распространения в связи с ростом ΔK постепенно увеличивалась, при этом нагрузка P_{op} и параметр, характеризующий закрытие трещины U' ($U' = 1 - U$), соответственно уменьшались (рис. 6.3.20).

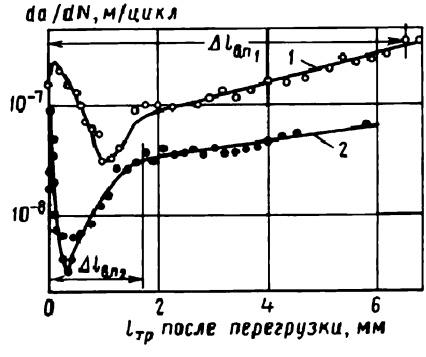


Рис. 6.3.19. Изменение скорости роста усталостной трещины в стали 08Х14МФ после перегрузки 1,75 F_{max} при ΔK = 18 МПа · м$^{1/2}$ (*1*) и 43 МПа · м$^{1/2}$ (*2*)

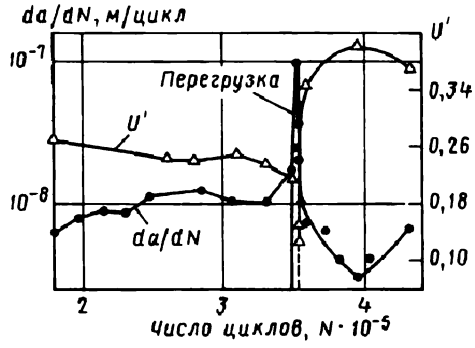


Рис. 6.3.20. Влияние закрытия усталостной трещины на скорость ее распространения в стали 08Х14МФ после перегрузки

Сразу же после перегрузки наблюдалось резкое уменьшение нагрузки P_{op} до 0, затем ее повышение до максимального значения и последующее понижение. Во всех случаях увеличению P_{op} и U' соответствовало уменьшение скорости роста трещины, и наоборот.

Как видно из рис. 6.3.21, перегрузка приводит к значительному раскрытию трещины с притуплением ее вершины. В окрестности вершины трещины наблюдается сильно развитая зона пластической деформации, активное образование полос сдвига (рис. 6.3.21, *а*). При полном снятии перегрузки можно отметить наличие остаточного раскрытия трещины, тем большего, чем больше степень перегрузки.

При последующем циклическом нагружении у вершины исходной трещины образуется новая трещина, остаточное раскрытие берегов которой значительно меньше, чем у исходной. Для образования новой трещины требуется некоторое число циклов (из-за притупления вершины трещины, подвергнутой перегрузке, и снижения коэффициента концентрации в ее вершине). Через 70 – 100 циклов происходит образование новой трещины (рис. 6.3.21, *б*) по линиям сдвига.

Дальнейшее циклическое нагружение приводит к тому, что усталостная трещина распространяется в зону пластической деформации, созданную перегрузкой, и начинает расти с возрастающей скоростью. Скорость роста трещины, показанной на рис. 6.3.22, *г*, примерно в 2 раза больше скорости роста трещины, изображенной на рис. 6.3.22, *в*. Вершина трещины после 240 и 500 циклов при полной разгрузке еще открыта.

Ускорение роста трещины в первоначальный момент после перегрузки связано как с прохождением трещиной разрыхленной, поврежденной зоны вблизи вершины исходной трещины (из-за сильно развитой зоны пластической деформации), так и с отсутствием закрытия вершины новой трещины. Значительному замедлению скорости роста трещины соответствовало начавшееся закрытие ее вершины, которое стало наблюдаться только после прохождения некоторой части зоны пластической деформации, вызванной перегрузкой, причем в зависимости от коэффициента перегрузки расстояние это было различным.

Закрытию и замедлению развития трещины способствовали возникшие в области ее вершины остаточные напряжения сжатия.

Расчет размеров зон пластической деформации показал, что длина зоны воздействия перегрузки имеет промежуточное значение между размерами пластической зоны после перегрузки, вычисленной для плосконапряженного состояния и для условий плоской деформации.

На процесс замедления скорости роста трещины после перегрузки и последующего ускорения роста трещины влияют размер зоны пластической деформации, образованной при перегрузке, уровень остаточных напряжений, возникших при перегрузке, затупление и последующее заострение усталостной трещины, а также отсутствие или наличие процесса закрытия трещины на разных этапах воздействия перегрузки.

Процесс закрытия трещины под влиянием перегрузки может быть обусловлен разными механизмами. Так, например, для сталей, склонных к интенсификации процесса фазовых превращений под воздействием пластического деформирования, существенную роль, помимо механизма, обусловленного наличием зон пластического деформирования, будет играть и механизм, связанный с расклинивающим эффектом частичек фаз, находящихся на берегах трещины вблизи ее вершины. Механизмы закрытия, обусловленные микрошероховатостью поверхности, фазовыми превращениями, а также оксидными пленками способствуют усилению эффекта перегрузки, приводя к еще большему замедлению скорости роста трещины.

В то же время перегрузки сжатием и периодические недогрузки могут приводить к увеличению скорости роста трещины, что является опасным следствием изменения режима нагружения.

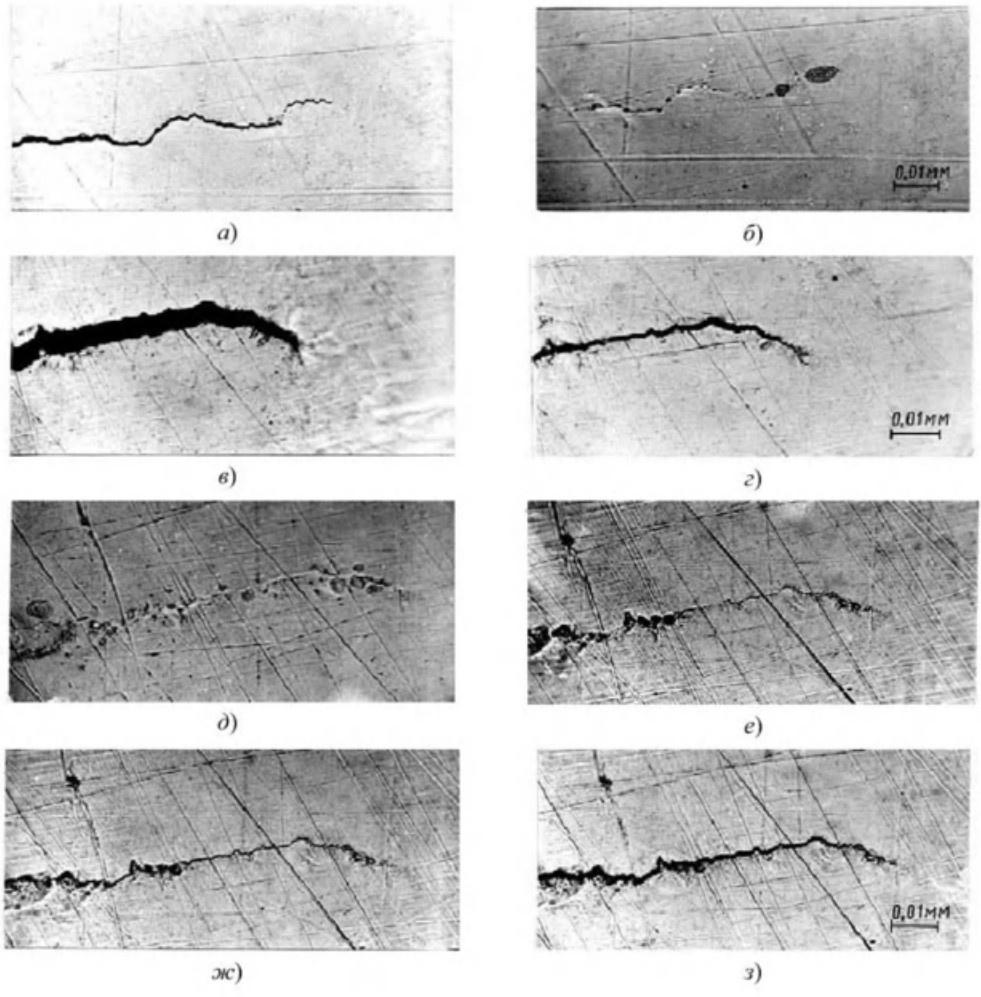


Рис. 6.3.21. Влияние перегрузки 1,75 F_{max} (*а*, *б*) и 2,5 F_{max} (*е*, *ж*) и последующего циклического нагружения на морфологию вершины усталостной трещины:

а, *в* – $\Delta N = 0$, $F_{max} = 53{,}5$ кН; *б* – $\Delta N = 70$, $F_{max} = 0$ кН; *г* – $\Delta N = 0$, $F_{max} = 0$ кН; *д* – $\Delta N = 240$, $F_{max} = 0$ кН; *е* – $\Delta N = 500$, $F_{max} = 0$ кН; *ж* – $\Delta N = 3500$, $F_{max} = 0$ кН, х400

Кроме статической перегрузки на скорость роста трещины оказывает влияние и циклическая перегрузка. На рис. 6.3.22 (по работе В.Т. Трощенко) показаны зависимости изменения отношения пороговых КИН при перегрузке и в ее отсутствии $\Delta K_{th\text{н}}^{T,R} \Big/ \Delta K_{th}^{T,R}$ от $K_{max\ в} \Big/ K_{max\ н}$ для титанового сплава ВТ9, никелевых сплавов ЖС6кп и ЖС6Ф (III) и коррозионно-стойкой стали 1Х16К4Н2МВФБА.

$K_{max\ в}$ и $K_{max\ н}$ – максимальные значения КИН на высоких и низких ступенях нагружения. Число циклов перегрузки во всех случаях составляло $5 \cdot 10^3$. Если после перегрузки в течение $4 \cdot 10^6$ циклов трещина не развивалась, то считалось, что достигнуто значение порогового КИН. Приведенные зависимости аппроксимировали функцией вида

$$\Delta K_{th\text{н}}^{T,R} = \Delta K_{th}^{T,R}(\alpha T + \beta) K_{max\ в} \Big/ K_{max\ н}, \qquad (6.3.12)$$

где α и β – эмпирические коэффициенты.

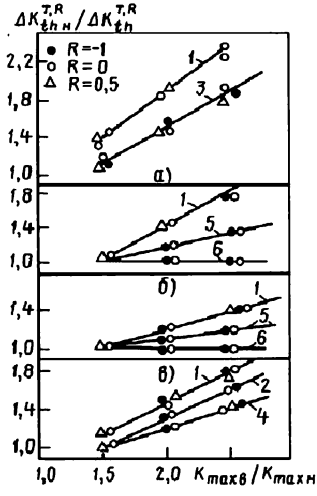


Рис. 6.3.22. Влияние уровня перегрузки на отношение пороговых КИН для сплавов ВТ9 (*а*), ЖС6 (*б*), ЖС6Ф (III) (*в*) и стали 1Х16К4Н2МВФБА (*г*):
1 – T = 293 К; *2* – T = 573 К; *3* – T = 723 К; *4* – T = 773 К; *5* – T = 1023 К; *6* – T = 1273 К

В наибольшей мере перегрузка, по данным В.Т. Трощенко, оказала влияние на величину порогового КИН сплава ВТ9 и стали 1Х16К4Н2МВФБА, в то же время влияние практически не проявилось для никелевых сплавов ЖС6кп и ЖС6Ф (III) при температуре 1273 К, что связано с релаксацией остаточных напряжений в вершине трещины при перегрузке в условиях высоких температур.

Влияние частоты нагружения, формы цикла и температуры.

Влияние частоты нагружения на циклическую трещиностойкость сталей и сплавов на воздухе зависит от их химического состава, микроструктуры, от диапазона изменения ΔK, от температуры испытания и формы цикла. В наибольшей степени частота нагружения проявляется на 1-ом участке КДУР, а на 2-ом участке диаграммы ее влияние выражено слабее. Изменение СРТ от частоты нагружения было установлено для углеродистых, низколегированных, теплоустойчивых и других сталей и сплавов. Как правило, увеличение частоты нагружения свыше 30...50 Гц или снижает скорость роста трещин или практически оставляет ее без изменения.

В то же время снижение частоты нагружения до значений менее 0,1; 0,01 Гц и менее может приводить к существенному повышению скорости роста трещин, наиболее интенсивное проявление которого было выявлено при повышенных температурах и в коррозионных средах.

На рис. 6.3.23 по данным С.А. Дэвида, Г.В. Гудвина и Д.Н. Браски показано влияние частоты нагружения на скорость роста трещин в стали типа 08Х18Н10Т при температуре 538 °С. Снижение частоты с 67 до $1{,}38 \cdot 10^{-3}$ Гц привело к повышению СРТ в 8 раз. Как видно из рис. 6.3.23, переход от частотно нечувствительной к частотно чувствительной области происходит с понижением частоты нагружения при более высоких значениях ΔK. Влияние частоты при высокой температуре может быть связано с вкладом процесса ползучести или взаимодействием ползучести и усталости, а также с изменением комплекса механических свойств и с явлением закрытия трещины.

При рассмотрении совместного влияния частоты нагружения и формы цикла А.П. Пламтри и С. Шафер показали, что уменьшение частоты нагружения с 5 до 0,005 Гц привело к увеличению скорости роста трещин в 2,5 – 3 раза. Было выявлено, что скорость роста трещины возрастает с уменьшением частоты и существенно зависит от формы цикла. При пилообразной форме цикла с медленным подъемом и быстрым спадом нагрузки наблюдалась большая повреждаемость, чем при треугольном цикле или при цикле с быстрым подъемом и медленным спадом, при этом большей продолжительности возрастания нагрузки соответствовала большая скорость роста трещины (рис. 6.3.24).

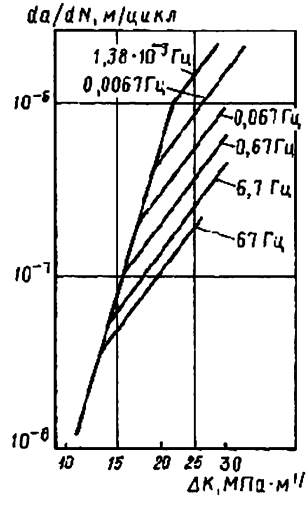


Рис. 6.3.23. Влияние частоты нагружения на скорость роста усталостных трещин в стали типа 08Х18Н10Т при температуре 538 °С

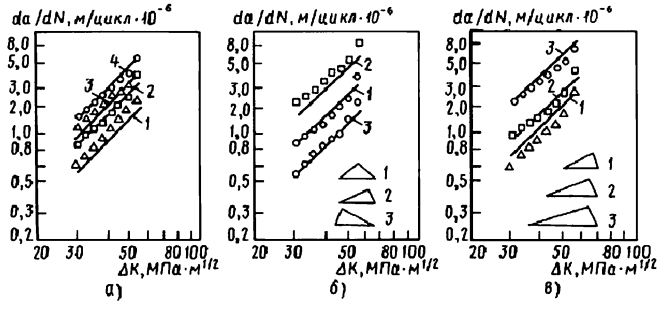


Рис. 6.3.24. Влияние формы цикла и частоты нагружения на скорость роста трещин в стали AISI 304 при 570 °С:

а – влияние частоты нагружения: *1* – f = 5 Гц; *2* – f = 0,133 Гц; *3* – f = 0,05 Гц; *4* – f = 0,005 Гц; $\delta = t_{под}/t_{спада}$, *1* – треугольная форма цикла; *б* – влияние формы цикла: *1* – треугольная, δ = 1, *2* – пилообразная, δ = 73; *3* – пилообразная, δ = 0,014; F = 0,133 Гц; *в* – влияние продолжительности возрастания и спада нагрузки в цикле: *1* – f = 2,5 Гц, δ = 3, $t_{спада}$ = 0,1 с; *2* – f = 0,91 Гц, δ = 10, $t_{спада}$ = 0,1 с; *3* – f = 0,068 Гц, δ =146, $t_{спада}$ = 0,1 с

То, что повышенные и высокие температуры вносят дополнительный вклад в ускорение роста трещин при низких частотах нагружения, было подтверждено и для алюминиевого сплава 2024-Т3. Увеличение скорости роста трещины было отмечено сначала при переходе от 20 к 150 °С при f = 33 Гц и дополнительное повышение наблюдали при T = 150 °С с уменьшением частоты нагружения с 33 до 0,33 Гц. Так как повышение температуры и снижение частоты нагружения в этом случае было менее существенным, то оно привело к повышению скорости роста трещины только до 2-х раз.

Для оценки влияния температуры на СРТ на среднеамплитудном участке КДУР предложен ряд зависимостей, например, зависимость Т. Йокобори и К. Сато

$$da/dN = C\Delta K^n f^{-\lambda}, \qquad (6.3.13)$$

где λ = 0,12...0,14 для низкоуглеродистых сталей.

Повышение температуры испытаний ускоряет рост усталостных трещин в сталях разного класса.

По данным В.Т. Трощенко, В.В. Покровского и А.В. Прокопенко, повышение температуры испытаний от 293 до 623 К и от 293 до 724 К теплоустойчивой стали 15Х2МФА (I) и титанового сплава ВТ-9 в диапазоне изменения СРТ от 10^{-9} до 10^{-8} м/цикл привело к увеличению скорости роста усталостных трещин в 2 – 5 раз, а при $da/dN > 10^{-4}$ м/цикл влияние повышенных температур было малозначимым. Для никелевого сплава ЖС6Ф, стали 1Х16К4НМВФБА и теплоустойчивых сталей 15Х2НМФА (I), 15Х2НМФА (II) повышение температуры испытаний привело к увеличению скорости роста трещин во всем диапазоне значений СРТ – от 10^{-9} до 10^{-6} м/цикл.

Испытания сталей 15Х2НМФА и 08Х14МФ, выполненные И.М. Рафаловичем, показали в диапазоне изменения da/dN от $2 \cdot 10^{-7}$ до $2 \cdot 10^{-6}$ м/цикл увеличение СРТ до 1,3 – 2,0 раз по сравнению с испытаниями при 20 °С.

Не всегда влияние повышенных температур носит однозначный характер. Так, для низколегированных мелкозернистых сталей в диапазоне температур 370...470 К значение ΔK_{th} монотонно снижалось, а скорость РУТ увеличивалась с ростом температуры, а в диапазоне 470...720 К – значение ΔK_{th} возрастало, а скорость снижалась. Такой характер влияния температуры связывают с процессами динамического деформационного старения. Для крупнозернистых сталей этого класса во всем диапазоне температур от 270 до 720 К с увеличением температуры наблюдалось повышение СРТ и снижение значений ΔK_{th}.

Анализ имеющегося большого массива данных по СРТ при повышенных температурах позволяет установить в качестве основных факторов влияния: структуру и свойства материала, частоту нагружения, диапазон температур, уровень нагруженности. При температурах до 720 К влияние повышенной температуры и уменьшения частоты нагружения объясняют также наличием окислительной атмосферы, которой может являться и воздух. При более высоких температурах дополнительное повреждающее воздействие оказывает процесс ползучести.

По данным О.Н. Романива с соавторами влияние повышения температуры на СРТ в конструкционных сталях обусловлено, в основном, изменением степени закрытия трещин и поэтому максимально в области низких скоростей роста трещин. Если реализуется закрытие трещины, вызванное окислообразованием, то зависимость величины ΔK_{th} от температуры будет иметь минимум в температурном интервале 100...200 °С. При этих температурах не обеспечивается образование продуктов фреттинг-коррозии на берегах трещины и формирование оксидной пленки достаточной толщины, чтобы усилить эффект закрытия трещины.

Если припороговый рост трещин при 20 °С сопровождается закрытием трещины, вызванным шероховатостью поверхности излома, то повышение температуры испытаний вызывает монотонное снижение уровня ΔK_{th}, что проявляется в уменьшении рельефности излома и, соответственно, закрытия трещины.

Распространение усталостных трещин при повышенных температурах рассматриваются также и как термически активируемый процесс, зависящий от температуры и свойств материала. Так, например, чешские исследователи А. Пушкар и Л. Барколи предложили для оценки скорости роста усталостных трещин в углеродистой стали (0,07 % С) и низколегированной стали (0,14 % С, 2,26 % Cr, 0,93 % Mo) при повышенных температурах (до 500 °С) применить уравнение Аррениуса в следующем виде:

$$da/dN = B \cdot e^{-Q/RT},$$

где B – коэффициент; Q – энергия активации; R – газовая постоянная; T – температура, К.

Предложены и другие виды зависимостей с использованием уравнения Аррениуса для определения скорости роста трещины. Экспериментальное опробование этих зависимостей показало их хорошую применимость в том случае, если процесс термической активации является доминирующим в исследуемом диапазоне температур.

Для учета влияния температуры в диапазоне 20...600 °С на скорость роста трещин в коррозийно-стойкой стали SS304 Н. Мера, Т. Бью-Куок и М. Бернард построили зависимость СРТ от модифицированных значений размаха КИН – ΔK_ε и от размаха циклического J-интеграла – ΔJ_f^*, где

$$\Delta K_\varepsilon = \Delta K \frac{(\sigma_т/E)RT}{(\sigma_т/E)HT},$$

где E – модуль упругости; ε – деформация; RT = 20 °С; HT – повышенная температура;

$$\Delta J_f^* = \Delta J_f \frac{(\varepsilon)^2 RT}{(\varepsilon)^2 HT}.$$

Использование модифицированных значений ΔK_ε и ΔJ_f^* показало хорошую применимость предложенных параметров для оценки влияния повышенных температур на скорость роста трещин.

В Кодс ASME (2004 г.) рекомендуется влияние температуры на СРТ в коррозийностойких сталях аустенитного класса рассчитывать по следующей зависимости

$$C^т = 10^{\left(-10{,}009+8{,}12\cdot10^{-4}\cdot T-1{,}13\cdot10^{-6}\cdot T^2+1{,}02\cdot10^{-9}\cdot T^3\right)},$$

где T – температура в °F ($T \le 800$ °F), что соответствует $T \le 427$ °С.

Отрицательные температуры могут оказывать различное влияние на скорость роста усталостных трещин.

В ряде случаев было установлено уменьшение скорости роста трещин при понижении температуры до определенного уровня. При переходе через эту критическую температуру скорость роста трещины начинает возрастать и превышать скорость развития трещины при комнатной температуре. Эта зависимость проявляется по-разному для разных сталей и при разных уровнях ΔK. Х.М. Ханухов, Н.М. Пидгурский и А.Е. Воронецкий показали, что понижение температуры испытаний до –70 °С приводит к замедлению СРТ усталостных трещин в 1,4 раза для стали 12ХГДАФ, в 1,25 раза для стали 07Х3ГНМЮА, в 1,2 – 1,8 раз для стали 09Г2С и металла сварных соединений, но в то же время к повышению СРТ в 1,5 и 1,3 раза соответственно для металла сварных соединений (ОШЗ и МШ) стали 07Х3ГНМЮА.

При температуре испытаний –40 °С СРТ увеличивается в 1,5 раза для стали 09Г2С и металла сварных соединений при ΔK = = (25...50) МПа·м$^{1/2}$.

При $\Delta K \le 25$ МПа·м$^{1/2}$ происходит замедление скорости роста трещин по сравнению с 20 °С.

С понижением температуры скорость РУТ в большинстве случаев уменьшается, однако имеются данные и о повышении СРТ в стали 09Г2С при T = –40 °С с последующим ее снижением при понижении температуры до –70 °С. Важное значение на степень изменения СРТ оказывают уровень ΔK, диапазон темпе-

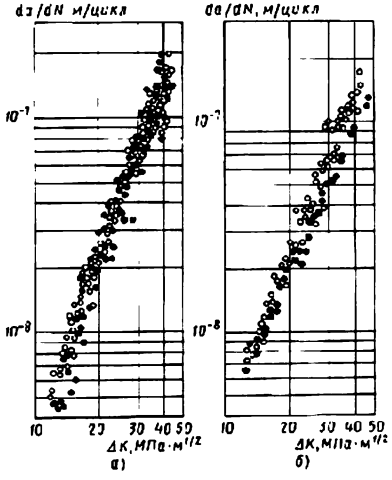


Рис. 6.3.26. Скорость роста усталостных трещин в стали 15Х2НМФАА на воздухе при $R = 0{,}05$, разных способах выплавки и различных направлениях вырезки образцов:
обечайки (*а*) мартеновской и
(*б*) электродуговой выплавок;
направления вырезки образцов: ○ – радиальное;
● – тангенциальное; ⊕ – осевое

неоднородность прочностных свойств по толщине обечайки, значения СРТ, определенные в образцах, вырезанных из зоны, прилегающей к наружной поверхности обечайки, находятся на том же уровне, что и для центральной зоны обечайки.

Испытания, проведенные на образцах, вырезанных в 3-х различных направлениях из среднего кольца обечайки, позволили установить отсутствие влияния направления распространения трещины (тангенциальное, осевое, радиальное) на СРТ в диапазоне изменения ΔK от 13 до 42 МПа · м$^{1/2}$ для обечайки мартеновской выплавки. Для обечайки электродуговой выплавки выявлено некоторое снижение СРТ в осевом направлении по сравнению с радиальным.

Степень влияния анизотропии и неоднородности свойств на циклическую трещиностойкость сталей зависит от уровня изменения механических свойств, структуры материала, диапазона изменения ΔK, вида нагружения (одноосное или двухосное).

Технология сварки и наплавки.

Сварные соединения.

Для малоуглеродистых мягких сталей характеристики циклической трещиностойкости для зоны термического влияния после ручной дуговой сварки мало отличаются от соответствующих данных для основного металла. Аналогичные результаты получены и для низколегированных сталей, которые проходят после сварки термическую обработку. Для сталей, не подвергающихся послесварочной термообработке, учитывают влияние на СРТ остаточных сварочных напряжений, которые могут существенно изменять скорость распространения трещин в различных зонах сварных соединений.

На рис. 6.3.27 приведены данные по СРТ в стали 15Х2НМФА и в разных зонах кольцевого сварного соединения, выполненного на Ижорском заводе. Сварку выполняли проволокой Св-10ХГНМАА под флюсом с последующей термообработкой. Результаты испытаний при $R = 0$, $f = 15$ Гц показали, что скорости развития трещин в основном металле и в разных зонах сварного соединения имеют близкие значения, наибольшие значения были получены для металла шва и зоны термовлияния.

При сопоставлении СРТ в стали 15Х2МФА и в сварных швах, выполненных РДС, автоматической сваркой под флюсом и электрошлаковой сваркой с последующей термообработкой, было показано, что сопротивление развитию трещин в наплавленном металле для разных сварочных технологий и для основного металла практически одинаково. Это говорит о том, что металлургические особенности металла сварных швов могут обеспечить получение характеристик циклической трещиностойкости на уровне основного металла.

Однако во многих случаях СРТ в разных зонах металла сварного соединения отличается более значимо. Тогда необходимо выявить зону сварного соединения, для которой СРТ

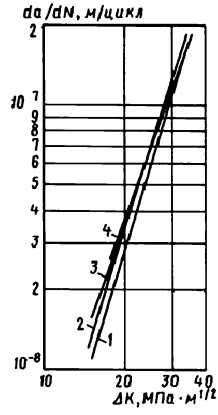


Рис. 6.3.27. Скорость роста усталостных трещин в стали 15Х2НМФА и в разных зонах сварного соединения:
1 – основной металл; *2* – металл шва;
3 – металл зоны сплавления;
4 – металл зоны термовлияния

ратур, микроструктура, фазовый состав стали, уровень механических свойств, закрытие трещины. Понижение температуры испытания для пластичных материалов в диапазоне выше температуры хрупкости этих материалов не влияет на скорость роста трещин на линейном участке диаграммы или уменьшает ее, повышая ΔK_{th}. При испытании материалов в диапазоне температур ниже критической температуры хрупкости $T_{кр}$ понижение температуры приводит к уменьшению скорости роста трещин на втором участке диаграммы при низких значения ΔK и к ее увеличению при высоких значениях ΔK.

Умеренные отрицательные температуры могут не только снижать СРТ на линейном участке КДУР, но и приводить к повышению ΔK_{th} до 2-х раз, что было выявлено для углеродистых сталей и Fe-Si сталей при снижении температуры с 20 до –150 °С, что обуславливается изменением их механических свойств и механизма разрушения.

6.3.4. ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ, МИКРОСТРУКТУРЫ И ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ОБРАЗЦОВ

Влияние технологии изготовления. *Металлургический фактор.* На циклическую трещиностойкость сталей могут оказывать влияние все стадии технологического процесса их изготовления. Влияние способа выплавки и разливки стали на СРТ показано на примере стали 15Х3НМФА по данным В.Е. Золкина и В.П. Леонова (рис. 6.3.25) (*1*, *2*, *3*, *5* – кислый мартеновский дуплекс-процесс; *4*, *6*, *7* – электродуговая выплавка; *1* – *4* и *6* – открытый; *5*, *7* – вакуумированный режим разливки), показали, что наиболее высокие значения скоростей роста трещин у стали, выплавленной в основной электродуговой печи (варианты *4*, *6*, *7*) – до 2–3 раз выше по сравнению со сталью, выплавленной в кислой мартеновской печи. Анализ полученных результатов показал, что это различие обуславливается разной природой неметаллических включений. В печах с кислой футеровкой к концу плавки окисленность стали ниже и при использовании в качестве раскислителей марганца и кремния в готовом металле формируются главным образом включения кварцевых стекол и силикатов. Эти включения имеют правильную глобулярную форму и относительно равномерно распределяются в матрице стали. Сульфиды и оксисульфиды в таких сталях распределены менее равномерно, но не в виде скоплений, большинство из которых – размером 2…6 мкм.

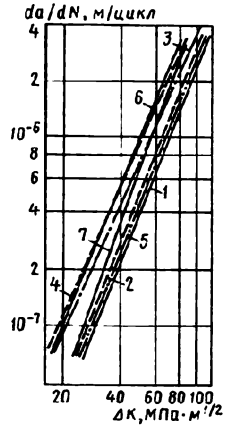


Рис. 6.3.25. Скорость роста усталостных трещин в стали 15Х3НМФА при различных вариантах металлургического производства

Выплавка стали в печах с основной футеровкой с применением сильных элементов-раскислителей (алюминий и кальций) приводит к формированию более мелких частиц – алюмосиликатов и глинозема (около половины из них – частицы размером около 2 мкм). Это частицы неправильной остроугольной формы, склонные к формированию скоплений, что негативно сказывается на циклической трещиностойкости стали.

Использование титана в качестве раскислителя металла (вариант *3*) той же плавки, что и вариант *2*, приводит к образованию тиалитов, оксидов титана – мелких остроугольных частиц (42…49 % частиц размером меньше 2 мкм), образующих вытянутые скопления различных размеров. Дополнительное раскисление стали титаном сказывается также и на строении и расположении сульфидных включений, которые стали образовываться по границам зерен в виде мелких частиц и способствовали повышению скорости роста трещин.

Влияние на СРТ оказывает и загрязненность стали газами (кислородом, азотом) и неметаллическими включениями, что проявляется при сопоставлении циклической трещиностойкости, вакуумированной и невакуумированной в процессе разливки стали (кривые *6* и *7*, рис. 6.3.25).

Анизотропия и неоднородность механических свойств металла изделий может оказывать влияние на СРТ в сталях, но это проявляется не всегда. Данные по скорости роста трещин в стали 15Х2НМФАА двух плавок (металл натурных обечаек для корпуса реактора) при разных направлениях роста трещин приведены на рис. 6.3.26. Несмотря на некоторую

будет наибольшей, и расчет на прочность проводить на основе характеристик циклической трещиностойкости именно этой зоны.

Данные по сопротивлению развитию трещин в стали 15Х2НМФА и в ремонтных швах, выполненных аустенитными электродами ЦТ-36П без последующей термообработки, показали, что при $\Delta K \geq 30$ МПа $\cdot$ м$^{1/2}$ наиболее слабым звеном оказывается металл шва, а при $\Delta K < 30$ МПа $\cdot$ м$^{1/2}$ наибольшая СРТ была выявлена для основного металла.

Антикоррозионные наплавки.

Для защиты от коррозионных и коррозионно-механических повреждений на ответственное оборудование (сосуды, работающие под давлением, трубопроводы и др.), изготовленное не из коррозионно-стойких сталей, наносят антикоррозионную наплавку, которая предохраняет основной металл изделия и металл сварных швов от контакта с коррозионно-активной средой. После термической обработки плиты из стали 15Х2НМФА подвергали автоматической наплавке сварочной лентой. Первый слой наплавляли лентой 07Х25Р13, второй – 04Х29Н10Г2Б, после наплавки плиты проходили дополнительный отпуск при 630 °С в течение 4,5 ч. Общая толщина наплавленного слоя составила примерно 7 мм.

Результаты испытаний на циклическую трещиностойкость показали, что в исследуемом диапазоне изменения ΔK наплавленный металл имеет несколько лучшее сопротивление распространению трещины, чем сталь 15Х2НМФА, хотя это преимущество и не очень существенно. Для стали 15Х2НМФА и для наплавки были получены следующие значения характеристик циклической трещиностойкости: $C = 2{,}3 \cdot 10^{-11}$, $n = 2{,}51$ и $C = 9{,}70 \cdot 10^{-12}$, $n = 2{,}67$ соответственно.

Для оценки сопротивления росту трещины зоны сплавления наплавки с основным металлом испытания проводили при $\Delta K = 20$ МПа $\cdot$ м$^{1/2}$ = = const. Зона сплавления наплавки с основным металлом первоначально оказывает тормозящее воздействие на кинетику усталостных трещин. При подходе к линии сплавления наблюдается замедление СРТ в 2,0 – 2,5 раза (рис. 6.3.28, *а*), а затем ее значительное увеличение. Степень снижения СРТ, а также протяженность зоны замедления скорости роста трещины связаны с уровнем остаточных нагружений, условиями нагружения и с взаимным расположением фронта трещины и линии сплавления. Наименьшее сопротивление росту трещины имеет зона термического влияния (увеличение СРТ в 1,5…3,0 раза).

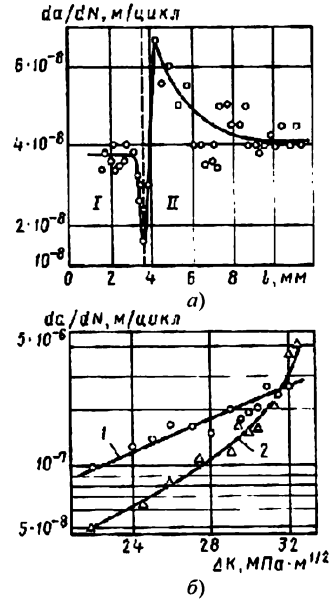


Рис. 6.3.28. Изменение скорости роста усталостных трещин при прохождении:
а – зоны сплавления "наплавка–основной металл": I – наплавка, II – основной металл (сталь 15Х2НМФА); *б* – при распространении трещин от концентратора напряжений в зоне сплавления в основной металл (*1*) и в наплавленный металл (*2*)

По мере продвижения трещины скорость ее распространения уменьшалась до исходного. При распространении трещин от концентратора в зоне сплавления, несмотря на влияние краевого эффекта, трещина появилась сначала в ЗТВ и росла с опережающей скоростью по отношению к трещине в наплавке (рис. 6.3.28, *б*).

Лишь при приближении трещины в наплавке к краю образца ее скорость стала превосходить СРТ в ЗТВ, что также говорит о влиянии термоцикла наплавки на изменение структуры и свойств поднаплавочной зоны.

В случае выполнения высоконикелевой наплавки ЭК-32 на сталь аустенитного класса повышения СРТ при входе в зону сплавления и далее в ЗТВ не наблюдается.

Пластическое деформирование. В зависимости от назначения конструкции для повышения прочностных свойств ее элементов, их подвергают пластическому деформированию. Существует много способов проведения пластического деформирования элементов конструкций, включая совмещение деформирования с термической обработкой (ВТМО, НТМО, ММТО и др.). Рассмотрим влияние холодного пластического деформирования на СРТ применительно к техническому железу.

Техническое железо предварительно отжигали при T = 1190 К, после чего часть образцов подвергали холодной прокатке со степенями обжатия 25 и 50 %. На рис. 6.3.29 (по данным О.Н. Романива) приведены кинетические диаграммы технического железа, построенные для отожженного состояния и состояний после деформирования с разными степенями обжатия. Как видно из рис. 6.3.29, пластическое деформирование привело к существенному снижению скорости роста трещин на 2-м участке диаграммы, большему при обжатии на 50 %, и к замстному повышению ΔK_{th}. На СРТ на 3-м участке диаграммы предварительное пластическое деформирование практически не сказалось. За счет изменения микроструктуры, свойств, и повышения плотности дислокаций в процессе пластического деформирования можно значительно увеличить срок службы оборудования, как на стадии зарождения трещины, так и на стадии ее развития.

Влияние структуры и механических свойств материала. Важно знать, какая микроструктура может обеспечить высокий уровень сопротивления распространению трещин, в каких условиях и в каком диапазоне изменения ΔK.

Влияние микроструктуры в большей степени проявляется на 1-м и 3-м участках кинетической диаграммы. Очень важна роль микроструктуры на 1-м участке диаграммы, так как, изменяя микроструктуру, можно варьировать пороговое значение КИН – ΔK_{th}. Повышая уровень ΔK_{th}, можно добиться того, что трещины, которые появились в металле оборудовании, окажутся нераспространяющимися или их развитие будет происходить с такой минимальной скоростью, чтобы даже с учетом подроста при эксплуатации их размер заведомо не будет превышать критические размеры дефектов в течение всего проектного срока службы. На 3-м участке диаграммы усиление роли структуры проявляется в формировании уровня циклического критического коэффициента интенсивности напряжений K_{fc}. На 2-м участке кинетической диаграммы роль микроструктуры меньше, чем на 1-м и 3-м участках, но не принимать во внимание возможное изменение СРТ сталей и сплавов в связи с изменением микроструктуры никак нельзя, иначе можно получить неконсервативные расчетные данные по циклической трещиностойкости. Степень влияния структуры на СРТ на линейном участке диаграммы очень различна для разных сталей и сплавов, режимов их обработок.

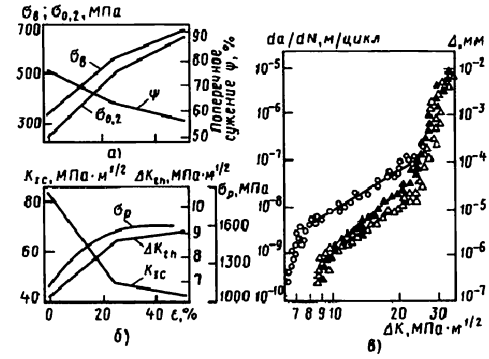


Рис. 6.3.29. Влияние прокатки технического железа с различными степенями обжатия на изменение механических свойств (*а*), характеристик статической и циклической трещиностойкости (*б*) и СРТ (*в*):
○ – после отжига; ▲ – после прокатки с 25 %-ным обжатием; Δ – после прокатки с 50 %-ным обжатием

Для оптимального сопротивления материала развитию усталостных трещин важен правильный выбор его микроструктуры, а также учет ее возможного изменения в результате термических, термомеханических и других обработок, за счет дополнительного легирования, а также в процессе длительной эксплуатации.

Влияние термообработки. В связи с имевшими место аварийными разрушениями лопаток последних ступеней цилиндров низкого давления турбины К-800-240, было выполнено исследование влияния технологических нагревов при пайке на циклическую трещиностойкость материала лопаток – стали ЭИ 961-Ш. При пайке стеллитовых пластин в результате нагрева ТВЧ в материале лопаток возникали зоны с измененными механическими свойствами – повышенными значениями пределов прочности, текучести, твердости и пониженными значениями пластических свойств и ударной вязкости. В этих зонах и происходило образование и развитие трещин. Поэтому необходимо было оценить влияние технологических нагревов на циклическую трещиностойкость материала лопаток турбин.

Основная термическая обработка стали ЭИ 961-Ш заключалась в закалке стали с 1000 °С (1 ч) в масло и последующем отпуске при 680 °С (2 ч) с охлаждением масла (режим № 1). Технологические нагревы имитировали дополнительной термической обработкой, заключающейся в нагреве до 800 °С (1 ч) и 850 °С (1 ч) с последующим охлаждением в масло (режимы № 2 и № 3 соответственно). Механические свойства стали ЭИ 961-Ш после разных режимов термообработке приведены в табл. 6.3.3.

6.3.3. Механические свойства стали ЭИ 961-Ш после различных режимов термообработки

№ режима ТО	Механические свойства (среднее значение) при 20 °С					
	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление, $\sigma_в$, МПа	Относительное удлинение, δ, %	Относительное сужение, ψ, %	Ударная вязкость KCV, Дж/см^2	Твердость, НВ
1	767	889	17	60	114	269
2	946	1016	15	58	39	330
3	1169	1304	10	22	47	370

6.3.4. Влияние режима термообработки на характеристики циклической трещиностойкости стали ЭИ 961-Ш

№ режима ТО	Режим термообработки	Характеристики циклической трещиностойкости			
		C	n	Коэффициент корреляции	ΔK_{th}
1	Исходное состояние: закалка 1000 °С, 2 ч, воздух	$4{,}37 \cdot 10^{-12}$	2,88	0,983	5,8
2	Дополнит. обработка: нагрев 800 °С, 1 ч, масло	$1{,}48 \cdot 10^{-11}$	2,51	0,979	3,8
3	Дополнит. обработка: нагрев 850 °С, 1 ч, масло	$3{,}02 \cdot 10^{-11}$	2,35	0,984	3,5

Дополнительные термические обработки привели к изменению микроструктуры стали: структура стали в исходном состоянии (ТО № 1) – сорбит; после ТО № 2 – сорбит и троостит; после ТО № 3 – троостит.

Испытания на циклическую трещиностойкость проводили на электрогидравлической испытательной машине PC-400S фирмы SCHENCK. Прямоугольные образцы сечением 10 × 60 мм, длиной 320 мм с односторонним надрезом испытывали при осевом растяжении, $R = 0$, $f = 20$ Гц, $T = 20$ °С. Результаты испытаний привсдены в табл. 6.3.4 и на рис. 6.3.30.

Как видно из приведенных таблиц и рис. 6.3.31, дополнитсльные термические обработки при 800 и 850 °С, имитирующие технологичсскис нагревы, приводят к снижению циклической трещиностойкости стали, которое становится все более интенсивным с понижением значения ΔK. Так, на линейном участке кинетической диаграммы при $\Delta K = 20$ МПа · м$^{1/2}$ дополнительная термическая обработка при 850 °С привела к повышению скорости роста

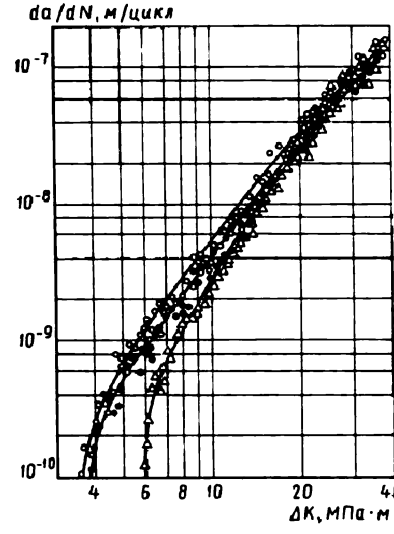


Рис. 6.3.30. Влияние режимов термообработки на циклическую трещиностойкость стали ЭИ 961-Ш:

Δ – закалка 1000 °С, масло, отпуск 680 °С, масло;

● – дополнительная термообработка: нагрев до 800 °С (1 ч), масло; ○ – нагрев до 850 °С (1 ч), масло

трещин по сравнению с исходным состоянием – примерно в 1,5 раза, при ΔK = 10 МПа · м$^{1/2}$ (верхняя область 1-ого участка диаграммы) – в 2 раза, а при ΔK = 6 (нижняя область 1-го участка кинстической диаграммы стали ЭИ 961-Ш в исходном состоянии) – в 6 раз. Дополнительные термообработки при 800 и 850 °С привели также к снижению порогового КИН – значение ΔK_{th} понизилось соответственно с 5,8 до 3,8 МПа · м$^{1/2}$, то есть на 35 и на 41 % соответственно. Дополнительная термическая обработка при более высокой температуре (850 °С), оказала более сильное повреждающее влияние на циклическую трещиностойкость стали ЭИ 961-Ш.

Технологические нагревы при пайке пластин приводят к изменению микроструктуры и механических свойств стали ЭИ 961-Ш, что проявляется в снижении циклической трещиностойкости стали и в возможности для усталостных трещин зарождаться и распространяться при значительно меньшей эксплуатационной нагруженности, чем в стали, не испытавшей воздействия технологических нагревов, что в свою очередь может явиться причиной преждевременного разрушения элементов оборудования.

Термическая обработка, вызывающая изменение микроструктуры сталей, может приводить к изменению циклической трещиностойкости стали в широком диапазоне изменения ΔK. Наиболее сильное влияние микроструктуры на скорость роста усталостных трещин проявляется в припороговой области, приводя также к значительному снижению порогового значения КИН – ΔK_{th}.

Влияние легирования. Влияние легирования на изменение микроструктуры и циклической трещиностойкости металлических материалов рассмотрим на примере износостойкой стали 110Г13Л. Из этой стали изготавливают траки гусеничных машин, крестовины железнодорожных и трамвайных путей, щеки дробилок, черпаки землеройных машин и многое другое. Практика эксплуатации крупных драг показала, что дражные черпаки выходят из строя не только в результате износа, но и в результате усталостных разрушений. В качестве одного из методов повышения сопротивления усталости и циклической трещиностойкости рассмотрен метод дополнительного легирования стали 110Г13Л ванадием и молибденом. Как показали результаты испытаний на растяжение и ударный изгиб (после закалки с 1050 °С), легирование стали 110Г13Л 0,58 % ванадия и 0,75 % молибдена приводит к повышению временного сопротивления и предела текучести сталей 110Г13ФЛ и 110Г13МЛ на 20...27 %, ударной вязкости – на 19...24 %, относительного удлинения и сужения – до 6...10 %. Испытания на сопротивление усталости, проведенные на машине УП-50 при чистом изгибе, показали для этих сталей повышение числа циклов в зоне ограниченной долговечности в 6...8 раз и увеличение предела выносливости для стали 110Г13МЛ с 70 до 105 МПа, а для стали 110Г13ФЛ – с 70 до 110 МПа. Положительное влияние на сопротивление усталости легирования стали ванадием и молибденом объясняется измельчением структуры и повышением комплекса свойств.

Кинетические диаграммы усталостного разрушения исследуемых сталей приведены на рис. 6.3.31. Скорости роста трещин в сталях 110Г13ФЛ и 110Г13Л очень близки, а для стали 110Г13МЛ было получено повышение циклической трещиностойкости по сравнению со сталью 110Г13Л, наиболее значимое на 1-м участке диаграммы. Для стали 110Г13МЛ по сравнению со сталью 110Г13Л наблюдается снижение СРТ при ΔK = 13 МПа · м$^{1/2}$ примерно в 5 раз.

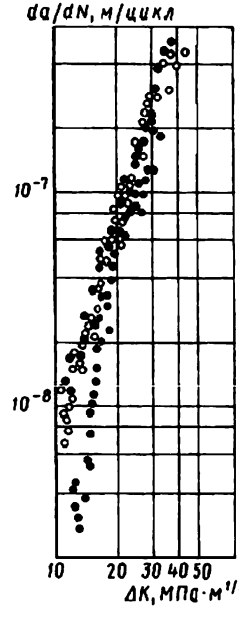


Рис. 6.3.31. Влияние легирования на циклическую трещиностойкость стали 110Г13Л:
○ – сталь 110Г13Л; ⊕ – сталь 110Г13ФЛ;
● – сталь 110Г13МЛ

Причиной примерно одинакового сопротивления росту трещины сталей 110Г13ФЛ и 110Г13Л является то, что ванадий, как более сильный карбидообразующий элемент, в меньшей степени легирует твердый раствор, чем молибден. Исследование микроструктуры сталей после закалки показывают, что для стали 110Г13Л характерно наличие крупных карбидов типа $(FeMn)_3C$, располагающихся по границам аустенитного зерна. В стали с 0,75 % Mo также наблюдается образование крупных карбидов, но в меньшей степени; наряду с этим выделяются мелкодисперсные карбиды молибдена, которые располагаются как в самом аустенитном зерне, что очень важно при транскристаллитном характере развития трещины, так и по его границам. Результаты рентгеноспектрального анализа показали, что молибден входит в состав мелких (1...3 мкм и менее) карбидов и в твердый раствор. Легирование молибденом твердого раствора приводит к повышению комплекса механических свойств матрицы стали, что оказывает благоприятное влияние на сопротивление стали циклическому нагружению.

Влияние размера зерна на СРТ в конструкционных сталях мало проявляется на 2-м участке КДУР. В припороговой области с увеличением размера зерна наблюдается снижение СРТ и повышение ΔK_{th}. По данным О.Н. Романива, С.Я. Яремы, Г.Н. Никифорчина влияние размера ферритного зерна на СРТ в техническом железе начинает проявляться при скорости роста трещин менее $(3...4) \cdot 10^{-9}$ м/цикл. Увеличение размера ферритного зерна с 45 до 164 мкм привело к повышению порогового значения КИН с 7,45 до 8,7 МПа $\cdot$ м$^{1/2}$.

К.А. Есаклул с соавторами показали, что даже при отрицательных температурах (до –150 °С) с увеличением размера зерна с 10 до 60 мкм для углеродистой стали с 0,07 % С при испытаниях с $R = 0$; 0,35 и 0,7 способствовало повышению СРТ на 20...45 %. Если увеличение размера зерна приводит к изменению механизма разрушения, то СРТ может возрастать.

Влияние геометрии и размеров образцов. Оценка влияния размеров образцов на скорость роста усталостных трещин позволяет определить корректность использования результатов, полученных на образцах, для натурных конструкций, в том числе крупногабаритных и дорогостоящих. К основным геометрическим параметрам относятся толщина, ширина, высота (длина), тип образца.

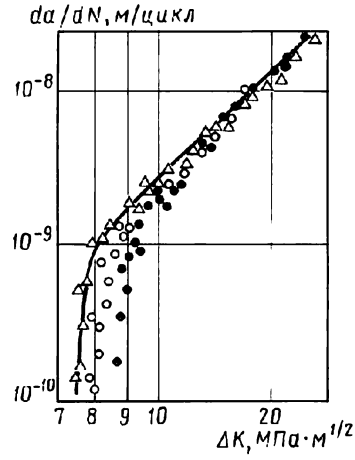


Рис. 6.3.32. Влияние размера ферритного зерна d на припороговую скорость РУТ в техническом железе:
$\Delta - d = 45$ мкм, $\circ - d = 91$ мкм, $\bullet - d = 164$ мкм

Увеличение ширины образцов из стали 15ХСНД с 60 до 300 мм при толщине образцов 5 и 20 мм приводит к повышению СРТ, проявившемуся в гораздо большей степени для более тонких образцов. Результаты испытаний образцов из алюминиевого сплава типа 7075-Т6, подвергнутых циклическому растяжению при $R = 0,5$, позволили установить, что изменение ширины образцов с 60 до 240 мм при их толщине 2,5 и 6,5 мм вызвало возрастание СРТ при одном и том же значении K_{max}. В большей степени эффект повышения скорости роста трещин проявляется для образцов толщиной 6,5 мм. Испытания на циклическую трещиностойкость прямоугольных образцов с центральным надрезом (типа ЦНР), изготовленных из листов алюминиевого сплава типа 1424-Т1 толщиной 1,6 мм, установили, что и длина образца может оказывать влияние на определяемые значения скоростей роста трещин. Так, уменьшение рабочей длины образца L ниже значения, требуемого по стандарту ASTM E647-95: $L/W \geq 1,2$ (где W – ширина образца), привело к небольшому увеличению СРТ и к значительному снижению характеристик вязкости разрушения.

Напряженно-деформированное состояние в области вершины трещины зависит от толщины образца, следовательно, именно этот параметр необходимо всегда учитывать при оценке влияния размеров и типов образцов на характеристики циклической трещиностойкости металлических материалов.

Рассмотрено влияние размеров образцов на скорость роста усталостных трещин в упругой и упругопластической областях на теплоустойчивых сталях перлитного класса 15Х2НМФА, 15Х2МФА (I), 15Х2МФА (II) и коррозионно-стойкой стали 08Х18Н10Т аустенитного класса. Так, сталь 15Х2МФА (II) после соответствующей термообработки является высокопрочной, стали 15Х2МФА (I) и 15Х2НМФА имеют среднюю прочность, сталь 08Х18Н10Т – низкопрочная, высокопластичная. Испытания проводили на компактных образцах толщиной 25 и 150 мм. Результаты испытаний вышеперечисленных сталей при T = 20 °С, R = 0,1 представлены по данным В.Т. Трощенко, В.В. Покровского и В.Г. Хаплунснко на рис. 6.3.33 и в табл. 6.3.5.

Для стали 15Х2МФА (II) на всех участках кинетической диаграммы не было выявлено влияния толщины образцов на СРТ. Среднепрочные стали 15Х2НМФА и 15Х2МФА (I) на линейном участке диаграммы имеют практически одинаковые значения скоростей роста трещин, а на 1-м и 3-м участках – СРТ в образцах толщиной 25 мм была выше, чем в образцах толщиной 150 мм. В то же время для низкопрочной стали 08Х18Н10Т наиболее высокие значения скоростей роста трещин на 1-м и 2-м участках диаграммы были выявлены для образцов толщиной 150 мм, на 3-м участке – для образцов толщиной 25 мм. Влияние размеров образцов на сопротивление исследованных сталей развитию усталостных трещин неоднозначно и зависит как от величины $K_{I\max}$ (или ΔK_I), так и от свойств самого материала.

В результате рассмотрения возможности применения параметров нелинейной механики разрушения (J-интеграла, K_{Ie}, $\delta^{0,1}_{max}$) в качестве характеристик, определяющих СРТ в сталях в упругопластической области было показано, что из рассмотренных характеристик только раскрытие трещины $\delta^{0,1}_{max}$ однозначно определяет скорость роста усталостных трещин для разных толщин образцов на 3-м участке кинетической диаграммы усталостного разрушения. Исследования были выполнены на сталях 15Х2НМФА и 15Х2МФА (I) для различных толщин образцов.

Большой интерес представляет оценка влияния толщины образцов на СРТ в припороговой области. Исследование влияния толщины листа на распространение усталостных трещин при скоростях роста, близких к пороговым, выполняли на компактных образцах шириной 60 мм и толщиной 2, 8, 15 и 22 мм К. Токузи с соавторами.

6.3.5. Характеристики циклической трещиностойкости сталей при T = 20 °С, R = 0,1 при разных толщинах образцов

Сталь	Толщина образца, мм	K_{th}, МПа · м$^{1/2}$	K_{fc}, $\left(K_Q^f\right)$, МПа · м$^{1/2}$	C	n
15Х2НМФА	25	8,7	129,4	$1{,}75 \cdot 10^{-12}$	3,18
($\sigma_{0,2}$ = 593 МПа;	150	14,6	216,9	$1{,}55 \cdot 10^{-12}$	3,12
$\sigma_в$ = 707 МПа)					
15Х2МФА (I)	25	7,7	212,3	$7{,}8 \cdot 10^{-12}$	2,84
($\sigma_{0,2}$ = 584 МПа;	150	18,0	183,6	$6{,}7 \cdot 10^{-12}$	2,73
$\sigma_в$ = 700 МПа)					
15Х2МФА (II)	25	9,8	53,0	$1{,}11 \cdot 10^{-13}$	4,2
($\sigma_{0,2}$ = 981 МПа;	150	11,2	54,5	$1{,}11 \cdot 10^{-13}$	4,2
$\sigma_в$ = 1069 МПа)					
08Х18Н10Т	25	7,8	104	$9{,}9 \cdot 10^{-13}$	3,41
($\sigma_{0,2}$ = 272 МПа;	150	4,4	144	$8{,}3 \cdot 10^{-11}$	2,39
$\sigma_в$ = 556 МПа)					

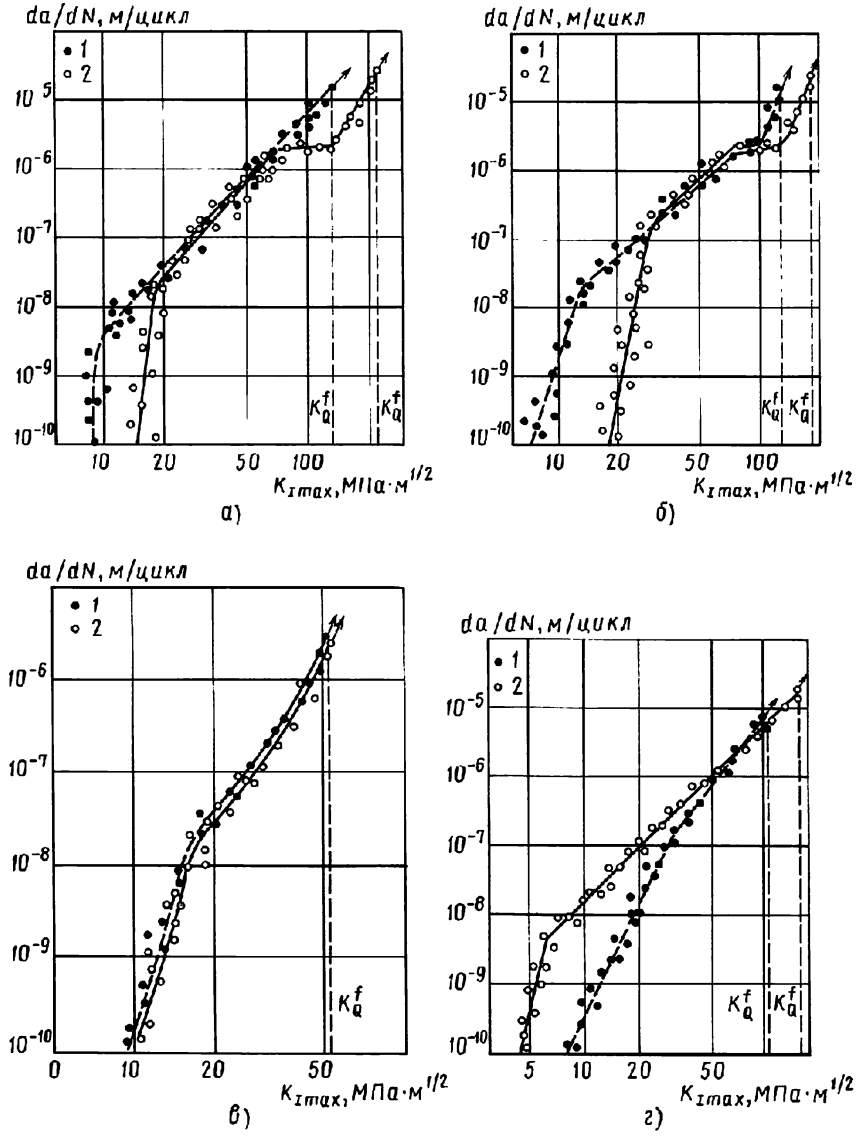


Рис. 6.3.33. Влияние толщины образцов на скорость роста трещин в сталях:
а – 15Х2НМФА; *б* – 15Х2МФА(I); *в* – 15Х2МФА(II); *г* – 08Х18Н10Т; *1* – B = 25 мм; *2* – B = 150 мм

Образцы изготавливали из низкоуглеродистой стали S10C (0,11 % C, 0,38 % Mn, 0,20 % Si) с $\sigma_в$ = 434 МПа, $\sigma^{в}_{0,2}$ = 291 МПа, $\sigma^{II}_{0,2}$ = 255 МПа и высокоуглеродистой стали HT60 (0,90 % C, 1,67 % Mn, 0,25 % Si) с более высоким уровнем прочностных свойств: $\sigma_в$ = = 616 МПа, $\sigma^{в}_{0,2}$ = 556 МПа, $\sigma^{II}_{0,2}$ = 521 МПа.

На рис. 6.3.34 представлены кинетические диаграммы усталостного разрушения для стали S10C и HT60 при R = 0,05 и 0,7 для указанных выше толщин образцов.

Для стали S10C при R = 0,05 скорости роста трещин при превышении значения $5 \cdot 10^{-9}$ м/цикл (кроме образцов толщиной 2 мм) становятся нечувствительными к толщине листа, в то же время припороговые скорости уменьшаются, а

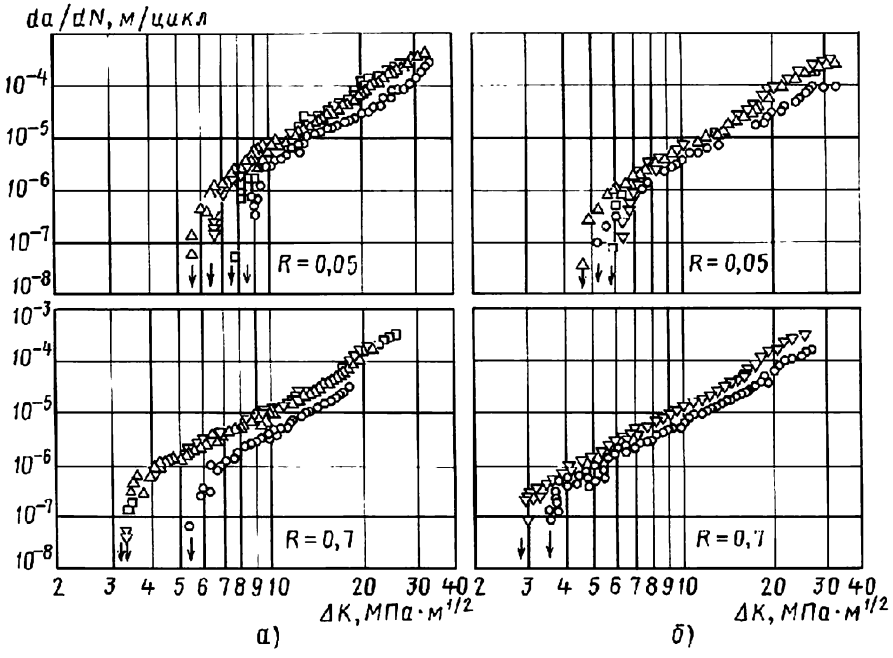


Рис. 6.3.34. Зависимость между *da/dN* и ΔK для образцов разных толщин из сталей S10C (*а*) и HT60 (*б*) при $R = 0,05$ и 0,7; толщина образцов *B*, мм:
○ – 2; △ – 8; ▽ – 15; □ – 22

значения ΔK_{th} возрастают с увеличением толщины листа. Образцы толщиной 2 мм показали самые низкие значения скоростей роста трещин и самые высокие значения ΔK_{th} как при $R = 0,05$, так и при $R = 0,7$. При $R = 0,7$ СРТ выше, чем при $R = 0,05$, причем влияние R проявляется все более интенсивно с уменьшением скорости роста трещин; не наблюдается чувствительности к толщине образцов при $B = 82$ мм во всем диапазоне изменения СРТ.

Для стали HT60 при $R = 0,05$ образцы толщиной 2 мм в области больших ΔK характеризуются меньшими значениями СРТ по сравнению с другими образцами. В припороговой области это различие исчезает. При больших значениях ΔK СРТ в образцах с толщиной более 8 мм одинаковы, а при низких значениях ΔK выявлена чувствительность к толщине листа, как было получено и для стали S10C. Испытания стали HT60 при $R = 0,7$ были проведены только на образцах толщиной 2 и 15 мм. Различия в скоростях роста трещин для этих толщин были значительно меньше, чем для стали S10C, испытанной в аналогичных условиях.

Для объяснения полученных результатов влияния толщины образцов (или его отсутствия) на скорость роста трещин были выполнены исследования по определению характеристик закрытия трещин методом тензометрии, а также по образованию оксидных пленок на поверхности разрушения образцов и фрактографические исследования для определения шероховатости поверхности, чтобы оценить закрытие трещины, обусловленное этими механизмами. На рис. 6.3.35 представлены кинетические диаграммы усталостного разрушения сталей S10C и HT60 при $R = 0,05$ и 0,7, построенные в координатах da/dN–ΔK_{eff} с учетом закрытия трещины и разных толщин образцов.

Как видно из рис. 6.3.35, при определении ΔK_{eff} методом тензометрии зависимость СРТ в припороговой области от толщины листа практически отсутствует, это говорит о том, что выявленная зависимость СРТ от толщины листа при $R = 0,05$ обусловлена различным для каждой толщины листа вкладом оксидной пленки в закрытие трещины. Для стали HT60

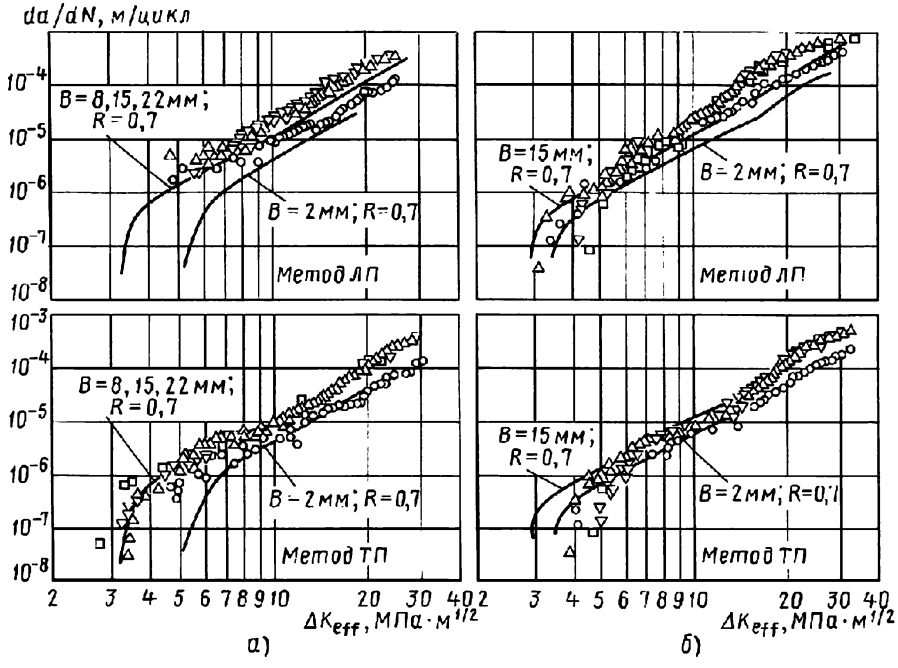


Рис. 6.3.35. Зависимость между *da/dN* и K_{eff} для образцов разных толщин из сталей S10C (*а*) и НТ60 (*б*) при $R = 0,05$ и 0,7; толщина образцов *B*, мм:
○ – 2; △ – 8; ▽ – 15; □ – 22

зависимость СРТ от толщины листа все еще сохраняется, что связано с неучетом влияния закрытия, вызванного оксидными пленками. Фрактографичсские исследования изломов выявили наличие крупных выступов, наблюдаемых на поверхности разрушения образцов из стали S10C, в то же время выступы на поверхности стали НТ60 – меньшего размера и более гладкие, что может быть связано с различием в размере зерен этих сталей: средний размер зерен феррита для стали S10C – 40 мкм, а для стали НТ60 – 10 мкм. Различие шероховатости поверхности двух сталей обуславливает большую величину закрытия трещины по механизму шероховатости поверхности для стали S10C. Если отсутствует вклад закрытия трещины, связанный с образованием оксидной пленки и шероховатостью поверхности, то значения ΔK_{th} окажутся нечувствительными к структуре и свойствам материала и к толщине листа.

При низком значении $R = 0,05$ существует зависимость характеристик СРТ в припороговой области от толщины листа. Для образцов толщиной 8 мм значения ΔK_{th} минимальны и повышаются с ростом толщины листа, что проявляется заметнее для низкоуглеродистой стали, чем для высокоуглеродистой, с более высоким уровнем прочностных свойств, стали НТ60. Зависимость ΔK_{th} от толщины листа связана с закрытием трещин, вызванным наличием оксидных пленок и шероховатостью поверхности. Высокая циклическая трещиностойкость образцов толщиной 2 мм вызвана смещениями траекторий трещин (по смешанному типу) при их распространении.

При испытании с высоким коэффициентом асимметрии цикла ($R = 0,7$) отсутствует вклад закрытия трещины, обусловленного образованием оксидных пленок и шероховатостью. Зависимость характеристик СРТ в припороговой области от толщины листа не наблюдалась, поэтому для разных толщин листа было получено одно и то же значение ΔK_{th}, равное 3 МПа · м$^{1/2}$.

6.3.5. СКОРОСТЬ РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ПРИПОРОГОВОЙ ОБЛАСТИ

В различных отраслях промышленности детали машин и элементы оборудования подвергаются воздействию многоциклового нагружения с числом циклов, превышающим $10^9 \ldots 10^{10}$ (например, ротор турбин, рабочие колеса гидротурбин и др.). Для такого оборудования очень важна оценка циклической трещиностойкости материалов в припороговой области, определяющей основную долю долговечности изделия.

Испытания в припороговой области проводят, в отличие от линейного участка кинетической диаграммы, с понижением ΔK (K_{max}). При проведении испытаний в этой области особенно важны высокая точность задания, поддержания и измерения параметров нагружения, качество изготовления образцов, соответствующая подготовка поверхности, что необходимо при использовании оптического метода слежения за длиной трещины, близость значений длин трещины (перед ступенчатым снижением ΔK), уровень снижения ΔK (нагрузки), который не должен превышать 5 %, а желательно 3 %.

Все эти требования становятся еще более важными, если необходимо проведение испытаний при скоростях роста трещин менее 10^{-10} м/цикл.

При $\Delta K < \Delta K_{th}$ рост усталостных трещин не прекращается, однако скорость их роста не будет превышать 10^{-10} м/цикл, и с уменьшением ΔK также уменьшатся. При этом продвижении трещины будет происходить не за каждый цикл нагружения, а за группу циклов. В связи с этим для металла оборудования, в случае наобходимости, определяют ΔK_{th} при $da/dN = 10^{-11}$ м/циклов и менее. На величину ΔK_{th} большое влияние оказывают различные факторы, связанные как с условиями нагружения, так и со структурой и свойствами материала.

На рис. 6.3.36 представлены зависимости ΔK_{th} от R для сталей и алюминиевых сплавов, а на рис. 6.3.37, 6.3.38 (данные В.Т. Трощенко) для сплавов на основе Al, Ni и Ti. В сталях при $R \approx 0$ ΔK_{th} может изменяться в широком диапазоне от 6 до 12 МПа · м$^{1/2}$. В то же время при $R \approx 0{,}9$ изменения ΔK_{th} находились в более узком интервале от 2,3 до 3,2 МПа · м$^{1/2}$. Для всех исследуемых групп сталей и сплавов установлено снижение ΔK_{th} с ростом R.

Зависимости пороговых КИН от коэффициента асимметрии цикла для теплоустойчив стали 15Х2МФА (II) показаны на рис. 6.3.38. Значение ΔK_{th} при увеличении R от 0 до 0,9 снижается в 3 раза, однако в области высоких R темп снижения КИН замедлятся. Значение $\Delta K_{th_{eff}}$ оказывается инвариантно по отношению к R.

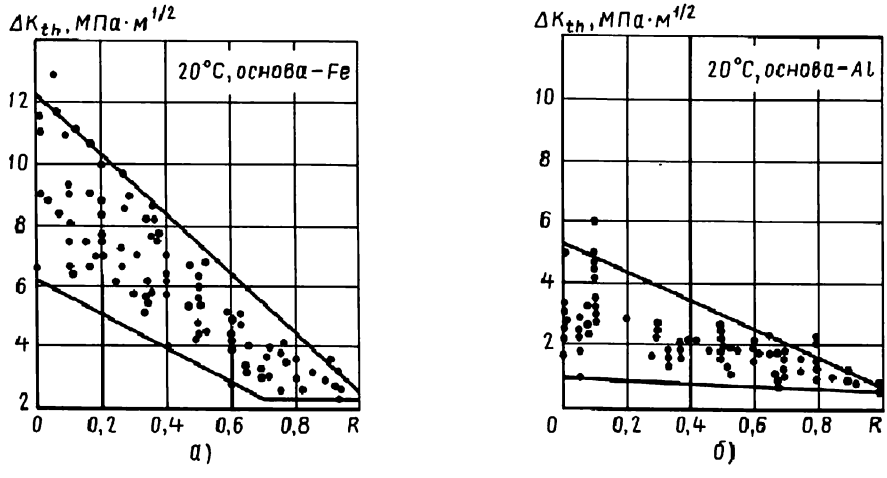


Рис. 6.3.36. Влияние R на ΔK_{th} в сталях (*а*) и алюминиевых сплавах (*б*) (П.К. Лью, Т.Р. Леакс, В.А. Лонгсдон)

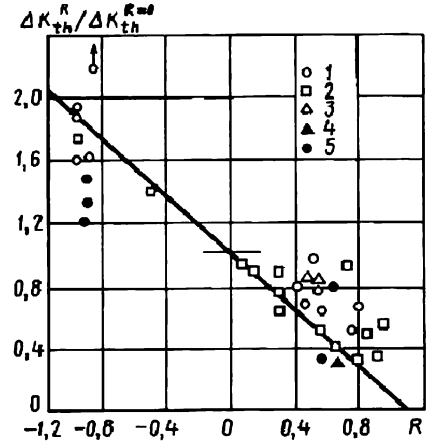


Рис. 6.3.37. Влияние R на отношение $\Delta K_{th}^{R}/\Delta K_{th}^{R=0}$ для коррозийно-стойких сталей (*1*), углеродистых сталей (*2*), титановых (*3*), алюминиевых (*4*) и никелевых (*5*) сплавов соответственно

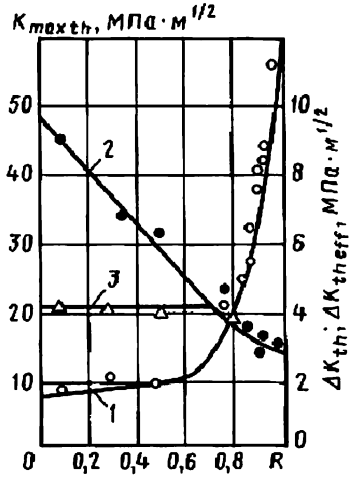


Рис. 6.3.38. Зависимость $K_{max\,th}$ (*1*), ΔK_{th} (*2*), ΔK_{theff} (*3*) от R для стали 15Х2МФА (II)

Испытания на воздухе в припороговой области гидротурбинной стали 06Х12Н3Д при $R = -1$; 0; 0,5 показали, что во всем диапазоне припороговых скоростей роста трещин от $5 \cdot 10^{-9}$ до 10^{-11} м/цикл, с увеличением R наблюдается последовательное повышение скорости роста трещин и снижение ΔK_{th}.Так при увеличении R с 0 до 0,85 ΔK_{th} понизился с 7,1 до 2,8 МПа · м$^{1/2}$ (на базе 10^{-11} м/цикл). Следует отметить снижение значений ΔK_{th} с переходом на более низкие значения базовых скоростей (с 10^{-10} м/цикл до 10^{-11} м/цикл) (см. рис. 6.3.17).

Для сварного соединения роторной стали 32ХМ1А выполнено исследование влияния R на скорость роста усталостных трещин в диапазоне скоростей роста трещин до $da/dN = 3 \cdot 10^{-12}$ м/цикл. Испытания проводили на электрогидравлической испытательной машине РС-400S фирмы "Шенк" (точность поддержания нагрузки ±0,5 %). Испытывали плоские образцы сечением 10 × 60 мм с краевым надрезом, выполненным электроэрозионным способом. При испытаниях с целью исключения возможного влияния изменения размера зоны пластической деформации поддерживалось постоянным значение K_{max}.

Подрастание трещины определяли оптическим методом с помощью оптической установки с разрешением 1,0 мкм, в отдельных случаях использовали метод реплик.

На рис. 6.3.39 представлены результаты по изменению скорости роста усталостных трещин в зависимости от R. В диапазоне скоростей роста трещин $da/dN = 1{,}8 \cdot 10^{-13} \ldots 10^{-8}$ м/цикл получены данные по кинетике роста трещин в основном металле, в металле зоны термического влияния и шва при $R = 0{,}66 \ldots 0{,}87$. Увеличение коэффициента асимметрии цикла приводит во всем исследуемом диапазоне изменения da/dN к значительному понижению циклической трещиностойкости сварного соединения. Следует отметить различие в ΔK_{th}, определенных для da/dN равной 10^{-10}; 10^{-11} и 10^{-12} м/цикл. Для $R = 0{,}58 \ldots 0{,}87$ снижение ΔK_{th} при переходе от $da/dN = 10^{-10}$ м/цикл к $da/dN = 10^{-12}$ м/цикл достигало 20…32 %.

С уменьшением уровня da/dN от 10^{-10} м/цикл до 10^{-12} м/цикл эффект снижения ΔK_{th} с ростом коэффициента асимметрии сохраняется.

Для оценки ΔK_{th} при разных значениях R часто используется эмпирическая зависимость

$$\Delta K_{thR} = \Delta K_{thR=0}(1-R)^{\gamma},$$

где $\Delta K_{thR=0}$ – пороговое значение размаха коэффициента интенсивности напряжений при $R = 0$ (для $da/dN = 10^{-10}$ м/цикл); γ – коэффициент, зависящий от свойств металла; для сталей низкой и средней прочности γ близок к 1, для высокопрочных сталей $\gamma = 0{,}71$.

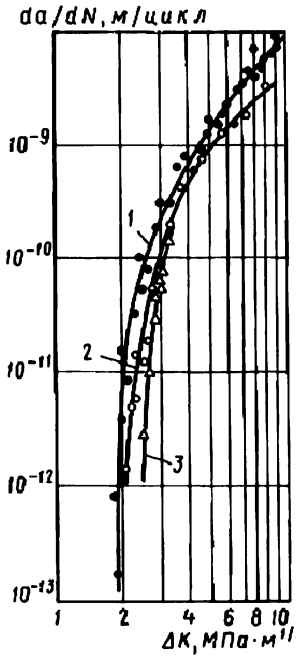


Рис. 6.3.39. Скорость роста усталостных трещин в сварном соединении роторной стали 32ХМ1А от 10^{-8} м/цикл до 10^{-13} м/цикл:
1 – K = 14,3 МПа · м$^{1/2}$, 2 – K = 9,3 МПа · м$^{1/2}$, K = 7,4 МПа · м$^{1/2}$

Для исследуемого сварного соединения, а также с учетом результатов, полученных для роторной Cr-Ni-Mo-V стали, γ равно 0,76. Хорошее соответствие эксперементальным данным наблюдается в диапазоне изменения R от –1 до 0 и от 0 до 0,6. Для больших значений R применение этого уравнения дает заниженные значения ΔK_{th}.

Для диапазона изменения R от 0 до 0,9 предложена следующая зависимость:

$$\Delta K_{thR} = \Delta K_{thR=0}(1 - k\,R),$$

где для исследованных материалов k = 0,81, что обеспечило хорошую сходимость результатов. Для коррозионно-стойких, углеродистых сталей, титановых, алюминиевых и никельных сплавов наблюдается уменьшение ΔK_{th} с ростом R. Однако степень этого уменьшения различна для разных сталей и сплавов.

Влияние механических свойств на ΔK_{th}. Исследования, выполненные на коррозионностойких и теплоустойчивых сталях, а также на титановых и никелевых сплавах показали, что не наблюдается четкой корреляции между ΔK_{th} и $\sigma_в$, и $\sigma_{0,2}$.

Некоторым исключением являются только теплоустойчивые стали, для которых было отмечено увеличением ΔK_{th} с понижением временного сопротивления и предела текучести.

Влияние температуры на ΔK_{th} для титановых сплавов ВТ6, ВТ9, легированной стали 1Х16К4Н2МВФБА и никелевых сплавов ЖС6КП и ЖС6Ф показало, что для всех этих материалов наблюдается уменьшение ΔK_{th} с ростом температуры.

Перегрузка и последующее нагружение при более низких ΔK может привести к замедлению роста трещин и к повышению ΔK_{th}. Это объясняется затуплением вершины трещины после перегрузки и возникновением в ее вершине зоны сжимающих остаточных напряжений.

Полученные зависимости для сплавов ВТ9, ЖС6КП, Ж6КП, ЖС6Ф и коррозионностойкой стали 1Х16К4Н2МВФБА аппроксимированы уравнением

$$\Delta K_{thR}^{T,R} = \Delta K_{th}^{T,R}(\alpha T + \beta) K_{\max B} / K_{\max H}\,.$$

Перегрузка по-разному сказалась на ΔK_{th} исследуемых материалов, в большей степени ее влияние проявилось на титановом сплаве и в коррозионно-стойкой стали 1Х16К4Н2МВФБА и минимально – в никелевых сплавах, что связывают с релаксацией остаточных напряжений в вершине трещины, создаваемой при перегрузке в условиях высоких температур.

6.3.6. МАЛЫЕ ТРЕЩИНЫ

Весь процесс усталостного разрушения материалов условно разделяется на четыре стадии: зарождение и начальное развитие трещин, стабильный рост, ускоренное распространение трещин и окончательный долом образца или изделия.

Трещины, относящиеся к первой стадии развития усталостного разрушения, называют малыми (small) трещинами, если они не сквозные, т.е. поверхностные или уголковые, или короткими (short) трещинами, если они являются сквозными.

Физические особенности малых трещин. Среди особенностей развития малых трещин можно выделить следующие:

– развитие малых трещин происходит в пределах одного или нескольких зерен, что определяет их зависимость от микроструктурных параметров металла;

– если трещины образуются у геометрических концентраторов напряжений, их развитие происходит в зоне пластических деформаций, вызванных этим концентратором;

– имеется, как правило, несколько очагов развития трещин, что приводит к образованию сетки усталостных микротрещин;

– малую трещину нельзя полностью охарактеризовать одним параметром – длиной, в отличие от развитой магистральной трещины необходимо учитывать форму фронта трещины;

– малость размеров микротрещин требует, даже в лабораторных условиях, разработки специальных средств и методов контроля.

Все эти особенности затрудняют применение традиционных способов исследования и описания малых трещин, используемых для больших (магистральных) трещин, однако они могут являться своего рода критериями разделения стадий развития малых и больших (магистральных) трещин.

Процесс разделения малых и больших трещин носит скорее условный характер, так как его критерии зависят от решаемых при этом задач. Схематически для большинства технических приложений можно указать следующие критерии разделения.

1. По размеру трещины, определенному возможностью их визуального обнаружения или инструментального контроля. Для визуального обнаружения, как правило, таким размером является длина трещины, составляющая 2…5 мм.

2. По возможности описания процесса роста трещины с помощью традиционных методов механики разрушения. Размер трещины в этом случае лежит в диапазоне от 0,5 до 1,0 мм.

3. По снижению остаточной прочности элемента конструкции с трещиной. Здесь размер трещины зависит от габаритов элемента конструкции и вида напряженно-деформированного состояния (НДС). При этом длина трещины не превышает 5…10 мм.

4. По отношению к характерному размеру какой-либо структурной составляющей материала или концентратора напряжений. Здесь диапазон достаточно широк и составляет от нескольких десятков микрон до нескольких миллиметров.

Зарождение начального усталостного повреждения начинается с первых циклов нагружения. Как правило, сначала трещина располагается вдоль полос скольжения примерно под углом 45° к направлению наибольших растягивающих напряжении (трещина Форсайта) (рис. 6.3.40).

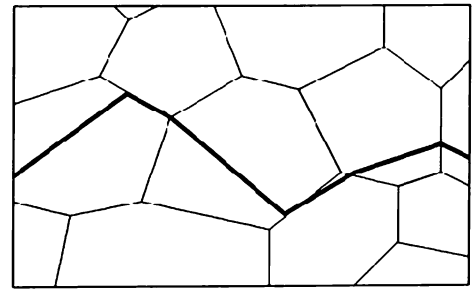


Рис. 6.3.40. Начальный этап развития трещины

Инициатором трещины могут служить либо микроструктурные неоднородности металла – различного рода включения, границы зерен, частицы второй фазы, либо скопления дислокаций, вызывающие существенные искажения и изменения кристаллической решетки металла. При распространении трещины за пределы одного или нескольких зерен, плоскость трещины становится перпендикулярной направлению наибольших растягивающих напряжений, и она распространяется как трещина отрыва. На поверхности излома при этом начинают появляться характерные усталостные бороздки.

На самом первом этапе развития трещины до размера одного или нескольких зерен большое влияние на ее кинетику имеют микроструктурные особенности металла – размер зерна, тип и количество включений, вторичные твердые фазы, которые в большинстве случаев сдерживают рост микротрещин. В дальнейшем влияние микроструктурных особенностей на скорость роста трещины значительно снижается.

Другой особенностью начального усталостного разрушения является многоочаговый характер образования начальных (первичных) трещин (рис. 6.3.41). Развитие трещин от очагов (мест зарождения микротрещин) идет с различной скоростью. Тем самым, не обязательно более раннее образование трещины приводит к ее доминированию по отношению к другим трещинам через определенный интервал времени. После некоторой наработки из образующейся сетки усталостных трещин, которые по мере своего развития могут сливаться и образовывать фронт довольно сложной конфигурации, выделяется одна магистральная трещина, которая развивается до критических размеров. Остальные трещины либо сливаются с ней, либо прекращают развиваться.

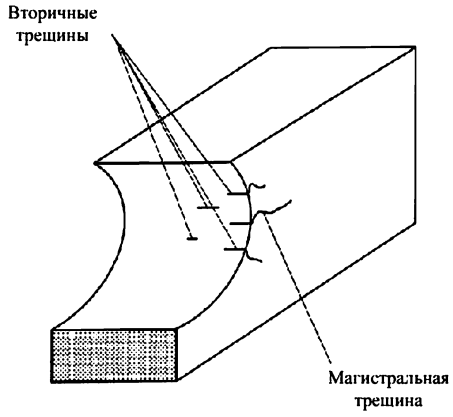


Рис. 6.3.41. Сетка усталостных трещин на кромке отверстия

Форма малых трещин в значительной степени зависит от локальных градиентов напряжений, которые в свою очередь зависят от направления, величины и вида прикладываемых внешних сил и типа концентратора. Так, для типового концентратора в виде отверстия форма усталостных трещин на начальной стадии развития по мере их продвижения изменяется незначительно и близка либо к полукруговой, если развитие трещины происходит в центральной зоне отверстия, либо к четвертьокруговой, если развитие начинается с поверхности образца. Соотношение осей a и c составляет a/c = 0,75...0,9. Наблюдается тенденция к увеличению количества очагов возникновения трещины с увеличением нерегулярности нагружения (рис. 6.3.42). Так, в образце с центральным отверстием при регулярном нагружении образуются не более чем два-три очага развития трещины. При квазислучайном нагружении количество таких очагов возникновения трещины на поверхности отверстия доходит до семи-восьми, развиваясь из которых трещины сливаются, образуя практически сразу сквозную трещину.

Остаточная прочность при наличии малых трещин. Для описания остаточной прочности при наличии малых трещин в инженерной практике используются подходы, основанные на применении силового критерия разрушения, определяемого выражением:

$$K = K_c, \qquad (6.3.13)$$

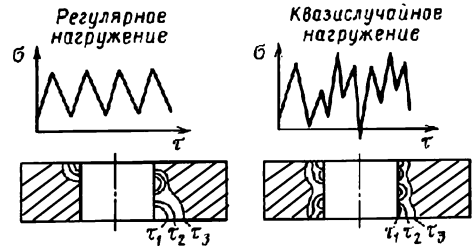


Рис. 6.3.42. Возникновение трещин в образцах типа "полоса с отверстием" при регулярном и квазислучайном нагружении

где K – текущее значение коэффициента интенсивности напряжений (КИН); K_c – критическое значение КИН.

Наиболее часто используется на практике феноменологическая модель, предложенная С.Е. Федерсоном для описания критических диаграмм разрушения (рис. 6.3.43).

Диаграмма представляется тремя участками: одним криволинейным, определяемым уравнением (6.3.13), и двумя прямолинейными, касательными к криволинейному, один из которых выходит из точки $\sigma_c = \sigma_{0,2}$, а другой – из $2l = W$ ($2l$ – длина трещины, W – ширина образца). Предложенная модель в области малых трещин является в значительной степени консервативной.

Более точное описание процесса разрушения в области малых трещин предложено Ньюманом на основе рассмотрения выражения Нейбера. В окончательном виде критериальная зависимость принимает следующий вид:

$$K = \frac{K_c}{1 - m\dfrac{\sigma_c^{netto}}{\sigma_в}}.$$

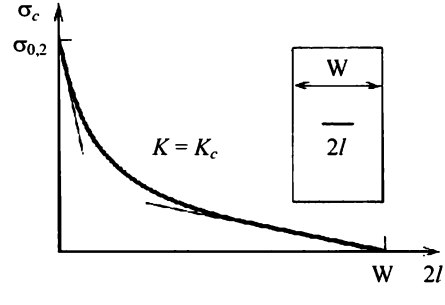


Рис. 6.3.43. Критическая диаграмма разрушения

Похожее выражение, наиболее часто используемое в отечественной практике, было получено Е.М. Морозовым:

$$K = \frac{K_{1c}}{\left(1 - \left(\frac{\sigma_c}{\sigma_в}\right)^2\right)^{1/2}}.$$

Последнее было в дальнейшем развито и применительно к трещинам, развивающимся от концентраторов напряжений, и может быть записано следующим образом:

$$\sigma_c = \sigma_в \gamma \Big/ \sqrt{1 + (\sigma_в \gamma / K_c)^2 \pi l_{тр} \Phi^2}\ , \quad (6.3.14)$$

где σ_c – разрушающее брутто-напряжение пластины с трещиной длиной $2l$; σ_C^O – разрушающее брутто-напряжение для образца с концентратором напряжений без трещины ($l_{тр} = 0$); Φ – поправка на геометрию образца; D – диаметр отверстия; γ – величина, удовлетворяющая условиям

$$\gamma = \sigma_C^O / \sigma_в \ \text{ при } l_{тр} = 0, \gamma \to 1 \ \text{ при } l_{тр} > D/2,$$

может быть представлена в виде:

$$\lambda = \left\{1 - \left[1 - \left(\sigma_в / \sigma_C^O\right)\right] \Big/ \left[1 + \left(2 l_{тр} / D\right)\right]^2\right\}^{-1}.$$

В выражении (6.3.14) в качестве длины трещины для листовых материалов можно принимать эквивалентную длину сквозной трещины, определяемую как $l_{экв} = F_{тр\ р} / t$ ($F_{тр\ р}$ – реальная площадь усталостного повреждения, t – толщина образца, мм). Соотношение получено на основе рассмотрения баланса энергий в момент разрушения. На рис. 6.3.44 приведены кривые остаточной прочности, полученные с использованием уравнения (6.3.14).

Скорость роста малых трещин. Для описания кинетики развития малых трещин используется подход, принятый в линейной механике разрушения и основанный на использовании коэффициента интенсивности напряжений (КИН) как меры напряженности в вершине трещины. Типичные кинетические диаграммы усталостного разрушения КДУР для малых и больших трещин, развивающихся в образцах из сплава 7075-Т6, приведены на рис. 6.3.45. Первоначально высокая скорость роста малых трещин постепенно уменьшается и достигает минимума в точках A_1 и A_2. Затем происходит увеличение скорости роста малых трещин, и при определенном значении ΔK (в данном случае ΔK = 5 МПа · м$^{1/2}$) скорости роста малых и больших трещин совпадают. Точки A_1 и A_2 на рис. 6.3.45 соответствуют длинам трещин равным среднему размеру зерна. При уменьшении диаметра зерна происходит более резкое замедление скорости роста трещин при подходе к точке A.

Если трещина расположена по направлению действия максимального касательного напряжения τ_{max}, то она может распространяться и при действии только сжимающих нагрузок. При этом скорость роста трещины по мере ее продвижения уменьшается, вплоть до полной остановки. Суммарное подрастание трещины составляет 0,2…1,0 мм.

Размер трещины $l_{кр}$, при уменьшении которого КДУР малых и больших трещин начинают различаться, зависит от микроструктуры и механических характеристик.

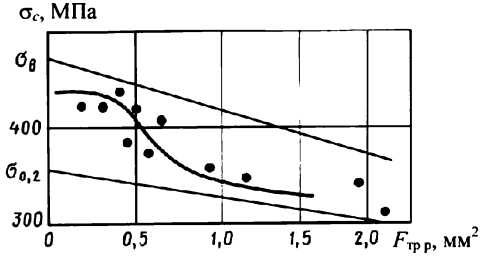


Рис. 6.3.44. Остаточная прочность плоских образцов из сплава Д16чТ (лист)

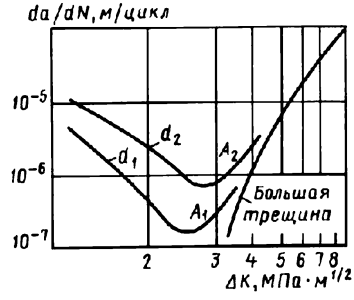


Рис. 6.3.45. Влияние размера зерна на скорость роста малых трещин:
d – размер зерна; $d_1 < d_2$

Предлагается приближенная формула по определению $l_{кр}$:

$$l_{кр} = \frac{1}{\pi}\left(\frac{K_{th}}{\sigma_R}\right)^2, \qquad (6.3.15)$$

где K_{th} – пороговый коэффициент интенсивности напряжений, полученный для больших трещин; σ_R – предел выносливости гладкого образца.

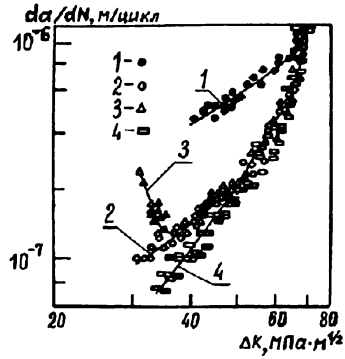
Размер $l_{кр}$, вычисленный по формуле (6.3.15) для высокопрочных сталей, лежит в диапазоне 1...10 мкм, для низкопрочных сталей – в диапазоне 0,1...1,0 мм. Для алюминиевого сплава 7075 этот размер составляет 80 мкм. Для определения $l_{кр}$ также предложено выражение:

$$l_{кр} = \alpha\left(\frac{\Delta K_{max}}{\Delta\sigma_{0,2}}\right)^2, \qquad (6.3.16)$$

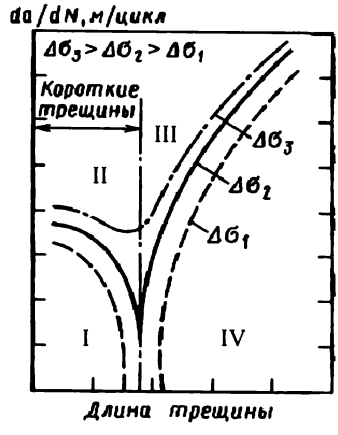
которое для сплава 7075 ($l_{кр}$ = 80 мкм) дает хорошую сходимость с экспериментальными данными (α – параметр, характерный для данного материала; α = 0,7 для Al-сплавов).

Рассмотрение кинетики развития малых трещин, находящихся в пластической зоне, возникающей у концентратора напряжений, показывает, что их скорость роста также выше, чем скорость роста длинных трещин при одинаковых значениях ΔK (рис. 6.3.46, *а*). С повышением коэффициента концентрации напряжений скорость роста малых трещин при одних и тех же значения ΔK возрастает.

Кинетика роста малых трещин может быть проиллюстрирована графической зависимостью порогового напряжения от размера трещины. Существуют четыре области роста трещин, определяемые различными законами развития. Первые две из них относятся к области малых трещин. В первой области (размер трещины в пределах одного или нескольких зерен) размах порогового значения определяется пределом выносливости для сталей и не зависит от размеров трещины. Во второй области для трещин длиной 0,5...1,0 мм пороговое напряжение зависит от размера трещины. При низком уровне напряжений ($\Delta\sigma_1$ на рис. 6.3.46, *б*) может не наблюдаться перехода от микроструктурно малых трещин (стадия I, трещина ковша) с инженерно-малым (стадия II, трещина стрелы) и далее – к длинным трещинам. Тогда малые трещины становятся нераспространяющимися.



а)



б)

Рис. 6.3.46. Скорость роста трещины в зависимости от геометрии надреза (*а*) и от длины трещины (*б*):

□ – центральная трещина;

○ – отверстие 0,136 мм; ● – отверстие 0,227 мм;

△ – эллипс; $\Delta\sigma$ = 269 МПа; R = –1;

а – *1,2* – круглого отверстия, ρ/b = 0,136 и 0,227 соответственно; *3* – эллиптического отверстия, ρ = 1,19 мм; *4* – центральная трещина (длинная); ρ – радиус надреза; *b* – половина ширины пластины; $\Delta\sigma$ = 269 МПа; R = –1; сталь CSA G40.11;

б – I – нераспространяющиеся трещины;

II – микроструктурно малые трещины;

III – механически малые трещины;

IV – область применения линейно-упругой или упругопластической механики разрушения

Зависимость размаха порогового напряжения от длины трещины представлена на рис. 6.3.47.

Исследования кинетики развития трещин от различного типа концентраторов показывают, что существует область K_t, при которой возможно образование трещин без их дальнейшего развития (рис. 6.3.48).

Существуют несколько различных инженерных подходов для прогнозирования скорости роста малых трещин. В основном они базируются на методах линейной и квазилинейной механики разрушения.

Для описания процесса распространения трещин в зоне действия пластических деформаций и устранения несоответствия КДУР малых и больших трещин предложено введение поправки l_0 к действительной длине трещины $l_{реал}$, т.е.:

$$l_э = l_{реал} + l_0, \qquad (6.3.17)$$

где l_0 определяется по формуле, подобной (6.3.15), предложенной Эль Хаддадом.

Величину l_0 считают константой материала (l_0 = 0,25 мм для сталей).

Другой, более простой моделью, используемой в технических приложениях, является обычная линейная модель, где скорость роста трещины определяется формулой Пэриса, параметры которой получены на больших трещинах. При моделировании реальной сквозной трещины согласно (рис. 6.3.14) получена хорошая сходимость расчетных и экспериментальных данных. Величины рассеяния скорости роста малых трещин и коэффициентов уравнения (6.3.6) для малых трещин ряда Al-сплавов приведены в табл. 6.3.6.

При расчетах длительности роста трещины в элементах конструкции с первых циклов нагружения за начальную трещину рекомендуется принимать трещину величиной l_0 = 0,05 мм. Результаты расчета по этой модели являются удовлетворительными и консервативными. Более точная схема предполагает, что трещина развивается от l_0 = 0. При этом ее развитие от l_0 = 0 до $l = l_0$ происходит с постоянной скоростью. Далее, при $l > l_0$ скорость роста трещины определяется уравнением (6.3.6). В качестве величины l_0 предлагается для ряда Al-сплавов $2l_0$ = 0,05 мм.

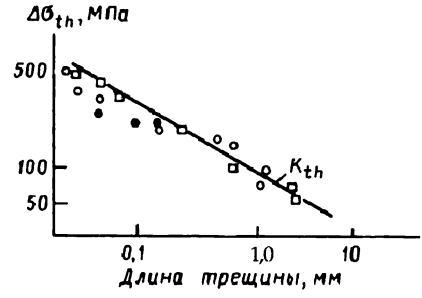


Рис. 6.3.47. Зависимость размаха порогового напряжения от длины поверхностной трещины



Рис. 6.3.48. Влияние коэффициента концентрации напряжений на значение σ_{th} образцов с надрезом:
○● – круглый образец; □■ – плоский образец; ■● – разрушение; ○□ – образование трещины; σ_R – предел выносливости гладкого образца

Использование J-интеграла, т.е. упругопластического подхода для описания развития малых трещин второго типа, позволяет несколько увеличить точность расчета.

Дальнейшим развитием методов прогнозирования скорости роста малых трещин является разработка моделей, построенных на эффекте закрытия трещины при смыкании ее берегов.

Вследствие этого размах коэффициента интенсивности напряжений реально продвигающий трещину, уменьшится.

$$\Delta K_{эфф} = K_{max} - K_{op}.$$

Причиной смыкания берегов трещины могут служить: пластическое поведение материала в вершине трещины, наличие коррозии (образование оксидных соединений), шероховатость берегов в вершине трещины. Последняя причина наиболее характерна для малых трещин.

6.3.6. Величины рассеяния скорости роста малых трещин и параметры уравнения (6.3.6) для малых трещин ряда Al-сплавов

Материал	$C \cdot 10^{-7}$	n	$S\lg v$ (da/dN) при ΔK = 5 МПа · м$^{1/2}$
АК-1чТ (плита)	2,2	2,49	0,08
В95очТ2 (плита)	3,5	2,32	0,03
1973Т2 (плита)	2,5	2,41	0,04
Д16чТ (пр. проф.)	5,3	2,13	0,06
1163Т (лист)	1,6	2,51	0,05
В93пчТ2 (штамповка)	2,8	2,47	0,07

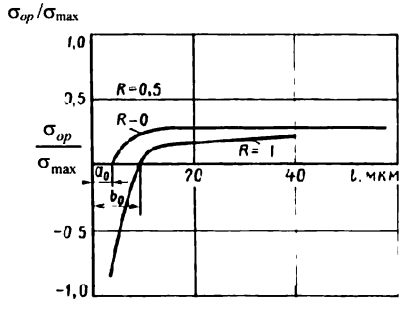


Рис. 6.3.49. Зависимость отношения σ_{op}/σ_{max} от длины трещины при различных значениях R: a_0 = 3 мкм; b_0 = 9 мкм

Величина K_{op} зависит от ряда параметров: размера зерна, нагрузки, длины трещины, частоты нагружения, коэффициента асимметрии и т.д. Так, в области малых трещин получено, что величина K_{op} уменьшается при уменьшении длины трещины.

Были проведены исследования на сплаве 7075-Т6 для определения K_{op} (или соответствующего напряжения раскрытия трещины σ_{op}) в зависимости от коэффициента асимметрии цикла нагружения и длины трещины в области малых длин трещин (рис. 6.3.49).

Наблюдения проводили для длин трещин от 3 мкм при различных величинах R. Получено, что при R = 0,5 зависимость σ_{op}/σ_{max} от длины трещины практически отсутствует. При R = 0 существует зависимость отношения σ_{op}/σ_{max} от длины трещины с последующей стабилизацией уровня σ_{op}. При R = –1 – на всем протяжении изменения длины трещины – до 40 мкм наблюдается явная зависимость σ_{op}/σ_{max} от ее длины. Приведенные результаты учитывают при расчете длительности периода роста малых трещин.

6.3.7. РАСПРОСТРАНЕНИЕ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛЯХ РАЗЛИЧНЫХ ГРУПП И КЛАССОВ

6.3.7.1. НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ ДЛЯ СОСУДОВ, РАБОТАЮЩИХ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

На объектах добычи и транспортировки газа, газового конденсата и нефти ОАО "Газпром", а также на объектах их транспортировки работает большое количество оборудования, срок службы которого достиг проектного (20 – 30 лет), приближается к нему или даже превосходит его. В связи с этим важнейшими задачами становятся: обоснование возможности продления срока службы оборудования сверх проектного и обеспечение безопасной эксплуатации оборудования на продлеваемый срок службы. Аналогичные задачи возникают и в других отраслях промышленности, в которых низколегированные стали нашли самое широкое применение.

Для решения этих задач необходимо выполнить целый комплекс мероприятий, включающий, в том числе расчет остаточного срока службы оборудования на основе характеристик циклической трещиностойкости сталей и сварных соединений.

В процессе эксплуатации на объектах нефтяной и газовой отрасли имели место случаи зарождения и развития трещин в наиболее нагруженных зонах сосудов, работающих под давлением, как например, повреждения и разрушения на циклонных пылеуловителях, установленных на компрессорных станциях магистральных трубопроводов

Было выполнено исследование напряженно-деформированного состояния наиболее нагруженных зон сосудов.

Анализ результатов тензометрических измерений позволил установить, что в процессе эксплуатации корпус пылеуловителя и особенно, зоны приварки патрубков входа и вы-

хода газа подвергаются воздействию статических и циклических напряжений в широком диапазоне частот от 2 до 75 Гц (более значимые напряжения – в диапазоне частот от 2 до 32 Гц). Уровень действующих напряжений зависит от режима эксплуатации и конструкторско-технологических особенностей отдельных пылеуловителей.

Наиболее нагруженными зонами пылеуловителей являются галтельные переходы швов приварки патрубков.

Анализ характера распределения напряжений в галтелях шва приварки входного патрубка и результаты оценки вибронагруженности показали наличие значительных статических и циклических нагрузок от входного трубопровода, а также расположение наиболее циклически нагруженных локальных зон – в горизонтальной плоскости галтельных переходов швов приварки патрубков входа газа.

Для оценки остаточного срока службы сосуда при наличии в металле дефектов необходимо учитывать все действующие напряжения, условия эксплуатации сосудов, работающих под давлением, и свойства материала в этих условиях, в том числе его сопротивление развитию усталостных трещин под воздействием статических и циклических нагрузок.

На основе полученных экспериментальных данных по скорости роста усталостных трещин построены кинетические диаграммы усталостного разрушения для сталей 09Г2С, 10Г2Ш и металла сварного шва натурного пылеуловителя после 3-х лет эксплуатации (рис. 6.3.50). На рис. 6.3.51 приведено сопоставление кинетических диаграмм усталостного разрушения металла различных зон натурного и модельного сварных соединений корпуса сосуда с патрубком. Сталь 16ГС и ее сварные соединения исследовали применительно к корпусу абсорбера. Характеристики циклической трещиностойкости металла разных элементов сосудов представлены в табл. 6.3.7.

Исследование циклической трещиностойкости сварного соединения натурного корпуса пылеуловителя показало, что наиболее высокие значения скорости роста трещин наблюдаются в металле шва, наименьшие – в стали 10Г2Ш. Эти результаты находятся в хорошем соответствии с данными по скорости роста трещин в металле модельного сварного соединения.

Наиболее часто применяемыми материалами для сосудов, работающих под давлением, являются низколегированные стали – 09Г2С, 16ГС, 17Г1С, 10Г2С1, а для патрубков и люков – сталь 10Г2 (10Г2Ш). Для большого количества сосудов диапазон изменения рабочих температур составляет от –60 °С (температура окружающей среды) до +300 °С.

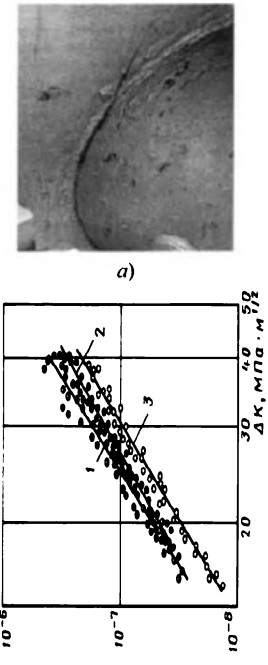


Рис. 6.3.50. Внешний вид трещины в сварном соединении патрубка входа газа с корпусом пылеуловителя (*а*) и скорость роста трещин в разных зонах сварного соединения (*б*):
1 – сталь 09Г2С; *2* – металл сварного шва; *3* – сталь 10Г2Ш

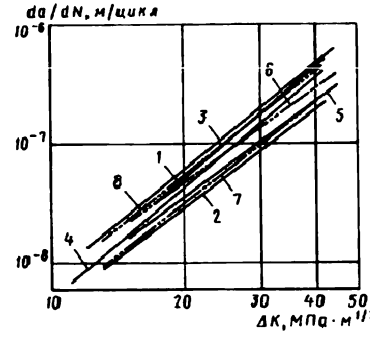


Рис. 6.3.51. Циклическая трещиностойкость различных зон сварного соединения натурного пылеуловителя и модельного сварного соединения:
1 – 5 – модельное соединение; *6 – 8* – металл натурного пылеуловителя; *1*, *6* – сталь 09Г2С; *2*, *7* – сталь 10Г2Ш; *3*, *8* – металл сварного шва; *4* – ЗТВ стали 09Г2С; *5* – ЗТВ стали 10Г2Ш

6.3.7. Характеристики циклической трещиностойкости низколегированных сталей для сосудов, работающих под давлением

Изделие	Сталь	Характеристики циклической трещиностойкости		Коэффициент корреляции
		C	n	
Пылеуловитель	09Г2С (корпус)	$8{,}96 \cdot 10^{-12}$	3,00	0,969
	10Г2Ш (патрубок)	$1{,}75 \cdot 10^{-12}$	3,24	0,967
	Металл шва РДС УОНИ 13/55	$8{,}82 \cdot 10^{-12}$	2,91	0,983
Сварное соединение	09Г2С (корпус)	$5{,}23 \cdot 10^{-12}$	3,06	0,982
	10Г2Ш (патрубок)	$7{,}48 \cdot 10^{-12}$	2,76	0,994
	Металл шва РДС УОНИ 13/55	$9{,}67 \cdot 10^{-12}$	2,91	0,990
	ЗТВ со стороны 10Г2Ш	$1{,}21 \cdot 10^{-11}$	2,66	0,989
	ЗТВ со стороны 09Г2С	$4{,}52 \cdot 10^{-12}$	3,05	0,989
Абсорбер	16ГС (корпус)	$3{,}47 \cdot 10^{-13}$	3,62	0,986
	Металл шва Св-08ГС	$1{,}11 \cdot 10^{-13}$	2,77	0,976

По данным тензометрических исследований корпус пылеуловителя подвергается воздействию статических и циклических нагрузок разного спектра частот нагружения, в том числе и высокочастотных – до 30...32 Гц, поэтому необходимыми данными для проведения расчета остаточного ресурса являются значения порогового коэффициента интенсивности напряжений ΔK_{th} и скоростей роста трещин в припороговой области, определяющие основную долю долговечности конструкции при наличии дефектов малой протяженности, а также данные по СРТ на линейном участке диаграммы.

Необходимо также при проведении расчетов оценивать влияние на кинетику роста трещиноподобных дефектов уровня статических нагрузок и остаточных напряжений, которые обусловливают циклическое нагружение с высокими коэффициентами асимметрии цикла, а также влияние температуры.

Из исследованных низколегированных сталей наиболее высокие значения скоростей роста трещин получены для сварного соединения стали 09Г2С. В связи с этим при построении расчетных зависимостей для низколегированных сталей сосудов, работающих под давлением, основывают на результатах оценки скорости роста трещин в сварном соединении стали 09Г2С. Так как наибольшие скорости роста трещин отмечены для металла сварного шва, то за характеристики циклической трещиностойкости низколегированных сталей сосудов давления могут быть приняты характеристики металла шва стали 09Г2С. Тогда для среднего участка кинетической диаграммы усталостного разрушения расчетной зависимость при $T = 20$ °С и $R = 0$ примет вид:

$$da/dN = 9{,}67 \cdot 10^{-12} \cdot \Delta K^{2{,}91}. \quad (6.3.18)$$

Для сосудов давления, в которых развитие дефектов происходит в результате совместного воздействия статических и циклических нагрузок в диапазоне температур от –60 до 250 °С (300 °С), необходимо оценить влияние коэффициента асимметрии цикла R и температуры на скорость роста трещин. Обобщение полученных в ОАО НПО "ЦНИИТМАШ" данных по скорости роста трещин в конструкционных сталях позволило построить зависимости влияния R на циклическую трещиностойкость сталей и сварных соединений как при очень низких значениях скоростей роста трещин, так и на среднеамплитудном участке.

На основе обобщения и анализа литературных материалов и полученных эксперимен-

тальных данных по скоростям роста трещин, в низколегированных сталях отмечено следующее:

– КДУР на первом и втором участках может быть представлена двумя линейными зависимостями, пересекающимися в точке $\Delta K^* - (da/dN)^*$;

– коэффициент n для припорогового участка значительно выше, чем для среднеамплитудного; различие в коэффициентах может достигать нескольких раз и доходить до порядка;

– влияние R на припороговом участке намного более значимо, чем на линейном участке;

– как на среднем, так и на припороговом участках диаграммы учет влияния R может быть представлен семейством кривых с одинаковыми коэффициентами n и разными C;

– для сталей 09Г2С, 16ГС влияние R на ΔK_{th} может быть определено по зависимости

$$\Delta K_{thR} = \Delta K_{th\,R=0}\left(1 - 0{,}461R\right), \quad (6.3.19)$$

где $R = 0\ldots0{,}95$;

– изменение температуры от –60 °С до +300 °С может приводить к повышению скорости роста трещин по сравнению с T = 20 °С до 1,5 раз.

Расчетные кинетические диаграммы усталостного разрушения представлены в виде аппроксимации двумя линейными участками, являющимися продолжениями среднего и припорогового линейных участков диаграммы. На рис. 6.3.52 приведены расчетные зависимости для оценки СРТ в низколегированных сталях для сосудов, работающих под давлением. Расчетные зависимости хорошо соответствуют экспериментальным данным.

Для верхнего участка диаграммы при $\Delta K \geq \Delta K^*$ (ΔK^* – точка перегиба):

$$da/dN = C_R^{\text{в}} \cdot k_t \cdot 9{,}67 \cdot 10^{-12} \cdot \Delta K^{2{,}91}, \quad (6.3.20)$$

где $C_R^{\text{в}}$ – коэффициент, учитывающий влияние R на верхнем участке диаграммы:

$$C_R^{\text{в}} = \frac{1}{\sqrt{1-R}}$$

при $R = 0$ $C_R^{\text{в}} = 1$; при $R > 0{,}95$ принимается $R = 0{,}95$; k_t – коэффициент, учитывающий влияние температуры; для диапазона температур от –60 до 0 °С и от 50 до +350 °С k_t = 1,5.

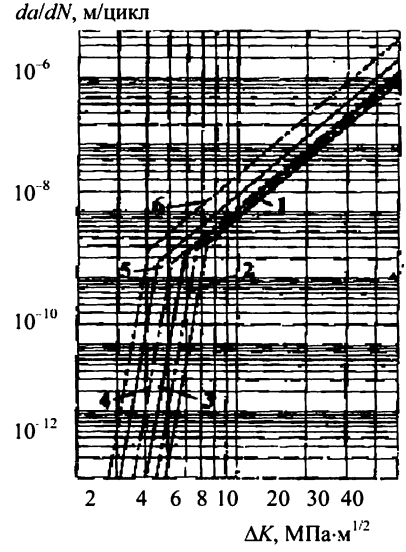


Рис. 6.3.52. Расчетные зависимости для оценки скорости роста трещин в низколегированных марганцево-кремниевых сталях, применяемых для сосудов, работающих под давлением, K_t = 1,0:
1 – R = 0; *2* – R = 0,2; *3* – R = 0,4; *4* – R = 0,6; *5* – R = 0,8; *6* – R = 0,95

При изменении температуры от –10 до 50 °С k_t = 1,0. Тогда зависимость будет иметь вид

$$da/dN = C_R^{\text{в}} \cdot 1{,}45 \cdot 10^{-11} \cdot \Delta K^{2{,}91}.$$

Для нижнего участка диаграммы при $\Delta K < \Delta K^*$:

$$da/dN = C_R^{\text{н}} \cdot k_t \cdot 1{,}42 \cdot 10^{-26} \cdot \Delta K^{20{,}0}, \quad (6.3.21)$$

где $C_R^{\text{н}}$ – коэффициент, учитывающий влияние R на нижнем участке диаграммы.

$$C_R^{\text{н}} = \frac{1}{\left(1 - 0{,}461R\right)^{20}}$$

k_t принимает те же значения, что и для верхнего участка диаграммы. Тогда зависимость (6.3.21) при k_t = 1,5 будет иметь вид

$$da/dN = C_R^{\text{н}} \cdot 2{,}13 \cdot 10^{-26} \cdot \Delta K^{20}.$$

При $R = 0$ и $k_t = 1$ используется зависимость

$$da/dN = 1{,}42 \cdot 10^{-26} \cdot \Delta K^{20}. \quad (6.3.22)$$

6.3.7.2. ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫЕ СТАЛИ АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

К теплоустойчивым сталям атомной энергетики относятся стали 15Х2НМФА, 15Х2НМФАА, 15Х2МФА, 15Х2МФАА, 10ГН2МФА, которые применяются для корпусов реакторов, парогенераторов, трубопроводов (сталь 10ГН2МФА) и ряда других элементов оборудования. При комплексной оценке свойств сталей принимаются во внимание свойства их сварных соединений. В атомной энергетике действуют нормативные документы, регламентирующие выполнение поверочных расчетов на прочность оборудования и трубопроводов АЭС на стадии эксплуатации.

На рис. 6.3.53 приведены кинетические диаграммы для стали 15Х2НМФА при 20 °С и R = 0...0,1. Исследования проводили на промышленных листах и поковках, термообработанных по штатной технологии при изгибе и растяжении, на образцах разных типоразмеров и при разных частотах нагружения. Аналогичный анализ данных был выполнен и для стали 15Х2МФА.

На втором участке кинетической диаграммы все экспериментальные данные укладываются в полосу разброса, ограниченную верхней огибающей, аппроксимируемой уравнением вида $da/dN = C\Delta K^n$:

для стали 15Х2НМФА: $C = 3{,}20 \cdot 10^{-11}$, $n = 2{,}61$;

для стали 15Х2МФА: $C = 3{,}71 \cdot 10^{-11}$, $n = 2{,}56$.

Значения ΔK_{th} находятся в диапазоне от 6 до 10 МПа·м$^{1/2}$.

Верхняя огибающая для двух марок сталей, показавших близкое значение СРТ, может быть записана уравнением:

$$da/dN = 3{,}33 \cdot 10^{-11} \cdot \Delta K^{2{,}60}. \quad (6.3.23)$$

Анализ данных по циклической трещиностойкости сталей 15Х2НМФА, 15Х2НМФАА, 15Х2МФА и 15Х2МФАА позволил оценить степень влияния технологических факторов на сопротивление развитию усталостных трещин. Влияние этих факторов проявляется в большей степени на первом участке кинетической диаграммы, приводя к изменению значения ΔK_{th}. На втором участке диаграммы это влияние существенно меньше.

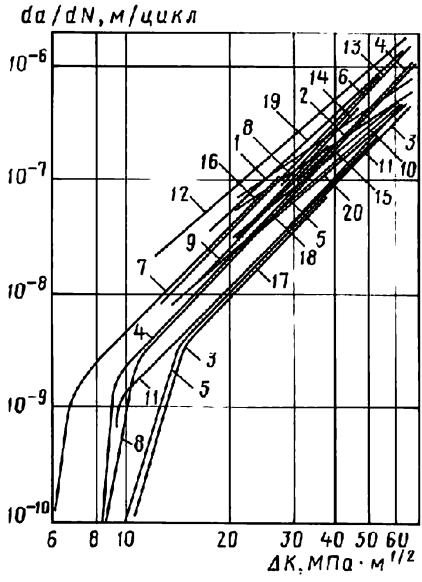


Рис. 6.3.53. Скорость роста усталостных трещин в стали 15Х2НМФА при T = 20 °С и R = 0...0,1:
1, 2 – СТ-1, f = 10 Гц; *3, 5* – 25 × 70 мм^2; *4, 6* – СТ-1, f = 14 Гц; *7, 9* – 10 × 60 мм^2; f = 20 Гц; *8* – 12 × 70 мм^2, f = 32 Гц; *10* – СТ-1, СТ-5, f = 14 Гц; *11* – СТ-4, 3, 8 × 48 мм^2, 3 × 22 мм^2, f = 16,6 Гц; *12* – f = 0,3 Гц; *13* – 30 × 90 мм^2, f = 1...2 Гц; *14* – СТ-1, СТ-4; *15* – 4 × 60 мм^2, f = 2 Гц; *16* – 10 × 30 мм^2, f = 1 Гц; *17* – 25 × 70 мм^2, f = 25 Гц; *18* – СТ-1, f = 14 Гц; *19* – СТ-4, f = 0,3 Гц; *20* – 10 × 60 мм^2, f = 20 Гц; *3, 5, 17* – изгиб; *7 – 9, 11, 13, 15, 16, 20* – растяжение

На рис. 6.3.54 представлены зависимости da/dN от K_{max} в стали 15Х2МФА (в пластичном (I) и охрупченном (II) состояниях) при разных R. На рис. 6.3.54, *а* точки со стрелками обозначают полное разрушение, на рис. 6.3.54, *б* – начало развития трещин скачками. В.Т. Трощенко, В.В. Покровский и А.В. Прокопенко показали, что увеличение значения R от 0 до 0,89 приводит к значительному сокращению протяженности диаграммы и к уменьшению критических значений скорости стабильного развития трещин $(da/dN)_{крит}$ до 3-х порядков.

Исследования СРТ проводили на плоских образцах 10 × 60 мм^2 с односторонним надрезом в стали 15Х2НМФА и различных зонах кольцевого сварного соединения, выполненного проволокой Св-10ХГНМАА под флюсом с последующей термообработкой, R = 0, f = 15 Гц.

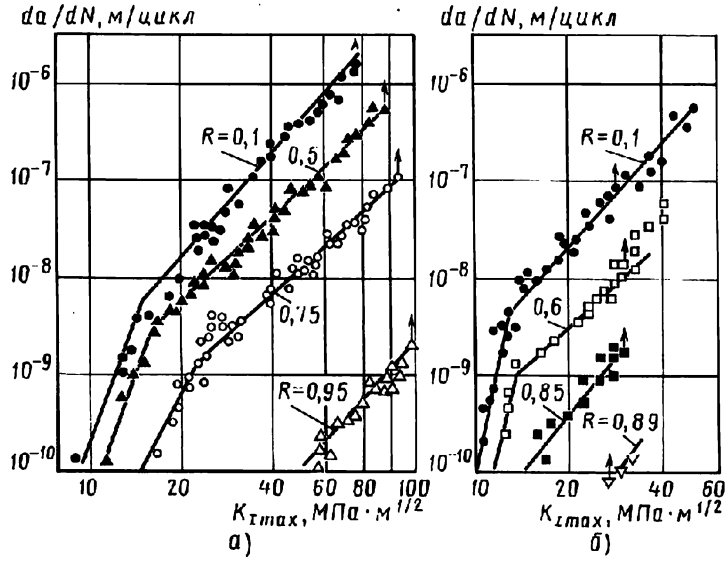


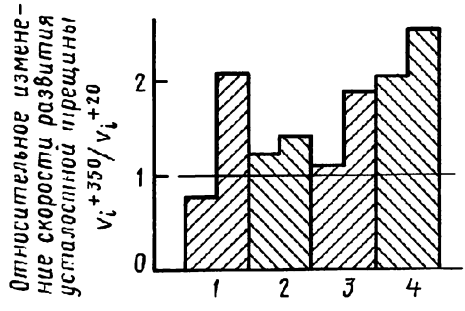
Рис. 6.3.54. Влияние коэффициента асимметрии цикла на скорость роста усталостных трещин в стали 15Х2МФА (I) (*а*) и 15Х2МФА (II) (*б*)

Скорости роста трещин в основном металле и в сварных соединениях сталей 15Х2НМФА и 15Х2МФА находятся примерно на одном уровне.

Данные по СРТ в стали 15Х2МФА и сварных швах, выполненных РДС автоматической сваркой под флюсом и электрошлаковой сваркой с последующей термообработкой, также показали, что сопротивление развитию трещин в наплавленном металле для различных сварочных технологий и основного металла оказалось практически одинаковым. Металлургические особенности сварных швов практически не сказались на характеристиках циклической трещиностойкости сталей на воздухе.

Полученные кинетические диаграммы для стали 15Х2НМФА и ремонтных заварок при 20 С° не выходят за пределы диапазона изменения СРТ в сталях 15Х2НМФА и 15Х2МФА. При повышенных температурах скорость развития трещин в сталях возрастает.

На рис. 6.3.55 по данным И.М. Рафаловича дана схема относительного изменения СРТ в основном металле и различных зонах сварных соединений при 350 °С и 20 °С и уровнях ΔK = 20 и 60 МПа · м$^{1/2}$. Скорость развития усталостной трещины возрастает до 2... 2,5 раз. С увеличением уровня ΔK влияние температуры проявляется в большей степени. Такая же тенденция температурного влияния выявлена для стали 15Х2МФА и сварных соединений, выполненных автоматической сваркой под флюсом и РДС электродом Н-3.



6.3.55. Влияние температуры на скорость роста усталостных трещин в стали 15Х2НМФА и в разных зонах сварных соединений:
1 – основной металл; *2* – ЗТВ, *3* – шов (электрод ЦТ-36); *4* – зона сплавления (ЦТ-36 + основной металл); ΔK = 20 и 60 МПа · м$^{1/2}$; v_i^{+350} и v_i^{+20} – скорость развития усталостной трещины при +350 и +20 °С

С учетом влияния коэффициента асимметрии цикла и температурного воздействия скорость развития усталостных трещин на воздухе в сталях 15Х2МФА и 15Х2НМФА и в их сварных соединениях может быть записана в следующем виде:

$$da/dN = C_R \cdot k_t \cdot 3{,}33 \cdot 10^{-11} \cdot \Delta K^{2,6},$$

где $C_R \cdot k_t$ – коэффициенты, учитывающие влияние коэффициента асимметрии цикла и повышенных температур.

Каждый из факторов может приводить к повышению СРТ в сталях 15Х2НМФА и 15Х2МФА и сварных соединениях от 1,5 до 2…2,5 раз. Совместное влияние R и T можно оценить коэффициентом, равным 2,5. В дальнейшем этот коэффициент может быть уточнен. Таким образом, расчетная зависимость для СРТ в сталях 15Х2НМФА, 15Х2МФА и их сварных соединений на воздухе при R = 0,7 и T = 350 °С может быть записана уравнением

$$da/dN = 8{,}325 \cdot 10^{-11} \cdot \Delta K^{2,6}. \quad (6.3.24)$$

Исследования циклической трещиностойкости стали 10ГН2МФА выполняли на листовом прокате, обечайках коллектора ПГВ 1000, плакированных трубах ДУ-350, изготовленных методом центробежного литья, горячекатаных и прессованных. Исследования проведены также на сварных швах, изготовленных по разным технологиям. По механическим свойствам, химическому составу, режимам обработки все стали и сварные соединения соответствовали техническим требованиям на материалы и соответствующие изделия.

Исследование влияния технологии изготовления и анизотропии свойств на сопротивление распространению трещин показало, что скорости роста усталостных трещин в стали 10ГН2МФА, выплавленной мартеновским и электрошлаковыми способами, оказались очень близкими. Отсутствие влияния способа выплавки связано с примерно одинаковыми значениями содержания легирующих и примесных элементов в исследованных сталях.

Повышение коэффициента асимметрии цикла с 0 до 0,7 привело к увеличению скорости роста трещины не только при малых значениях ΔK, но и на линейном участке. Отмечено повышение скорости роста трещины в 1,5…2 раза.

Сопоставление скоростей роста усталостных трещин в материалах труб Ду-350 при R = 0 и R = –1 показало, что симметричный цикл является менее повреждающим при одинаковых значениях ΔK, что хорошо согласуется с результатами других исследований, выполненных на сталях перлитного класса. Для труб, изготовленных по методу горячего прессования, повреждаемость при R = 0 и –1 примерно одинакова.

Результаты исследования скорости роста трещин в сварном соединении стали 10ГН2МФА, выполненного полуавтоматической сваркой в углекислом газе проволокой Св-08Г1СН1МА, показали, что по циклической трещиностойкости основной металл и металл шва находятся практически на одном уровне. Скорости роста трещин определяются следующими зависимостями – для основного металла:

$$da/dN = 1{,}01 \cdot 10^{-11} \cdot \Delta K^{2,81};$$

для металла шва:

$$da/dN = 4{,}71 \cdot 10^{-12} \cdot \Delta K^{3,04}.$$

Экспериментальная оценка циклической трещиностойкости основного металла, металла заводского шва и различных зон ремонтных швов, выполненных аустенитными электродами ЦТ-36 и ЭА 395/9 (без предварительного подогрева и последующей термической обработки) показала, что скорости развития трещин в стали 10ГН2МФА и металле заводского шва, выполненного автоматической сваркой, практически совпадают. По характеристикам циклической трещиностойкости различные зоны ремонтных заварок не уступают основному металлу и металлу сварного шва.

Влияние повышенных температур на скорость роста трещин в стали 10ГН2МФА ЭШП показано на рис. 6.3.56 (по данным ЦНИИКМ "Прометей"). Повышение температуры с 20 до 275…350 °С привело к увеличе-

нию скорости роста трещин на среднем участке кинетической диаграммы до 1,5 раз и к еще большему увеличению СРТ в припороговой области. Данные по скорости роста усталостных трещин в стали 10ГН2МФА и сварных соединениях при R = 0...0,1 и T = 20 °С приведены на рис. 6.3.57. Условия проведения испытаний указаны на рисунке. Исследования выполнены на материале обечаек коллекторов парогенераторов ПГВ-1000, трубах Ду-350, листовом прокате. Испытывали образцы разных толщин при частоте нагружения f = 1...33 Гц. Весь массив данных может быть ограничен верхней огибающей:

$$da/dN = 1{,}21 \cdot 10^{-11} \cdot \Delta K^{2{,}9}. \quad (6.3.25)$$

Для коллектора парогенератора ПГВ-1000 обобщены результаты экспериментальных исследований скорости роста трещин в стали 10ГН2МФА мартеновской и электрошлаковой выплавок (табл. 6.3.8). Скорости роста трещин в стали 10ГН2МФА и в зонс термовлияния при 20 °С и R = 0 для разных способов выплавки,

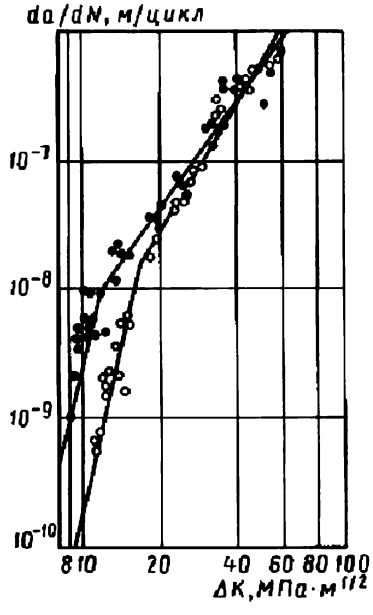


Рис. 6.3.56. Кинетические диаграммы усталостного разрушения стали 10ГН2МФА ЭШП на воздухе при R = 0,1:
○ – 20 °С; ● – 275 °С

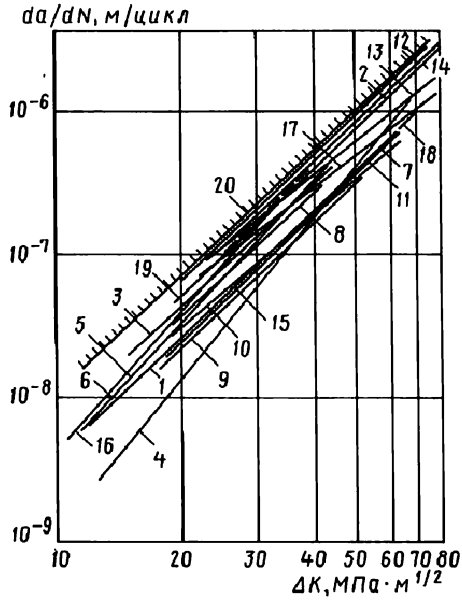


Рис. 6.3.57. Скорость роста усталостных трещин в стали 10ГН2МФА при T = 20 °С и R = 0...0,1:
1, *2* – 7 × 38 мм², f = 33 и 2 Гц; *3* – 10 × 60 мм², f = 20 Гц; *4*, *5* – 18 × 12 мм², f = 15 и 1 Гц; *6* – 30 × 35 мм², f = 1 Гц; *7* – *9* – 10 × 60 мм², f = 20 Гц; *10*, *11*, *15* – данные ЦНИИ КМ "Прометей"; *16* – СТ-0,5, f = 2,5 Гц; *17* – СТ-1, f = 10 Гц; *18*, *19* – сегментные образцы 300 × 70 × 2000 мм, f = 0,5 Гц, труба Ду-850, металл шва; *18* – средние значения; *20* – верхняя огибающая; *1* – *3*, *7* – *9*, *18*, *19* – растяжение; *4* – *6* – изгиб

определенные разными исследователями на разном оборудовании, находятся в хорошем соответствии и принадлежат узкому диапазону изменения СРТ.

Повышение R до 0,7 и температуры до 350 °С привело к увеличению скорости роста трещин, однако для всего массива данных максимальное различие по скоростям роста трещин для материалов коллектора парогенератора (сталь 10ГН2МФА) не превышало двух раз. Массив экспериментальных данных по СРТ в материалах коллектора ПГВ-1000 при R = 0 и T = 20 °С (огибающая *1*) лежит ниже верхней огибающей всего массива данных (см. рис. 6.3.57).

Расчетная кривая для стали 10ГН2МФА и сварных соединений при T = 350 °С и R = 0,7 представлена уравнением

$$da/dN = 2{,}42 \cdot 10^{-11} \cdot \Delta K^{2{,}9}. \quad (6.3.26)$$

6.3.8. Характеристика циклической трещиностойкости материалов коллектора ПГВ-1000

Материал, направление распространения трещины	T, °С	R	Коэффициенты		Коэффициент корреляции
			C	n	
1. 10ГН2МФА[1] коллектор № 70; таргенциальное	20	0	$2{,}93 \cdot 10^{-12}$	3,01	0,985
2. 10ГН2МФА[1] коллектор № 70; радиальное	20	0	$6{,}75 \cdot 10^{-12}$	2,77	0,988
3. 10ГН2МФА[1] коллектор № 70;	20	0,7	$7{,}04 \cdot 10^{-12}$	2,92	0,979
4. 10ГН2МФА[2] ЭШП	20	0,1	$3{,}49 \cdot 10^{-12}$	2,97	–
5. 10ГН2МФА[2] ЭШП	275	0,1	$1{,}70 \cdot 10^{-11}$	2,56	–
6. ЗТВ стали 10ГН2МФА[2] ЭШП	20	0,1	$9{,}79 \cdot 10^{-12}$	2,69	–
7. ЗТВ стали 10ГН2МФА[2] ЭШП	350	0,1	$7{,}20 \cdot 10^{-12}$	2,88	–
8. 10ГН2МФА[1] ЭШП Сварная проба разнородных обечаек для ПГВ-1000У; радиальное	20	0	$6{,}33 \cdot 10^{-12}$	2,90	0,976
9. 10ГН2МФА[1] ЭШП Коллектор № 140; радиальное	20	0	$5{,}26 \cdot 10^{-12}$	2,88	0,981

Примечание. Организация, проводившая испытания: [1] – ОАО НПО "ЦНИИТМАШ", [2] – ЦНИИ КМ "Прометей" и Тернопольский приборостроительный институт.

6.3.7.3. КОРРОЗИОННО-СТОЙКИЕ СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА

Исследование циклической трещиностойкости коррозионно-стойких сталей проводили на материалах трубопровода Ду-500 главного циркуляционного контура реактора ВВЭР-440: сталях 08Х18Н10Т, 08Х18Н12Т; коллектора парогенератора ПГВ-1000У: стали 08Х18Н10Т-ВД (вакуумно-дуговой выплавки); главной запорной задвижки ГЗЗ Ду-500 реактора ВВЭР-440: сталях 08Х18Н10Т (кованый патрубок), 10Х18Н9ТЛ (литой корпус).

Сварное соединение трубопровода выполняли РДС электродом ЭА-400/10Т, коллек-

тора парогенератора и задвижки-АДС проволокой Св-04Х19Н11М3. Сталь 08Х18Н10Т-ВД испытывали после термообработки по двум режимам: ТО-1 – аустенизация 950^{-15} °С, вода; ТО-2 – аустенизация 1040^{+20} °С, вода, стабилизация 800^{-10} °С, воздух; сталь 08Х18Н10Т (трубопровод) – после аустенизации 1060 °С, вода, стабилизация 880 °С, воздух.

Испытывали плоские образцы с односторонним надрезом и образцы типа СТ-1. Надрезы выполняли в различных зонах сварного соединения (ОМ, МШ, ЗТВ, зона сплавления). Ориентация надрезов соответствовала тангенциальному, осевому и радиальному направлениям распространен трещины. Испытания проводили на воздухе при 20 °С и 280...320 °С, R = 0...0,1 и 0,7, частоте нагружения f = 10...20 Гц.

Сопоставление циклической трещиностойкости исследованных материалов при 20 °С и R = 0, отличающихся способом выплавки, технологией изготовления, режимом термообработки, механическими свойствами, показывает, что максимальное различие в значениях скорости роста трещин составляет 2,0...2,8 раз. Наиболее высокие значения скорости роста трещины были определены для кованого патрубка задвижки и для материала трубопровода, имеющего повышенное значение предела текучести ($\sigma_{0,2}$ = 275 МПа, $\sigma_в$ = 520 МПа, ψ = 65,5 %, δ = 50,5 %). Наименьшие – для материала коллектора – стали 08Х18Н10Т, ТО-2 и для материала трубопровода – стали 08Х18Н10Т, имеющей хороший комплекс прочностных и пластических свойств ($\sigma_{0,2}$ = 235 МПа, $\sigma_в$ = 530 МПа, ψ = 70,5 %, δ = 58,5 %) (рис. 6.3.58).

Во всем исследуемом диапазоне изменения ΔK наиболее высокие скорости роста трещин на воздухе при R = 0...0,1 отмечены для металла сварного шва. Максимальное увеличение скорости роста трещин в металле шва по сравнению с основным металлом не превышает 1,5...2 раз. Для исследуемого сварного соединения не установлено максимального повышения скорости роста трещин в зоне сплавления или ЗТВ на воздухе. Циклическая трещиностойкость зоны сплавления и ЗТВ не ниже циклической трещиностойкости основного металла.

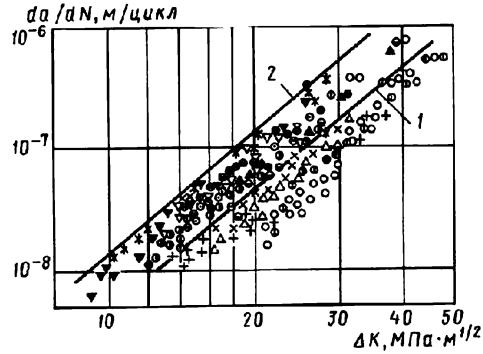


Рис. 6.3.58. Влияние температуры и коэффициента асимметрии цикла на скорость роста усталостных трещин в стали 08Х18Н10Т и в сварных соединениях:

1, 2 – верхняя огибающая: R = 0, T = 20 °С (*1*); R = 0,7; T = 300 °С (*2*); ×; ∗ – сталь 08Х18Н10Т (задвижка); ∗ – данные ФМИ НАНУ (Украина); + – шов (задвижка); ○, ⊗, ●, ○, ⊗ – 08Х18Н10Т (труба); ◒ – ЗТВ; ⊕, ◑ – зона сплавления; ▽, △, ▼, ▲ – шов; ×, +, △, ○, ⊕ –20 °С, R = 0,1; ▽, ∗, ⊗ – 20 °С, R = 0,7; ●, ◒, ▲ – 300 °С, R = 0,1; ⊗, ◑, ▼ – 300 °С, R = 0,7

Влияние направления распространения трещины на циклическую трещиностойкость неоднозначно. Для стали 08Х18Н10Т, металла шва и зоны сплавления скорости роста трещин на воздухе при T = 20 °С, R = 0 в тангенциальном и радиальном направлениях довольно близки. Для стали 08Х18Н10Т и металла ЗТВ отмечается более высокое сопротивление распространению трещины в радиальном наплавлении по сравнению с тангенциальным. Наибольшие скорости развития трещин наблюдаются в тех случаях, когда направление распространения трещины совпадает с направлением проката, так как возникшая при этом текстура, а также соответствующая ориентация неметаллических включений будут способствовать ускоренному продвижению трещины. В направлении толщины скорость обычно меньше, что проявилось при испытании стали 08Х18Н10Т и металла ЗТВ.

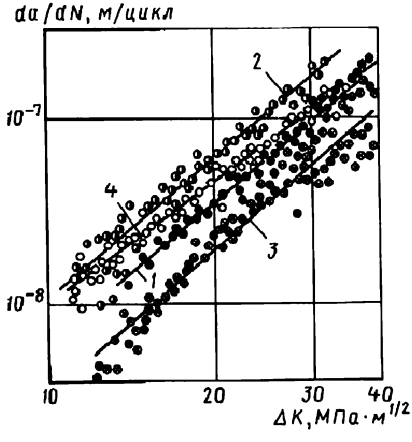
Заметное влияние на скорость роста усталостных трещин в коррозионно-стойких сталях оказывают коэффициент асимметрии цикла и температура.

При испытании на воздухе увеличение R с 0 до 0,7 приводит к повышению скорости роста трещин в стали 08Х18Н10Т в 2...4 раза (см. рис. 6.3.62). Наибольшее влияние R на скорость роста трещины проявлялось при низких значениях ΔK. При 300 °С скорость роста трещин повышается в 2...4 раза по сравнению с испытаниями при 20 °С.

Для стали 08Х18Н12Т установлено аналогичное влияние температуры и коэффициента асимметрии цикла, но в несколько меньшей степени, чем для стали 08Х18Н10Т. При T = 300 °С обе стали оказались равнопрочными по критериям циклической трещиностойкости.

На рис. 6.3.59 показано влияние коэффициента асимметрии цикла и режима термообработки на циклическую трещиностойкость стали 08Х18Н10Т-ВД на воздухе при 20 °С.

Влияние R для обоих режимов термообработки проявляется на среднеамплитудном участке (см. рис. 6.3.63), и в еще большей степени на низкоамплитудном участке, приводя к значительному снижению ΔK_{th}. Так, для стали 08Х18Н10Т-ВД после ТО-1 ΔK_{th} понизился с 5,1 до 3,4 МПа · м$^{1/2}$, а для ТО-2 – с 7,0 до 4,8 МПа · м$^{1/2}$.



6.3.59. Влияние режима термообработки и коэффициента асимметрии цикла на циклическую трещиностойкость стали 08Х18Н10Т-ВД на воздухе при 20 °С:
1 – термообработка по режиму ТО-1, R = 0, ●;
2 – ТО-1, R = 0,7, ◑; *3* – ТО-2, R = 0, ⊗;
4 – ТО-2, R = 07; ○

Сталь, термообработанная по режиму ТО-2, показала большую чувствительность к R, чем термообработанная по режиму ТО-1. Несмотря на большую чувствительность к R, сталь ТО-2 имела более высокий уровень циклической трещиностойкости, чем сталь, термообработанная по режиму ТО-1, что связано с различиями в микроструктуре и свойствах стали. Структура стали после ТО-1: аустенит, отдельные участки δ-феррита, крупные частицы карбидов титана TiC и сульфидов титана Ti_2S, равномерно распределенные в объеме дисперсные частицы карбида титана TiC. Термообработка по режиму ТО-2 привела к коагуляции частиц дисперсной фазы TiC, средний размер которых увеличился до 0,1 мкм, и к процессу распада δ-феррита, сопровождаемого перемещением межфазных границ и образованием вторичного аустенита.

Повышение R от 0 до 0,7 при T = 20 °С приводит к увеличению скорости роста трещин менее, чем в 3 раза, а повышение температуры с 20 до 280...320 °С при R = 0...0,1 – к увеличению скорости роста трещины примерно в 1,8 раза.

Сопоставление экспериментальных результатов по скорости роста трещин, полученных в ОАО НПО "ЦНИИТМАШ", с данными ЦНИИ КМ "Прометей", МИФИ, ФМИ (г. Львов), ИПП (г. Киев), подтверждает выявленные закономерности.

6.3.7.4. РОТОРНЫЕ СТАЛИ

Широкое распространение получили такие роторные стали, как 35ХН3МФА, 34ХМА, 34ХН1МА, 26ХН3М2ФА, 20ХН2МФА.

Металл штатной заготовки ротора турбогенератора ТВВ-2-1200 – сталь 35ХН3МФА. После закалки с 870 °С в масле и отпуска при 610 °С (охлаждение с печью) сталь имела следующие механические свойства: $\sigma_в$ = 875...880 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 750...775 МПа, δ = 16...18,9 %, ψ = 46...56 %, KCV = = 1,22...1,31 МДж/м^2. Испытания проводили на электрогидравлической испытательной машине HUS 1025 фирмы "МФЛ" при осевом растяжении, T = 20 °С, R = –l, f = 20 Гц. Испы-

тывали прямоугольные образцы сечением 10 × 65 мм с красвым надрезом. На рис. 6.3.60 приведена кинстическая диаграмма усталостного разрушения.

Характеристики циклической трещиностойкости стали 35ХН3МФА при T = 20 °С и R = –1: C = 2,07 · 10^{-11}, n = 2,45, $K_{th\ max}$ = = 6,8 МПа · м$^{1/2}$.

Из-за повышения сдиничных мощностей турбин для АЭС их изготавливают в сварнокованом исполнении. Принятая технология сварки роторов с подкладным кольцом и ручной заваркой корневой части шва не может обеспечить отсутствие в этой зоне трещиноподобных дефектов. Обследование и анализ случаев усталостных повреждений сварных роторов К-500-65-3000 показало, что причиной разрушений является образование дефектов в корневой части сварных соединений роторов в процессе изготовления и эксплуатации роторов.

Программа работ по созданию "Методических указаний по расчсту допускаемых размеров дефектов, выявленных при эксплуатации сварных роторов турбин типа К-220 и К-500", включает расчет напряженного состояния зоны зарождения и развития трещин, выполнение экспериментальных исследований циклической трещиностойкости металла сварных соединений роторов турбин в условиях, соответствующих эксплуатационным, исследование сопротивления усталости металла сварных соединений на стадии зарождения трещин, разработку методики расчета циклического подрастания дефектов в процессе эксплуатации роторов.

Образцы для испытаний вырезали из неповрежденного металла сварных соединений ротора ЛАЭС (сталь 34ХМ1А). Испытывали прямоугольные образцы с надрезом, выполненным в требуемой зоне сварного соединения, а также образцы, в которых роль надреза выполняли технологические концентраторы напряжений. Циклическое нагружение приводит к появлению усталостных трещин, берущих свое начало от технологических концентраторов напряжений (рис. 6.3.61, *а*).

Так как выполненный расчет напряженно-деформированного состояния зоны сварного соединения показал наличие высокого уровня остаточных напряжений, то испытания

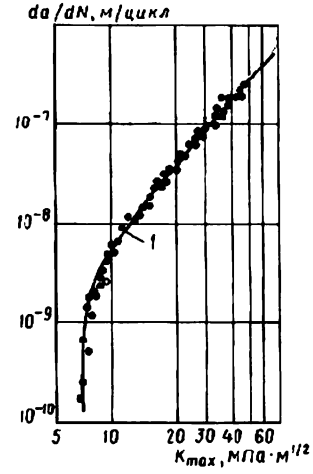
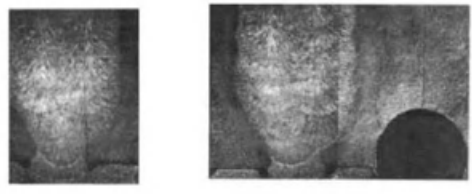
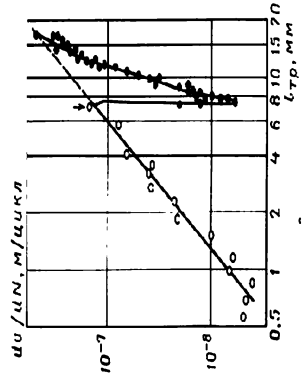


Рис. 6.3.60. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения стали 35ХН3МФА при R = –1 и T = 20 °С:
1 – верхняя огибающая



а) *б*)



в)

Рис. 6.3.61. Зарождение и развитие усталостной трещины от концентратора напряжений в корневой зоне шва (*а*); влияние деконцентратора на изменение места зарождения трещины в сварном соединении (*б*); изменение скорости роста трещины в сварном соединении ротора введением деконцентратора в зону сварного соединения (*в*)

проводили при разных коэффициентах асимметрии цикла от –1 до 0,8...0,87. Кроме того, ротора турбин в процессе эксплуатации испытывают большое количество циклов нагружения (более $10^9...10^{10}$ циклов), поэтому во время испытаний за счет уменьшения ΔK получали значения скоростей роста трещин до 10^{-13} м/цикл.

Увеличение коэффициента асимметрии цикла приводит во всем исследуемом диапазоне изменения da/dN к значительному снижению циклической трещиностойкости сварного соединения (см. рис. 6.3.39). Следует отметить различие в ΔK_{th}, определенных для $da/dN = 10^{-10}$, 10^{-11} и 10^{-12} м/цикл. Так, для $R = 0{,}58...0{,}87$ снижение ΔK_{th} при переходе от $da/dN = 10^{-10}$ м/цикл к $da/dN = 10^{-12}$ м/цикл достигало 20...32 %.

Снижение значений ΔK_{th} прослеживается для всего исследованного диапазона изменения R. С уменьшением уровня da/dN от 10^{-10} м/цикл до 10^{-12} м/цикл эффект снижения ΔK_{th} с ростом коэффициента асимметрии цикла сохраняется. С ростом R параметр U, контролирующий появление эффекта закрытия трещины, увеличивается.

Для исследованных роторных сталей была определена следующая зависимость ΔK_{th} от R:

$$\Delta K_{thR} = \Delta K_{thR=0}(1 - kR),$$

где для исследуемых материалов $k = 0{,}81$.

Несмотря на достаточно низкие значения ΔK_{th}, не было зафиксировано наличия физического порога трещиностойкости исследуемого материала, что имеет важное практическое значение для изделий, предназначенных на длительный срок эксплуатации.

На основе полученных экспериментальных данных по циклической трещиностойкости металла сварных соединений роторов турбин, разработанных методик расчета циклического подрастания дефектов в процессе эксплуатации и определения допускаемых размеров дефектов, после выполнения соответствующих прочностных расчетов часть сварных соединений была подвергнута ремонту, но большее количество сварных соединений роторов турбин типа К-220 и К-500 было оставлено в эксплуатации на проектный срок службы.

Для повышения работоспособности сварных соединений такого типа предложено введение деконцентраторов.

Испытания при $R = 0$ и $\Delta\sigma = 60$ МПа показали, что при исходном трещиноподобном дефекте протяженностью 3 мм, долговечность по трещинообразованию составляет $1{,}2 \cdot 10^4$ циклов, а введение деконцентратора приводит к нераспространению трещин при прохождении базы испытания на заданном уровне нагружения. Если при больших напряжениях трещина все же возникает, то ее зарождение приходится не на острый технологический концентратор, а на деконцентратор большего радиуса, наличие которого приводит к значительному повышению долговечности изделия (рис. 6.3.61, *б*).

Выполнение декоцентраторов при достижении трещиной длины 7,2 мм с последующим нагружением по первоначальному режиму привело к существенному замедлению роста трещины – более чем на порядок (рис. 6.3.61, *б*). Только после $2{,}75 \cdot 10^5$ циклов и прохождения зоны протяженностью около 9 мм влияние деконцентраторов было нейтрализовано, но достигнуто значительное замедление скорости роста трещин (6.3.61, *в*).

На рис. 6.3.62 приведены результаты исследования циклической трещиностойкости металла сварных соединений ротора ЦНД,

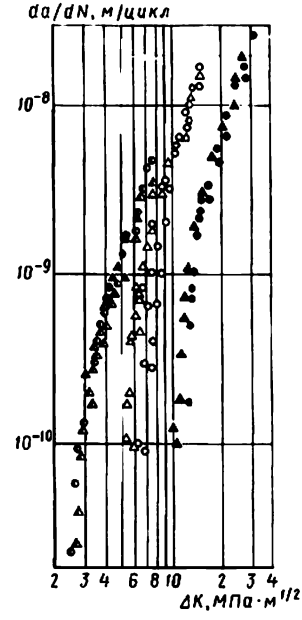


Рис. 6.3.62. Скорость роста усталостных трещин в металле ЗТВ сварных соединений сталей 34ХМ1А и 20ХН2МФА:

△, ▲, ◭ – сталь 34ХМА; ●,○, ◑ – сталь 20ХН2МФА; ▲, ● – $R = -1$; ○, △ – $R = 0$; ◑, ◭ – R – 0,7

изготовленного из стали 20ХН2МФА, сварку которого также выполняли на подкладных кольцах. Конструкция этого ротора была усовершенствована введением деконцентраторов. Результаты испытаний металла сварных соединений ротора ЦНД из стали 20ХН2МФА были сопоставлены с результатами испытаний металла сварного соединения ротора из стали 34ХМ1А.

СРТ для сварных соединений роторов, изготовленных из этих сталей, практически совпадают при исследованных значениях R. Это дало возможность рекомендовать единые зависимости для определения СРТ и проводить оценку допустимости дефектов в сварных соединениях роторов ЦНД из сталей 20ХН2МФА и 34ХМ1А по одному и тому же нормативному документу.

6.3.8. РАСЧЕТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ДЛЯ ОЦЕНКИ СКОРОСТИ РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛЯХ РАЗНЫХ КЛАССОВ

Для выполнения прочностных расчетов необходимы данные по скорости роста усталостных трещин в условиях, отражающих эксплуатационные.

Если такие данные имеются, то их можно использовать в прочностных расчетах при условии, что характеристики циклической трещиностойкости получены на сталях и сплавах той же марки и прошедших ту же технологическую обработку, что и металл, для которого выполняется расчет на прочность. Кроме того, должно быть оценено влияние основных эксплуатационных факторов на характеристики циклической трещиностойкости материалов. Тогда расчет на прочность будет производиться на основе умеренно консервативных данных, характеризующих циклическую трещиностойкость материала определенной марки, химического состава, уровня свойств (в диапазоне нормируемых марочных отклонений) и технологии изготовления. Если таких данных не имеется или их объем ограничен, то обращаются к расчетным зависимостям, полученным для данных групп сталей одного класса с учетом влияния эксплуатационных факторов, оказывающих наиболее значимое влияние на скорость роста трещин при циклическом нагружении. Этими факторами являются: коэффициент асимметрии цикла R, температура, коррозионная среда.

Следует также учитывать возможное изменение механических свойств сталей и характеристик циклической трещиностойкости в процессе длительной эксплуатации.

Расчетные зависимости для ряда групп сталей одного класса и отдельных сталей приведены в табл. 6.3.9.

Расчетные зависимости в табл. 6.3.9 для конкретных условий эксплуатации имеют вид уравнения (6.3.6). В тех случаях, когда зависимость учитывает влияние коэффициента асимметрии цикла R или температуры T, то она включает в свой состав эти параметры, как, например, зависимость, рекомендованная в РД ЭО 0330-01.

В соответствии с РД СРТ на воздухе определяют по зависимости

$$da/dN = C_0\left(\Delta K_{eff}\right)^n, \qquad (6.3.27)$$

где $\Delta K_{eff} = \Delta K/\sqrt[4]{1-R}$ при $R \geq 0{,}75$ $\Delta K_{eff} = 1{,}414\Delta K$. Значения коэффициентов C и n приведены в табл. 6.3.9.

По данным кода ASME (2001 г.) расчетные зависимости для определения СРТ на воздухе для углеродистых и низколегированных сталей перлитного класса (для корпусного оборудования и трубопроводов АЭУ) имеют вид

$$da/dN = C_0\Delta K^n, \qquad (6.3.28)$$

где

$$C_0 = 1{,}99\cdot10^{-10}S, \quad S = 25{,}72\,(2{,}88 - R)^{-3{,}07} \qquad (6.3.29)$$

при $0 \leq R \leq 1$.

Для коррозионно-стойких сталей аустенитного класса используется та же зависимость (6.3.28), однако $C_0 = C(S)$, где

$$C = 10^{\left[-10{,}009+8{,}12\cdot10^{-4}T-1{,}13\cdot10^{-6}T^2+1{,}02\cdot10^{-9}T^3\right]} \qquad (6.3.30)$$

при $T \leq 427$ °С; $S = 1{,}0 + 1{,}8R$ при $0 \leq R \leq 0{,}79$ и $S = -43{,}35 + 57{,}97R$ при $0{,}79 < R < 1{,}0$.

На рис. 6.3.63 – 6.3.65 представлено сопоставление расчетных зависимостей скорости роста усталостных трещин от размаха КИН для коррозионно-стойких сталей аустенитного

6.3.9. Расчетные зависимости скорости роста усталостных трещин на воздухе для сталей и групп сталей

Сталь и ее сварные соединения	Условия испытания		Характеристики циклической трещиностойкости		Участок КДУР	Источник; № зависимости
	R	T, °С	C	n		
Низколегированные стали для сосудов, работающих под давлением	0	20	$9{,}67\cdot10^{-12}$	2,91	(2)	[2] (6.3.6) и (6.3.20)
	0	20	$1{,}42\cdot10^{-26}$	20,0	(1)	
	0,4	20			(2)	
	0,4	20			(1)	
	0,8	20			(2)	
	0,8	20			(1)	
	0…0,8	≤350	$C_1 = 1{,}5\cdot C$		(1) и (2)	
15Х2НМФА, 15Х2НМФА-А, 15Х2МФА	0	20	$3{,}33\cdot10^{-11}$	2,60	(2)	[2] (6.3.6)
	0,7	≤350	$8{,}325\cdot10^{-11}$	2,60	(2)	
10ГН2МФА	0	20	$1{,}21\cdot10^{-11}$	2,9	(2)	[2] (6.3.6)
	0	≤350	$1{,}82\cdot10^{-11}$	2,9	(2)	
	0,7	≤350	$2{,}42\cdot10^{-11}$	2,9	(2)	
Углеродистая сталь 22К	0	20	$7{,}7\cdot10^{-12}$	3,1	(2)	[2] (6.3.6)
	0	300	$1{,}54\cdot10^{-11}$	3,1	(2)	
Коррозионно-стойкие стали типа 08Х18Н10Т	0…0,1	20	$3{,}42\cdot10^{-12}$	3,2	(2)	[2] (6.3.6)
	0…0,1	280…320	$6{,}31\cdot10^{-12}$	3,2	(2)	
	0,7	280…320	$1{,}00\cdot10^{-11}$	3,2	(2)	
Коррозионно-стойкая сталь 08Х14МФ	0	20	$2{,}73\cdot10^{-11}$	2,38	(2)	[2] (6.3.6)
Роторные стали 34ХМ1А, 26ХН2МФА	0	20	$3{,}03\cdot10^{-12}$	3,21	(2)	[2] (6.3.6)
	0,7…0,85	20	$8{,}82\cdot10^{-12}$	3,21	(2)	
	0,7…0,85	20	$2{,}01\cdot10^{-18}$	20,1	(1)	
Гидротурбинная сталь 06Х12Н3Д	0	20	$3{,}47\cdot10^{-12}$	2,67	(2)	[2] (6.3.6)
	0	20	$3{,}95\cdot10^{-38}$	30,95	(1)*	
	0,5	20	$3{,}16\cdot10^{-11}$	2,25	(2)	
	0,5	20	$4{,}60\cdot10^{-27}$	25,22	(1)*	
ЭИ 961-Ш	0	20	$4{,}37\cdot10^{-12}$	2,88	(2)	[2] (6.3.6)
Cr-Mo-V и Cr-Ni-Mo-V стали	0…1	≤350	$2{,}80\cdot10^{-11}$	2,7	(2)	[1] (6.3.27)
Углеродистые стали	0…1	≤350	$1{,}50\cdot10^{-11}$	3,1	(2)	[1] (6.3.27)
Углеродистые и низколегированные стали	0	≤350	$3{,}783\cdot10^{-12}$	3,07	(2)	[3] (6.3.28) и (6.3.29)
	0,7	≤350	$8{,}889\cdot10^{-12}$	3,07	(2)	
Коррозионно-стойкие стали типа 18-8	0	20	$2{,}04\cdot10^{-12}$	3,3	(2)	[3] (6.3.28) и (6.3.30)
	0	288	$3{,}46\cdot10^{-12}$	3,3	(2)	
	0,7	288	$4{,}93\cdot10^{-12}$	3,3	(2)	

Примечания: (1) – 1-ый участок КУДР, (2) – 2-ой участок КУДР; [1] – РД ЭО 0330-01; [2] – ОАО НПО "ЦНИИТМАШ"; [3] – Код ASME; * – зависимость справедлива в диапазоне значений $da/dN = 10^{-11}\ldots N^*$, где N^* – ордината точки пересечения кривых 1-ого и 2-ого участков.

класса и для углеродистых и теплоустойчивых сталей перлитного класса. Расчетные зависимости сопоставлены с аналогичными зависимостями нормативных документов.

Как видно из рис. 6.3.63, расчетные зависимости для скорости РУТ в коррозионностойких сталях аустенитного класса, разработанные ОАО НПО "ЦНИИТМАШ", и зависимости, рекомендованные в нормативном документе, при повышенных температурах и $R = 0$ практически совпадают. При повышенных температурах и $R = 0{,}7$ скорость роста трещин по РД ЭО 0330-01 примерно в 1,7...2,0 раза выше, чем по данным Кода ASME и ОАО НПО "ЦНИИТМАШ". В то же время расчетные зависимости Кода ASME определяют возможность использования при $R = 0$ более низких значений скоростей роста трещин, чем отечественные зависимости. Однако при $R = 0{,}7$ и повышенных температурах расчетные зависимости Кода ASME и ОАО НПО "ЦНИИТМАШ" совпадают (кривые *3* и *8*). Отечественные зависимости разработаны для $R = 0...0{,}75$, поэтому по данным Кода ASME высокий коэффициент асимметрии цикла (более 0,79) приводит к более интенсивному возрастанию скорости роста трещины, чем в диапазоне R от 0 до 0,7.

Для сталей 15Х2НМФА и 15Х2НМФАА получены достаточно близкие значения по скоростям роста трещин при сопоставлении расчетных кривых ОАО НПО "ЦНИИТМАШ" и РД ЭО 0330-01 при $T = 20$ °С и $R = 0$ (рис. 6.3.64). При повышенных значениях T и R расчетные значения РД ЭО 0330-01 дают самые высокие значения скоростей роста трещин. Для стали 22К получено лишь небольшое повышение скорости роста трещин по сравнению с теплоустойчивыми сталями (рис. 6.3.65).

Низкоамплитудный участок кинетической диаграммы необходимо аппроксимировать самостоятельной расчетной зависимостью, как это сделано для низколегированных сталей сосудов, работающих под давлением, для роторных и гидротурбинных сталей, что позволит избежать неоправданно завышенного консерватизма и использовать в прочностных расчетах реальные характеристики циклической трещиностойкости материалов, обеспечивая более длительный срок службы оборудования.

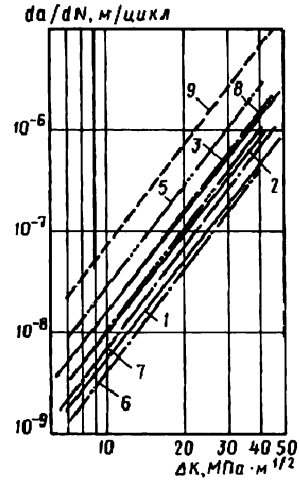


Рис. 6.3.63. Расчетные зависимости скорости РУТ в коррозийно-стойких сталях аустенитного класса:
1 – 3 – данные ОАО НПО "ЦНИИТМАШ";
4, 5 – данные РД ЭО 0330-01;
6 – 9 – данные Кода ASME;
1 – $T = 20$ °С, $R = 0...0{,}1$; *2* – $T = 280...320$ °С, $R = 0...0{,}1$; *3* – $T = 280...320$ °С, $R = 0{,}7$; *4* – $T = 20...350$ °С, $R = 0...0{,}1$; *5* – $T = 20...350$ °С, $R = 0{,}7$; *6* – $T = 20$ °С, $R = 0$; *7* – $T = 288$ °С, $R = 0{,}7$; *8* – $T = 288$ °С, $R = 0$; *9* – $T = 350$ °С, $R = 0{,}9$

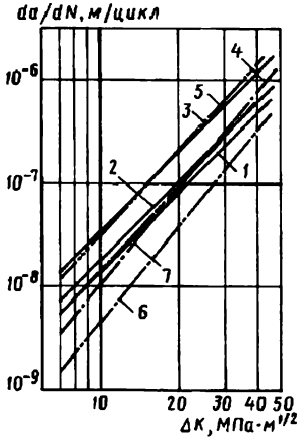


Рис. 6.3.64. Расчетные зависимости скорости РУТ в теплоустойчивых сталях 15Х2НМФА и 15Х2НМФАА перлитного класса:
1 – 3 – ОАО НПО "ЦНИИТМАШ"; *4, 5* – данные РД ЭО 0330-01; *6, 7* – данные Кода ASME;
1 – $T = 20$ °С, $R = 0...0{,}1$; *2* – $T = 350$ °С, $R = 0...0{,}1$; *3* – $T = 350$ °С, $R = 0{,}7$; *4* – $T = 20...350$ °С, $R = 0...0{,}1$; *5* – $T = 20...350$ °С, $R = 0{,}7$; *6* – $T = 20...350$ °С, $R = 0$; *7* – $T = 350$ °С, $R = 0{,}7$

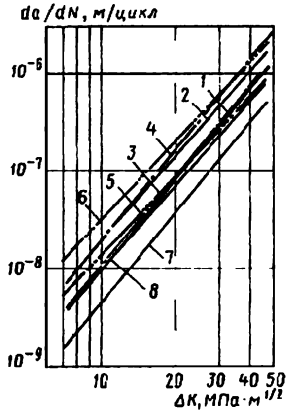


Рис. 6.3.65. Расчетные зависимости скорости РУТ в теплоустойчивой стали 10ГН2МФА и в углеродистой стали 22К перлитного класса:
1, *2* – сталь 10ГН2МФА; *3*, *4* – сталь 22К; *1* – *4* данные ОАО НПО "ЦНИИТМАШ"; *5*, *6* – данные РД ЭО 0330-01; *7*, *8* – данные Кода ASME; *1*, *3* – T = 20 °С, R = 0...0,1; *2*, *4* – T = 350 °С, R = 0,7; *5* – T = 20...350 °С, R = 0; *6* – T = 20...350 °С, R = 0,7; *7* – T = 20 °С, R = 0; *8* – T = 350 °С, R = 0,7

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Ботвина Л.Р.** Кинетика разрушения конструкционных материалов. – М.: Наука, 1989. – 231 с.

2. **Броек Д.** Основы механики разрушения. – Высшая школа, 1980. – 368 с.

3. **Доможиров Л.И.** Оценка влияния асимметрии цикла нагружения на сопротивление усталостному разрушению материалов // Заводская лаборатория. – 1994. – № 4. – С. 41 – 46.

4. **Зверев Е.А., Коновалов В.В., Яблонский И.С.** Методика определения долговечности образцов с малыми трещинами // Заводская лаборатория. – 1986. – № 1. – С. 71 – 74.

5. **Клевцов Г.В.** Пластические зоны и диагностика разрушения металлических материалов. – М.: МИСИС, 1999. – 112 с.

6. **Коновалов В.В., Яблонский И.С.** Долговечность до образования и рост малых трещин в самолетостроительных алюминиевых сплавах // Труды ЦАГИ. – М., 1994. – С. 21 – 31.

7. **Коцаньда С.** Усталостное растрескивание материалов. – М.: Металлургия, 1990. – 622 с.

8. **Красовский А.Я., Пиняк И.С.** Описание кинетики роста трещины усталости на основе критерия текущего раскрытия ее вершины // Проблемы прочности. – 1998. – № 4. – С. 60 – 67.

9. **Мамаева Е.И., Бакиров М.Б., Чуваев С.В., Федорова О.А.** Микроструктура и механические свойства сварных соединений трубопроводов АЭС после длительной эксплуатации // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2006. – № 7. – С. 36 – 42.

10. **Мамаева Е.И., Рафалович И.М., Смирнова Е.К.** Циклическая трещиностойкость аустенитных нержавеющих сталей для оборудования АЭУ // Физико-химическая механика материалов. – 2000. – Т. 36, № 5. – С. 7 – 14.

11. **Мамаева Е.И., Матвиенко Ю.Г., Приймак О.А., Чуваев С.В.** Расчетные зависимости для оценки скорости роста усталостных трещин в низколегированных сталях // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2008. – № 2. – С. 38 – 47.

12. **Расчеты** и испытания на прочность. Методы определения характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении: Методические указания РД 50-345-82. – М., 1983. – 96 с.

13. **Методы** механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости при циклическом нагружении: методические указания // МНТК "Надежность машин". – М.: МЦНиТИ, 1993. – 54 с.

14. **Механика** катастроф. Определение характеристик трещиностойкости конструкционных материалов: методические рекомендации / под ред. К.В. Фролова. – М.: МИБ СТС, 1995. – 359 с.

15. **Механика** разрушения и прочность материалов: в 4 т. / под ред. В.В. Панасюка. Т. 4. Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О.Н. Романив, С.Я. Ярема, Г.Н. Никифорчин, Н.А. Махутов [и др.]. – Киев: Наукова думка, 1990. – 680 с.

16. **Миллер К.Ж.** Усталость металлов – прошлое, настоящее и будущее // Заводская лаборатория. – 1993 – № 3. – с. 31 – 44.

17. **Пиняк И.С.** Аналитическое описание скорости роста усталостной трещины в металлах при различных асимметриях цикла нагружения // Проблемы прочности. – 2001. – № 5. – С. 111 – 119.

18. **Пиняк И.С.** Микро- и макроскорость роста усталостной трещины в сталях и сплавах под влиянием закрытия трещины // Проблемы прочности. – 2002. – № 1. – С. 88 – 101.

19. **Попов А.А., Мамаева Е.И., Дробахин Г.А.** Влияние эксплуатационных факторов на скорость роста усталостных трещин в сталях, применяемых в энергомашиностроении, в широком диапазоне изменений da/dN–10^{-6}... 10^{-13} м/цикл // Усталость материалов и конструкций: сб. тр. Междунар. конф. – Прага, 1989. – С. 69 – 77.

20. **Попов А.А., Мамаева Е.И., Дробахин Г.А., Каширина Т.К.** Влияние асимметрии цикла нагружения и перегрузки на скорость роста усталостных трещин в нержавеющих сталях // ФХММ. – 1986. – № 3. – С. 40 – 45.

21. **Романив О.А., Никифорчин Г.Н., Андрусив Б.Н.** Эффект закрытия трещин и оценка циклической трещиностойкости конструкционных сплавов // ФХММ. – 1983. – № 3. – С. 47 – 61.

22. **Романив О.А., Ткач А.Н., Симинькович Н.В.** Структура и припороговая усталость сталей // ФХММ. – 1983. – С. 19 – 33.

23. **Ромвари П., Тот Л., Надь Д.** Анализ закономерностей распространения усталостных трещин в металлах // Проблемы прочности. – 1980. – № 12. – С. 18 – 28.

24. **Руководство** по расчету на прочность оборудования и трубопроводов реакторных установок РБМК, ВВЭР и ЭГП на стадии эксплуатации: РД ЭО 0330-01. – М., 2004. – 137 с.

25. **Терентьев В.Ф.** Усталость металлических материалов. – М.: Наука, 2002. – 248 с.

26. **Токадзи К., Эндо З., Нагаэ К.** Влияние толщины листа на распространение усталостных трещин при скоростях роста, близких к пороговым, и на закрытие трещин, обусловленное образованием окисной пленки и шероховатостью поверхности // Теоретические основы инженерных расчетов. – 1987. – № 1. – С. 89 – 100.

27. **Трощенко В.Т.** Некоторые особенности роста усталостных трещин на разных стадиях их развития // Проблемы прочности. – 2003. – № 6. – С. 5 – 29.

28. **Трощенко В.Т., Покровский В.В., Прокопенко А.В.** Трещиностойкость металлов при циклическом нагружении. – Киев: Наукова думка, 1987. – 256 с.

29. **Трощенко В.Т.** Исследование пороговых коэффициентов интенсивности напряжений материалов при циклическом нагружении: сообщение 1. Методика и результаты исследования // Проблемы прочности. – 1998. – № 4. – С. 5 – 15.

30. **Трощенко В.Т., Покровский В.В., Каплуненко В.Г.** Влияние размеров образцов на характеристики циклической трещиностойкости теплоустойчивых сталей // Проблемы прочности. – 1986. – Сообщ. 1, № 4; Сообщ. 2, № 6.

31. **Ярема С.Я.** Методология определения характеристик сопротивления развитию трещин (трещиностойкости) материалов при циклическом нагружении // Физико-химическая механика материалов. – 1981. – Т. 17, № 4. – С. 100 – 110.

32. **Ярема С.Я., Мельничок Л.С., Попов Б.А.** Аналитическое описание диаграмм усталостного разрушения по участкам // Физико-химическая механика материалов. – 1982. – Т. 18, № 6. – С. 56 – 58.

33. **ASME** Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI. Rules for Inservice Inspection of Nuclear Power Plant Components. – 2001.

34. **Davidson D.L., Lankford J.** Fatigue crack growth in metals and alloys: mechanisms and micromechanics // International Materials Reviews. – 1992. – Vol. 37, N 2. – P. 45 – 76.

35. **Environmentally** Assisted Cracking in Light Water Reactors. NUREG//CR-4667, Vol. 31, ANL-01/09. July 2000 – December 2000. Prepared by O.K. Chopra, H.M. Chung, E.E. Gruber et all. – P. 69.

36. **El Haddad M.N., Dowling N.E., Topper T.H., Smith K.N.** J-integral applications for short fatigue cracks at notches // Intern. Jornal of Fracture, Vol. 16, N 1. February 1980. – P. 15 – 30.

37. **Merah N., Bui-Quoc T., Bemard M.** Notch and Temperature Effects on Crack Propagation in SS 304 Under LCF Conditions // Transactions of ASME. – 1999. – Vol. 121. – P. 42 – 47.

38. **Nean J.C., Wu X.R., [et all]** Small-crack growth behavior in high-strength aluminium alloys // NASA/CAE cooperative program. ICAS-92-5.4.3. – 1990.

39. **Plumtree A., Shafer S.** Waverform and Frequency Effects on the High Temperature Fatigue Crack Propagation Rate of Stainless Steel // Proc. 6th Int. Conf. Fractur. New Delhi. 4 – 10 Dec. – 1984. – V. 3. – P. 2249 – 2256.

Раздел 7

КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ

Глава 7.1

КОРРОЗИОННАЯ УСТАЛОСТЬ

7.1.1. МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Образцы и оборудование. Влияние структуры, химического состава металла, агрессивности среды, условий циклического нагружения и других факторов изучают на стандартных образцах диаметром 5...25 мм, а также на образцах прямоугольного сечения толщиной 3...20 мм. Для изучения масштабного и геометрического факторов при коррозионной усталости используют нестандартные образцы диаметром от 1,0 до 200 мм и более или соответствующие плоские прямоугольные, трубчатые и другие образцы. Влияние прессовых, шпоночных, резьбовых, сварных, клеевых соединений металлов на их сопротивление коррозионной усталости определяют на моделях таких соединений уменьшенных размеров или на самих натурных соединениях (элементы судовых валопроводов, бурильных колонн, сосудов высокого давления; лопатки турбин; колеса насосов и вентиляторов; стальные канаты; цепи; глубиннонасосные штанги и др.).

Способность металлов сопротивляться усталостному разрушению в коррозионных средах в значительно большей степени зависит от условий циклического нагружения, чем при испытании на воздухе.

При изучении коррозионной усталости образцы подвергают совместному воздействию коррозионной среды и циклических напряжений. Нагружение проводят до появления коррозионно-усталостных трещин в образце или до полного его разрушения. Результаты испытаний представляют в виде кривых усталости в координатах напряжение (деформация)–время или число циклов до разрушения (σ, $\varepsilon = f(N, \tau)$) в полулогарифмических (рис. 7.1.1, *а*) или логарифмических координатах (рис. 7.1.1, *б*).

Наиболее распространенной рабочей средой является воздух. Воздушная среда в большинстве случаев принимается за эталонную

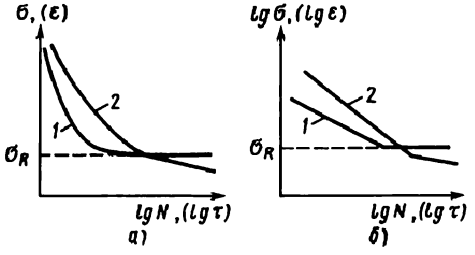


Рис. 7.1.1. Кривые усталости в разных координатах:
1 – воздух; *2* – коррозионная среда

среду, по отношению к которой определяют активность других рабочих сред, особенно жидких. Условность такого эталона очевидна, поскольку воздух даже при весьма низкой его влажности является довольно активной средой, снижающей сопротивление металлов усталостному разрушению по сравнению с вакуумом или инертными газами. Циклическая долговечность многих металлов с объемно- и гранецентрированной кристаллической решеткой в вакууме в 10...20 раз превышает их долговечность на воздухе.

Испытания на коррозионную усталость проводят на машинах, предназначенных для определения сопротивления усталости указанных объектов в воздухе, снабженных специальными устройствами для подвода коррозионной среды (рис. 7.1.2).

Устройство, показанное на рис. 7.1.2, *а*, представляет собой гибкую герметичную камеру, которая может быть включена в закрытую систему подачи среды. Образец полностью погружен в среду, что дает возможность поддерживать в ней заданное содержание кислорода. При использовании устройства, схема которого показана на рис. 7.1.2, *б*, образец погружается в среду частично или полностью. Зеркало среды находится в контакте с воздухом, и при перемешивании среда постоянно обогащается кислородом. Устройство, показанное на рис. 7.1.2, *в*, предназначено для периодической или постоянной подачи среды на

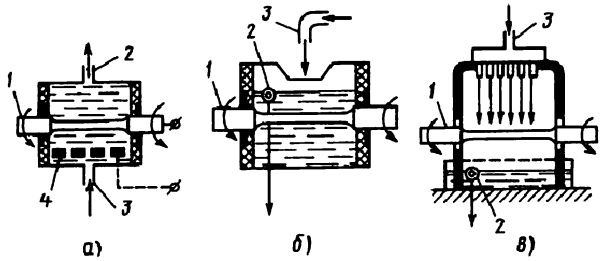


Рис. 7.1.2. Схемы устройств для подвода коррозионной среды к образцам, нагружаемым по принципу чистого изгиба с вращением:
а – закрытая камера; *б* – открытая камера; *в* – камера для подвода среды капельным или струйным методом: *1* – образец; *2* – выход среды; *3* – подача среды; *4* – вспомогательный электрод

образец капельным или струйным методом. Первые две схемы, кроме того, позволяют в определенном интервале регулировать температуру образца и пригодны для изучения влияния катодной или анодной поляризации. Для этого в камеру вводится электрод, чаще всего в виде платиновой спирали, пластины или сетки (рис. 7.1.2, *а*). Вторым электродом служит испытуемый образец. Подобные устройства используются также для исследования коррозионной выносливости металлов на машинах с вертикальным расположением образца.

Влияние кипящих растворов жидких агрессивных сред на сопротивление усталости определяют при испытании в устройстве (рис. 7.1.3), состоящем из гибкой герметичной камеры *1*, заполненной коррозионной средой и присоединенной к обратному холодильнику *2*. Подогрев коррозионной среды до температуры кипения осуществляется с помощью электронагревателя *3*. Образец *4* устанавливается в камеру *1* с помощью температуроустойчивых уплотнений *5*, изготавливаемых обычно из фторопласта.

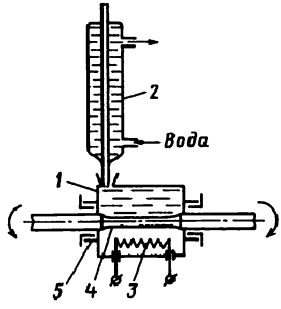


Рис. 7.1.3. Камера для испытания образцов в кипящих коррозионных средах:
1 – герметичная камера; *2* – обратный холодильник; *3* – электронагреватель; *4* – образец; *5* – температуроустойчивые уплотнения

Для испытаний материалов на усталость при периодическом смачивании нагретых до повышенных температур образцов брызгами коррозионной среды разработана установка (рис. 7.1.4), которая работает по принципу чистого изгиба с вращением. Образец нагревается в разъемной электрической печи до заданной температуры, после чего электропитание печи отключается и на образец впрыскивается коррозионная среда. При этом температура на поверхности образца и в электропечи понижается. Образец опять нагревается до заданной температуры и цикл нагрев – охлаждение повторяется. Максимальная рабочая температура 900 °С, частота нагружения 25…100 Гц.

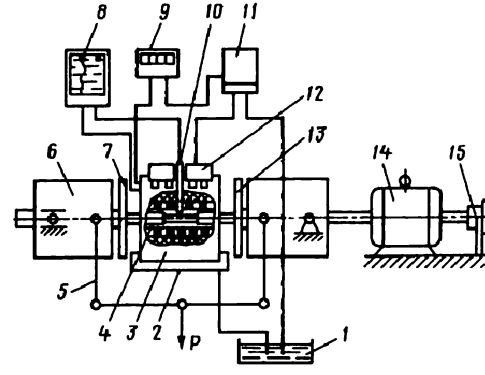


Рис. 7.1.4. Схема установки ФМИ-5ВТ для испытаний на сопротивление усталости образцов при повышенных температурах в условиях периодического смачивания коррозионной средой:
1 – емкость с коррозионной средой; *2* – поддон; *3* – электрическая печь; *4* – образец; *5* – рычаги, передающие нагрузку; *6* – барабаны; *7*, *13* – вентилятор; *8* – потенциометр; *9* – реле времени; *10* – термопара; *11* – водяной насос; *12* – спрейер; *14* – электродвигатель; *15* – счетчик циклов

Образец крепится в шпинделях, вращающихся электродвигателем *14*. Изгибающая нагрузка на образец передается через рычаги *5*, соединенными с барабанами *6*, которые охлаждаются водой и вентиляторами *7* и *13*. Нагрев образца осуществляется в разъемной электрической печи *3*, коррозионная среда к образцу подается периодически через спрейер *12* из емкости *1*, куда она сливается из поддона *2*. Программное изменение режимов нагрева и охлаждения образца обеспечивается регулятором *9*, команды которого передаются на электромагнит, открывающий и закрывающий печь, а также приводящий в действие насос *11*, подающий коррозионную среду на образец. Контроль и регулирование температуры осуществляется термопарой *10* и автоматическим потенциометром *8*. Количество циклов нагружений фиксируется счетчиком *15*.

Для определения сопротивления усталости металлов при повышенных температурах и внешних давлениях газовых и жидких агрессивных сред разработана установка с герметичной рабочей камерой (рис. 7.1.5). Установка состоит из корпуса *16*, камеры *11*, электропечи *12*. Вал привода, жестко соединенный с траверсой *8*, вращается электродвигателем *7*. На траверсе расположены электромагнит *9* и противовес *4*. Электромагнит притягивает к внутренней стенке камеры массивный ролик-якорь *6*, который вращается на удлинителе *5*, жестко соединенном с образцом *10*, и одновременно обкатывается по камере. Амплитуда деформации задается диаметром сменных роликов-якорей *6*. Ролик-якорь *6* изготовлен из ферромагнитной стали, все остальные узлы и детали рабочей камеры – из аустенитной коррозионно-стойкой стали. Датчики сопротивления *17*, наклеенные на внутренней полости захвата *13*, фиксируют изменение напряжения в образце, а также служат для отключения машины в момент разрушения образца. Нагрев образца осуществляется электропечью *12*. Перед испытаниями в определенной среде камера предварительно продувается сжатым аргоном из баллона *1* через впускной и выпускной краны *2* и *15*. Краны предназначены для заполнения камеры средой из бака *3*. Манометр *14* служит для контроля давления в камере.

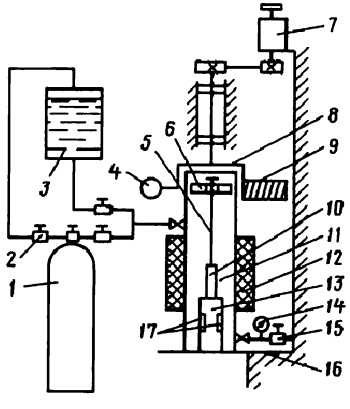


Рис. 7.1.5. Схема установки для испытания материалов на сопротивление усталости в средах при повышенных температурах и давлениях:
1 – баллон с аргоном; *2*, *15* – впускной и выпускной краны; *3* – бак с коррозионной средой; *4* – противовес; *5* – удлинитель; *6* – ролик-якорь; *7* – электродвигатель; *8* – траверса; *9* – электромагнит; *10* – образец; *11* – камера; *12* – электропечь; *13* – захват; *14* – манометр; *16* – корпус установки; *17* – датчики сопротивления

С целью получения более достоверных экспериментальных данных о влиянии масштабного фактора на сопротивление усталости металлов, необходимых для расчета крупногабаритных деталей, разработана уникальная установка УФМИ-200, предназначенная для испытания образцов или натурных деталей диаметром до 200...300 мм и общей длиной до 3000 мм (рис. 7.1.6).

В съемных муфтах *6* шпинделей *4* крепится образец *7*. Полученный сборный валопровод базируется на двух крайних подшипниковых опорах *3*, установленных в стойках *5*, по направляющим пазам которых перемещаются корпусы нагружающих подшипников *10*, соединенные шарнирно со штоками гидроцилиндров *9*. Левая часть машины жестко прикреплена к фундаментной раме, а правая ее часть может свободно перемещаться вдоль рамы по направляющим опорам качения *11*. Вращение образца обеспечивает электродвигатель *1* через клиноременную передачу *2*. Остановка машины осуществляется тормозным устройством *12*. Для подвода к образцу коррозионной среды предусмотрена камера со спрейерным приспособлением *8*. Создание необходимых рабочих нагрузок обеспечивается с помощью гидравлической станции, состоящей из двух автономных частей: системы нагружения (прижима) и системы поддержания (подъема) образцов. Частота нагружения образца 1,7...10 Гц.

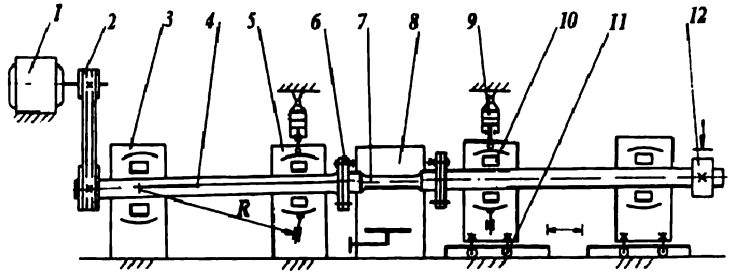


Рис. 7.1.6. Схема установки УФМИ-200:
1 – электродвигатель; *2* – клиноременная передача; *3* – подшипниковая опора; *4* – шпиндель; *5* – стойка; *6* – съемная муфта; *7* – образец; *8* – спреерное приспособление; *9* – гидроцилиндр; *10* – нагружающий подшипник; *11* – опора качения; *12* – колодочный тормоз

Машины инерционного типа позволяют испытывать образцы диаметром 200...250 мм при их чистом круговом изгибе без вращения, призматические образцы сечением 300 × 400 мм и цилиндрические образцы-модели (например, роторов) диаметром до 380 мм и др. В машинах такого типа нагружение образцов осуществляется колеблющимися массивными захватами, насаженными непосредственно на концы образцов. Образцы покоятся на эластичной опоре или подвесках. Захваты приводятся в движение закрепленными на них вибраторами. Преимуществом таких машин является их простота, отсутствие сложных подшипниковых узлов. Однако их существенный недостаток заключается в том, что за счет накопления неупругих деформаций при циклическом нагружении или появления усталостных трещин, жесткость образцов и всей системы меняется и изменяются условия нагружения. На таких машинах образцы, как правило, не доводят до полного разрушения. Это создает определенные трудности при испытании металлов в присутствии коррозионных сред, когда усталостные трещины в образцах зарождаются значительно раньше и период их развития больше, чем при испытании на воздухе.

Многие детали машин подвергаются одновременному воздействию циклических напряжений, контактирующих элементов и коррозионной среды. Такие условия реализуются, например, при свободной посадке деталей, в узлах трения, болтовых и прессовых соединениях, бурильной колонне, гребных и турбинных валопроводах и т.п. Для исследования выносливости металлов в таких условиях разработан ряд устройств, принципиальная схема которых приведена на рис. 7.1.7.

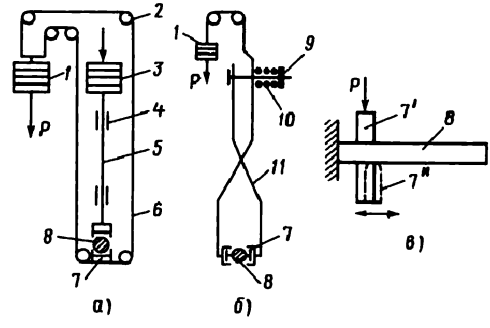


Рис. 7.1.7. Схемы устройств для исследования образцов в условиях воздействия внешнего трения и рабочих сред:
1, *3* – нагрузка; *2* – ролик; *4* – направляющая; *5* – шток; *6* – гибкие тяги; *7*, *7'*, *7''* – контртело; *8* – образец; *9* – регулировочная гайка; *10* – тарированная пружина; *11* – рычаги

Устройство к машинам для исследования усталости и коррозионной усталости горизонтально расположенных цилиндрических образцов при их чистом изгибе с вращением показано на рис. 7.1.7, *а*. Циклически деформируемый образец *8* вращается между вкладышами-контртелами *7*, прижимающимися к образцу с заданным усилием *P* посредством гибких тяг *6*, роликов *2*, штока *5*, движущегося в вертикальном положении по направляющим *4*. Удельная нагрузка в зоне задается сменными грузами *1* и *3*. Система – плавающая и уравновешена таким образом, что при изменении массы грузов дополнительный изгибающий момент на образце не возникает. Рабочая среда подается непосредственно в зону трения через пустотелый шток *5* или же образец с контртелами погружается в специальную ванну, заполненную коррозионной средой. Пружинный

вариант аналогичного устройства представлен на рис. 7.1.7, *б*. Образец *8* помещен между контртелами *7*, прижимающимися пружиной *10* и рычагами *11*. Сила прижатия регулируется гайкой *9*. Масса приспособления уравновешивается грузом *1*.

В описанных вариантах устройств скорость взаимного перемещения образцов и контртел определяется его диаметром и частотой вращения и для каждой установки является постоянной.

Для исследования сопротивления усталости металла на установке с независимым приводом для перемещения контртел (рис. 7.1.7, *в*) консольно закрепленный и циклически изгибаемый образец *8* помещен между вертикально подвижным нагружающим контртелом *7'* и горизонтально подвижным контртелом *7''*, имеющим индивидуальный привод, что позволяет в широких пределах изменять скорость и амплитуду его перемещения. Рабочая среда в зону трения подается с помощью специальной ванны или капельным методом. При исследовании сопротивления усталости на воздухе ГОСТ 25.502 регламентирует длительность базы испытания – $1 \cdot 10^7$ циклов для металлов и сплавов, имеющих горизонтальный участок на кривой усталости; $1 \cdot 10^8$ циклов для легких сплавов и других металлов, не имеющих истинного предела выносливости. Для сравнительных испытаний на воздухе база для определения пределов выносливости рекомендуется $3 \cdot 10^6$ и $1 \cdot 10^7$ циклов соответственно.

Испытания в коррозионной среде характеризуются постоянным снижением уровня разрушающих напряжений с увеличением числа циклов нагружения. Поэтому при изучении коррозионной усталости базу испытаний увеличивают в большинстве случаев до $5 \cdot 10^7$ циклов. В отдельных случаях, например, при проведении ресурсных испытаний натурных деталей или моделей, увеличивают базу до $10^8 \ldots 10^9$ циклов.

Электрохимические методы изучения коррозионной усталости. Процесс коррозионно-усталостного разрушения можно разбить на ряд периодов, продолжительность которых зависит от природы материала, структурно-напряженного состояния испытуемого объекта и условий нагружения. К первому периоду разрушения обычно относят активированные циклическими механическими напряжениями процессы, связанные с адсорбцией среды на поверхности металла или оксидных пленок, избирательным анодным растворением, наводораживанием катодных участков и другие процессы, приводящие к ускоренному образованию язвоподобных коррозионно-механических повреждений или микротрещин глубиной, достаточной для заметной концентрации механических напряжений. Второй период связывают с подрастанием коррозионно-усталостной трещины до критических размеров. В третьем периоде происходит ускоренный долом. Первые два периода являются определяющими в долговечности изделия и их можно разбить в свою очередь еще на отдельные стадии. На характер и продолжительность разрушения металла в третьем периоде коррозионная среда в большинстве случаев не оказывает заметного влияния.

Для изучения первого периода разрушения используются металлографический, рентгенографический, магнитометрический, резистометрический, акустический и другие методы анализа, фиксирующие изменение тонкой структуры и физико-химического состояния поверхностных слоев металла, а также микрогеометрию поверхности и сплошности изделий. Наибольшее распространение получили электрохимические методы исследования.

Для измерения общего электродного потенциала и тока поляризации в процессе циклического нагружения образцов разработана установка, включающая в себя машину для испытания материалов на сопротивление усталости *1*, электродвигатель *9* и нагружающее устройство *10* (рис. 7.1.8). Испытуемый образец *8* с помощью фторопластовых втулок помещается в термостатируемую электрохимическую ячейку с коррозионной средой *7*. Включение вращающегося образца в цепь измерения электродного потенциала осуществляется через контактное устройство *4*. В схему измерения электрохимических параметров входят: электроды сравнения *5* и вспомогательный *11*, которые вместе с образцом подключают к потенциостату *2*. Для измерения тока поляризации служит микроамперметр *3*. За накоплением коррозионно-усталостных повреждений на поверхности образцов наблюдают при помощи микроскопа *6*. Применение двух спаренных установок, соединенных между собой электрохимическим мостиком, позволяет измерять силу тока коррозионной пары, образованной вращающимися циклически нагруженным и ненагруженным образцами.

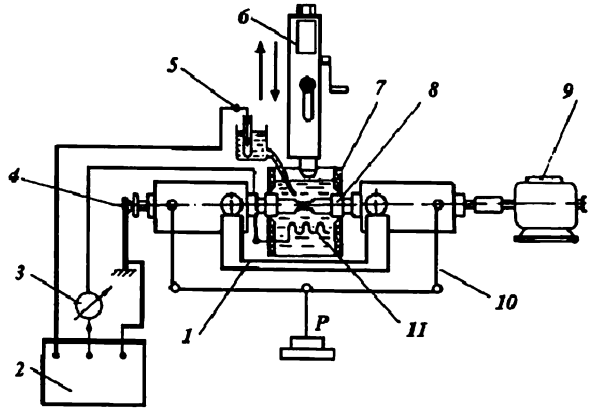


Рис. 7.1.8. Схема установки для комплексного исследования коррозионной усталости:
1 – испытательная машина; *2*, *3* – приборы для фиксации электрохимических параметров; *4* – контактный узел; *5* – электрод сравнения; *6* – микроскоп; *7* – электрохимическая ячейка; *8* – образец; *9* – электродвигатель; *10* – нагружающее устройство; *11* – вспомогательный электрод

Эта методика эффективна при изучении начальной стадии коррозионно-усталостного разрушения, т.е. когда электрохимические процессы протекают на открытой поверхности образца. Когда же трещины развиваются в глубь металла и электрохимические процессы локализуются у вершины растущей трещины, указанные методы становятся менее информативными, и тогда необходимо применять методы, позволяющие оценивать электрохимическую ситуацию в зоне вершины коррозионно-усталостной трещины.

Для этой цели разработаны методики измерения величины электродного потенциала и водородного показателя pH в окрестности вершины развивающейся коррозионно-усталостной трещины или по ее длине, которые предусматривают использование балочного образца прямоугольного сечения с боковым надрезом с тонким цилиндрическим отверстием для установки в нем капилляра (рис. 7.1.9). Измерительный капилляр *1* представляет собой тонкостенную эластичную трубку, изготовленную из химически стойкого диэлектрика, которую в зависимости от определяемого параметра (E или pH) заполняют агар-агаром или помещают в нее сурьмяный индикатор. В боковой стенке капилляра проделаны отверстия *2*, через которые коррозионная среда, находящаяся в развивающейся трещине *3*, контактирует с наполнителем капилляра *4*. Капилляр помещается плотно в отверстие образца и может свободно передвигаться в осевом направлении так, что боковые отверстия *2* могут

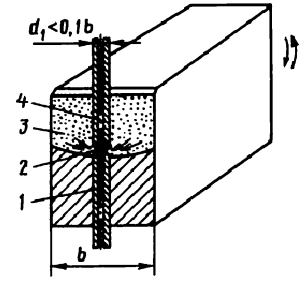


Рис. 7.1.9. Схема измерения электродного потенциала E и водородного показателя pH среды в окрестности вершины коррозионно-механической трещины:
1 – измерительный капилляр; *2* – отверстие; *3* – трещина; *4* – наполнитель капилляра

устанавливаться на любой глубине развивающейся коррозионно-усталостной трещины. Наполнитель капилляра с помощью проводника соединен с потенциостатом. Прямые измерения величины и характера изменения электродного потенциала в зоне вершины коррозионно-механической трещины можно проводить с помощью хлорсеребряного микроэлектрода в стеклянном капилляре.

Для исследования влияния на скорость роста усталостной трещины различных факторов, например, коррозионной среды, необходимо использовать образцы, в которых коэффициент интенсивности напряжений в определенном интервале длины трещины остается неизменным, что достигается выбором геометрических параметров образца и условиями его

нагружения. Наиболее удобными для работы с точки зрения технологии их получения являются балочные или компактные образцы с боковым надрезом.

Для проведения исследований коррозионной усталости металлов на образцах ограниченных размеров разработана установка (рис. 7.1.10) и методика изучения скорости роста усталостных трещин при заданном размахе коэффициента интенсивности напряжений. Образец *9*, закрепленный в верхнем *4* и нижнем *11* захватах, подвергается изгибу путем поворота планшайбы *3*, которая вращается вокруг оси опоры *2*, расположенной по центру образца. Нагрузка на образец создается вибратором *6*, жестко закрепленным на планшайбе *3*. Прикладываемую нагрузку на образец измеряют посредством динамометра *12*. Натяжением пружин *5* или *7* в одну или другую сторону создается асимметрия цикла. Нижний захват, динамометр и стойка *13* составляют один жесткий узел, закрепленный вместе с опорой *2* на массивной плите *1*. Привод машины осуществляется от электродвигателя. Остановка машины после разрушения образца производится концевым выключателем *8*.

При необходимости проведения испытания в режиме жесткого циклического нагружения вместо вибратора *6* к планшайбе присоединяется шатун с эксцентриком. Наличие в машине только одной шарнирной опоры придает ей повышенную жесткость и удобное наблюдение за образцом в процессе эксперимента. Коррозионная среда к образцу подводится с помощью прозрачной ванны *10*, устанавливаемой непосредственно на образец.

Для обнаружения усталостных трещин и наблюдения за их ростом используют оптический микроскоп.

Гидравлические и механические пульсаторы путем несложной реконструкции могут быть приспособлены для изучения скорости распространения коррозионно-усталостной трещины в конструкционных материалах.

На рис. 7.1.11 представлена конструкция камеры для исследования скорости роста усталостной трещины при повышенных температурах и давлении водной среды. Корпус рабочей камеры *5*, как и все детали, выполнен из коррозионно-стойкой стали. Для визуального наблюдения за развивающейся трещиной крышка *12* имеет два узких отверстия, закрытые кварцевым стеклом. Стекло *10* устанавливают изнутри камеры и прижимают планками *9*, что обеспечивает дополнительное равномерное его прижатие через прокладку при создании внутри камеры давления. Чтобы избежать травмирования обслуживающего персонала в случае

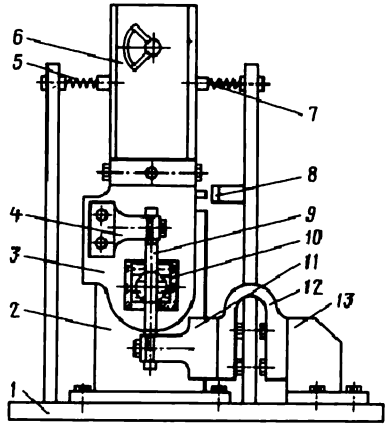


Рис. 7.1.10. Схема установки для изучения скорости роста усталостной трещины на образцах ограниченных размеров:
1 – плита; *2* – опора; *3* – планшайба; *4*, *11* – верхний и нижний захваты; *5*, *7* – пружины; *6* – вибратор; *8* – концевой выключатель; *9* – образец; *10* – ванна с коррозионной средой; *12* – динамометр; *13* – стойка

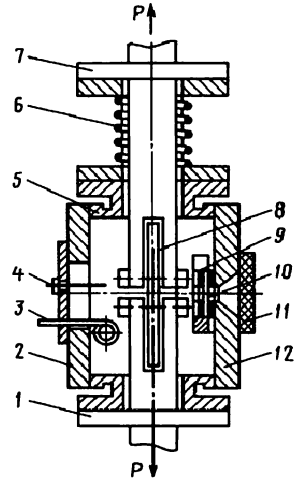


Рис. 7.1.11. Схема камеры для исследования влияния коррозионной среды при повышенных температуре и давлении на скорость роста усталостной трещины:
1, *7* – захваты; *2*, *12* – крышки; *3* – нагреватель; *4* – термопара; *5* – корпус рабочей камеры; *6* – многослойный металлический сильфон; *8* – образец; *9* – планки; *10* – стекло; *11* – предохранительная планка

растрескивания стекла, щели закрыты предохранительной планкой *11* из оргстекла. Крышка *2* открывает доступ к узлу зажима образца *8* в захватах *1* и *7*. Через эту крышку также вводится термопара *4* для контроля температуры в камере. Подогрев среды производится нагревателем *3*. Камера монтируется на нижнем неподвижном захвате *1* через герметизирующую прокладку. Для уплотнения подвижного захвата *7* предусмотрен многослойный металлический сильфон *6*, рассчитанный на допустимое давление 5 МПа. Внутренние поверхности камеры, контактирующие со средой, пассивируют, а герметезирующие прокладки изготовляются из фторопласта-4. Измерение длины трещины в процессе испытания осуществляется с помощью катетометра.

Для исследования коррозионной усталости металлов в условиях жидкой коррозионной среды, высоких температур и давлений применяют автоклавы (рис. 7.1.12). Автоклав состоит из корпуса *1*, изготовленного из коррозионно-стойкой стали, закрывается крышкой *7* и герметизируется с помощью металлической прокладки *6* и водоохлаждаемого сальникового

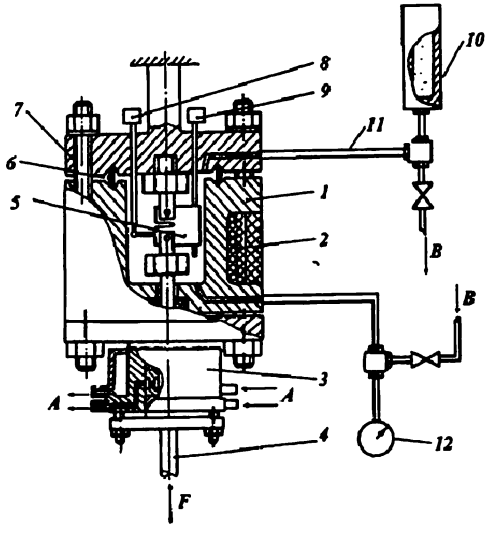


Рис. 7.1.12. Схема автоклава для исследования коррозионной усталости металлов в условиях высоких температур:
1 – корпус; *2* – электропечь; *3* – водоохлаждаемый сальниковый узел; *4* – шток; *5* – образец; *6* – металлическая прокладка; *7* – крышка; *8* – датчик перемещений образца; *9* – термопары; *10* – расширительная емкость; *11* – система трубопроводов; *12* – манометр; *A* – подача воды; *B* – подача рабочей среды; *F* – нагружение

узла *3*. Нагрев осуществляется электропечью *2*. Образец *5* устанавливается в верхнем и нижнем подвижном захватах. Нижний захват приводится в движение штоком *4*. Деформация образца фиксируется датчиком перемещений *8*, а температура в камере определяется с помощью термопар *9*. Автоклав соединен с расширительной емкостью *10* системой трубопроводов *11*. Давление в системе определяется манометром *12*. Он рассчитан на рабочее давление 18...20 МПа и температуру до 350 °С. Коррозионная среда – вода и слабые растворы химических соединений. Автоклав позволяет испытывать цилиндрические и плоские образцы, а также компактные стандартные образцы толщиной до 25 мм на циклическую коррозионную трещиностойкость. Рабочая нагрузка на шток до 10 т.

7.1.2. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ

Углеродистые и низколегированные стали. Углеродистые стали с мартенситной структурой при циклическом нагружении обладают значительно большей чувствительностью к влиянию коррозионной среды, чем стали с перлитно-ферритной, сорбитной или трооститной структурой (табл. 7.1.1). Различие в абсолютных величинах условного предела сопротивления коррозионной усталости стали с разным структурным состоянием уменьшается с увеличением базы испытания.

С увеличением содержания углерода в отожженной стали с 0,03 до 1,09 при короткой базе испытаний повышается условный предел сопротивления коррозионной усталости в пресной воде с 105 до 140 МПа. На образцах диаметром 5 мм при чистом изгибе в 3%-ном растворе NaCl и базе $5 \cdot 10^7$ циклов получены значения условного предела сопротивления коррозионной усталости для стали 20 σ_{-1c} = = 30 МПа, а для сталей 45 и У8 при тех же условиях испытания σ_{-1c} = 50 МПа. Низкоуглеродистые стали при коррозионной усталости разупрочняются меньше, чем средне- или высокоуглеродистые стали.

Процесс коррозионно-усталостного разрушения армко-железа и сталей при повышенных уровнях напряжений с увеличением числа циклов нагружения сопровождается разблагораживанием электродных потенциалов. Так, в 3%-ном растворе NaCl потенциал вращающихся, ненагруженных образцов армко-железа,

7.1.1. Пределы выносливости стали 45 с разной структурой в водных растворах

Структурное состояние	σ_{-1} на воздухе, МПа	σ_{-1c} при $2 \cdot 10^7$ циклов, МПа		
		водопроводная вода	3%-ный NaCl	85 мг/л H_2S
Перлит и феррит	285	175	120	105
Сорбит	425	225	155	135
Троостит	715	250	170	160
Мартенсит	640	95	55	30

сталей 20 и 45 соответственно составлял –0,54; –0,55 и –0,57 В по отношению к каломельному электроду сравнения. Приложение механических напряжений сопровождается смещением потенциала в сторону отрицательных значений, которое увеличивается с повышением напряжений и снижением прочности сталей. В момент разрушения образцов потенциал составляет около –0,7 В.

Идентичность полученных закономерностей позволяет выразить их типичной кривой потенциал – число циклов (рис. 7.1.13) с характерными участками, соответствующими отдельным этапам коррозионно-усталостного разрушения металлов. Резкий сдвиг потенциала на I-м участке в момент нагружения связан с разрушением продуктов окисления вследствие деформации и появлением ювенильных поверхностей металла. Процессы окисления на ювенильных участках металла замедляют его дальнейший сдвиг в отрицательную сторону. Незначительное понижение потенциала на II-м участке кривой соответствует поверхностной микродеформации, ускоренной коррозионным и адсорбционным влиянием среды. Сравнительно высокая интенсивность понижения потенциала на III-м участке кривой соответствует зарождению и развитию на поверхности металла у различных дефектов и на плоскостях скольжения большого числа микротрещин. Постепенный спад интенсивности сдвига потенциала вплоть до относительной стабилизации на IV-м участке связан с последующим ростом одной (или нескольких) трещин, являющихся ответственными за окончательное разрушение. По мере ее роста ослабляется влияние возникающих в глубине трещины ювенильных поверхностей на величину общего электродного потенциала образца. Скачкообразное смещение потенциала на V-м участке соответствует катастрофическому развитию основной трещины, приводящему к

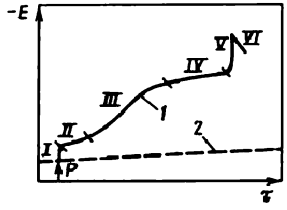


Рис. 7.1.13. Характер изменения электродного потенциала железа и углеродистой стали *E* в процессе коррозионной усталости (*1*) и потенциала образца без приложения циклической нагрузки (*2*)

полному разрушению образца и мгновенному контакту больших площадей ювенильного металла с коррозионной средой. После разрушения образца на VI-м участке происходит покрытие мест долома продуктами коррозии.

Анализ изменения плотностей коррозионных токов углеродистых сталей при различных напряжениях на основе кривых катодной и анодной поляризации показывает, что коррозионная усталость углеродистых сталей сопровождается увеличением скорости коррозионного процесса на всех этапах разрушения до 1,5 раз (при расчете на всю рабочую поверхность образцов). Наибольшее увеличение скорости электрохимической коррозии наблюдается на этапе начального развития микротрещин в результате анодных процессов.

Приложение к сталям более низких уровней циклических напряжений ($\pm\sigma$ = 50 МПа) вызывает незначительные упругие деформации металла, и величины электродных потенциалов нагруженных и ненагруженных образцов продолжительное время совпадают. На этом этапе разрушения в местах локализации напряжений у различных дефектов типа рисок, включений развиваются коррозионные поражения в виде клиновидных язв, которые впоследствии перерастают в коррозионно-устало-

7.1.2. Влияние химического состава на механические свойства сталей (0,028...0,03 % S; 0,022...0,031 % P)

Условная марка стали	Массовая доля элементов, %				Механические свойства					
	C	Si	Mn	другие	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	σ_{-1}, МПа	σ_{-1c}, МПа
45	0,46	0,28	0,42	–	605	275	13	42	210	80
45Х	0,45	0,17	0,33	0,98Cr	570	290	14	42	200	55
45Х2	0,45	0,19	0,47	2,28Cr	675	345	13	49	270	80
45Х5	0,42	0,31	0,38	4,75Cr	790	425	16	58	280	70
45Н	0,45	0,18	0,53	0,97Ni	520	300	15	43	180	50
45Н2	0,45	0,19	0,51	1,98Ni	540	315	15	44	190	30
45Н5	0,41	0,22	0,32	5,18Ni	685	370	19	52	300	80
45Г	0,45	0,20	0,76	–	650	320	14	41	240	60
45Г2	0,46	0,19	1,94	–	790	435	12	37	270	50
45Г5	0,41	0,33	4,97	–	1820	–	0	0	440	80
45С	0,46	1,09	0,49	–	675	370	14	40	310	35
45С2	0,44	2,10	0,51	–	725	470	13	32	310	70
45С5	0,45	4,32	0,43	–	800	630	5	9	350	80

стные магистральные трещины, что сопровождается соответствующим снижением потенциала.

Легирование стали отдельно хромом, никелем, кремнием, титаном и другими элементами до 5 % не оказывает заметного влияния на коррозионную усталость нормализованных или отожженных сталей в водном растворе NaCl (табл. 7.1.2); при базе $5 \cdot 10^7$ циклов нагружения коррозионная среда снижает предел выносливости образцов из этих сталей от 3,3 до 8,8 раз.

Испытание сталей 35, 35ХНМА, 20ГС и 38Х2Н2МА также показало отсутствие благотворного влияния легирования на их сопротивление коррозионно-усталостному разрушению. Пределы ограниченной выносливости образцов из указанных сталей (диаметр рабочей части 50 мм) в 3%-ном растворе NaCl на базе $5 \cdot 10^7$ циклов нагружения составляют всего 100...110 МПа, в то время как на воздухе предел выносливости для стали 35 – 205 МПа, а для стали 38Х2Н2МА – 305 МПа.

Данные о сопротивлении коррозионной усталости образцов из сталей 20ХН, 15Н2М и других, используемых для изготовления глубинно-насосных штанг показали, что как в 3%-ном растворе NaCl, так и в растворе с содержанием (H_2SO_4) = 0,1 моль/л отсутствует положительный эффект от легирования (испытания при чистом изгибе с вращением образцов диаметром 7,52 мм при частоте 85 Гц).

Влияние скорости нагрева при нормализации и закалке сталей 40 и 20НМ на их сопротивление усталостному разрушению (при печном нагреве скорость нагрева составляла 2 °С/с, а при электроконтактном – 30...35 °С/с) изучали на стандартных вращающихся с частотой 0,75 и 50 Гц образцах при их консольном изгибе при вращении на воздухе, в 3%-ном растворе NaCl и пластовой воде, содержащей 30 % нефти и 70 % воды на базе 10^7 циклов (табл. 7.1.3).

В 3%-ном растворе NaCl существенных преимуществ электронагрева перед печным нагревом не выявлено; при обоих скоростях нагрева предел выносливости сталей в коррозионной среде составляет в среднем 160...180 МПа. В пластовой воде сопротивление коррозионно-усталостному разрушению сталей, подвергнутых термической обработке с использованием электронагрева, приводящего к диспергированию структуры, значительно выше, что связывается с меньшей агрессивностью пластовой воды по сравнению с 3%-ным раствором Nacl. При переходе к испытаниям на воздухе эффек-

7.1.3. Влияние печного нагрева (числитель) и электронагрева (знаменатель) на сопротивление коррозионной усталости сталей

Марка стали	Термообработка	σ_{-1c} в 3%-ном растворе NaCl, МПа, при f = 50 Гц	σ_{-1c} в пластовой воде, МПа	
			f, Гц	
			50	0,75
20НМ	Нормализация	180/160	190/310	140/200
20	–"–	160/170	180/260	130/160
20НМ	Закалка, отпуск при 600 °С	160/180	180/220	145/160
40	–"–	170/160	200/380	140/210

тивность применения электроконтактного нагрева возрастает еще больше. При увеличении базы испытания и агрессивности среды упрочняющий эффект от использования скоростного нагрева снижается.

В современной металлургии широко используются различные методы рафинирования металлов с помощью вакуумного, электрошлакового, электронно-лучевого, плазменно-дугового переплавов, изменения технологии конечного раскисления и т.п. Металлы после рафинирования имеют, как правило, более высокие показатели механических свойств, высокую плотность, меньшую физическую неоднородность, анизотропию механических характеристик и т.п.

Испытания на усталость образцов из стали 20 в воздухе, дистиллированной и водопроводной воде показали, что минимальным условным пределом коррозионной выносливости в указанных средах обладала сталь основной выплавки. Стали кислой выплавки, а также электродугового вакуумного переплава имеют предел выносливости на воздухе на 10...12 %, а в коррозионных средах на 5...17 % (т.е. на 20..25 МПа) выше, чем сталь основной выплавки.

На сопротивление усталости и коррозионной усталости сталей положительное влияние оказывает термомеханическая обработка (ТМО), основанная на совмещении пластической и термической обработок стальных деталей в одном технологическом цикле.

Коррозионно-стойкие стали. Для получения сопоставимых данных испытания на коррозионную усталость образцов из коррозионностойких сталей различных классов (табл. 7.1.4) проводили на однотипных машинах при одинаковых условиях (диаметр рабочей части образцов 5...10 мм, чистый изгиб с вращением, частота нагружения 50 Гц). Предел выносливости этих сталей в 1,1...4,6 раза снижает 3%-ный раствор NaCl. Наибольшие значения предела ограниченной выносливости в коррозионных средах характерны для сталей аустенитно-ферритного, аустенитного и аустенитно-мартенситного классов, наименьшие – для сталей мартенситного класса.

Влияние режима термической обработки на изменение предела ограниченной выносливости в коррозионных средах слабее, чем при испытании в воздухе. Для закаленной и отпущенной при температуре 570 °С стали 15Х16Н2М σ_{-1c} = 200 МПа. С повышением температуры отпуска до 660 °С σ_{-1c} этой стали снижается до 160 МПа из-за проявления отпускной хрупкости.

Эффективность электрошлакового переплава для стали 15Х16Н2М более ярко выражена после закалки и отпуска при 570 °С, чем при 660 °С. Различие в пределах выносливости электрошлаковой стали и стали обычной выплавки составляет 70 МПа, тогда как после отпуска при 660 °С – лишь 50 МПа. Повышение температуры отпуска до 660 °С несколько стабилизирует структуру стали и проявление структурной неоднородности слабест, а эффективность электрошлакового переплава становится ниже. Электрошлаковый переплав для стали 15Х16Н2М способствует повышению условного предела коррозионной выносливости, причем при более низком отпуске закаленной стали (570 °С) эффективность электрошлакового переплава более заметна, чем для сталей, подвергнутых отпуску при повышенной температуре (660 °С).

Коррозионно-усталостные испытания хромоникельмолибденовых сталей с титаном и ниобием, используемых в химической промыш-

7.1.4. Механические свойства и выносливость коррозионно-стойких сталей различных классов

Марка стали	Класс	Диаметр образца, мм	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_{-1}, МПа	σ_{-1c}, МПа	$\beta = \sigma_{-1c}/\sigma_{-1}$
07Х16Н4Б	Мартенситный	5	966	810	510	230	0,45
13Х16К4Н2МВФБА		10	1250	950	520	230	0,44
13Х12Н2ВМФ			1220	1080	570	160	0,28
13Х12Н2МВФБА			1340	1120	660	160	0,24
15Х16Н2М			990	810	530	160	0,30
			1205	1045	610	200	0,33
20Х13			1000	850	480	110	0,23
		5	850	685	350	78	0,22
08Х18Н10Т	Аустенитный		555	185	220	160	0,72
08Х18Г12Н5АБ			800	520	230	220	0,96
12Х18Н9		7,5	645	341	250	205	0,82
12Х18Н9Т		5	590	210	260	200	0,77
12Х18Н10Т		7,5	631	251	265	245	0,92
12Х18Г18Ш		5	1125	1030	315	240	0,76
08Х17Н5М3	Аустенитно-мартенситный	10	930	800	500	185	0,37
08Х17Н6Т		5	890	790	470	228	0,48
09Х17Н7Ю		25	870	780	430	235	0,55
		5			460	250	0,54
10Х26Н5М	Ферритный		640	530	310	215	0,69
12Х17		10	450	300	240	150	0,63
14Х17Н2	Мартенситно-ферритный		950	750	490	190	0,38
12Х13			610	400	310	150	0,48
08Х22Н6Т	Аустенитно-ферритный		720	430	400	280	0,70
08Х21Н6М2Т			750	470	420	305	0,72

ленности и, в частности, для изготовления оборудования производства карбамида, выполняли при чистом изгибе с вращением ($R = -1$) и при растяжении ($R = 0$) образцов в 11%-ном растворе карбамида при 80 °С. Для сталей аустенитного класса 10Х17Н13М3Т и 08Х17Н13М3Б рабочая среда в 1,5 раза снижает предел ограниченной выносливости. Коррозионно-усталостное разрушение этих сталей протекает по скоплениям карбидов, неметаллических включений, островкам феррита. Предел выносливости в коррозионной среде аустенитно-мартенситной стали 08Х17Н5М3 после закалки, обработки холодом и старения в 1,5...2 раза выше, чем аустенитных сталей, вследствие более равномерной коррозии в растворах карбамида.

Сталь ферритного класса 12Х17 после отжига при 780 и 850 °С имеет предел выносливости соответственно 240 и 270 МПа. Закалка стали от 1100 °С с последующим отпуском при температуре 580 и 550 °С приводит к повышению предела прочности на 140...150 МПа и не оказывает существенного влияния на предел выносливости. Предел ограниченной выносливости этой стали в коррозионной среде

составляет 130...150 МПа и мало зависит от режимов термической обработки.

Сталь14Х17Н2 после закалки и отпуска при 980 и 680 °С имеет предел выносливости около 460 МПа. Применение дополнительных отпусков при 400 и 550 °С для снятия остаточных напряжений растяжения, возникающих при механической обработке образцов, обеспечивает повышение предела выносливости до 490 МПа и выше. Эта сталь после закалки содержит значительное количество равноосных зерен δ-феррита, являющихся наиболее слабой структурной составляющей стали. В 3%-ном растворе NaCl самое низкое значение предела ограниченной выносливости (130 МПа) имеет сталь, подвергнутая после закалки и отпуска при 580 °С дополнительному отпуску при 400 °С, т.е. термически обработанная по такому режиму, который обеспечивает наиболее высокий предел выносливости этой стали на воздухе. Повышение температуры вторичного отпуска до 550 °С обеспечивает максимальный предел ограниченной выносливости (190 МПа). Применение дополнительного отпуска при температурах ниже, чем температура первичного отпуска при относительно малом времени выдержки, несущественно влияет на изменение фазового состава стали, однако за счет снятия остаточных растягивающих напряжений значительно повышается ее сопротивление усталостному и коррозионно-усталостном разрушению.

Склонность аустенитных хромоникелевых сталей 10Х18Н9Т и 08Х18Н10Т к снижению сопротивления усталости при воздействии морской воды зависит от их структурного состояния. У аустенитизированной при 1050...1070 °С стали снижение предела ограниченной выносливости меньше (на 20...25 %), чем у стали, подвергнутой отпуску при 650 °С (35 %). Аустенитизированная литая сталь хуже сопротивляется коррозионно-усталостному разрушению в 3%-ном растворе NaCl, чем кованая аустенитизированная. Эта сталь после отпуска при 650 °С склонна к межкристаллитной коррозии, а коррозионно-усталостное разрушение носит транскристаллитный характер, что объясняется выделением карбидов при отпуске не только по границам зерен, но и по границам мозаичных блоков, по которым и может происходить разрушение.

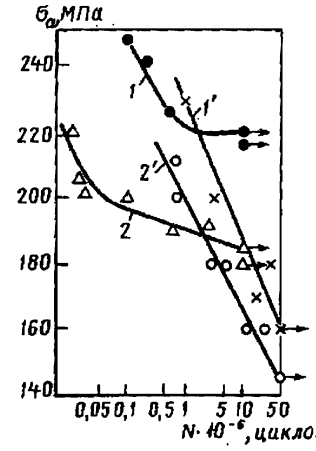


Рис. 7.1.14. Кривые усталости образцов из стали 08Х18Н10Т при $R = -1$:

1 – на воздухе; *1'* – в 3%-ном растворе NaCl; *2* – на воздухе при 230 °С; *2'* – при периодической подаче коррозионной среды на нагретый до 230 °С образец

Сталь 08Х18Н10Т под воздействием 3%-ного раствора NaCl заметно снижает сопротивление усталостному разрушению (рис. 7.1.14). При этом поверхность образца покрывается мелкими язвоподобными повреждениями, служащими очагами зарождения коррозионно-усталостных трещин. При повышении σ_a до 260...270 МПа (что всего на 20...30 МПа превышает предел выносливости) вследствие больших потерь на внутреннее трение образцы разогреваются и теряют устойчивость. Жидкая коррозионная среда при уровнях напряжений выше предела выносливости охлаждает образец и увеличивает его долговечность. Периодическое смачивание 3%-ным раствором NaCl стали, нагретой до 230...250 °С, при низких амплитудах циклических нагрузок также резко снижает ее сопротивление усталостному разрушению. Предел ограниченной выносливости стали в коррозионной среде снижается со 185 до 145 МПа.

На рис. 7.1.15 приведены результаты исследования влияния старения на сопротивление усталостному и коррозионно-усталостному разрушению стали 12Х18Н10Т в аустенитизированном состоянии. Образцы диаметром рабочей части 5 и 25 мм испытывали при чистом изгибе с вращением (частота 50 Гц) в атмосфере, насыщенной парами и брызгами кипящего 3%-ного раствора NaCl. Под воздействием коррозионной среды предел ограниченной выносливости стали при $N = 2 \cdot 10^7$ циклов

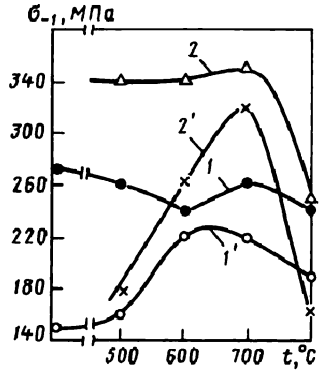


Рис. 7.1.15. Зависимость предела выносливости на воздухе (*1*, *2*) и в коррозионной среде (*1'*, *2'*) образцов из стали 12Х18Н10Т от температуры старения:
1, *1'* – образцы после аустенитизации; *2*, *2'* – образцы после предварительной пластической деформации на 20 %; *1*, *2* – на воздухе; *1'*, *2'* – в горячем 3%-ном растворе NaCl

снижается примерно в 2 раза по сравнению с испытанием на воздухе. Предварительная пластическая деформация образцов повышает их предел выносливости в коррозионной среде и особенно на воздухе. Изотермическое старение стали в широком температурном интервале существенно изменяет ее сопротивление коррозионно-усталостному разрушению. Наилучшие результаты получаются после старения при 600...700 °С.

Электрохимические исследования ненагруженных образцов из стали 08Х18Н10Т показали (рис. 7.1.16), что их общий электродный потенциал вначале скачкообразно повышается, а через 20..30 мин становится относительно стабильным (+80 мВ). В дальнейшем потенциал повышается незначительно и на протяжении 50 млн. циклов испытаний достигает 120 мВ. Из снятых в потенциодинамическом режиме кривых поляризации следует, что сталь 08Х18Н10Т пассивна в диапазоне потенциалов от –300 мВ до +700 мВ и при стационарных потенциалах находится в устойчивом пассивном состоянии.

Приложение к стали циклических напряжений, превышающих условный предел коррозионной выносливости, обусловливает скачкообразный сдвиг потенциала в отрицательную сторону (участок *I*, кривая *3*, рис. 7.1.16), связанный с нарушением сплошности оксидной пленки из-за процессов сдвигообразования. На

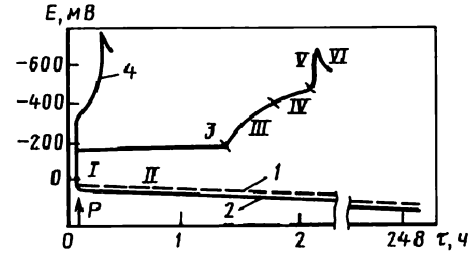


Рис. 7.1.16. Характер изменения электродного потенциала *E* образцов из стали 08Х18Н10Т в процессе усталости при испытании в 3%-ном растворе NaCl при напряжении:
1 – 0; *2* – 190 МПа; *3* – 240 МПа; *4* – 330 МПа

II участке протекают процессы микропластической деформации поверхностных слоев металла, однако конкурирующий процесс пассивации поддерживает относительную стабильность потенциала в течение времени до появления, по аналогии с углеродистыми сталями, усталостных микротрещин. С их появлением наблюдается интенсивный сдвиг потенциала в отрицательную сторону (участок *III*). При увеличении глубины коррозионно-усталостной трещины может иметь место некоторая стабилизация потенциала на поверхности образца (участок *IV*). Участок *V* кривой соответствует спонтанному разрушению образца, т.е. его долому, участок *VI* соответствует пассивации зон долома. При циклических напряжениях, близких к условному пределу коррозионной выносливости образцов, их потенциал почти не отличается от потенциала ненагруженных образцов и находится в пассивной области при весьма большой длительности нагружения. Признаков коррозионно-усталостного разрушения на их поверхности не обнаружено.

Увеличение предела прочности углеродистых, низколегированных и высокопрочных коррозионно-стойких сталей до 1600...2000 МПа за счет изменения их химического состава или термообработки приводит к повышению предела выносливости образцов до 700...800 МПа и не оказывает заметного влияния на предел ограниченной выносливости в коррозионной среде, который на базе $5 \cdot 10^7$ циклов нагружения в 3%-ном растворе NaCl для углеродистых и низколегированных сталей находится в пределах 10...100 МПа, а для коррозионно-стойких сталей, содержащих 12...17 % хрома, 80...180 МПа (рис. 7.1.17).

Алюминиевые сплавы. Технически чистый алюминий и дюралюминий заметно

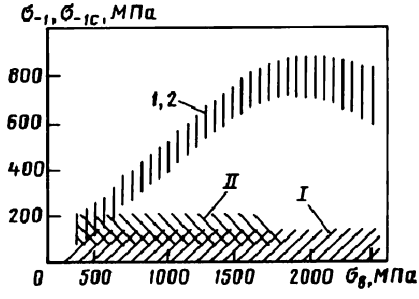


Рис. 7.1.17. Влияние значения временного сопротивления $\sigma_в$ на предел выносливости σ_{-1} при испытании на воздухе (*I*, *2*) и на предел ограниченной выносливости при испытании в 3%-ном растворе NaCl при $N = 5 \cdot 10^7$ цикл (*I*, *II*) образцов из углеродистых и низколегированных сталей (*1*, *I*) и коррозионно-стойких сталей (*2*, *II*), содержащих 12...17 % Cr

снижают сопротивление усталостному разрушению в присутствии пресной и морской воды. Силумины менее склонны к коррозионному разрушению в этой среде (табл. 7.1.5). Под воздействием 3%-ного раствора NaCl в области высоких амплитуд напряжений примерно на порядок уменьшается время до разрушения образцов диаметром 10 мм из неупрочненного алюминиевого сплава Д16 и снижается условный предел коррозионной выносливости по сравнению с испытанием в воздухе с 153 до 46 МПа.

Для термически упрочненных алюминиевых сплавов АД33, АД35, АК6, В-91, В-92, В48-4, а также АМг6 и АМг61 3%-ный раствор NaCl снижает условный предел коррозионного сопротивления усталости на 40...60 % на базе $5 \cdot 10^6 ... 10^7$ циклов нагружения.

Коррозионная среда существенно снижает предел выносливости деформируемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов Д16Т и В95Т (табл. 7.1.6). Причем при изменении вероятности разрушения от 50 до 0,5 значение пределов выносливости сплавов уменьшается.

Различные бурильные растворы снижают сопротивление сплава Д16Т и натурных элементов легкосплавных бурильных труб (образцы диаметром рабочей части 7,5 мм вырезали из высаженных концов бурильных труб) усталостному разрушению более чем в 2 раза, причем предел ограниченной выносливости в щелочном (3%-ном NaCl + NaOH, pH = 10) и

7.1.5. Влияние коррозионной среды на предел выносливости алюминиевых сплавов

Материал	$\sigma_в$, МПа	σ_{-1c}, МПа			$N \cdot 10^{-6}$, циклов
		Воздух	Пресная вода	Морская вода	
Чистый алюминий (95,5 %)	98	50...60	–	30	10
Дюралюминий:					
отожженный	240...270	96...120	53	–	50
упрочненный	400...486	120...140	54	–	50
Силумин	195	60	–	45...50	10

7.1.6. Влияние среды на предел выносливости алюминиевых сплавов

Сплав	$\sigma_в$, МПа	Вероятность разрушения, %	σ_{-1c}, МПа, при $N = 12 \cdot 10^7$ циклов		
			Воздух	Пресная вода	3%-ный NaCl
Д16Т	465	50	115	85	37
		0,5	100	70	20
В95Т	500	50	150	95	51
		0,5	130	70	35

Примечание. Испытания проводили на круглых образцах при частоте нагружения 50 и 100 Гц.

соленасыщенном (25%-ном NaCl, pH = 7) растворе примерно одинаков и ниже, чем в 3%-ном растворе NaCl.

В щелочном растворе электродный потенциал сплава Д16Т, определенный по отношению к насыщенному каломельному электроду, значительно выше (–1150 мВ), чем в соленасыщенном (–600 мВ) или нейтральном (–500 мВ). В нейтральной, соленасыщенной и щелочной среде ток саморастворения составляет соответственно 0,24; 0,33 и 0,39 мА/см^2.

При испытании натурных бурильных труб размером 120×11 мм из сплава Д16Т различие во влиянии сред проявляется более четко: в щелочном растворе выносливость труб значительно ниже, чем в растворах с pH = 7. В растворе с pH = 10 в результате локального анодного растворения и межкристаллитной коррозии поверхность труб покрыта язвами, наблюдается также расслоение металла.

Изучение влияния термической обработки и микролегирования на сопротивление коррозионной усталости деформируемого сплава системы алюминий-магний АМг6 проводили на образцах из отливок, легированных небольшим количеством циркония (0,2…0,3 %) или ниобия (0,15 %). Микролегирование сплава АМг6 указанными элементами интенсифицирует процесс старения сплава. Цирконий измельчает зерно, усиливает внутризеренный распад твердого раствора и способствует более равномерному выделению фазы Mg_2Al_3. Ниобий ускоряет пограничный распад твердого раствора. Введение малых добавок циркония и ниобия увеличивает растворимость водорода в сплаве, что снижает его склонность к порообразованию в процессе высокотемпературной тепловой обработки. При этом также заметно повышается коррозионная стойкость сплавов.

При испытании на воздухе образцов диаметром 5 и 20 мм при чистом изгибе с вращением и частотой нагружения 50 Гц для исследуемых сплавов на базе $2 \cdot 10^7$ циклов физический предел выносливости отсутствует (рис. 7.1.18). Микролегирование сплава цирконием существенно повышает сопротивление сплава усталостному и коррозионно-усталостному разрушению, особенно в области больших амплитуд циклических напряжений. Введение в сплав АМг6 малых добавок ниобия менее эффективно, а при больших базах испытания условный предел коррозионной выносливости сплава с ниобием значительно ниже, чем у сплава АМг6.

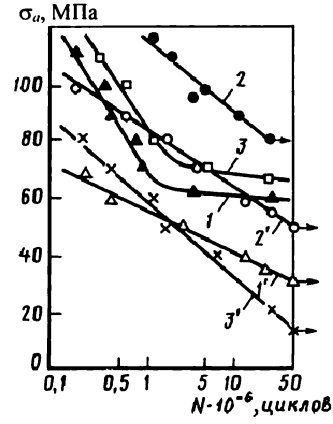


Рис. 7.1.18. Кривые усталости (*1* – *3*) и коррозионной усталости при испытании в 3%-ном растворе NaCl (*1'* – *3'*) образцов из сплавов:
1, *1'* – АМг6; *2*, *2'* – АМг6 + Zr; *3*, *3'* – АМг6 + Nb

Титановые сплавы. Титан и его сплавы характеризуются высокой коррозионной стойкостью в нейтральных средах. Однако при испытании образцов (d = 10 мм) из сплава ВТ3-1 (отжиг при 856 °С, 1 час; охлаждение с печью до 650 °С, 1 час; охлаждение в воздухе) в 3%-ном растворе NaCl, влажном (97 %) воздухе при чистом изгибе с вращением (f = 50 Гц) физический предел выносливости также отсутствует. Аналогичные результаты (рис. 7.1.19) получены и для образцов с концентраторами напряжений (глубина надреза 1,5 мм, угол раскрытия 48°, радиус закругления вершины 0,3 мм).

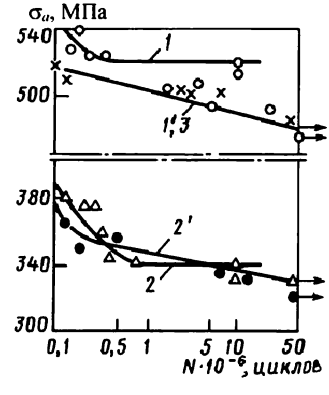


Рис. 7.1.19. Кривые усталости образцов из сплава ВТ3-1:
1, *2* – на воздухе; *1'*, *2'* – в 3%-ном растворе NaCl; *3* – во влажном воздухе; *1*, *1'*, *3* – гладкие образцы; *2*, *2'* – образцы с концентратором напряжений

Поверхность образцов при этом покрывается очагами локализованного коррозионного поражения в виде мелких раковин.

Испытания сплава ВТ3-1 с предварительным коррозионным поражением, имеющим форму полусферы размером в десятые доли миллиметра, что характерно для него при эксплуатации в морских условиях, показали, что предварительная коррозия снижает предел выносливости сплава в воздухе с 520 до 395 МПа. В 3%-ном растворе NaCl условный предел выносливости образцов после предварительной коррозии составил 380 МПа, в то время как для неповрежденных образцов – 480 МПа.

Аналогичные результаты были также получены при испытании сплава ВТ8. Для обоих сплавов условный предел коррозионной выносливости при базе $5 \cdot 10^7$ циклов понижается на 5...10 % по сравнению со значениями, полученными в воздухе.

Исследования, проведенные на образцах диаметром рабочей части 20 мм из сплава ВТ6 ($\sigma_в$ = 810 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 750 МПа) с применением большой выборки образцов и статистической обработки экспериментальных данных, показали, что 3%-ный раствор NaCl снижает предел выносливости на 10...50 МПа. При амплитуде циклических напряжений 500 МПа долговечность образцов в коррозионной среде при вероятности разрушения от 2 до 98 % в 1,5...3 раза ниже, чем на воздухе, а число циклов до появления первой макротрещины, за которую принималась трещина глубиной 0,3 мм, в 3%-ном растворе NaCl в 2...4 раза меньше, чем на воздухе.

Коррозионная среда для ряда промышленных титановых сплавов (табл. 7.1.7) (за исключением технически чистого титана), имеющих различную структуру и существенно отличающихся по прочности (d = 5 мм, чистый изгиб с вращением частотой 50 Гц), снижает время до разрушения при высоких уровнях циклических нагрузок, т.е. уменьшает ограниченную выносливость, причем для сплава ВТ5 почти на порядок. При ограниченной базе нагружения ($5 \cdot 10^7$ циклов) наблюдается двоякое действие среды на предел ограниченной выносливости (рис. 7.1.20): небольшое повышение условного предела коррозионной выносливости для сплавов АТ3 и ПТ-3В и снижение для сплавов ВТ5 и ВТ14. Однако, судя по ходу кривых усталости при увеличении базы испытания для всех исследуемых титановых сплавов, 3%-ный раствор NaCl будет снижать предел ограниченной коррозионной выносливости.

7.1.7. Характеристика титановых сплавов

Марка сплава	Тип сплава	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %
ВТ1-0	α	505	400	35	62
ВТ5	α	840	760	11	30
АТ3	Псевдо-α	720	640	17	35
ПТ-3В	Псевдо-α	800	730	16	42
ВТ14	$\alpha + \beta$	970	875	13	33

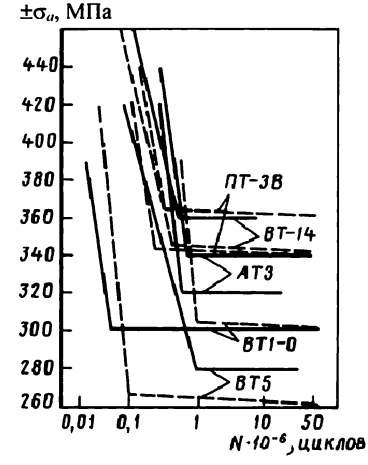


Рис. 7.1.20. Кривые усталости образцов из титановых сплавов при испытании на воздухе (сплошные линии) и в 3%-ном растворе NaCl (пунктир) при $R = -1$

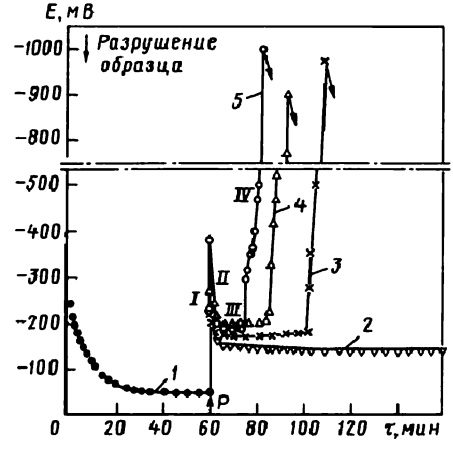


Рис. 7.1.21. Изменение электродного потенциала E образцов из сплава АТ3 при испытании на сопротивление усталости в 3%-ном растворе NaCl: $\sigma_а$, МПа:
1 – 0; *2* – 350; *3* – 360; *4* – 380; *5* – 400

Электродный потенциал недеформированного вращающегося образца интенсивно облагораживается на протяжении 10...15 мин (рис. 7.1.21), затем скорость смещения его в положительную сторону несколько падает, окончательно стабилизируясь через 25...30 мин. С момента приложения циклических напряжений и до разрушения образца на кинетических кривых можно условно выделить четыре основных участка изменения потенциала: резкий сдвиг в отрицательную область в начальный момент нагружения образца (*I*), облагораживание потенциала в течение 10...25 мин (*II*), стабилизация потенциала во времени (*III*) и интенсивное смещение в область отрицательных значений (*IV*), соответствующее долому образца, после чего начинается быстрая пассивация зон долома. Аналогичная закономерность изменения электродного потенциала имеет место для всех сплавов, приведенных в табл. 7.1.7.

7.1.3. МАСШТАБНЫЙ ЭФФЕКТ

С увеличением диаметра гладких образцов из нормализованной стали 20Х с 16 до 32 и 40 мм уменьшается предел выносливости на воздухе с 270 до 253 и 245 МПа, а в воде на базе $2 \cdot 10^7$ циклов соответственно увеличивается предел ограниченной выносливости с 125 до 143 и 157 МПа. Испытания проводили при консольном изгибе образцов с частотой 35 Гц. Таким образом, в коррозионной среде была установлена инверсия масштабного фактора.

В результате испытания образцов диаметром 5, 20 и 40 мм из отожженной стали 40Х подтверждена инверсия масштабного фактора в 3%-ном растворе NaCl. При циклическом деформировании в коррозионной среде количество коррозионных трещин на единицу длины образца диаметром рабочей части 5 мм и их глубина примерно в 1,5...2 раза больше, чем у образцов диаметром рабочей части 20 мм.

Влияние коррозионной среды на масштабный эффект определяется временем ее действия. При ограниченном времени действия среды, когда коррозионные процессы не успевают проявиться, масштабный эффект может быть таким, как при испытании в воздухе.

Описанная выше инверсия масштабного эффекта при коррозионной усталости характерна не для всех металлов и сплавов. Она характерна для углеродистых, низко- и среднелегированных мартенситных коррозионностойких сталей, алюминиевых сплавов, наиболее заметна при изменении диаметра образца до 50...60 мм (рис. 7.1.22) и проявляется при большой базе испытаний, когда коррозионно-усталостное разрушение контролируется электрохимическим фактором. Для коррозионностойких сталей, склонных к щелевой коррозии, а также титановых сплавов с увеличением диаметра образцов предел выносливости в 3%-ном растворе NaCl снижается как при испытании на воздухе, так и в коррозионной среде.

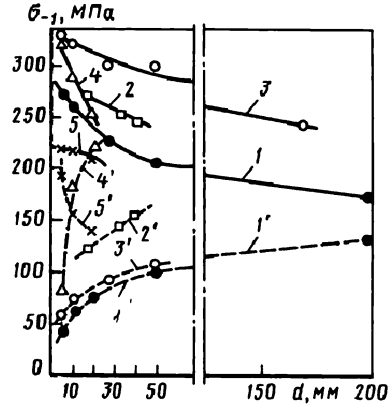


Рис. 7.1.22. Зависимость предела выносливости σ_{-1} (*1* – *5*) и условного предела коррозионной выносливости σ_{-1c} (*1'* – *5'*) при испытании в 3%-ном растворе NaCl от диаметра образцов из сталей:

1, *1'* – сталь 35; *2*, *2'* – 20Х; *3*, *3'* – 38Х2Н2МА; *4*, *4'* – 0Х14Н12М; *5*, *5'* – 12Х18Н10Т

7.1.4. ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Влияние концентрации напряжения на выносливость углеродистых сталей зависит от агрессивности среды. Чем выше относительная агрессивность среды, тем меньше влияние концентрации напряжений (табл. 7.1.8). Ослабление отрицательного влияния концентраторов напряжений на выносливость образцов из углеродистых и низколегированных сталей в присутствии коррозионной среды объясняется возникновением у дна концентратора напряжений сетки коррозионно-усталостных трещин, выступающих как дополнительные концентраторы напряжений, уменьшающие действие основного концентратора, а также изменением геометрических размеров за счет преимущественного разъедания дна концентратора. Дно концентратора является более анодным и растворяется сильнее, чем другие участки образца.

7.1.8. Влияние концентрации напряжения на выносливость углеродистых сталей в зависимости от агрессивности среды

Среда	Воздух	Вода*	3%-ный раствор NaCl
σ_{-1} стали 45, МПа:			
гладкие образцы	520	155	115
Образцы с концентраторами напряжений	165	165	105

* $N = 2 \cdot 10^7$ цикл.

На основании исследования влияния остроты надреза на усталость и коррозионную усталость образцов диаметром 5 мм из отожженной стали 40Х показано резкое снижение коррозионной выносливости образцов с концентраторами напряжений в широком интервале радиусов по сравнению с испытаниями в воздухе, т.е. на образцах малых диаметров очень слабо проявляется разгружающее действие коррозионной среды за счет разъедания дна концентратора напряжений.

В коррозионной среде отрицательное влияние концентрации напряжений резко уменьшается, независимо от его остроты, а при острых концентраторах напряжений условный предел коррозионной выносливости при больших базах испытания может быть большим, чем у гладких образцов или образцов с плавным надрезом. При высоких амплитудах напряжений образцы с острым концентратором напряжений имеют несколько меньшую выносливость, так как за короткое время не успевает пройти растворение концентратора.

Влияние коррозионной среды на выносливость образцов с концентраторами напряжений ослабевает с увеличением их диаметра. В присутствии коррозионной среды высокопрочные стали 20ХГСНА и ЭИ643 обнаруживают значительно меньшую чувствительность к концентрации напряжений, чем в атмосфере воздуха, причем с увеличением базы испытания сопротивление коррозионной усталости гладких и надрезанных образцов существенно сближается.

Эффективность действия концентратора напряжений при коррозионной усталости зависит от технологии его получения. При влиянии одной и многих кольцевых канавок, а также резьбы, полученных разными технологическими методами, на усталость и коррозионную усталость образцов из нормализованной стали 45 наиболее высоким условным пределом коррозионной выносливости в 3%-ном растворе NaCl (σ_{-1c} = 112 МПа) обладают образцы с концентраторами и резьбой, полученной с помощью накатки, а наименьше (σ_{-1c} = 52 МПа) – после шлифования. Другие технологические процессы обеспечивают средние значения условных пределов коррозионной выносливости. Если изготовление концентраторов напряжения не приводит к существенным изменениям структуры и физико-механического состояния металла, то выносливость образцов увеличивается при переходе от одного к нескольким концентраторам напряжений, находящихся на расстоянии их взаимного влияния.

Концентраторы напряжений (теоретический коэффициент концентрации 2,83) заметно снижают предел выносливости коррозионностойких сталей (рис. 7.1.23). Коррозионная среда значительно меньше снижает условный предел коррозионной выносливости образцов с концентраторами напряжений, чем в случае испытаний гладких образцов. Для образцов из сталей 12Х17Н2 и 08Х17Н5М3 это снижение не превышает 20...25 % на базе $5 \cdot 10^7$ циклов нагружения, максимальное снижение было отмечено для стали 08Х17Н5М3.

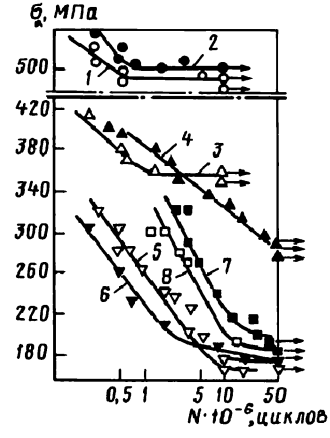


Рис. 7.1.23. Кривые усталости (*1*, *2*, *3*, *5*) и коррозионной усталости в 3%-ном растворах NaCl (*4*, *6*, *7*, *8*) образцов сталей 12Х17Н2 (*1*, *5*, *6*, *7*) и 08Х17Н5М3 (*2*, *3*, *4*, *8*):
1, *2*, *7*, *8* – гладкие образцы; *3* – *6* – образцы с концентратором напряжений (K_σ = 2,33)

Концентрация напряжения (теоретический коэффициент концентрации 2,33) снижает предел выносливости образцов из стали 13Х12Н2МВФБА с 510 до 220 МПа. В присутствии 3%-ного раствора NaCl условный предел коррозионной выносливости уменьшается с 160 до 80 МПа.

Опыты на образцах диаметром 10 и 50 мм (гладких и с концентратором напряжений) из стали 12Х18Н9Т, обладающей относительно высокой коррозионной выносливостью в растворе хлорида натрия, не обнаружили инверсии масштабного фактора при коррозионной усталости. Наличие концентраторов напряжений на образцах из стали 40Х с перлитферритной структурой приводит к усилению проявления масштабного фактора в воздухе, т.е. наблюдается более резкое снижение предела выносливости с увеличением диаметра образцов (в диапазоне 5...40 мм). В коррозионной среде, как и для гладких образцов, имеет место инверсия масштабного фактора. Если у гладких образцов диаметром рабочей части 40 мм предел ограниченной выносливости при $5 \cdot 10^7$ циклов на 45 % выше, чем у образцов с диаметром 5 мм, то у образцов с надрезом – выше на 180 %.

Испытания образцов отожженной стали 40Х диаметром 5, 20 и 40 мм, ослабленных кольцевыми V-образными канавками со следующими параметрами $t / a = 0{,}4$: $\alpha = 60°$ (t – глубина $a = d / 2$; α – угол раскрытия), показали, что масштабный эффект при усталости в воздухе находится в тесной связи с концентрацией напряжений. Сопротивление коррозионной усталости образцов зависит как от их диаметра, так и от остроты надреза. Сама же острота концентратора не одинаково влияет на выносливость образцов различного диаметра в коррозионной среде. Чувствительность концентрации напряжений при коррозионной усталости с увеличением диаметра образца уменьшается (рис. 7.1.24).

Исследовали геометрически подобные цилиндрические образцы с кольцевыми надрезами и без них с рабочим диаметром 5, 20, 40 и 160 мм из сталей 35, 40Х и 58Х2Н2МА по схеме чистого изгиба с вращением. Частота нагружения составляла около 50 Гц для образцов диаметром от 5 до 40 мм и около 7 Гц для образцов диаметром 160 мм. Отношение рабочей длины к диаметру гладких образцов составляло $l / d = 4$, а радиус галтели при переходе к головкам образца $R = d$. Кольцевой V-образ-

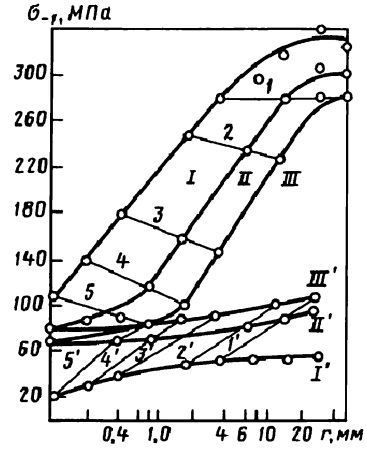


Рис. 7.1.24. Зависимость предела выносливости σ_{-1} образцов из стали 40Х от радиуса закругления дна надреза r. При диаметре образцов 5 мм (*I*, *I'*), 20 мм (*II*, *II'*), 40 мм (*III*, *III'*) при испытаниях на воздухе (*1* – *5*) и в коррозионной среде (*1'* – *5'*) отношение r / a равно соответственно 1,5; 0,64; 0,16; 0,08; 0,04

ный надрез с углом раскрытия 60° на образцах наносили тонким точением. С целью уменьшения величины остаточных напряжений на дне надреза окончательный профиль его округления в образцах с $d = 5...40$ мм формировали абразивным кругом, а в образцах с $d = 170$ мм надрез после точения зачищали шлифовальной шкуркой.

На рис. 7.1.25 приведена зависимость предела выносливости (база $1 \cdot 10^7$ циклов) геометрически подобных гладких и надрезан-

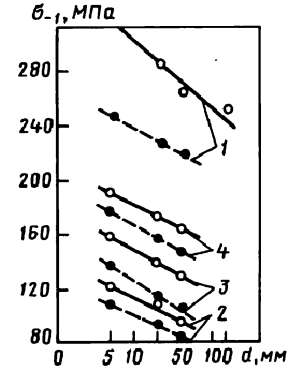


Рис. 7.1.25. Влияние диаметра образца d на предел выносливости σ_{-1}:
1 – гладкие образцы; *2*, *3*, *4* – $r = 0{,}1t$; $0{,}2t$; $0{,}4t$ соответственно; $t = 0{,}2d$

ных образцов из стали 40Х в зависимости от диаметра. При увеличении диаметра рабочего сечения от 5 до 40 мм сопротивление усталости образцов всех форм уменьшается на 15...20 %.

При очень малых значениях радиуса закругления кольцевого концентратора напряжений ($r \le 0{,}1$ мм) образцов из отожженной стали 40Х небольшое изменение глубины надреза приводит к резкому снижению предела выносливости. При дальнейшем увеличении глубины концентратора ее влияние на выносливость становится менее заметной. В 3%-ном растворе NaCl изменение глубины надреза в диапазоне 0,2...8 мм при диаметре рабочего сечения образца 20 мм практически не повлияло на условный предел коррозионной выносливости образцов, который несущественно понизился с уменьшением радиуса закругления надреза от 15 до 0,1 мм. То есть коррозионная среда нивелирует отрицательное действие механической концентрации напряжения при усталости углеродистых и низколегированных сталей.

7.1.5. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ НАГРУЖЕНИЯ

При исследовании усталости и коррозионной усталости хромованадиевой стали (0,46 % C, 0,88 % Cr, 0,54 % V; $\sigma_в$ = 689 МПа) показано, что в воздухе при базе $1 \cdot 10^7$ циклов σ_{-1} = 300 МПа (при изгибе) и σ_{-1} = 190 МПа (при кручении). В пресной воде соответственно получено σ_{-1c} = 170 МПа, σ_{-1c} = 85 МПа. Та же сталь после термической обработки ($\sigma_в$ = = 1030 МПа) имела в воздухе σ_{-1} = 485 МПа и σ_{-1} = 310 МПа, в пресной воде σ_{-1} = 120 МПа, σ_{-1c} = 60 МПа.

При циклическом кручении образца выделяется больше тепла, чем при изгибе, поэтому коррозионная среда оказываст влияние также на тепловой эффект, связанный как с величиной амплитуды циклического напряжения, так и с видом нагружения, причем это влияние должно быть больше при кручении. При больших напряжениях ($\pm\sigma$ = 200...240 МПа) 3%-ный раствор NaCl и инертный охладитель (гептан) одинаково существенно повышают выносливость стали.

По мере приближения к пределу выносливости количество выделенного тепла уменьшается, гептан перестает оказывать влияние на изменение выносливости, а коррозионная среда снижаст сопротивление усталости стали вследствие проявления электрохимического фактора.

При коррозионной усталости образцов из отожженной стали 40Х уже при базе $5 \cdot 10^7$ циклов выносливость образцов при кручении в коррозионной среде снижается значительно меньше, чем при изгибе.

Из результатов исследования коррозионной усталости образцов стали 12Х17Н2 следует, что в случае сравнительно небольших баз испытаний наблюдается существенное различие между условным пределом коррозионной выносливости при изгибе и осевом растяжении-сжатии. Испытания как в воздухе, так и в 3%-ном растворе NaCl проводились при симметричном цикле чистого изгиба вращающихся образцов с частотой нагружения 50 Гц и при симметричном цикле растяжения-сжатия с частотой нагружения 20 Гц. В обоих случаях образцы были полностью погружены в раствор.

Сопротивление усталости образцов на воздухе при чистом изгибе выше, чем при растяжении-сжатии. Предел выносливости при изгибе σ_{-1} = 495 МПа, в то время как при растяжении-сжатии $\sigma_{-1\,р.с}$ = 410 МПа. При воздействии 3%-ного раствора NaCl эта закономерность изменяется в противоположном направлении. Условный предел выносливости при изгибе и растяжении-сжатии соответственно составляет 200 и 340 МПа. Среда сильно разупрочняет приповерхностный слой металла образца, который несет основную нагрузку при циклическом изгибе. При циклическом же растяжении-сжатии значение напряжений по сечению образца выравнивается и роль приповерхностного слоя уменьшается.

Частота нагружения. Изменение частоты приложения циклической нагрузки в диапазоне от 3 до 100 Гц практически не влияет на усталость на воздухе гладких образцов из сталей различных классов. Долговечность сталей в коррозионной среде растет с увеличением частоты нагружения. Так, при испытании низколегированных сталей в пресной воде с частотой 25 и 0,1 Гц разрушение наступало соответственно за 10^6 и 10^5 циклов.

Характер влияния частоты нагружения на коррозионную усталость зависит от того, в каких единицах измеряется долговечность. Если измерение проводится по времени, то высокая частота нагружения образцов может больше снижать их долговечность. В том случае, если выносливость измерять в циклах, то она увеличивается с увеличением частоты.

Например, сопротивление коррозионно-усталостному разрушению гладких образцов из алюминиевого сплава В95 с увеличением частоты нагружения от 3,3 до 100 Гц повышается тем больше, чем ниже уровень циклических напряжений.

Увеличение частоты нагружения от 25 до 160 Гц повышает долговечность и предел ограниченной коррозионной выносливости отожженной среднеуглеродистой стали. Влияние частоты нагружения на долговечность закаленной и низкоотпущенной стали сказывается только в области высоких амплитуд напряжений. Условный предел коррозионной выносливости при $N = 1 \cdot 10^7$ циклов для всех частот примерно одинаков (~20 МПа).

Для образцов из стали 15ХН5ДМФ в условиях растяжения при $R = 0$ проявление частотного фактора при малоцикловой усталости зависит от агрессивности рабочей среды (рис. 7.1.26). С уменьшением частоты нагружения в интервале $10^{-1} \cdot 10^{-4}$ Гц выносливость образцов снижается тем сильнее, чем более агрессивна среда. Различие на несколько порядков в выносливости образцов связано со склонностью стали к коррозионному растрескиванию в растворе серной кислоты. Для гладких образцов относительное снижение выносливости под действием коррозионных сред больше, чем для образцов с концентратором напряжений.

Для многих низколегированных сталей существует определенная частотная граница (10...15 Гц), ниже которой имеет место заметное влияние коррозионной среды на скорость

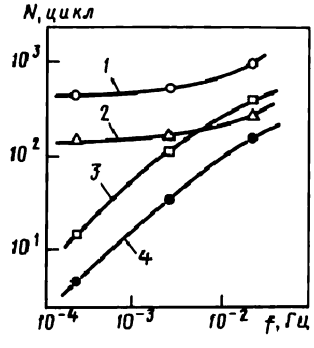


Рис. 7.1.26. Влияние частоты нагружения *f* на число циклов до разрушения *N* образцов из стали 15ХН5ДМФ при испытании:
1 – на воздухе; *2* – в 3%-ном растворе NaCl; *3* – в 50%-ном растворе NH_4NO_3; *4* – в 20%-ном растворе H_2SO_4; ($\pm\sigma$ = 1150 МПа)

роста усталостной трещины. Максимальное ускоряющее действие на рост трещины коррозионная среда оказывает при частоте нагружения 0,01...0,1 Гц.

Для хромоникельмолибденовой мартенситно-стареющей стали, марганцовистой трубной и ряда других сталей в 3%-ном, 3,5%-ном растворах NaCl или в морской воде скорость роста усталостной трещины увеличивается с уменьшением частоты нагружения в интервале 10...0,1 Гц.

Коэффициент асимметрии и форма цикла нагружения. Форма цикла несущественно влияет на многоцикловую усталость конструкционных материалов и часто предопределяет долговечность металлов и сплавов при их малоцикловой усталости. Коррозионно-усталостная трещина растет в процессе активного растяжения. Во время выдержки при максимальной растягивающей нагрузке рост трещины зависит от склонности металла к коррозионному растрескиванию. Для металлов, не подверженных коррозионному растрескиванию в условиях квазистационарного нагружения, прирост трещины не существенный.

Со снижением частоты нагружения в интервале 1,6...0,001 Гц долговечность стали 15ХН5ДМ (d = 3 мм, чистый изгиб) уменьшается как при испытании в воздухе, так и в морской воде. Долговечность образцов, деформированных в указанном диапазоне частот по синусоидальной форме, меньше, чем нагружаемых по трапецеидальной или прямоугольной форме. Вид формы нагружения более четко сказывается при уменьшении частоты нагружения. Для стали 15ХН5ДМ, не склонной к коррозионному растрескиванию, как на воздухе, так и в морской воде, трещина распространялась только в фазе растяжения. Аналогичные данные получены и для других низколегированных хромоникельмолибденовых сталей типа 15ХН5ДМФ и 12ХН4ДМФ.

На стали 30ХГС2А, склонной к коррозионному растрескиванию, подтверждено увеличение вклада коррозионного растрескивания в общий процесс коррозионно-механического разрушения с уменьшением частоты нагружения ниже 0,001 Гц и понижением pH среды от 8 до 3.

С увеличением среднего растягивающего напряжения в интервале значений коэффициента асимметрии цикла $R = 0...0,85$ ускоряется развитие усталостной трещины в образцах низколегированной марганцовистой стали в

морской воде до 6 раз в широком диапазоне интенсивности напряжений.

Влияние агрессивности среды. При изучении коррозионно-механической стойкости металлов рассматривают не агрессивность среды вообще, а относительную агрессивность по отношению к конкретным металлам или классам сталей с учетом условий испытания.

Атмосфера влажного воздуха, возникающая в результате испарения водного раствора NaCl (температура 40 °С, относительная влажность 97...99 %), не вызывающая заметных коррозионных поражений коррозионно-стойких сталей в ненапряженном состоянии, обуславливает коррозионно-усталостное разрушение как углеродистых и низколегированных, так и коррозионно-стойких сталей. Коррозионно-усталостному разрушению в указанных условиях подвергаются также такие коррозионно-стойкие материалы, как титановые сплавы.

Величина снижения выносливости под действием влажного воздуха зависит от химического состава стали и ее структурного состояния (рис. 7.1.27). Для высокопрочных закаленных сталей типа ШХ15 после различных методов рафинирования относительное снижение выносливости во влажном воздухе было значительно больше, чем, например, для коррозионно-стойких сталей.

Для коррозионно-стойких сталей мартенситного и переходного классов влажный воздух также обуславливает коррозионно-усталостное разрушение, хотя снижение выносливости незначительно, всего на 40...150 МПа, т.е. на 20...55 %.

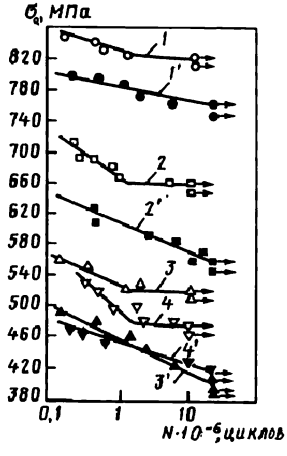


Рис. 7.1.27. Кривые усталости на воздухе (*1* – *4*) и во влажном воздухе (*1'* – *4'*) образцов из сталей: *1*, *1'* – ШХ15 (ЭШП); *2*, *2'* – 13Х12Н2МВФБА; *3*, *3'* – 13Х12Н2ВМФБ; *4*, *4'* – 20Х13

Влияние влажности на уменьшение предела ограниченной выносливости гладких образцов из стали 45 (диаметром 5 мм) начинает сказываться при ее величине не менее 95 %. Увеличение влажности до 100 % для данной стали приводит к снижению предела ограниченной коррозионной выносливости больше, чем на 13 %, по сравнению с испытанием при влажности 40 %.

Влияние pH среды оказывается наибольшим при его стремлении к нулю или к значению 14. Изменение pH от 5 до 10 мало влияет на сопротивление железа и углеродистой стали коррозионно-усталостному разрушению. Уменьшение pH ниже 5 интенсифицирует процессы коррозионной усталости, а повышение pH выше 10...12 – довольно резко замедляет. Сопротивление усталости низкоуглеродистой стали при частоте нагружения 25 Гц и температуре 250 °С возрастает при увеличении pH от 0,5 до 5,3, после чего уменьшается до минимума в диапазоне pH = 9...12, при дальнейшем увеличении pH снова резко возрастает. Скорость роста усталостной трещины в кислом электролите (pH = 0,5) примерно на порядок выше, чем в электролите с pH = 5,3 и 11,2.

Однако значение pH среды вокруг испытуемого объекта и в вершине трещины может существенно отличаться. При испытании в 3,5%-ном растворе NaCl со средним значением pH = 6,5 значение pH раствора вблизи вершины трещины может уменьшаться до 1,7 для титанового сплава, до 3,5 – для алюминиевого сплава и до 3,8 для углеродистых и легированных сталей. Для коррозионно-стойкой стали в кипящем растворе $MgCl_2$ pH среды в вершине трещины может достигать единицы и даже меньше при максимальном значении pH = 4,5 в объеме среды.

В нейтральных электролитах коррозионные процессы протекают с кислородной деполяризацией, поэтому удаление из электролитов кислорода может на несколько порядков уменьшить скорость коррозии металлов. Обескислороживание воды и водных растворов хлоридов практически полностью устраняет отрицательное влияние этих сред на сопротивление усталости сталей.

7.1.6. МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ

Электрохимическая защита – один из наиболее эффективных методов антикоррозионной защиты металлов, основанный на их

катодной или анодной поляризации. При определенных режимах поляризации можно значительно затормозить или полностью подавить коррозионные процессы. Однако при повышенных плотностях тока на защищаемой поверхности выделяется большое количество водорода. Этот водород не оказывает существенного влияния на долговечность металла, находящегося в коррозионной среде, но не подверженного воздействию механических нагрузок, в то же время может быть причиной коррозионно-механического разрушения металлов, особенно высокопрочных сталей, в условиях их статического или циклического нагружения. Катодная поляризация при плотности тока 0,2 А/дм^2 существенно повышает предел выносливости образцов из нормализованной стали 45 в 3%-ном растворе NaCl, а при плотности тока 0,5 А/дм^2 предел выносливости стали в воздухе и в коррозионной среде при базе $1 \cdot 10^7$ циклов практически одинаков.

Для эффективного повышения коррозионной выносливости сталей необходимо выбирать плотность тока несколько большую, чем это необходимо для защиты деталей, находящихся в ненапряженном состоянии, и для каждых конкретных условий существует оптимальная плотность тока, обеспечивающая наибольшее сопротивление стали коррозионно-усталостному разрушению.

Снижение условного предела коррозионной выносливости с увеличением плотности защитного тока сверх оптимального значения для мягких сталей менее заметно, чем для высокопрочных, что связано с различной восприимчивостью сталей к наводораживанию. Из-за повышенной склонности к водородному охрупчиванию применение катодной защиты для повышения коррозионной выносливости сталей с пределом прочности $\sigma_в$ = 1150...1200 МПа и выше нецелесообразно. В то же время при потенциале –1100 мВ условный предел коррозионной выносливости образцов из стали 40, подвергнутых ВТМО с отпуском при 500 °С ($\sigma_в$ = 320 МПа), даже несколько превышает предел выносливости этой стали в морской атмосфере. Для более прочных сталей (38ХС и 50ХГСА) максимальное значение условного предела коррозионной выносливости (несколько меньшего, чем в воздухе) достигается при потенциале поляризации –1250 мВ (рис. 7.1.28).

Применение катодной поляризации с контролируемым потенциалом в естественной

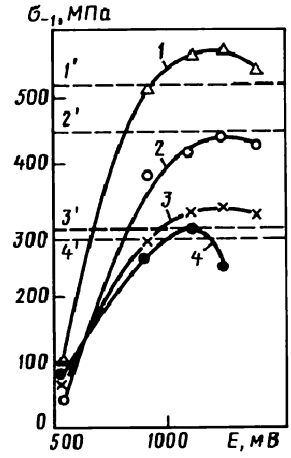


Рис. 7.1.28. Зависимость предела коррозионной выносливости σ_{-1c} сталей после ВТМО от потенциала поляризации *E*:
1 – 38ХС; *2* – 30ХГСА; *3* – сталь 40 (отпуск при 500 °С); *4* – сталь 40 (отпуск при 600 °С); *1'* – *4'* – σ_{-1} этих же сталей при испытании в морской атмосфере

морской воде позволяет практически полностью устранить ее отрицательное влияние на выносливость высокопрочных сталей, и является эффективнее, чем гальваностатическая поляризация, требующая, кроме того, значительно большего расхода электроэнергии. Величина установившейся плотности тока при потенциостатической поляризации при –1100 мВ составляет 2,9 А/м^2, а при –1250 мВ 3,8 А/м^2.

При катодной поляризации в морской воде на поверхности металла осаждается гидроокисно-солевой осадок, чего не наблюдается при испытании в водных растворах NaCl, в которых отсутствуют ионы кальция и магния. С увеличением электросопротивления такого осадка снижается защитная плотность тока, что может быть эффективно использовано при выборе режимов электрохимической защиты от коррозионной усталости сталей.

Для образцов диаметром 10 мм из нормализованной стали 35 в естественной морской воде при чистом изгибе с частотой 50 Гц при оптимальном потенциале поляризации –1150 мВ условный предел коррозионной выносливости стали при базе $N = 2 \cdot 10^7$ циклов увеличивается с 70 до 190 МПа и приближается к значению предела выносливости в воздухе (200 МПа). Плотность тока, необходимая для защиты стали от разрушения в морской воде, на 1...4 порядка ниже, чем в 3%-ном растворе NaCl, и

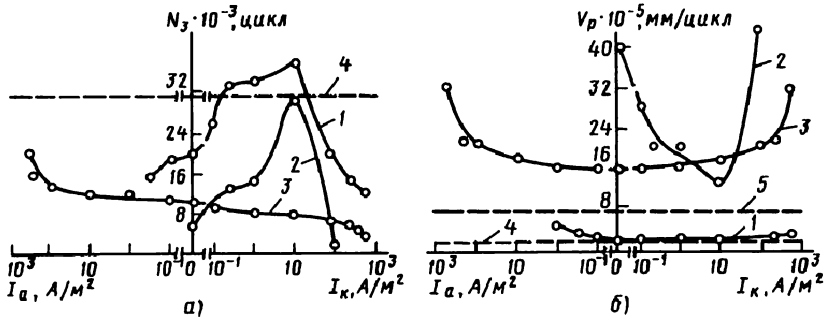


Рис. 7.1.29. Влияние плотности тока при анодной J_a и катодной $J_к$ поляризации на число циклов до зарождения $N_з$ трещины (*а*) и скорость ее распространения $v_р$ (*б*):
1, *2* – соответственно сталь 45 после нормализации, закалки и низкого отпуска (53 HRC), испытанная в 3%-ном растворе NaCl; *3* – сталь 45 после нормализации, испытанная в 20%-ном растворе H_2SO_4; *4*, *5* – сталь 45 после нормализации, закалки и низкого отпуска, испытанная на воздухе

составляет 0,01...0,2 А/м^2. Низкая защитная плотность тока в естественной морской воде связывается с образованием плотного осадка.

Катодная поляризация в потенциостатических режимах увеличивает условный предел коррозионной выносливости латуни ЛМцЖ-55-3-1 в естественной морской воде с 90 МПа без защиты до 160 МПа, что выше результатов, полученных в воздухе. Оптимальный потенциал поляризации –1050 мВ.

Катодная поляризация нормализованной стали 45 в 3%-ном растворе NaCl существенно влияет на долговечность до зарождения трещины $N_з$ и мало сказывается на скорости ее роста (рис. 7.1.29).

Катодная поляризация также повышает коррозионную выносливость коррозионно-стойких сталей. Для стали 20Х13 (рис. 7.1.30, кривая *1*) условный предел коррозионной выносливости при поддержании потенциала $E_{пол}$ = –0,5 В, рекомендуемого для ненагруженных коррозионно-стойких сталей, возрастает с 78 до 170 МПа. Коэффициент циклической прочности при влиянии среды $\beta = \sigma_{-1} / \sigma_{-1c}$ увеличивается при этом от 0,22 до 0,49. Дальнейшее понижение потенциала поляризации сопровождается повышением циклической долговечности. При потенциале $E_{пол}$ = –0,9 В условный предел коррозионной выносливости достигает максимального значения –330 МПа. Плотность защитного тока составляет 0,2...0,5 мА/см^2.

Для стали 08Х17Н6Т в условиях катодной поляризации циклическая долговечность повышается более интенсивно, чем для стали 20Х13 (см. рис. 7.1.30, кривая *2*). При поддержании потенциала $E_{пол}$ = –0,5 В условный предел

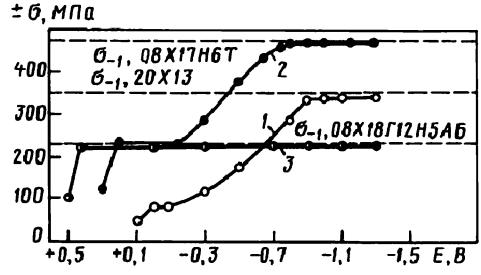


Рис. 7.1.30. Зависимость условного предела выносливости коррозионно-стойких сталей в 3%-ном растворе NaCl от потенциала поляризации:
1 – 20Х13; *2* – 08Х17Н6Т; *3* – 08Х18Г12Н5АБ

коррозионной выносливости составляет 370 МПа (σ_{-1c} = 228 МПа), коэффициент β повышается от 0,48 до 0,79. Максимальная защита для этой стали наблюдается при $E_{пол}$ = –0,8 В. Плотность тока поляризации при этом потенциале равна 0,06...0,1 мА/см^2. Дальнейшее понижение потенциала катодной поляризации до $E_{пол}$ = –1,3 В не изменяет величину достигнутого условного предела коррозионной выносливости сталей 20Х13 и 08Х17Н6Т, т.е. эффект перезащиты для них не характерен.

При катодной защите коррозионно-стойких сталей увеличивается в основном длительность периода зарождения трещин, а время ее развития практически не изменяется.

Анодная поляризация при потенциалах более положительных, чем стационарные, практически не влияет на величину условного предела коррозионной выносливости коррозионно-стойких сталей. При смещении потен-

циала поляризации положительнее потенциала питтингообразования наблюдается еще большее снижение их выносливости.

В случае развития коррозионно-усталостного разрушения стали 08Х18Г12Н5АБ при превалирующем механическом факторе катодная защита не влияет на коррозионную выносливость (см. рис. 7.1.30, кривая *3*).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **О влиянии** среды на усталостную прочность титановых сплавов / В.И. Похмурский, О.С. Калахан, А.М. Пришляк и др. // Свойства конструкционных материалов при воздействии рабочих сред: сб. науч. тр. – Киев: Наукова думка, 1980. – С. 64 – 69.

2. **Основные** закономерности влияния концентраторов на усталостную и коррозионно-усталостную прочность сталей / В.И. Похмурский, М.М. Мацейко // Свойства конструкционных материалов при воздействии рабочих сред: сб. науч. тр. – Киев: Наукова думка, 1980. – С. 42 – 47.

3. **Особенности** коррозионно-усталостного разрушения и защиты нержавеющих сталей / А.М. Крохмальный, М.С. Хома, В.И. Похмурский. – Львов, 1992. – 46 с.

4. **Похмурский В.И.** Коррозионная усталость металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 206 с.

5. **Похмурский В.И.** Общие аспекты коррозионной усталости металлов и сплавов // Коррозионная усталость металлов: тр. I сов.-англ. семинара / под ред. Я.М. Колотыркина. – Киев: Наукова думка, 1982. – С. 86 – 101.

6. **Похмурский В.И., Крохмальный А.М.** Электрохимические аспекты коррозионной усталости металлов // Коррозионная усталость металлов: тр. I сов.-англ. семинара. – Киев: Наукова думка, 1982. – С. 101 – 120.

7. **Трощенко В.Т., Сосновский Л.Л.** Сопротивление усталости металлов и сплавов: Справочник в 2 ч. – Киев: Наукова думка, 1987. – 1303 с.

8. **Установка** для исследования электрохимических свойств поверхностей металлов в коррозионных средах при высоких температурах и давлениях / В.И. Похмурский, И.П. Гнып, И.Н. Антощак и др. // Защита металлов. – 1991. – № 3. – С. 516 – 518.

9. **Дмитрах І.М., Панасюк В.В.** Вплив корозійних середовищ на локальнее руйнування металів біля концентраторів напружень. – Львів: В-во ФМІ НАНУ, 1999. – 340 с.

10. **Похмурський В.І., Хома М.С.** Корозійна втома нержавіючих сталей і титанових сплавів та їх зварних з'єднань // Сучасне матеріалознавство: XXI століття. – Київ: Наукова думка, 1998. – С. 604 – 619.

Глава 7.2

КОРРОЗИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ

7.2.1. ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА

Коррозионное растрескивание под напряжением (КР) – разрушение металла при одновременном воздействии извне приложенных или остаточных напряжений растяжения и специфической для каждой системы коррозионной среды. КР – опасный вид коррозии, так как имеет локализованный характер без признаков заметной макропластической деформации, с образованием в большинстве случаев нескольких трещин, развитие которых может приводить к разрушению конструкций.

Трещины при КР развиваются в направлении, перпендикулярном направлению максимальных растягивающих напряжений. В зависимости от структуры, уровня прочности, пластичности и других механических свойств сталей и сплавов, их электрохимической неоднородности, состава и параметров контактирующей с металлом среды трещины КР могут иметь транскристаллитное (по телу зерна) или межкристаллитное (по границам зерна) распространение (рис. 7.2.1). Специфической особенностью КР (транскристаллитного и межкристаллитного) является многоочаговое инициирование трещин и их ветвление в процессе распространения.

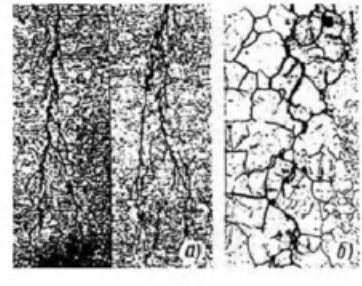


Рис. 7.2.1. Транскристаллитный (*а*) и межкристаллитный (*б*) характер распространения трещин при коррозионном растрескивании под напряжением (×100)

Процесс КР в электролитах имеет электрохимическую природу. Процесс коррозионного растрескивания можно разделить на три стадии: инкубационную, субкритического роста трещин и окончательного кратковременного механического разрушения. Инкубационная стадия характеризуется зарождением микротрещин, стадия субкритического роста – развитием микротрещины до критического размера, стадия кратковременного разрушения – доломом и окончательным разрушением.

Разрушение на каждой стадии происходит по собственному механизму с характерными определяющими факторами. Разным системам "металл–напряжение–среда" свойственны различные соотношения длительности инкубационного периода и субкритического роста трещин.

При испытании в условиях постоянной нагрузки длительность инкубационного периода зависит от величины начальной нагрузки, что свидетельствует о существенной роли напряженного состояния не только в период роста трещины, но и в период ее зарождения. Однако при наличии на поверхности металла нестойкой защитной пленки определяющим фактором на стадии зарождения трещины является коррозионный процесс. При транскристаллитном КР в структуре металла должны быть непрерывные анодные пути избирательного растворения по электрохимическому механизму.

Зарождение и распространение КР происходит на поверхности металла.

Места поверхностных выходов дислокаций, образующих избыточные ступени, могут быть активными центрами растворения металла при деформации.

Развитие хрупкой трещины КР в пластичном материале обусловлено тем, что создаются условия, при которых трещина развивается быстрее, чем способен деформироваться окружающий металл, для чего должна быть заметно понижена скорость движения дислокаций на первых стадиях деформации, например, в результате твердорастворного упрочнения или наличия ближнего порядка.

Исследования тонкой структуры металлических материалов позволили выявить дислокационный характер субмикроскопических участков в стали с аустенитной структурой, подвергшихся избирательному растворению.

Дефекты упаковки способствуют КР двумя путями:

их избирательное растворение приводит к образованию очень узких щелей, которые становятся концентраторами напряжений, местами повышенной локальной деформации и способствуют инициированию трещин;

они тормозят развитие поперечного скольжения, что приводит к деформации с ограниченным скольжением и образованию мощных нагромождений дислокаций вблизи поверхности металла. Дислокационная структура оказывает значительное влияние на процесс КР.

Транскристаллитному коррозионному растрескиванию подвержены, главным образом, однофазные стали, например коррозионно-стойкие стали аустенитного класса, и сплавы с четко выраженной плоскостной (копланарной) дислокационной структурой, типичной для материалов с низкой энергией дефектов упаковки.

Сплавы с ячеистой дислокационной структурой обладают повышенной стойкостью против транскристаллитного коррозионного растрескивания.

Участками избирательного анодного растворения, приводящего к образованию узких субмикроскопических щелей, способствующих зарождению и распространению трещин, могут быть также границы зерен, субграницы, выходящие на поверхность дислокации, деформированные зоны, а также зоны с повышенным уровнем остаточных напряжений в результате сварки и других технологических и монтажных операций.

Определенным условием избирательного воздействия среды на скопление дислокаций является и сегрегация примесей на дислокациях, имеющих пониженную коррозионную стойкость (чистые металлы не подвержены КР), что обусловлено усилением диффузионной подвижности в локальных деформированных участках металла.

Для всех систем "металл–среда", в которых материал проявляет склонность к КР, с уменьшением растягивающих напряжений время до разрушения увеличивается, при этом существует критическое или пороговое значение напряжений, ниже которых КР не происходит за определенный установленный отрезок времени.

Коррозионное растрескивание под напряжением в растворах электролитов определяется совокупностью следующих основных факторов:

величиной и характером действующих напряжений (с учетом наличия концентрации напряжений);

уровнем пластической деформации металла;

составом, структурой и свойствами металла;

составом и параметрами коррозионных сред;

электрохимическими характеристиками (наложенным потенциалом, др.).

Для каждого класса (группы) сталей существуют коррозионные среды, воздействие которых вызывает КР при определенных способах нагружения.

Коррозионно-стойкие стали аустенитного, аустенитно-ферритного (дуплексные стали), аустенитно-мартенситного классов, как правило, подвергаются КР в концентрированных растворах хлоридов ($MgCl_2$, $CaCl_2$, др.), в высокотемпературной воде, содержащей хлориды и окислители, в концентрированных растворах сероводорода. Низкоуглеродистые, низколегированные стали – в растворах сероводорода, нитратов, едкого натрия, едкого калия, других электролитах.

7.2.2. МЕТОДЫ ИСПЫТАНИЙ

Основные задачи испытаний материалов на коррозионное растрескивание. Различая в методах и средах испытаний для оценки стойкости против КР обусловлены многообразием условий эксплуатации оборудования, которые могут вызвать этот вид разрушения.

Испытания сталей и сплавов на КР проводят для решения следующих задач:

выявление причин, характера, кинетики процесса разрушения в эксплуатационных условиях; решения задач экспертного типа для выяснения причин отказа оборудования, влияния особых условий эксплуатации на склонность к КР;

обоснование выбора материалов для проектируемого оборудования, имеющих наиболее высокую стойкость против КР в заданных условиях эксплуатации;

разработка новых сталей и сплавов, имеющих высокую стойкость против коррозионного растрескивания;

исследование влияния водно-химических режимов и эксплуатационной нагруженности оборудования на склонность металлических материалов к коррозионному растрескиванию;

выбор оптимальных способов и режимов выплавки, термической обработки, сварки, обработки давлением и других технологических операций, обеспечивающих наибольшую стойкость металла против коррозионного растрескивания;

определение эффективности защиты металлов против коррозионного растрескивания электрохимическими методами, покрытиями, корректировкой состава коррозионной среды, поверхностным пластическим деформированием, другими методами;

получение данных для установления корреляции между результатами испытаний на склонность к коррозионному растрескиванию и поведением металла в эксплуатационных условиях;

определение закономерностей и изучение механизма коррозионного растрескивания металлических материалов в различных системах металл–среда.

В большинстве случаев испытания на коррозионное растрескивание являются сравнительными. В тех случаях, когда имеются данные по стойкости против КР одного из испытываемых металлов, результаты испытаний в идентичных условиях позволяют сделать сравнительную оценку стойкости против КР других исследованных металлов.

Испытания на КР подразделяются на лабораторные, стендовые, эксплуатационные.

Лабораторные испытания осуществляют в условиях, имитирующих воздействие на металл основных эксплуатационных факторов. Для сокращения продолжительности эксперимента при лабораторных испытаниях можно использовать ускоренные методы, при этом механизм и характер коррозионного разрушения должен быть идентичен механизму и характеру разрушения в эксплуатации.

Стендовые испытания проводят на установках, позволяющих моделировать условия эксплуатации и воспроизводить воздействие на металл факторов, определяющих поведение металла в отношении склонности к КР.

Эксплуатационные испытания осуществляют в действующих промышленных установках, в том числе энергетических.

При выборе метода испытаний следует иметь в виду, чтобы метод был не слишком жестким, во избежание забраковки материала, пригодного к конкретным эксплуатационным условиям, но и не слишком мягким, что может привести к назначению в эксплуатацию материала, который проявит в последующем склонность к КР.

Методы испытаний на КР можно классифицировать по следующим признакам:

– целевое назначение (поставленная задача);

– тип испытуемого объекта (образца);

– вид нагружения;

– тип коррозионной среды;

– показатели стойкости в зависимости от вида коррозионного разрушения.

По способу создания напряженного состояния испытуемые на КР объекты (образцы, узлы, макеты) можно разделить на следующие группы (табл. 7.2.1):

– объекты, подвергнутые внешнему нагружению (извне приложенному, $\sigma_{вн}$);

– объекты, испытывающие воздействие остаточных напряжений, обусловленных технологией изготовления, $\sigma_{ост}$;

– объекты, подвергнутые суммарному воздействию напряжений, вызванных внешним нагружением, и остаточных напряжений, $\sigma_{вн} + \sigma_{ост}$.

Внешнее нагружение может осуществляться при растяжении, изгибе, кручении.

Методические аспекты испытаний на стойкость сталей против КР регламентированы:

ГОСТ 9.903. Стали и сплавы высокопрочные. Методы испытаний на коррозионное растрескивание;

ГОСТ 26294. Соединения сварные. Методы испытаний на коррозионное растрескивание;

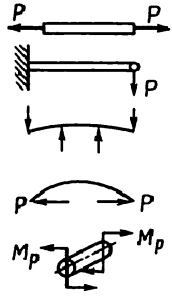
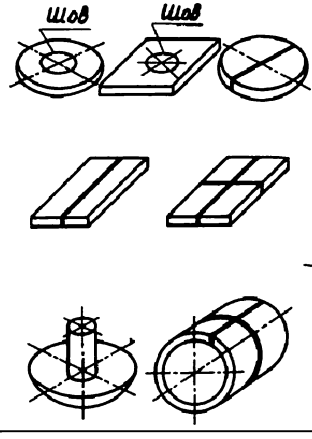
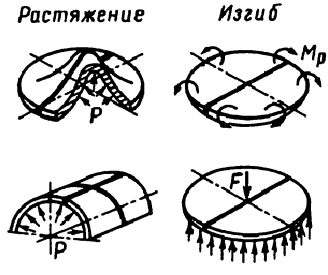
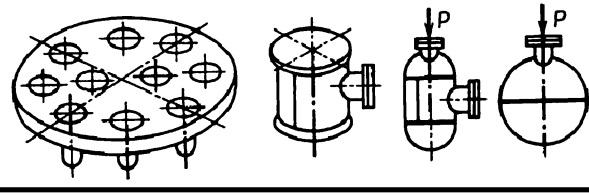
ГОСТ 9.901.2. Металлы и сплавы. Испытания на коррозионное растрескивание образцов в виде изогнутого бруса;

ОСТ 108.901.01. Металлы. Методы испытаний на коррозионное растрескивание применительно к атомной и тепловой энергетике;

ОСТ 1 902 12. Коррозионно-стойкие стали. Методика испытания на склонность к коррозионному растрескиванию.

Лабораторные методы испытаний по существу являются ускоренными, поэтому в большинстве случаев стремятся, чтобы трещина зарождалась на тех участках образцов, в которых прошла пластическая деформация.

7.2.1. Объекты и виды нагружения при испытании на коррозионное растрескивание под напряжением

Объекты испытаний	Одноосное напряженное состояние, характеризующееся напряжением $\sigma_{вн}$	Двухосное напряженное состояние	
		$\sigma_{ост}$	$\sigma_{вн} + \sigma_{ост}$
Образцы			
Макеты, узлы	–		

Рекомендуется создавать растягивающие напряжения выше предела текучести, что позволяет не только быстро выявить склонность к КР, но и получать лучшую воспроизводимость результатов, чем при напряжении 0,7...0,9 от предела текучести, как было принято ранее. Последнее мотивировано тем, что в реальных конструкциях расчетные напряжения, как правило, не превышают предела текучести. Однако установлено, что в эксплуатационных условиях в деталях и элементах конструкций могут возникать зоны, где металл пластически деформирован, так как суммарные растягивающие напряжения за счет концентрации, напряжений, остаточных напряжений и из-за ряда других факторов могут превышать эту величину. Исходя из этого, при проведении оценочных ускоренных испытаний занижать величину растягивающего напряжения нецелесообразно.

По способу создания напряженно-деформированного состояния испытания на КР подразделяются на следующие основные виды:

– по методу постоянной деформации;

– по методу постоянной нагрузки (заданного напряжения);

– по методу постоянной малой скорости деформации.

Предусмотрены также испытания:

– образцов с предварительно созданными усталостными трещинами;

– образцов и элементов конструкций с заданным собственным напряженным состоянием.

Испытания при постоянной общей деформации. Методика испытаний при постоянной общей деформации позволяет имитировать остаточные напряжения, возникающие в элементах конструкции при их изготовлении.

Это наиболее распространенный вид испытаний. К нему относятся многочисленные варианты испытаний образцов при изгибе, в которых используются простые и дешевые приспособления. Основной недостаток метода – плохое воспроизведение уровня напряжений, в том числе и по причине их релаксации при испытании в среде с повышенной температурой.

Наиболее распространенной формой образца при этом виде испытаний является "петля" (рис. 7.2.2, *а* – (*2* – *7*)). Величин растягивающего напряжения на гребне петли, рассматриваемой как консоль,

$$\sigma = \frac{M}{W} = \frac{Pl}{W},$$

где M – изгибающий момент; W – момент сопротивления образца; P – нагрузка (сила), необходимая для сближения концов петли; l – плечо рычага.

Наиболее часто встречающейся и используемой разновидностью петли являются образцы U-образной формы (см. рис. 7.2.2, *а* – (*1*)). Максимальная степень деформации ε образца в зависимости от его толщины t и диаметра оправки D для загиба образца определяется соотношением

$$\varepsilon = \frac{D - t}{D} 100\ \%.$$

Проведение испытаний при постоянной деформации возможно и при использовании образцов типа "скоба". Различные величины напряжений создают путем изменения стрелы прогиба. Расчет упругих напряжений, принимая, что образец изгибается по дуге окружности, ведут по формуле:

$$\sigma = \frac{4Etf}{H^2 + 4f^2},$$

где σ – растягивающее напряжение, МПа; E – модуль упругости, МПа; t – толщина образца, мм; f – стрела прогиба, м; H – расстояние между опорами, м.

Существуют приспособления, которые позволяют менять стрелу прогиба, например, с помощью винта в центре или с помощью вкладыша, когда нагрузку прикладывают к образцу в двух точках. Применение вкладыша позволяет создать более равномерное распределение напряжений по образцу. При создании стрелы прогиба винтом напряжение вычисляют по формуле:

$$\sigma = \frac{6Etf}{H^2}.$$

Если нагрузку прикладывают к образцу в двух точках с помощью вкладыша, то стрелу прогиба вычисляют по формуле:

$$\sigma = \frac{3Etf}{A(H + 2h)},$$

где H, A, h – расстояние между опорами.

При испытании по методу постоянной деформации (кроме U-образных образцов) рекомендуется задавать напряжения, составляющие 1,2; 1,0; 0,8; 0,5; 0,3 от предела текучести ($\sigma_{0,2}$).

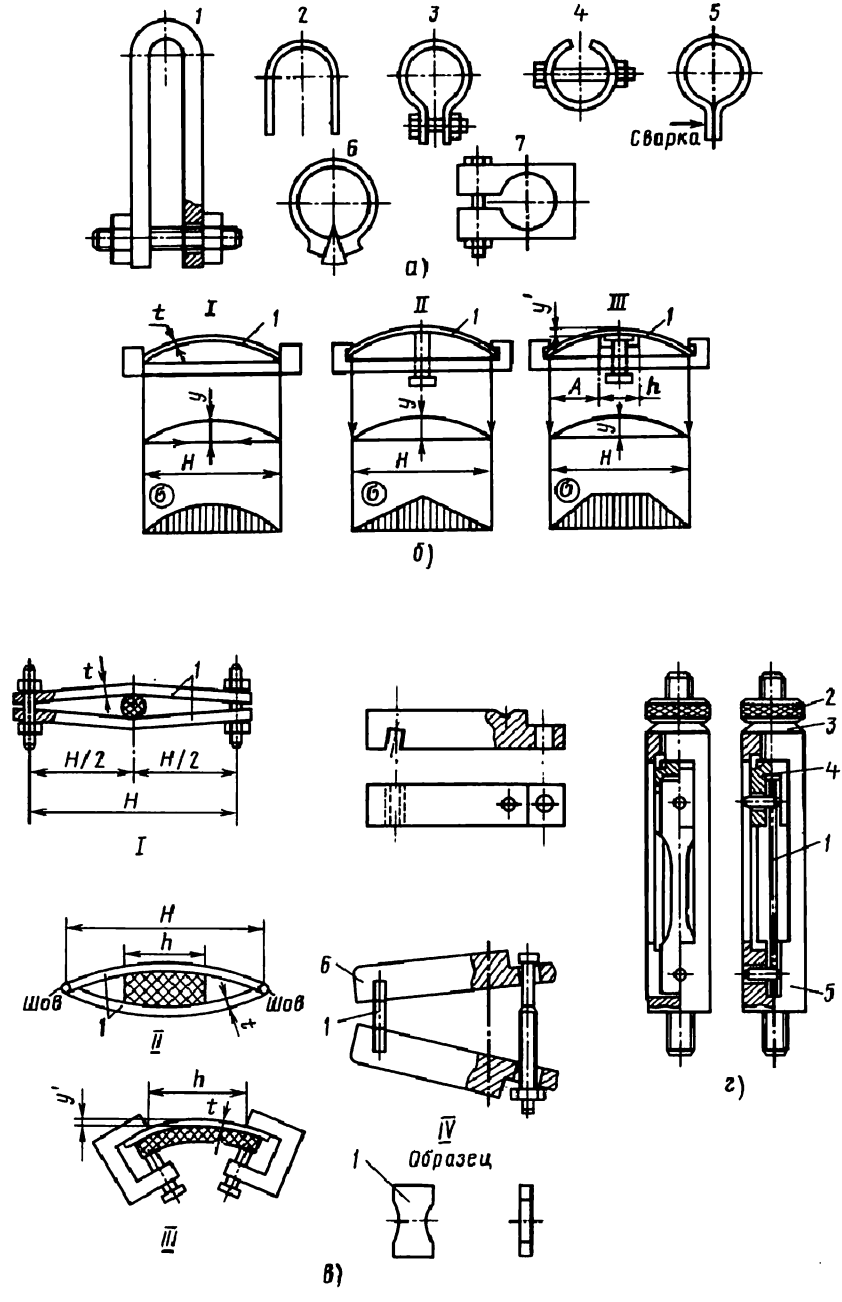


Рис. 7.2.2. Типы образцов и способы их нагружения при испытании на коррозионное растрескивание по методу постоянной деформации:

а – U-образный (*1*) и петлевые (*2* – *7*) образцы; *б*, *в* – способы нагружения образцов в виде изогнутого бруса: *I* – двухточечный, *II* – трехточечный и четырехточечный изгиб соответственно; *в*–*I*, *в*–*II* – образцы в виде двойного бруса со вставками, нагруженные по схемам трехточечного и четырехточечного изгиба соответственно; *в*–*III* – образец на сплошной опоре; *в*–*IV* – образец, нагруженный с помощью рычага; *г* – приспособление для испытаний при постоянной деформации растяжением; *б*, *в*, *г*: *1* – образец, *2* – гайка, *3* – тарельчатая пружина, *4* – захват, *5* – рамка, *6* – рычаг

Во избежание появления щелевой коррозии и обеспечения электроизоляции при использовании скоб из неоднородного с образцом металла используются прокладки из фторопласта, полиэтилена.

Растягивающие напряжения можно создать, используя образцы в виде колец: концы образцов сводят до определенной величины винтами; вставляя клин между концами, можно получить растягивающие напряжения на внутренней стороне кольца (см. рис. 7.2.2).

Существуют и другие варианты создания в образцах напряжений по методу постоянной деформации, в частности для испытаний на КР образцов переменного сечения, вырезанных из труб.

На рис. 7.2.2 приведены общие (принципиальные) схемы изгиба образцов для испытаний на КР при постоянной общей деформации образцов, а также схемы образцов типа скоба, петлевых (U-образного), кольцевого, нагруженных трехточечным изгибом и при нагружении при постоянной деформации растяжением.

При выборе величины напряжений обычно исходят из того, что в реальных условиях всегда возможны местные высокие напряжения, значительно превосходящие расчетные. Поэтому проведение испытаний для определения склонности к КР при напряжениях, близких к пределу текучести $\sim 0{,}9\sigma_в$, считается оправданным.

Методика испытаний при постоянной общей деформации имеет наряду с несомненными преимуществами (простота, отсутствие необходимости в специальных установках, возможность массовых испытаний) принципиальные недостатки, ограничивающие возможности ее применения: изменение напряженного состояния в образце в процессе испытаний и несоответствие в большинстве случаев напряженного состояния реальным условиям нагружения.

Испытания при постоянной нагрузке в большей степени отражают оценку стойкости против КР от приложенных напряжений и не имеют недостатков испытаний с постоянной деформацией.

При развитии трещин эффективное сечение испытываемого образца уменьшается, и, следовательно, испытания при постоянной нагрузке проводят в условиях нарастающего напряжения.

В ряде систем при этом виде испытаний разрушение может происходить в результате простого питтингообразования, которое приводит к уменьшению сечения и достижению предела прочности материала.

Для проведения испытаний используются приспособления и установки, позволяющие создавать постоянное нагружение растяжением или изгибом с помощью рычажных и пружинных конструкций, при этом могут быть использованы стандартные установки для квазистатического нагружения.

При одноосном растяжении используют образцы: цилиндрические, плоские, трубчатые, гладкие и с концентраторами напряжений. Типы наиболее широко используемых образцов приведены на рис. 7.2.3.

Постоянная нагрузка прикладывается к образцам с помощью рычажных и пружинных конструкций (установки ИНК 1 конструкции ОАО "НПО ЦНИИТМАШ", Сигнал, ВИЛС, др.) в условиях растяжения, изгиба, кручения.

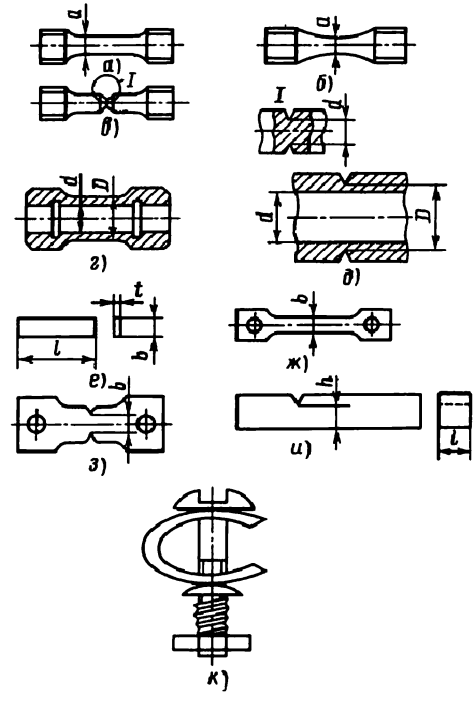


Рис. 7.2.3. Типы образцов для испытаний на коррозионное растрескивание при постоянной нагрузке:
а, б, в – цилиндрические гладкий (*а*), корсетный (*б*), с концентратором напряжений (*в*); *г, д* – трубчатые гладкий (*г*) и с концентратором напряжений (*д*); *е, ж, з* – плоские гладкие (*е, ж*) и с концентратором напряжений (*з*); *и* – призматический с концентратором напряжений; *к* – кольцевой образец

При испытаниях по методу постоянной нагрузки рекомендуется задавать напряжения, составляющие 1,2; 1,0; 0,8; 0,5; 0,3 от предела текучести $\sigma_{0,2}$, и в упругопластической области до 0,90...0,95 от временного сопротивления $\sigma_в$.

Конструкция ванн (испытательных ячеек) для рабочих растворов выбирается в зависимости от вида среды, температуры, давления. Для испытаний при высоких параметрах (высокотемпературном виде под давлением) используются автоклавы.

Испытания при постоянной медленной скорости деформации. Этот тип испытаний применяется редко, однако имеет заметное преимущество, поскольку ускоряет процесс КР в тех системах, где при статических испытаниях оно либо не наступает, либо становится очевидным только через очень большое время.

Обоснованность испытаний с заданной скоростью деформации определяется также тем обстоятельством, что фактически и в ряде эксплуатационных условий субкритический рост трещины происходит в условиях медленной динамической деформации в ее вершине. Скорость деформации зависит от начальных напряжений и предела текучести материала. В процессе испытаний с заданной скоростью деформации ускоряется инкубационный период роста трещины. При этом виде испытаний можно быстро получать однозначные сведения о склонности металлов к коррозионному растрескиванию или об эффективности методов защиты от коррозии, когда испытания другими методами не дают результатов или требуют много времени.

Так как результаты большинства методов испытаний на склонность к коррозионному растрескиванию являются в основном сравнительными и редко имеют абсолютные значения, применение более жесткого метода испытаний оправдано для первоначального отбора материалов по их относительной склонности к коррозии под напряжением.

Наиболее важным параметром испытаний с постоянной скоростью деформации является выбранное значение скорости. При слишком большой скорости разрушение может произойти раньше, чем развитие коррозионных реакций; т.е. квазистатическое механическое разрушение. При очень низких скоростях обнаженные участки металла могут успевать репассивироваться. Применяемые при испытании величины скоростей деформации могут меняться от системы к системе и требуют определения.

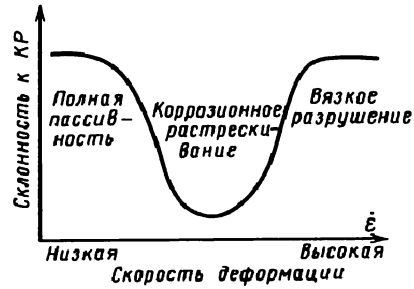


Рис. 7.2.4. Схема изменения склонности сталей к коррозионному растрескиванию в зависимости от скорости деформации

Можно проводить испытания с постоянной деформацией ($\dot{\varepsilon} = \text{const}$) или переменной программируемой ($\dot{\varepsilon} = \text{var}$). В большинстве систем коррозионное растрескивание происходит при $\dot{\varepsilon} = 10^{-5}...10^{-7}$ мм /с (рис. 7.2.4).

Для испытаний с заданной скоростью деформации применяют стандартные установки для механических испытаний, позволяющие обеспечить требуемые скорости деформации. В качестве базовых используют машины для испытаний на длительную прочность НИКИМП, Р5, АИМА-5-2 (после изменения приводного механизма). Конструкция испытательных ячеек и автоклавов должна удовлетворять требованиям, предъявляемым к оборудованию для испытаний на КР.

В установке конструкции ОАО "НПО ЦНИИТМАШ" с использованием в качестве базовой серийной машины АИМА-5-2 (рис. 7.2.5, *а*) имеются дополнительные редукторы, обеспечивающие относительные скорости деформации, $с^{-1}$: $5{,}2 \cdot 10^{-6}$; $2{,}1 \cdot 10^{-6}$; $8{,}3 \cdot 10^{-7}$; $1{,}4 \cdot 10^{-7}$; $5{,}8 \cdot 10^{-8}$; $2{,}3 \cdot 10^{-8}$, а также присущая основной схеме нагружения скорость $7{,}5 \cdot 10^{-5}$ $с^{-1}$.

Машина снабжена измерительной аппаратурой для замера силы, прикладываемой к образцу в процессе испытаний, деформации, параметров коррозионной среды (температуры, давления) в испытательных ячейках, автоклавах и вторичными приборами для регистрации всех параметров испытаний, а также испытательной ячейкой для испытаний в различных средах: при температурах от 110 °С и атмосферном давлении и автоклавов для испытаний в высокотемпературной воде (100...320 °С и равновесных давлениях).

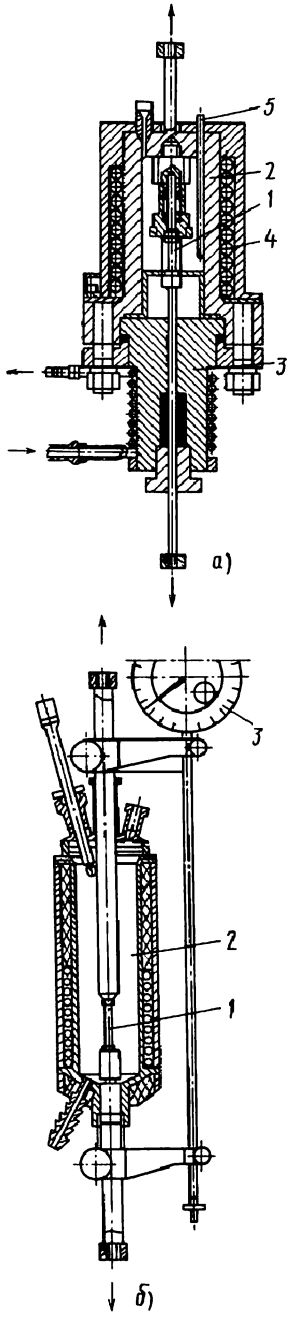


Рис. 7.2.5. Схемы автоклава (*а*) и ячейки (*б*) для испытаний образцов на стойкость против коррозионного растрескивания под напряжением при нагружении с медленной скоростью деформации:
а – 1 – образец, *2* – автоклав, *3* – крышка автоклава, *4* – нагревательная печь, *5* – термопара;
б – 1 – образец, *2* – камера, *3* – измеритель деформации

Другие установки, конструкция которых позволяет проводить испытания в средах различного состава при комнатных температурах и атмосферном давлении (рис. 7.2.5, *б*), снабжены аппаратурой для измерения электрохимических характеристик в процессе испытаний и позволяют проводить испытания при заданном потенциале на рабочем электроде.

Испытаниям на КР по методу постоянной малой скорости деформации должно предшествовать определение механических характеристик металла в нейтральной (воздушной) среде на тех же образцах, при той же температуре, тех же значениях скорости деформации, которые используются в опытах с коррозионной средой.

Особенности испытаний в условиях воздействия водных теплоносителей АЭУ. Специфическими видами испытаний применительно к условиям эксплуатации оборудования АЭУ с водяными теплоносителями являются автоклавные испытания, стендовые испытания, проводимые в специально созданных контурных системах, позволяющих воспроизвести воздействие на металл большинства существенных факторов рабочего процесса, включая наличие гидравлического, теплового потока и др. (рис. 7.2.6, рис. 7.2.7).

При автоклавных испытаниях используются плоские, цилиндрические образцы, нагружаемые постоянной деформацией, постоянной нагрузкой, медленной скоростью деформации, нагружение которых производится с помощью специальных устройств динамометрического типа.

При стендовых испытаниях в большинстве случаев используются трубчатые образцы (рис. 7.2.8), при этом теплоноситель (электролит) вводится во внутреннюю полость трубчатого образца.

Напряжение в трубчатом образце создается за счет давления среды и рассчитывается по формуле:

$$\sigma = \frac{p}{0{,}23}\left(\frac{d_{вн}}{t}+1\right),$$

где p – давление в образце, МПа; $d_{вн}$, t – внутренний диаметр образца и толщина стенки соответственно, мм.

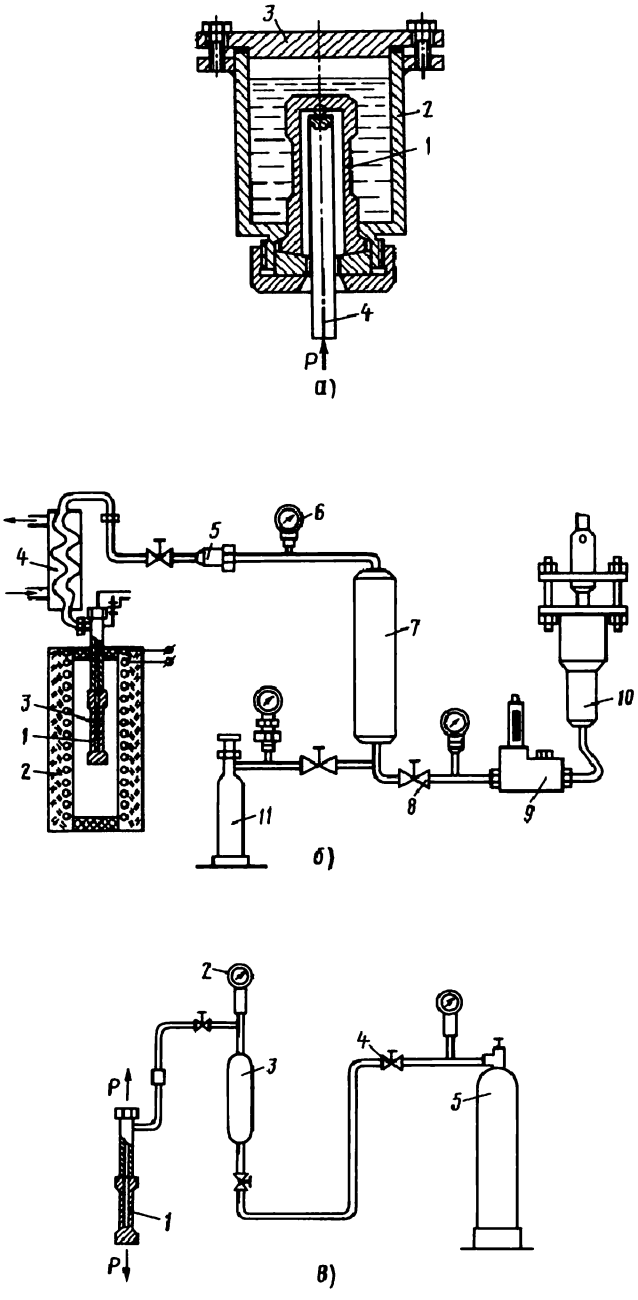


Рис. 7.2.6. Схемы автоклава и нагружающего устройства для испытаний трубчатых образцов при одноосном нагружении постоянной нагрузкой (*а*); установки (*б*) и устройства (*в*) для испытаний на длительную коррозионную прочность в водных растворах трубчатых образцов под внутренним давлением (*б*) и при совместном воздействии одноосного растяжения и внутреннего давления (*в*): *а – 1* – образец, *2* – автоклав, *3* – крышка автоклава, *4* – шток; *б – 1* – образец, *2* – электропечь, *3* – термопара, *4* – холодильник, *5* – обратный клапан, *6* – манометр, *7* – аккумулятор, *8* – вентиль, *9* – клапан, *10* – гидронасос, *11* – баллон; *в – 1*– образец; *2* – манометр; *3* – баллон для газовой смеси, *4* – вентиль, *5* – газовый баллон

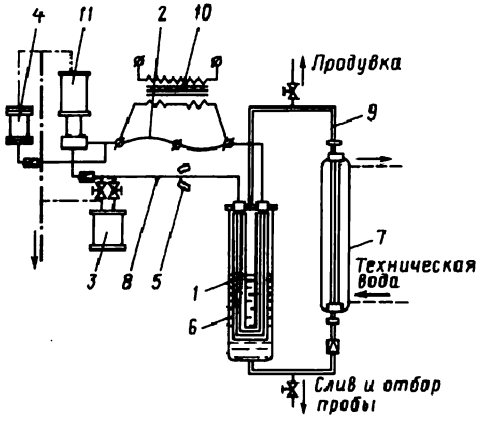


Рис. 7.2.7. Схема стенда–парогенератора для испытания образцов на коррозионное растрескивание в условиях, близких к эксплуатационным:
1 – U-образные трубки-образцы; *2* – нагревательный участок; *3* – загрузочный бак; *4* – дыхательный бак; *5* – расходомер; *6* – парогенератор; *7* – холодильник; *8*, *9* – трубопроводы первого и второго контура; *10* – трансформатор; *11* – насос

Напряжения на поверхности трубчатого образца σ при наличии теплопотока складываются (с учетом знака), из окружного напряжения σ_τ от давления p и термического напряжения $\sigma_т$ от перепада температуры по толщине стенки образца:

$$\sigma = \sigma_\tau + \sigma_т .$$

Термическое напряжение на поверхности трубчатого образца, омываемой коррозионной средой, определяют по формуле

$$\sigma_т = \frac{\alpha E}{2(1-\mu)} \Delta T \left(\frac{1}{2{,}31 \lg D/d} - \frac{2D^2}{D^2 - d^2} \right),$$

где α – температурный коэффициент линейного расширения, 1/°С; E – модуль упругости, МПа; μ – коэффициент Пуассона; ΔT – перепад температур по толщине стенки трубчатого образца, °С.

Испытания образцов с предварительно созданными усталостными трещинами. Испытания также являются ускоренными и проводятся на высокопрочных сталях с целью определения порогового коэффициента интенсивности напряжений. Испытания проводят: при постоянной нагрузке; ступенчатом изменении нагрузки; при постоянной деформации в условиях: осевого растяжения (ОР); консольного изгиба (КИ); внецентренного растяжения (ВРІ, ВРІІ).

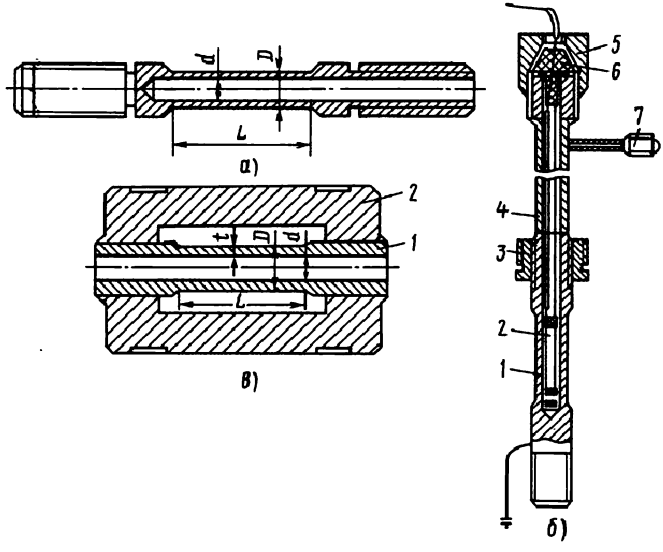


Рис. 7.2.8. Трубчатые образцы для испытаний:
а – для лабораторных испытаний при одноосном растяжении и внутреннем давлении; *б* – то же, с удлиненной трубкой и электродом сравнения: *1* – образец, *2* – платиновый электрод сравнения, *3* – переходная гайка, *4* – удлинительная трубка, *5* – уплотнительная гайка, *6* – фторопластовая пробка, *7* – штуцер для подсоединения газовой линии; *в* – для стендовых и эксплуатационных испытаний: *1* – образец, *2* – втулка

Условия испытаний регламентированы ГОСТ 9.903–81.

Испытания образцов с заданным собственным напряженным состоянием. Для оценки стойкости к коррозионному растрескиванию, вызывасмому остаточными сварочными напряжсниями, проводят испытания натурных сварных узлов и образцов-имитаторов.

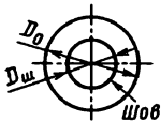
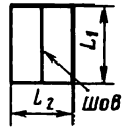
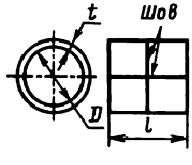
Многообразие типов сварных соединений, конструктивные особенности сварных конструкций, анализ характера их напряженно-деформированного состояния позволили рекомендовать для испытаний образцы-имитаторы, каждый из которых имитирует напряженно-деформированное состояние, обусловленное типом сварного соединсния (табл. 7.2.2).

Среды и условия для ускоренных испытаний на коррозионное растрескивание сталей и сплавов. При ускоренных испытаниях следует учитывать условия эксплуатации изделия, состав и свойства коррозионной среды, характер напряженно-деформированного состояния металла в конструкции.

Для каждого класса (группы) сталей и сплавов существуют среды, в которых выявлена склонность к коррозионному растрескиванию под напряжением. Выявленные среды (электролиты) широко применяются для ускоренных испытаний на КР и приобрели значение стандартных испытательных растворов для определенных групп материалов.

В табл. 7.2.3 приведены составы электролитов, рекомендуемых для ускоренных испытаний на склонность к КР. Электролиты для провсдения испытаний выбирают, исходя из материала, назначения изделий и условий по эксплуатационным средам, контактирующим с материалами.

7.2.2. Типы образцов с остаточными сварочными напряжениями для испытаний на коррозионное растрескивание под напряжением

Образец	Размеры, мм	Примечание
Диск 	1) $t < 3$, D_0 и $D_ш$ – из условий устойчивости образца; 2) $t = 3…6$, $D_0 = 130$, $D_ш = 40$ 3) $t > 6$, $D_ш = 0{,}35D_0$; $D_0 = 52\sqrt{t}$, где t – толщина диска	Имитируется собственное напряженное состояние и возможная пластичсская дсформация в сварных узлах с приваренными вставками, штуцерами, с проплавлением по замкнутому контуру и т.д.
Пластина 	1) $t \le 25$, $L_1 = 250$, $L_2 = 150$; 2) $t > 25$, $L_1 = 10t$, $L_2 = 6t$; где t – толщина пластины	Имитируется собственное напряженное состояние и возможная пластическая дсформация в сварных соединсниях со швами значительной протяженности (листовые конструкции, крупногабаритные сосуды)
Патрубок 	1) $t = 2…3$, $D = 55$, $l = 110$; 2) $t > 3$, $D = 20t$, $l = 2D$. Допускается испытывать патрубки, диаметр и толщина которых соответствуст контролируемому трубному соединению	Имитируется собственное напряженное состояние и возможная пластическая дсформация в соединениях труб с кольцсвыми и (или) продольными швами

7.2.3. Составы электролитов, рекомендуемые для ускоренных испытаний на склонность к КР

Стали	Состав электролита	Режим
Коррозионно-стойкие стали аустенитного, аустенитно-ферритного, аустенитно-мартенситного, ферритного классов	10%-ный раствор HNO_3 + 3 % HF, 70…80 °С 60%-ный раствор $CaCl_2$ + (0,1…1,0) % $HgCl_2$ 42%-ный раствор $MgCl_2$ 65%-ный раствор HNO_3 110 г/дм^3 $CuSO_4$ + 55 см^3/дм^3 H_2SO_4 (50…57)%-ный раствор $Ca(NO_3)_2$ + + (3…6) % NH_4NO_3	Погружение Погружение при кипячении
	20%-ный раствор HNO_3 + 1 % HF	Электролитическое травление при 20 °С
	3%-ный раствор NaCl	Переменное погружение, распыление
	25%-ный раствор NaCl + 0,5 % $K_2Cr_2O_7$ при температуре 200 °С (испытания в автоклавах) 34%-ный раствор $MgCl_2$, 125 °С 33%-ный раствор $MgCl_2$, 116 °С	Полное погружение
	Вода высоких параметров, 200…320 °С, давление равновесное, варьируемая [O_2]	Полное погружение $\dot{\varepsilon} \approx 10^{-7}$ с$^{-1}$
	5%-ный раствор HCl + 0,5 % CH_3COOH насыщенный H_2S, 20 °С	Полное погружение
Углеродистые, низколегированные и легированные конструкционные стали, в том числе высокопрочные	(3…6)%-ный раствор NH_4NO_3 + + (50…57) % $Ca(NO_3)_2$	Погружение при кипячении
	130…860 г/дм^3 $Ca(NO_3)_2$ + 30 г/дм^3 NH_4NO_3 (25…50)%-ный раствор NaOH 50%-ный раствор NH_4NO_3	Погружение при кипячении
	3%-ный раствор NaCl	Переменное погружение, распыление
	То же	
	25%-ный раствор NaCl + 0,5 % $K_2Cr_2O_7$ при температуре 200 °С (испытания в автоклавах)	Полное погружение
	34%-ный раствор $MgCl_2$, 125 °С	Полное погружение
	33%-ный раствор $MgCl_2$, 116 °С	Полное погружение
	2%-ный раствор родонистого калия, 100 °С	Полное погружение

При испытаниях в высокотемпературной воде (воде высоких параметров) объектов АЭУ (парогенераторов, других установок) в качестве коррозионных сред, соответствующих мягким, средним и жестким условиям эксплуатации, рекомендуется применение деминерализованной воды и водных растворов, содержащих при температурах 200…350 °С соответственно, мг/кг:

[Cl]: 5 50 100

[O_2]: 6 100 200.

При испытании с постоянной медленной скоростью деформации в высокотемпературной воде задается концентрация растворенного в среде кислорода, определенная для каждой принятой в исследованиях температуры, при необходимости возможно варьирование pH = 20 среды.

Применительно к оценке склонности к КР в условиях воздействия теплоносителей АЭУ с реакторами ВВЭР, РБМК выбор сред может также определяться требованиями нормативной документации к водно-химическому режиму.

7.2.3. КРИТЕРИИ ОЦЕНКИ СКЛОННОСТИ СТАЛЕЙ К КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ

Способы выражения стойкости против КР определяются для систем: "металл–характер заданных напряжений" и "деформаций–коррозионная среда" с учетом преобладающего типа коррозионного разрушения: по достижению предельного состояния, по достижению заданного времени испытаний.

Возникающие трещины обнаруживаются при визуальном, в том числе микроскопическом исследованиях, а также ультразвуковым, акустическим, электрическим, электрохимическим методами.

Если разрушение происходит при длительной выдержке, критериями достижения предельного напряженного состояния служат:

долговечность при постоянной нагрузке в заданной среде;

долговечность, в зависимости от уровня напряжения;

скорость роста трещин;

пороговые значения напряжения, коэффициента интенсивности напряжений или агрессивности среды, ниже которых растрескивание не происходит при заданной базе испытаний или вероятности разрушения при пороговом уровне нагрузки.

Испытания на КР по назначению могут быть разделены на основные, являющиеся определяющими при оценке и расчете прочности и надежности (массовые, механические, др.), и специальные, позволяющие исследовать механизм и причины коррозионных разрушений (электрохимические, металлографические, электронноскопические, др.).

При испытании по методу постоянной деформации используют критерии:

время до появления первой трещины на первом образце;

время до полного разрушения первого образца;

среднее время до появления первой трещины на всех испытанных образцах.

Среднее арифметическое время до разрушения определяют по формуле:

$$\tau = \frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N}\tau_i ,$$

где N – число испытанных образцов; τ_i – время до разрушения отдельных образцов.

В качестве основных критериев оценки склонности к КР при испытании по методу постоянной нагрузки используют:

минимальное время до разрушения образца при заданном напряжении;

среднее арифметическое время до разрушения при заданном напряжении;

условный предел длительной коррозионной прочности на заданной базе испытаний.

Сравнение устойчивости различных сталей против КР допускается проводить по значениям пределов длительной коррозионной прочности, полученных экстраполяцией на 1000 ч конечных участков кривых длительной коррозионной прочности, построенных в полулогарифмических координатах.

В качестве дополнительных критериев оценки склонности к КР используют (по возможности):

долю разрушившихся образцов K_τ (отношение числа разрушившихся образцов $N_р$ к общему числу испытанных на данной временной базе испытаний:

$$K_\tau = \frac{N_р}{N};$$

удельную линейную плотность трещин ρ: среднее число трещин, приходящихся на единицу длины l рабочего участка образца $\rho = \frac{n}{l}$, где n – общее количество трещин на образце;

степень изменения механических свойств (пластичности и предела прочности) образцов после их испытаний на КР без доведения до разрушения (оценка изменения определяется по значениям коэффициентов $K_{\sigma_в}$, K_ψ, K_δ), до испытаний на КР и после испытаний.

При испытании на КР по методу постоянной малой скорости деформации в качестве критериев стойкости используют коэффициенты влияния среды. Оценку проводят по изменению одной или нескольких характеристик: относительного сужения, относительного удлинения, временного сопротивления, предела текучести, работы разрушения, определяемой по площади кривой деформации (напряжение–удлинение), времени до разрушения.

Наиболее корректные результаты получают при выборе в качестве критерия величины относительного сужения

$$R_\psi = \frac{\psi_и - \psi_к}{\psi_и} \quad \text{или} \quad R_\psi = \frac{\psi_к}{\psi_и},$$

где $\psi_и$ и $\psi_к$ – среднее значение сужения образцов, испытанных при постоянной малой скорости деформации в инертной и коррозионной средах соответственно.

При испытании образцов с предварительно созданными усталостными трещинами (ГОСТ 9.903–81) в качестве критерия оценки склонности к КР принимается значение порогового коэффициента интенсивности напряжений $K_{1\,кр}$, определяемого для заданной продолжительности испытаний или для условно принятого значения скорости роста трещины при испытании при постоянной нагрузке, ступенчато изменяемой нагрузке, при постоянной деформации ($K_{1\,кр}$ – коэффициент интенсивности напряжений, соответствующий прекращению роста трещины или снижению скорости роста трещины до 0,0001 мм/г за 40 суток).

7.2.4. КОРРОЗИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ И ЗАЩИТА КОНСТРУКЦИЙ ИЗ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Коррозионное растрескивание наблюдается безотносительно к характеристикам прочности и пластичности конструкционных сталей, хотя в большинстве случаев высокопрочные стали более склонны к разрушению. Процесс этот многофакторный, и иногда незначительное изменение технологии изготовления изделий или рабочих условий вызывает КР, причем основная доля эксплуатационных повреждений приходится на сварные конструкции. Поскольку высокопрочные стали значительно реже эксплуатируются в условиях, при которых вероятно проявление КР, основное внимание уделяется определению длительной коррозионной прочности свариваемых сталей в наиболее распространенных природных и рабочих средах. В жидких электролитах они склонны к зарождению трещин под напряжением в области потенциалов и pH, при которых реализуется активно-пассивный переход (рис. 7.2.9). При этом в системе "металл–среда" протекают сопряженные реакции ионизации основы сплава или некоторых легирующих элементов и разряд ионов водорода с последующей частичной молизацией и выделением в раствор. Другая часть водорода адсорбируется поверхностью и диффундирует в

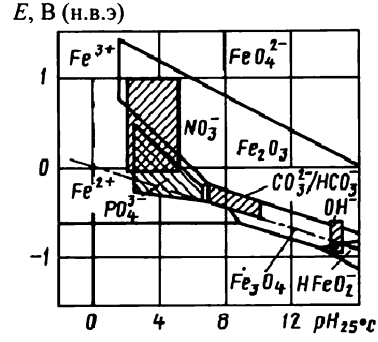


Рис. 7.2.9. Диаграмма *E*–pH малоуглеродистых сталей с экспериментально определенными областями склонности к КР в некоторых средах

металл. Пока нет единого мнения о том, в каком состоянии – ионном или атомарном – происходит диффузия водорода.

Коррозионное растрескивание углеродистых и низколегированных сталей в щелочных растворах и высокотемпературной воде. В щелочных растворах КР сталей происходит при температуре выше 80 °С и концентрации NaOH или KOH более 5 %. Обычно это наблюдается при потенциалах начала пассивации. Область критических потенциалов может быть существенно шире и зависеть от температуры, концентрации раствора, наличия примесей, характеристик стали, уровня напряжений и др. (рис. 7.2.10). Водородопроницас-

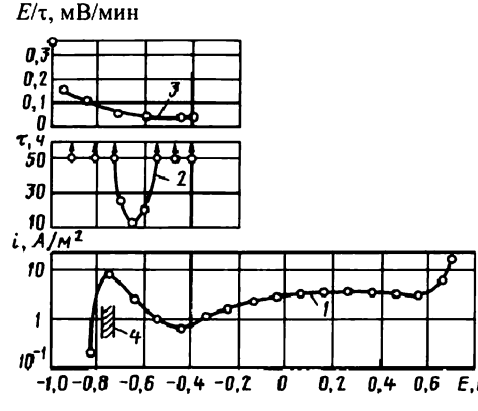


Рис. 7.2.10. Взаимосвязь электрохимических характеристик сталей со склонностью к КР:
1 – потенциостатическая кривая стали 16ГНМ в 30%-м растворе NAOH (98 °С); *2*, *3* – зависимости времени до разрушения τ и водородной проницаемости E/τ от поляризации; *4* – область КР

мость в данном диапазоне потенциалов незначительна, с усилением катодной поляризации она резко увеличивается, но и при глубокой катодной поляризации сталь в щелочном растворе не растрескивается.

Зарождение коррозионных трещин в пластичных ферритно-перлитных сталях в указанном интервале потенциалов при невысоких температурах и pH = 8...11 связано с особенностями электрохимических процессов в период формирования пассивирующей пленки при изменении электрохимических параметров во время эксплуатации объекта, т.е. особенностями активно-пассивного перехода (рис. 7.2.11). Малый пик анодного тока сразу после основной пассивации (см. рис. 7.2.11, участок *CD*) объясняется переходом $Fe(OH)_2 \rightarrow FeOOH$ с последующим образованием пленки FeOOH. В горячих концентрированных щелочных растворах (pH > 14) сталь пассивируется вследствие образования $Fe(OH)_2$ и Fe_3O_4, а в высокотемпературной воде при pH = 9 – в результате формирования Fe_3O_4. На поверхности напряженного металла в области потенциалов, при которых происходит КР, конкурируют процессы пассивации и растворения железа с образованием ионов $HFeO_2^-$, причем анодное растворение локализуется лишь на активированных межзеренных границах при сохранении пассивного состояния зерен.

С повышением температуры критическое значение pH снижается и, например, в котловой воде ТЭС при 340 °С, межкристаллитное растрескивание возможно, если $pH_т > 7{,}3$ (рис. 7.2.12). В данном случае потенциалы локального участка парогенерирующей трубы котла из стали 20 близки к расчетной области

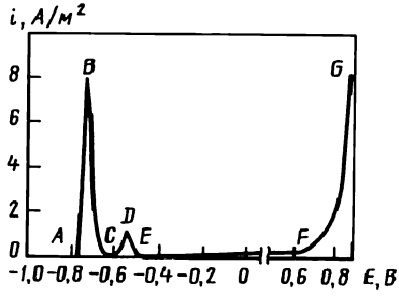


Рис. 7.2.11. Поляризационная кривая стали 20 в 30%-м растворе NaOH (98 °С), снятая со скоростью развертки потенциала 48 мВ/мин после предварительной катодной поляризации 10 мин образца при $E = -1{,}2$ В [11]

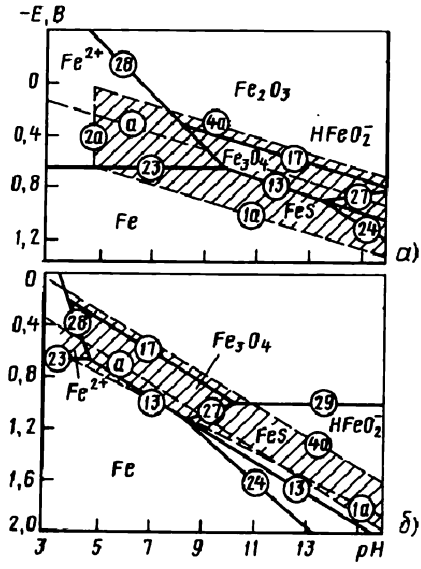


Рис. 7.2.12. Диаграммы *E*–pH для систем Fe-H_2O и FeS-H_2O при температурах:
а – 298 К и *б* – 623 К (заштрихованы области термодинамической устойчивости соединения FeS)

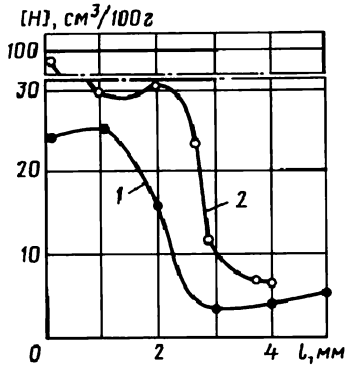
равновесия $Fe_3O_4 / HFeO_2^-$, т.е. как и в горячих концентрированных растворах щелочи зарождение коррозионных трещин термодинамически возможно в результате образования ионов $HFeO_2^-$ на межзеренных границах. Различие состоит в том, что под воздействием высокотемпературной воды с повышенным pH сталь интенсивно насыщается водородом и обезуглероживается, иногда это наблюдается только в окрестности коррозионной трещины (рис. 7.2.13). Генерирование протонов происходит в результате локальной депассивации поверхности:

$$3\,HFeO_2^- + H^+ \longleftrightarrow Fe_3O_4 + 2H_2O + 2\,\bar{e}$$

и последующего взаимодействия воды с ювенильным металлом по реакции (см. рис. 7.2.12):

$$Fe + 2H_2O \rightarrow HFeO_2^- + 3H^+ + 2\,\bar{e}\,.$$

Метан, образующийся при взаимодействии абсорбированного водорода с углеродом твердого раствора и цементитной составляющей перлита, выделяется на границах зерен и содействует квазихрупкому растрескиванию малоуглеродистой стали, причем характеристики пластичности не изменяются.



Рис, 7.2.13. Локальное распределение остаточного водорода в металле поврежденной экранной трубы ∅60 мм, толщиной стенки 6 мм (сталь 20) котла ТП-100 ТЭС. Направление сканирования при определении концентрации водорода:
1 – вдоль внутренней поверхности на расстоянии от нее 0,3 мм, начало – от поверхности разрушения;
2 – то же, вдоль внешней поверхности

Часто аналогичное разрушение парообразующих труб котлов ТЭС наблюдается при снижении $pH_т$ воды ниже 4,5, когда в раствор выходят ионы Fe^{2+}:

$$Fe + 2H^+ \rightarrow Fe^{2+} + H_2,$$

а пробой защитной пленки происходит согласно реакции (см. рис. 7.2.12):

$$Fe_3O_4 + 8H^+ + 2\bar{e} \rightarrow 3Fe^{2+} + 4H_2O.$$

Но в этом случае выделение водорода возможно и в результате распада гидразина или органических примесей в воде, а также образования сероводорода при растворении неметаллических сульфидных включений и др.

Анализ эксплуатации оборудования химических производств, алюминиевой, нефтеперерабатывающей и металлургической промышленности показывает, что щелочное растрескивание проявляется в сварных соединениях (СС) углеродистых и низколегированных сталей периодически. Иногда минимальное локальное отклонение состава рабочей среды или ненадлежащая термическая обработка могут вызвать зарождение коррозионных трещин, преимущественно в зоне термического влияния (ЗТВ).

Стойкость сварных соединений к КР определяется прежде всего остаточными напряжениями (обычно максимальными в ЗТВ) и структурными изменениями металла в околошовной зоне. Для предотвращения щелочного растрескивания сварных конструкций из углеродистых сталей марка стали не имеет существенного значения, поскольку содержание углерода в свариваемых сталях обычно находится в пределах 0,1...0,3 %. Максимальную склонность к КР в щелочных растворах имеет металл, который подвергался нагреву при сварке до температур выше 550 °С и несколько ниже точки A_{c1}, т.е. металл зоны рекристаллизации. Это обусловливается рядом факторов: наличием пластической деформации и двухосного напряженного состояния, образованием насыщенного твердого раствора в α-железе – фазы, очень чувствительной к КР, выделением и накоплением по границам зерен карбидов, нитридов, атомов углерода и примесных элементов (N, P, S).

Для защиты сварных конструкций из углеродистых и низколегированных сталей от щелочного КР необходимо прежде всего снизить уровень остаточных растягивающих напряжений. Это достигается различными релаксационными методами, в частности наиболее универсальным термическим. Например, нагрев СС большинства углеродистых сталей при температуре 550...560 °С в течение 1 ч уменьшает остаточные напряжения до $0{,}1\,\sigma_т$ металла при комнатной температуре. Более надежны методы, которые дают возможность одновременно снизить электрохимическую гетерогенность металла. Поэтому используют:

– подогрев металла перед сваркой. При правильно подобранных режимах сварки это существенно повышает стойкость СС против КР, но полностью опасность КР не устраняет;

– отжиг, который почти полностью снимает остаточные сварочные напряжения при оптимальном режиме. Это практически предотвращает склонность сварных конструкций к КР. Применение такого метода для крупногабаритных конструкций часто затруднено отсутствием соответствующего оборудования или опасностью потери их устойчивости при высокотемпературном нагреве;

– создание в поверхностных слоях ЗТВ напряжений сжатия дробеструйной обработкой, обкаткой роликами, проковыванием металла шва и околошовной зоны. Однако при нарушении регламентированных режимов такая обработка чревата перенаклепом металла и снижением прочности СС;

– пластическую деформацию СС при напряжениях, превышающих предел текучести металла, что вызывает уменьшение остаточных напряжений СС.

Используют и другие методы снижения сварочных напряжений, например взрывом и вибрацией. Удовлетворительные результаты даст ультразвуковая обработка СС малоуглеродистых сталей, однако из-за сложности аппаратуры и других недостатков она не нашла широкого применения. Более перспективен метод низкочастотной вибрационной обработки. Наиболее освоен метод снятия остаточных напряжений в СС термическим отжигом. Обычно отжиг сварных конструкций из углеродистых и большинства низколегированных сталей рекомендуется проводить при температурах 620...700 °С, что гарантирует почти полное снятие остаточных напряжений и уменьшение структурной неоднородности СС. Иногда при нагреве выше 600 °С понижается ударная вязкость и ухудшаются другие механические характеристики металла, что может отрицательно отразиться на его стойкости против КР.

Поскольку малоуглеродистые и низколегированные стали устойчиво пассивируются в щелочных растворах при незначительном смещении потенциалов, их анодная защита весьма эффективна. Например, она успешно используется для защиты от КР установки для производства водорода электролизом воды в Асуане.

Устойчивое пассивное состояние может быть достигнуто и использованием ингибиторов. Такие соединения, как $NaNO_3$, Na_2SO_4, NaH_2PO_4, комплексоны, H_2O_2 и др., а также некоторые органические вещества ингибируют процесс КР, смещая потенциал металла в область пассивации.

Легирование сталей алюминием, титаном, ниобием, хромом, ванадием и микролегирование РЗМ позволяет увеличить сопротивление углеродистой стали щелочному растрескиванию. Наиболее рационально введение в сталь незначительного количества титана (около 0,2 %) и РЗМ (около 0,15 %). При изменении содержания никеля от 1 до 5 % не отмечено заметного улучшения стойкости малоуглеродистой стали против КР, тогда как незначительные добавки молибдена и меди заметно повышают ее стойкость. Существенно уменьшается чувствительность данных сталей к щелочному КР путем рафинирования методами электрошлакового переплава, синтетическим известково-глиноземистым шлаком в ковше, обработкой кальцием и др.

Очень неблагоприятно воздействие примесей азота, серы и мышьяка. Отрицательная роль марганца проявляется при повышенном его содержании (от 0,5 %); модифицирование неметаллических строчечных включений сульфида марганца введением РЗМ или другими методами – один из эффективных методов повышения стойкости стали к КР.

Растрескивание малоуглеродистых и низколегированных сталей в нитратных растворах. В нитратных растворах диапазон потенциалов, при которых происходит КР, четко не определен, а область устойчивой пассивации велика (рис. 7.2.14). В отличие от щелочного КР, в нитратном растворе склонность сталей к КР очень резко зависит от распределения в их структуре углерода. Как и в щелочных растворах, термодинамическая неустойчивость границ зерен в малоуглеродистых сталях определяет их склонность к КР в горячих нитратных растворах, в которых железо пассивируется пленками Fe_3O_4 и Fe_2O_3. При этом в области потенциалов термодинамической устойчивости оксида Fe_2O_3 коррозионные трещины зарождаются вследствие депассивирующего действия углерода, сегрегированного по межзеренным границам (рис. 7.2.14). При потенциалах формирования пленки Fe_3O_4 депассивацию границ зерен вызывает, в основном, сегрегация других компонентов.

В отношении влияния углерода на склонность сталей к КР в нитратных средах полной ясности нет. Максимальную склонность к КР имеет железо с 0,009 % С; а при

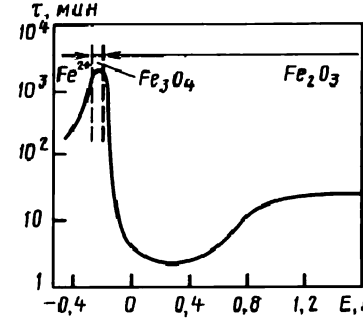


Рис. 7.2.14. Зависимость времени до растрескивания образцов железа с 0,009 % С от поляризации в растворе NH_4NO_3 с молярной концентрацией 5 моль/л (pH = 7, T = 75 °С)

более низких и высоких концентрациях она снижается. При лабораторных исследованиях закаленных малоуглеродистых сталей несклонными к КР оказались стали с концентрацией углерода ниже 0,004 %.

Защита СС малоуглеродистых сталей от нитратного КР достигается такими же методами, как и от щелочного. Эффективно применение пластической деформации. Например, для стали с 0,017 % С степень деформации более 60 % повышает пороговое напряжение в десять раз. Температура отпуска и его продолжительность, при которых достигается защита малоуглеродистых сталей от КР в нитратных растворах, зависят от содержания в них углерода и других элементов, что требует проведения соответствующих испытаний сварных образцов с целью оптимального выбора материала и технологии изготовления сварных конструкций. Для железа с малым содержанием углерода гарантированная защита от КР достигается после отпуска при 500...550 °С, увеличение температуры отпуска снова инициирует КР.

Диапазон критических потенциалов малоуглеродистых сталей в нитратных средах и, соответственно, их СС достигает потенциалов выделения кислорода. Поэтому анодная защита в данном случае невозможна. Катодная поляризация тормозит рост коррозионной трещины малоуглеродистой стали в растворах нитратов.

Неблагоприятно влияют примеси фосфора и меди, а также никеля при концентрациях более 1 %. Азот увеличивает склонность к нитратному КР даже таких сталей, в которых содержание углерода выше верхней границы критического интервала (более 0,26 %). Алюминий, образуя соединения с азотом, блокирует дополнительное выделение цементита, например, во время обработки сварных конструкций при температурах до 750 °С. Аналогичное действие оказывают титан и ниобий. Хром, содействуя образованию легированных карбидов, также повышает пассивируемость металла. Однако не всегда действие элементов синергично, поскольку легирующие и примесные элементы могут образовывать химические и интерметаллидные соединения, конкурировать при выпадении по границам зерен, селективно растворяться в зависимости от электрохимических и других факторов. Но почти всегда введение незначительного количества сильных карбидообразующих элементов эффективно повышает стойкость стали, а иногда придает ей иммунитет к разрушению даже после закалки и других видов термической обработки. Роль марганца в развитии КР оценивается неоднозначно из-за сложной зависимости от вида термообработки. Как и при щелочном КР, модифицирование сульфидных включений и перевод их в глобулярную форму, диспергирование и изменение химсостава (например, введением РЗМ) весьма эффективно повышают стойкость сталей в нитратных растворах. Аналогичный эффект достигается рафинированием металла.

Карбонатное КР трубных сталей. Этот вид КР обратил на себя внимание главным образом при повреждении внешней поверхности газопроводов из всех сталей отечественного и зарубежного производства с катодной защитой (так называемая стресс-коррозия). Коррозионные трещины зарождаются при наличии раствора, содержащего карбонат и бикарбонат натрия, когда потенциал участка трубопровода находится в критическом диапазоне (см. рис. 7.2.9), а сталь подвергается воздействию напряжений, вызывающих упругую деформацию (напряжения могут быть очень низкими – около 200 МПа). В общем карбонатное растрескивание характеризуется образованием межкристаллитных трещин и появлением на поверхности разрушения продуктов коррозии – черного слоя Fe_3O_4-FeO. Инкубационный период составляет 7...8 лет. При этом большинство трещин развивалось в сталях с микроструктурой и механическими свойствами, соответствующими нормативным требованиям, при этом разрушались трубы невысоких категорий прочности. Трещины, преимущественно полукруглой или эллиптической формы, размером от нескольких миллиметров до десятков миллиметров, развиваются главным образом в направлении продольных швов. Возникают они в основном в трубах с резиново-битумными и пленочными покрытиями, хотя были и случаи повреждений труб без покрытий. Под слоем ржавчины остается до 5 % влаги, концентрируются сульфаты и хлориды, pH достигает 11 (при катодной защите pH = 10...12). Карбонаты образуются в результате действия катодной защиты через повышение концентрации OH^- в приэлектродном слое и последующие реакции:

$$CO_2 + OH^- \rightarrow HCO_3^-;$$

$$HCO_3^- + OH^- \rightarrow CO_3^{2-} + H_2O.$$

Прямой зависимости повреждений от характеристик почв не выявлено – они отмечались в суглинках, глинах, карбонатных, горных породах и песках. Четко прослеживается стимулирующее действие температуры, так как большинство повреждений локализовано около выхода трубопроводов из компрессорных станций, где температура наиболее высокая, хотя повышение температуры вызывает понижение электродного потенциала, т.е. приближает его к катодному защитному потенциалу. Как и в других средах, при карбонатном растрескивании углеродистых сталей явно очерчена область E–pH, в которой металл проявляет склонность к КР (см. рис. 7.2.9). В критическом диапазоне потенциалов скорость роста поверхностной пленки намного ниже, чем в области анодной защиты, при этом она дифференцирована – минимальна на границах зерен. Более глубокая анодная поляризация интенсифицирует локальную коррозию на металлургических и технологических дефектах, в результате чего превалирует питтинговая коррозия, а КР тормозится. Лабораторными исследованиями выявлена абсорбция водорода сталью (при 75 °С), а в поврежденном металле трубопроводов при сравнительно низких температурах иногда наблюдается обезуглероживание стали в окрестности коррозионной трещины. Вообще действие водорода при карбонатном растрескивании должно быть облегчено, поскольку значения потенциалов, при которых стали проявляют склонность к КР, близки к равновесному потенциалу водородного электрода.

Одним из эффективных методов борьбы с карбонатным КР является фосфатирование поверхности стали, приводящее к снижению пиковых токов в диапазоне критических потенциалов (обычно диапазон потенциалов катодной защиты находится в интервале –0,55...–0,80 В, пик коррозионной активности приходится на –0,50 В, а максимальная скорость роста трещин КР в трубных сталях, например 17ГС, наблюдается при –0,75 В).

Наиболее надежный способ устранения КР – применение стойких изоляционных покрытий труб, особенно содержащих праймер, ингибированный добавками, предотвращающими КР. Высокий эффект достигается также дробеструйной обработкой поверхности труб. Американские специалисты предлагают для защиты от карбонатного КР использовать снижение температуры труб путем оборудования компрессорных станций установками-охладителями.

Особенностью КР сварных резервуаров из углеродистых сталей для хранения аммиака является то, что они растрескиваются как после продолжительной эксплуатации (даже после пяти лет), так и в течение первого года. Коррозионное растрескивание происходит в аммиаке с примесями, среди которых наиболее важной (промоутер разрушения) является воздух, содержащий углекислый газ. Наличие влаги тормозит КР, а при содержании в аммиаке более 0,1 % воды процесс ингибируется. Коррозионные трещины в основном металле и ЗТВ развиваются как межкристаллитно, так и транскристаллитно в зависимости от типа стали. Преимущественно КР происходит поперек сварных швов, хотя иногда в ЗТВ возникают продольные коррозионные трещины.

Значительную роль в КР конструкционных сталей под влиянием аммиака играет водород, который высвобождается при разложении аммиака или при попутном локальном электрохимическом растворении металла. Устранение КР сварных хранилищ аммиака можно достичь уменьшением остаточных напряжений в СС (главным образом, отжигом или отпуском), термической обработкой холоднодеформированных заготовок (после штамповки, гибки и т.п.), использованием сталей невысокой прочности, герметизацией емкостей с целью устранения попадания в них воздуха или ингибированием аммиака небольшими добавками воды. Рекомендуется периодически проводить дефектоскопию сварных швов, гидроиспытания емкостей, наносить защитные пленки термическим окислением. В США запрещено использовать для сварки углеродисто-молибденовые электроды, вместо малоэффективного отпуска предлагается отжиг, дробеструйная обработка околошовной зоны, а по возможности, и всей внутренней поверхности емкости. Стали, легированные никелем, молибденом, хромом, не проявляют склонности к КР, тогда как введение меди или марганца эффекта не дает.

Сульфидное растрескивание. Поскольку этот вид разрушения доминирует главным образом в нефте- и газодобывающей и, частично, перерабатывающей промышленности, большинство исследований относится к трубным углеродистым и низколегированным сталям перлитного класса. Возможность сульфидного растрескивания необходимо также

учитывать при выборе низколегированных сталей для роторов паровых турбин и др. элементов геотермальных ТЭС, которые работают на теплоносителях, содержащих сероводород. В зависимости от механических характеристик стали и структуры разрушение происходит путем приповерхностного расслоения металла (водородное растрескивание) или путем водородного охрупчивания, когда сталь разрушается одной или несколькими трещинами. Но причина в обоих случаях одна и та же – действие водорода, который выделяется в результате взаимодействия растворенного сероводорода со сталью и абсорбируется ею:

$$H_2S + Fe \rightarrow FeS + 2H \rightarrow FeS + H_2.$$

Данная реакция происходит в три стадии с генерацией атомарного водорода.

Газ в расслоениях и пузырях (блистерах) на 99,5 % состоит из водорода, тогда как при реакционном водородном охрупчивании, когда сталь обезуглероживается в жидких средах при температурах выше 250 °С, на границах зерен преобладает метан – продукт взаимодействия водорода с углеродом. Кроме того, локальная концентрация остаточного водорода в сталях, разрушенных в результате сероводородного растрескивания, меньше 10 $см^3$ / 100 г металла, тогда как при реакционном водородном охрупчивании эти величины на порядок выше.

В процессе сульфидного растрескивания трубных сталей хрупкое разрушение обусловлено исключительно действием диффузионно-подвижного водорода при активно-пассивном переходе поверхности. Оно реализуется путем выхода в раствор ионов Fe^{2+} и Ni^{2+} (если сталь легирована никелем) в местах деструкции поверхностной пленки при сохранении на остальной поверхности защитного слоя FeS_2(FeS) или (Fe, Ni)S_n (рис. 7.2.15). Состав пленок на поверхности железа зависит главным образом от парциального давления сероводорода в растворе – при его увеличении, например от 65 Па до 22 кПа, состав пленки изменяется от FeS до FeS_2 и Fe_9S_8. При этом максимальными защитными свойствами обладают пленки троилита (FeS), пирита или марказита (FeS_2).

Таким образом, сульфидное растрескивание имеет электрохимическую природу и, как и коррозионные процессы при КР в остальных системах металл-среда, степень локального (или селективного) растворения или водородного охрупчивания контролируется электрохимическими параметрами системы, прежде всего pH (см. рис. 7.2.15). В большинстве случаев сульфидного растрескивания трубных сталей микротрещины инициируются неметаллическими включениями и аномальной структурой – продуктом низкотемпературного превращения (мартенситом и бейнитом), который обогащен марганцем и фосфором. Аномальная структура с высокой твердостью (450 HV) формируется параллельно направлению прокатки листов и имеет толщину приблизительно 10 мкм.

Возможности увеличения стойкости конструкционных сталей против сульфидного растрескивания легированием довольно ограничены. Оно обеспечивает их долговременную коррозионную прочность при критических пороговых напряжениях не выше 690...700 МПа. Изменение структуры сталей в этом отношении более эффективно, чем сложное легирование, тем более что при совместном введении элементов синергизм не проявляется. Максимальные пороговые напряжения низколегирован-

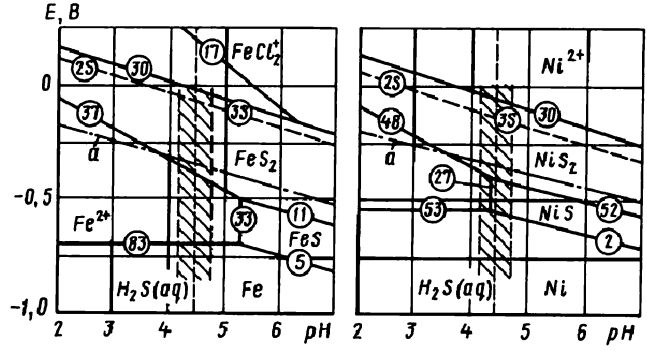


Рис. 7.2.15. Диаграммы *E*-pH для систем Fe-H_2O-H_2S-Cl- и Ni-H_2O-H_2S-Cl- с экспериментально определенными областями склонности к сульфидному растрескиванию

ные стали имеют при пределе текучести примерно 700 МПа. При $\sigma_{0,2}$ < 700 МПа растрескивание преимущественно транскристаллитно, а при $\sigma_{0,2}$ > 700 МПа его характер в большинстве случаев интеркристаллитен. Межкристаллитное растрескивание обусловливается, вероятно, взаимодействием абсорбированного водорода с примесными элементами, которые сегрегируют по границам бывших аустенитных зерен. При низких значениях $\sigma_{0,2}$ именно предел текучести ограничивает эксплуатационные напряжения, тогда как при более высоких они регламентируются склонностью сталей к сульфидному растрескиванию.

Для повышения стойкости низколегированных сталей против сульфидного растрескивания более перспективны методы термомеханической обработки. Наиболее эффективные из них – дробление первичных аустенитных зерен и механотермическая обработка, при которой образуются мелкие однородные субграницы в середине первичных аустенитных зерен.

При повышении в трубных сталях концентрации углерода пороговые напряжения понижаются, хотя ее влияние зависит от вида термической обработки и наличия других элементов. Содержание углерода в этих сталях невысоко, определяется категорией прочности и не превышает 0,18 %. Никель повышает стойкость низколегированных сталей против сульфидного растрескивания в концентрации около 1 %. Положительное влияние хрома проявляется при содержании до 0,6 %. Ориентировочно наилучший эффект достигается при следующих содержаниях карбидообразующих элементов (масс. доля, %): 1,0…1,5 Cr; 0,4...0,5 Mo; 0,05 Ti; 0,02...0,06 Nb; 0,1 V. При содержании молибдена в пределах нескольких десятых процента его роль положительна, а максимальная стойкость против КР достигается при концентрации 0,8 %. Допустимо содержание марганца до 1,2 %, хотя в некоторых случаях, например для изготовления насосно-компрессорных труб, используются стали и с большей концентрацией марганца. Рекомендуемая концентрация кремния в низколегированных и малоуглеродистых сталях, которые эксплуатируются в сероводородсодержащих средах, должна быть в пределах 0,4...1,2 %, т.е. несколько повышена по сравнению со сталями общего назначения. Но в большинстве низколегированных трубных сталей количество кремния уменьшено до 0,4...0,5 %.

В конструкционных сталях для трубопроводов и оборудования, которые подвергаются воздействию влажного сероводорода, считается оптимальным содержание меди менее 0,5 %. Защитное действие меди прекращается при pH = 4,5, а при наличии молибдена, никеля и некоторых других элементов легирование медью может вызвать даже отрицательный эффект. В данных сталях концентрация таких вредных примесей, как фосфор, сурьма и олово, должна быть низкой: P < 0,015 %, Sb < 0,01 %, Sn < 0,01 %.

При сульфидном растрескивании сталей всех классов особенно отрицательно действие серы. Стали, в которых практически отсутствуют сульфиды марганца, а сера связана в мелкодисперсные глобулярные сульфиды кальция, церия и т.п., весьма стойки в сероводородсодержащих средах как к водородному растрескиванию, при котором в приповерхностных областях ненапряженного металла образуются колонии трещин, ориентированные вдоль направления прокатки, так и к сульфидному коррозионному растрескиванию, когда трещины образуются в напряженном металле перпендикулярно к направлению прокатки. В современных сероводородостойких трубных сталях количество серы не превышает 0,005 %, а металл подвергается обработке кальцием (раньше обработка проводилась РЗМ).

Отпуск сварных соединений и ингибиторная защита – наиболее распространенные и эффективные способы защиты сварных конструкций от сульфидного растрескивания, а для сварных трубопроводов термообработка часто оказывается единственно приемлемым способом. Широко применяется предварительный и сопутствующий подогрев, при этом используют различные способы нагрева: электрический, электромагнитный (индукционный), экзотермический, газовый и лучевой. В комплексные передвижные установки для термообработки сварных соединений трубопроводов включаются средства нагрева, контрольно-измерительное оборудование и источники питания.

Ингибитор выбирается в зависимости от марки стали, характеристик среды и напряженного состояния конструкционного элемента. Наряду с известными ингибиторами (катапином А, катапином К, И-1-А, И-1-В, ПБ-8/2,

АНПО, "Серво", "Виско 974", КПИ-I, 4М/Р, ТПО (КХО), "Ифхангаз", "Травис 1100" различных модификаций и т.п.) получены новые, более эффективные ингибиторы целевого назначения, например "Каспий-2", "Нефтехим-3" и др.

В растворах фосфатов углеродистые стали растрескиваются транскристаллитно в очень широких диапазонах потенциалов и pH (см. рис. 7.2.9). Реагентами в этой системе являются Fe, $H_2PO_4^-$, HPO_4^{2-}, H_2O, а продуктами реакций Fe^{2-}, $Fe_3(PO_4)_2$, Fe_2O_3, Fe_3O_4:

$$6Fe + H_2PO_4^- + HPO_4^{2-} + 4H_2O = Fe_3(PO_4)_2 + Fe_3O_4 + 11H^- + 14e; \quad (7.2.1)$$

$$3Fe^{2+} + 2H_2PO_4^- = Fe_3(PO_4)_2 + 4H^+; \quad (7.2.2)$$

$$3Fe_3(PO_4)_2 + 9H_2O = 3\gamma = Fe_2O_3 + 2H_2PO_4^- + 2HPO_4^{2-} + 12H^+ + 6e; \quad (7.2.3)$$

$$H_2 = 2H^- + 2e. \quad (7.2.4)$$

Реакции (7.2.2) и (7.2.3) регламентируют электрохимический процесс, определяя зарождение трещин, которые распространяются транскристаллитно. В данных условиях генерирование и разряд протонов должны приводить к абсорбции водорода металлом, однако относительно его роли в процессе КР сталей в растворах фосфатов данных не обнаружено.

Известно более 220 систем металл–среда, в которых возможно КР сталей и сплавов при напряжениях, превышающих пороговые для конкретного материала в среде при соответствующей температуре и давлении (табл. 7.2.4).

7.2.4. Системы металл–среда, в которых зафиксировано КР

Коррозионная среда	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21
Уксусная кислота + соли ртути									+	+	+								+		
Алкиларилсульфонаты					+																
Хлорид алюминия					+	+															
Сульфат алюминия					+																
Аммиак				+																	
Гидрофосфат аммония					+	+															
Хлорид аммония					+	+															
Фторосиликат аммония														+							
Водный раствор аммиака									+	+	+										
Нитрат аммония				+																	
Анилин											+										
Хлорид бария					+	+															
Нитрат бария				+																	
Бромид кальция					+	+															
Хлорбензол														+							
Хлороформ					+	+															
Хлористый толуидин											+										
Хромовая кислота				+																	
Аммиакат меди											+										
Крезол				+																	
Пары крезольной кислоты				+																	

Продолжение табл. 7.2.4

Коррозионная среда	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21
Циан				+																	
Дихлорфенол					+	+															
Эпихлоргидрин					+	+															
Этанол																				+	
Этиламин				+																	
Этилхлорид					+	+															
Хлорид железа (III)				+							+										+
Хлорид железа (II)					+	+															
Фторкремнисвая кислота													+	+			+	+			
Пары газолина					+																
Глутаминовая кислота					+	+															
Глицерин					+																
Гексахлорэтан					+	+															
Хлорид кальция						+															
Нитрат кальция				+																	
Тетрахлорид углерода					+	+															
Хлор					+	+															
Хлоранилины											+										
Нитрат ртути														+							
Нитрат ртути (I)					+				+	+	+			+							
Металлиламин											+										
Метанол																				+	
Моноэтаноламин				+																	
Дистиллят нефти					+																
Нафтеновые кислоты					+																
Хлорид никеля					+																
Нитрат никеля				+																	
Политионовые кислоты					+																
Карбонат калия				+																	
Хлорид калия					+	+			+	+	+										
Хромат калия											+										
Гидроксид калия				+	+	+							+								
Соляная кислота (аэрир.)																			+	+	
Циановодородная кислота + + цианистый водород					+		+														

Продолжение табл. 7.2. 4

Коррозионная среда	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21
Пары плавиковой кислоты														+							
Плавиковая кислота (аэрир.)					+									+							
То же (без воздуха)										+	+		+	+	+						
Водород					+														+	+	
Хлористый водород				+	+															+	
Сероводород (влажный)				+	+														+		
Бромид свинца					+																
Левулиновая кислота					+	+															
Хлорид лития					+	+															
Хлорид магния				+	+	+	+			+	+			+							
Хлорид магния + хлорид кальция					+																
Фторосиликат магния													+	+							
Сульфат магния																	+	+			
Хлорид марганца					+	+															
Хлорид ртути					+	+			+	+	+	+		+					+		
Цианид ртути														+							
Перманганат калия											+										
Нитрат серебра				+																	
Алюминат натрия				+																	
Гидросульфат натрия					+	+															
Гидросульфит натрия					+	+															
Карбонат натрия					+	+															
Хлорид натрия					+	+														+	
Фторид натрия				+	+																
Гидроксид натрия	+	+	+	+	+	+	+						+	+	+		+				
Нитрат натрия				+									+	+							
Тринатрийфосфат					+	+															
Сульфат натрия					+																
Сульфид натрия															+						
Водяной пар															+				+		
Пар геотермальный (аэрир.)					+	+															
Нитрат стронция				+																	
Насыщенный раствор сульфатов				+	+																
Купоросное масло														+	+						
Сера													+								

Продолжение табл. 7.2.4

Коррозионная среда	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21
Серная кислота				+																+	
Серная кислота + хлор					+	+															
Сернистая кислота						+															
Толуол										+	+										
Триэтаноламин											+										
Тримстиламин										+											
Уранилсульфат																				+	
Вода + сероводород + легкие углеводороды						+															
Вода + сероводород + хлориды				+																	
Хлорид цинка					+	+															
Фторосиликат цинка														+							
Метиловый спирт (пары)																				+	
Фреон																				+	
Трихлорэтилен																				+	
Метилен иодистый																				+	
Фосфорная кислота						+															
Фосфорная кислота (аэрир.)					+																
Гидросульфат натрия					+	+															
Азотная кислота				+							+									+	

Примечание: 1, 2, 3 – чугуны серый, никелевый и кремнистый соответственно; 4 – углеродистые стали; 5, 6, 7 – коррозионно-стойкие аустенитные хромоникелевые, хромоникельмолибденовые и литые хромоникелевые стали соответственно; 8 – коррозионно-стойкие мартенситно-стареющие стали; 9 – медь; 10 – латунь 70-80, Cu + Zn или Pb; 11 – латунь 59-93, Cu +A1, Zn или As; 12 – медноникелевые сплавы; 13, 14, 15, 16, 17, 18 – сплавы на никелевой основе Ni 99; Ni-Mo, 66-32; Ni-Cr-Fe, 76-16-7; Ni-Fe-Cr, 32-47-20; Ni-Mo, 62-28 + Fe, V; Ni-Cr-Mo, 54-15-16 соответственно; 19 – некоторые алюминиевые сплавы; 20 – некоторые титановые сплавы; 21 – некоторые циркониевые сплавы.

7.2.5. ОСОБЕННОСТИ КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ

В горячих хлоридных растворах пробой пассивирующей пленки на хромоникелевых и хромомарганцевоникелевых сталях происходит в результате изменения термодинамического состояния системы металл–среда, т.е. перехода от стабильной пассивности к перепассивации, когда на активированных растягивающими напряжениями участках оксидные пленки шпинельного типа $NiO(Fe,Cr)_2O_3$ или $(Fe,Cr)_2O_3$, обогащенные хромом, растворяются с образованием ионов $CrCl_2^+$ или при более низких температурах – $CrCl^{2+}$ (рис. 7.2.16). В вершине зародившейся микротрещины происходит гидролиз первичных продуктов коррозии, в результате чего электролит в этих микрообъемах подкисляется, что интенсифицируст растворение металла вершины.

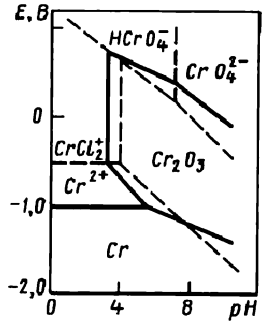


Рис. 7.2.16. Расчетная диаграмма равновесия системы Cr – 3,6 моль/л $MgCl_2$ при 150 °С

Поскольку на сильнопассивирующихся хромоникелевых сталях определение интенсивности водородопроницаемости в зависимости от поляризации затруднено, то экспериментальные зависимости получены на низколегированной стали 12ХН4МФ, испытанной в 3%-м растворе NaCl (рис. 7.2.17). Как катодная, так и анодная поляризация практически в равной степени обусловливают КР стали и интенсифицируют водородопроницаемость (см. рис. 7.2.17, кривые *2* и *1* соответственно). Анодная поляризация вызывает избирательный переход из матрицы в раствор хрома, молибдена и ванадия в местах микропластического течения металла. В результате гидратации образующихся ионов раствор в вершине зарождающейся трещины

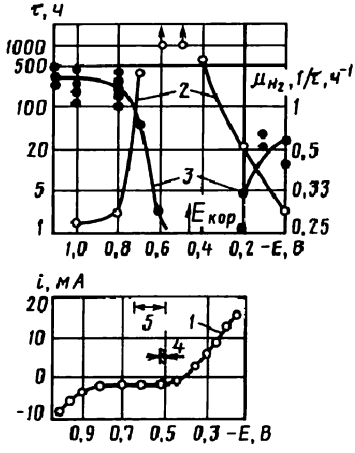


Рис. 7.2.17. Поляризационная кривая (*1*), зависимость от потенциала склонности к КР (*2*) и проницаемости водорода (*3*) в 3%-ном растворе NaCl стали 12ХН4МФ; *4* – область стабилизации потенциала коррозии; *5* – область иммунитета к КР

(на ненапряженном металле – в питтингах) подкисляется (например, для стали 12ХН4МФ до pH = 3,5...4), т.е. создаются условия для наводороживания металла.

Влияние водорода при хлоридном КР аустенитных коррозионно-стойких сталей может проявляться путем охрупчивания нестабильного при комнатной температуре мартенсита, образующегося в вершине трещины; путем хрупкого разрушения феррита; за счет резкой интенсификации анодного растворения наводороженного металла в данной области; в результате облегчения разрыва межатомных связей (декогезии) на границах зерен и самого матричного материала. При катодном наводораживании или при испытаниях в газообразном водороде под давлением от 0,1 до 3 МПа в условиях медленной деформации зарождение поверхностных микротрещин происходит также на границах раздела мартенситных пластин между собой и матричным материалом в областях, где совершилось деформационное $\gamma \rightarrow \alpha$-превращение.

В щелочных средах активно-пассивный переход и, соответственно, КР аустенитной хромоникелевой стали под напряжением реализуется путем селективного растворения на границах зерен при микропластической деформации как железа (выход в раствор ионов $HFeO_2^-$), так и никеля (выход в раствор ионов $HNiO_2^-$), что проявляется в образовании двух железоникелевых пиков на поляризационных кривых, снятых без перемешивания раствора после предварительной катодной активации образца (рис. 7.2.18). В аналогичных опытах на чистом железе 1-й максимум тока почти в три раза выше, чем 2-й, тогда как в опытах с никельсодержащей сталью выше 2-й пик, что свидетельствует об идентичном с железом

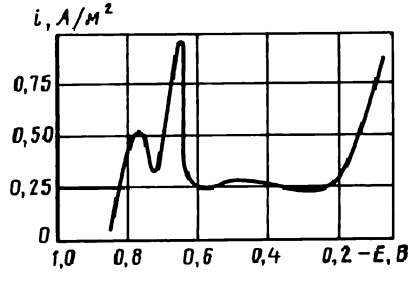


Рис. 7.2.18. Поляризационная кривая стали 12Х18Н10Т в растворе NaOH (98 °С) без перемешивания после катодного активирования

повсдении никеля, но в диапазоне потенциалов 2-го максимума интенсифицируется окисление никеля. В обоих реакциях вследствие локализованного растворения в местах максимальной концентрации напряжений оксидной пленки и металла ($3HMeO_2^- + H^+ \Leftrightarrow Me_2O_3 + 2H_2O + 2e$; $Me + 2H_2O \Leftrightarrow HMeO_2^- + 3H^+ + 2e$) выделяются протоны, образующийся после их разряда водород абсорбируется металлом в вершине зарождающейся микротрещины (на ненапряженной стали – в питтинге) или растущей трещины. При испытаниях хромомарганцевоникелевых аустенитных сталей проявляется и 3-й пик (марганцевый), несколько сдвинутый вправо, что расширяет диапазон потенциалов, в котором эти стали склонны к КР.

В отличие от высокопластичных низкопрочных хромоникелевых сталей аустенитного класса, высокопрочные коррозионно-стойкие стали склонны к КР в нейтральных растворах и при катодной поляризации, когда превалирует водородное охрупчивание. Так, например, экономно легированная никелем коррозионностойкая сталь мартенситного класса 07Х16Н4Б даже после высокого отпуска ($\sigma_в$ = 900 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 750 МПа; δ = 20 %; ψ = 68 %) в хлоридном растворе низкой концентрации (0,5%-й раствор NaCl) чувствительна к водородному охрупчиванию при глубокой катодной поляризации – отрицательнее потенциала коррозии почти на 0,75 В (рис. 7.2.19). В диапазоне потенциалов устойчивой пассивности сталь не склонна к КР, в этой же области, естественно, не отмечено проникновения водорода в сталь. Анодная поляризация при потенциалах положительнее 0,1 В стимулирует КР с одновременной абсорбцией водорода сталью, и по мере увеличения анодной поляризации интенсивность потока водорода возрастает.

Как и для аустенитных коррозионностойких сталей, для сталей высокой прочности (например 07Х16Н4Б, 14Х17Н2) пробой защитной пленки связан с перепассивацией хрома. Зарождение коррозионной трещины в образовавшемся поверхностном микродефекте обусловлено избирательным растворением компонентов стали с последующим гидролизом продуктов коррозии. В результате хлоридный раствор в вершине зарождающейся трещины подкисляется примерно до pH = 2, а потенциал стабилизируется в области, соответствующей ионизации железа, хрома и никеля (образование комплексных или простых ионов), причем создаются условия для выделения протонов.

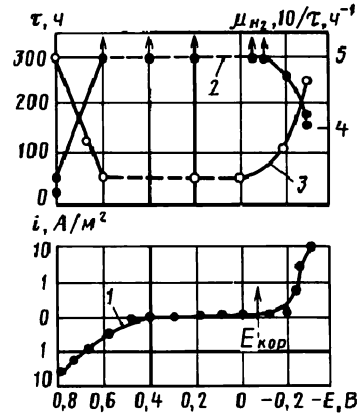


Рис. 7.2.19. Потенциостатическая кривая (*1*), зависимость времени до растрескивания балочных образцов с наведенной усталостной трещиной при K_0 = 112 МПа·м$^{1/2}$ (*2*) и водородопроницаемости (*3*) стали 07Х16Н4Б от поляризации в 0,5%-м растворе NaCl при 98 °С

В сильно наводороживающих растворах, как, например, сероводородсодержащих, зарождение коррозионных трещин в высокопрочных коррозионно-стойких сталях возможно только при реализации активно-пассивного перехода. Так, сталь 07Х16Н4Б практически нечувствительна к сульфидному КР в воде, насыщенной сероводородом, при напряжениях, почти равных $\sigma_{0,2}$, но в хлоридном растворе, насыщенном сероводородом, она проявляет высокую склонность к КР. При этом характер разрушения главным образом межкристаллитный (по границам бывших аустенитных зерен – в отличие от транскристаллитного при хлоридном растрескивании). Анализом диаграмм *E*-pH систем (Fe, Ni)-H_2O-Cl^--H_2S, Cr-H_2O-Cl^- и электрохимическими исследованиями показано, что зарождение коррозионных трещин в сероводородсодержащем хлоридном растворе связано с пробоем сульфидной пленки и образованием в зависимости от потенциала ионов $CrCl_2^+$ или Cr^{2+}. Потенциал коррозии стали в воде, насыщенной сероводородом (pH ≈ 4), составляет 0,02 В и находится в области термодинамической устойчивости соединений FeS_2 и NiS_2, тогда как в хлоридном растворе с сероводородом потенциал коррозии (–0,30 В) соответствует области потенциалов термоди-

намической неустойчивости железа, никеля и их сульфидов (рис. 7.2.20). В результате сталь разрушается по одной хрупкой трещине, реже наблюдается образование нескольких трещин-сателлитов.

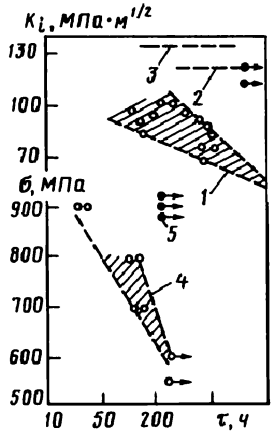


Рис. 7.2.20. Длительная коррозионная прочность стали 07Х16Н4Б в 3%-м растворе NaCl (*1*, *4*) и воде (*2*, *5*), насыщаемых H_2S, определенная по K_{scc} (*1*, *2*) и $\sigma_{пор}$ (*4*, *5*). Значение определенного в воздухе $K_{кр}$ = 130 МПа·м$^{1/2}$

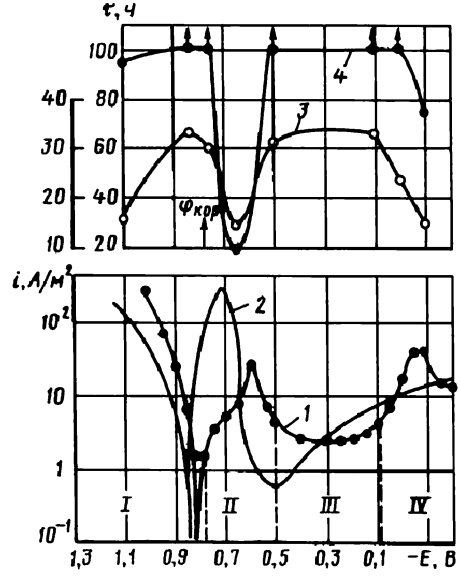


Рис. 7.2.21. Потенциостатические кривые стали 07Х16Н4Б (*1*) и армко-железа (*2*) в 30%-м растворе NaOH (98 °С); зависимость времени до растрескивания стали 07Х16Н4Б от поляризации при растяжении (*3*) и статическом нагружении при $\sigma = 0{,}9\sigma_{0.2}$ (*4*) в том же растворе

Отличительной особенностью высокопрочных коррозионно-стойких сталей аустенитного класса от пластичных низколегированных сталей является их чувствительность к КР в щелочной среде в трех диапазонах потенциалов – в катодной и анодной областях, а также на участке перепассивации по хрому (на рис. 7.2.21, в области I, II и IV соответственно). Малоуглеродистые низколегированные стали подвержены КР только на участке нестабильной пассивности в области II, а аустенитные хромоникелевые и хромомарганцевоникелевые – в области II и IV, где реализуются активно-пассивные переходы.

На стали 07Х16Н4Б в диапазоне потенциалов активно-пассивного перехода в области II отмечается пик активности для железа (частично и для никеля), поэтому КР стали можно объяснить нестабильной пассивностью поверхности вследствие локальной коррозии межзеренных границ (бывших аустенитных зерен), протекающей в горячем щелочном растворе преимущественно с образованием иона $HFeO_2^-$. Это подтверждается зависимостями i-E и τ-E (см. рис. 7.2.21), которые хорошо согласуются с диаграммами термодинамически вероятных реакций.

7.2.6. КОРРОЗИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ МЕТАЛЛА МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

Термином стресс-коррозия принято называть процесс коррозионного растрескивания под напряжением наружной катодно-защищенной поверхности подземных газопроводов, протекающий при номинальных режимах эксплуатации и приводящий к аварийным разрывам трубопроводов в процессе эксплуатации.

Большая часть стресс-коррозионных аварий произошла на газопроводах со сроком службы от 18 до 25 лет, т.е. задолго до исчерпания 33-х-летнего проектного срока. В то же время в мировой практике отмечены случаи внезапных разрушений газопроводов вследствие стресс-коррозии всего после 5...7 лет эксплуатации. В этой связи стресс-коррозию считают наиболее опасным видом повреждений, встречающихся в магистральных газопроводах.

Согласно классическим представлениям процесс коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) определяется как макрохрупкое трещинообразование на поверхности изделия, обусловленное совместным влиянием

трех групп факторов, а именно, факторов, определяющих предрасположенность металла к растрескиванию (металлургическая и технологическая наследственность изделия); факторов, характеризующих состав и свойства внешней коррозионной среды; факторов, определяющих уровень и характер изменения растягивающих напряжений, превышающих некоторую пороговую для данных условий величину. Сказанное в полной мере относится и к стресс-коррозии.

На рис. 7.2.22 представлено фактическое распределение причин аварий на линейной части газопроводов ОАО "Газпром", проходящих на территории России. Как видно из диаграммы, доминирующими причинами аварий на линейной части действующих объектов за период с 1991 по 2004 гг. являются: подземная (наружная) коррозия, в том числе КРН – (29 %); дефекты строительно-монтажных работ (СМР) – (23 %); механические повреждения при эксплуатации – (16 %).

Характерным признаком стресс-коррозионной повреждаемости, отличающей ее, в частности, от усталостного повреждения, является формирование на поверхности труб множества параллельных трещин, так называемых колоний. Колонии стресс-коррозионных трещин могут иметь различную конфигурацию размеров. Так, встречаются колонии трещин протяженностью более одного метра, содержащих сотни трещин.

Типичная колония трещин осевой ориентации показана на рис. 7.2.23. Часто развитие стресс-коррозионных трещин происходит по границе линии сплавления продольного заводского шва с основным металлом (рис. 7.2.24). Трещины КРН могут переходить на соседнюю трубу, пересекая при этом кольцевой сварной

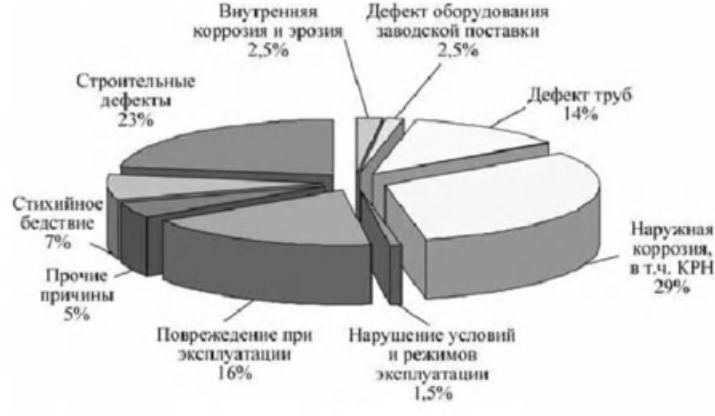


Рис. 7.2.22. Структура аварий, произошедших на линейной части МГ ОАО "Газпром", по причинам возникновения

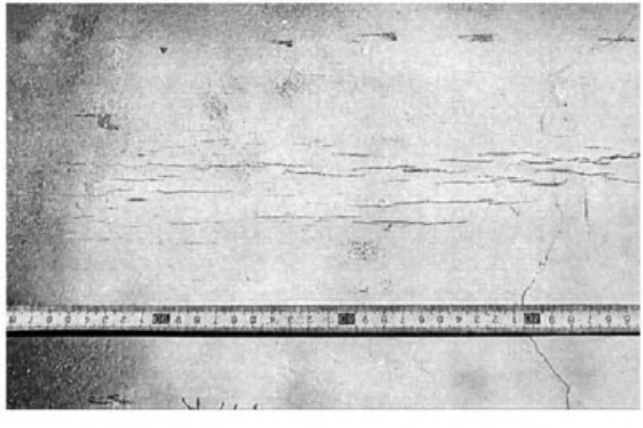


Рис. 7.2.23. Типичная колония протяженных стресс-коррозионных трещин осевой ориентации



Рис. 7.2.24. Стресс-коррозионная трещина на границе линии сплавления продольного заводского шва

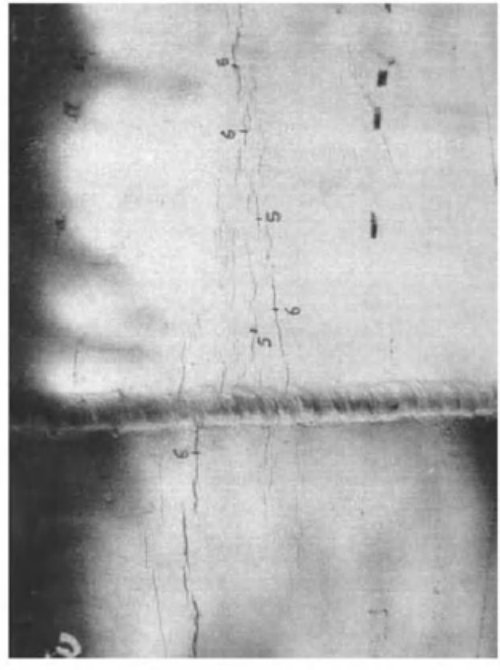


Рис. 7.2.25. Трещины КРН, пересекающие кольцевой сварной шов

шов (рис. 7.2.25). На рис. 7.2.26 показан вид стресс-коррозионных трещин на разных стадиях их развития и очаг разрушения, образованный объединившимися трещинами.

В поперечном сечении стресс-коррозионные трещины бывают двух видов. К первому виду относятся широкие прямоствольные трещины, пространство между берегами которых заполнено продуктами коррозии. Наиболее примечательная особенность этих трещин – затупленная вследствие пластической деформации и коррозионного разъедания вершина. Трещины второго вида – узкие с острой вершиной – часто имеют отклонения от прямолинейности и ветвятся (рис. 7.2.27).

Трещины КРН всегда ориентированы перпендикулярно максимальным растягивающим напряжениям. В подавляющем большинстве случаев трещины расположены вдоль образующей трубы, так как в газопроводах, находящихся под внутренним давлением, наибольшие напряжения возникают в окружном направлении. Намного реже встречаются колонии трещин окружной ориентации. Появление в трубах окружных трещин объясняется высоким уровнем продольных (осевых) напряжений, возникающих на участках изгиба или провисаний газопровода. Иногда трещины КРН располагаются наклонно относительно оси трубы.

Специфической особенностью проявления данной формы КРН является то, что разрушению подвергаются вязкие, пластичные стали в контакте с грунтовыми электролитами, не обладающими выраженными агрессивными свойствами по отношению к металлу. В большинстве своем металл, отобранный из аварийных фрагментов труб, не имеет заметных отклонений от стандартных требований по химическому составу и металлургическому качеству. Характеристики прочности и пластичности металла вблизи зон повреждений, как правило, также соответствуют показателям, нормируемым техническими условиями на поставку труб.

Характерно, что среди газопроводов близкой возрастной группы, проложенных в одном технологическом коридоре, наблюдается очень неравномерное распределение аварий, что указывает на сложность поиска корреляций и прогнозирования коррозионной опасности, даже

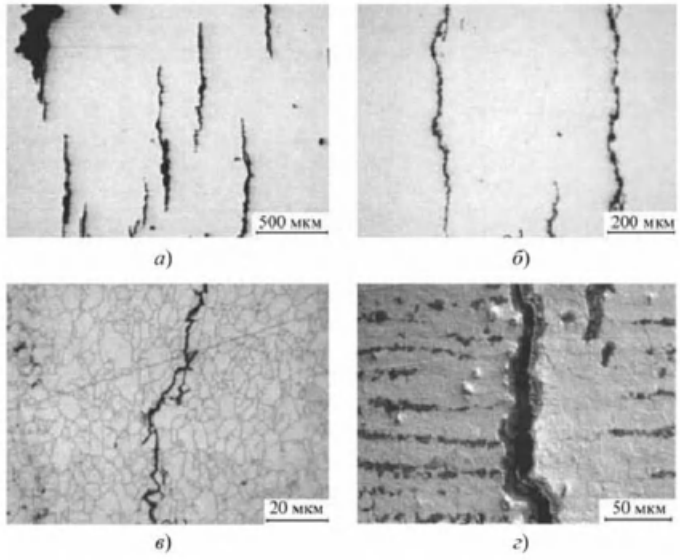


Рис. 7.2.26. Стресс-коррозионные трещины в начальной фазе развития (*а*, *б*) и на стадии активного растрескивания (*в*, *г*):
а, *б* – внешняя поверхность трубы; *в*, *г* – поперечное сечение трубы

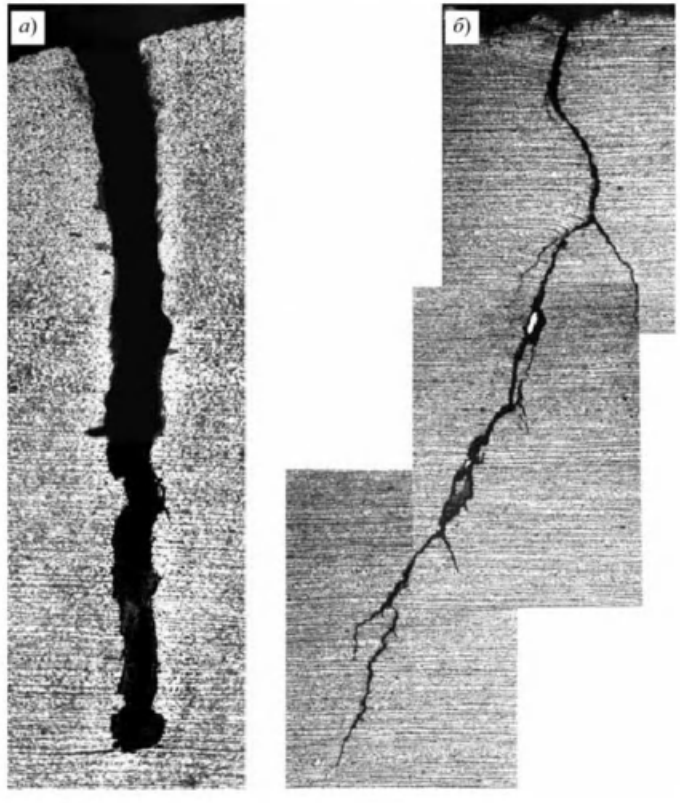


Рис. 7.2.27. Панорама стресс-коррозионных трещин двух видов (×150):
а – широкие трещины с затупленной вершиной; *б* – узкие ветвящиеся трещины с острой вершиной

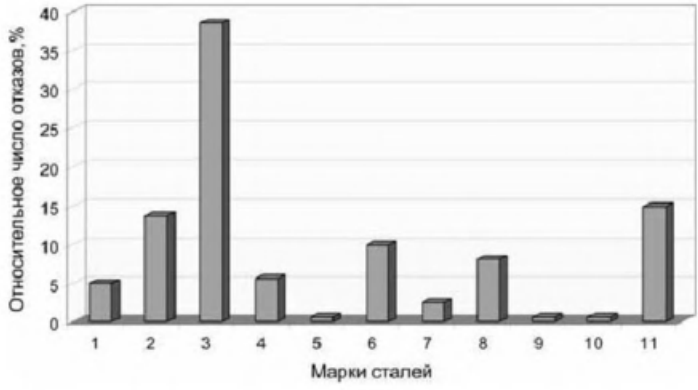


Рис. 7.2.28. Динамика отказов по причине КРН в зависимости от марок сталей труб:
1 – 17Г1СУ; *2* – 7Г1С; *3* – Х70; *4* – Х60; *5* – 14Г2СФБ; *6* – 17Г2СФ; *7* – 17Г2АФ; *8* – 14Г2САФ; *9* – 17ГС; *10* – 16Г2САФ; *11* – нет данных

для близких по нагрузке, типу изоляции и местоположению участков газопроводов. Тем не менее, накопленный на сегодня эмпирический материал позволяет просматривать некоторые закономерности, присущие развитию процесса КРН.

В подавляющем большинстве случаев (98,6 %) стресс-коррозионным авариям подвергались газопроводы возрастом от 7 до 24 лет. Достигнутый на сегодня максимальный срок наработки на аварию составляет 37 лет.

Сресс-коррозии подвержены все без исключения марки трубных сталей, как импортного, так и отечественного производства, в том числе и обычные низколегированные стали. Отказы газопроводов по причине КРН случались с трубами различной конструкции и технологии изготовления: бесшовными, спиральношовными, прямошовными, полученными как дуговой сваркой, так и сваркой сопротивлением.

Проблема КРН не является проблемой исключительно высокопрочных сталей.

Приведенная на рис. 7.2.28 гистограмма свидетельствует о существовании тесной связи между частотой отказов по причине КРН и свойствами металла труб. Наибольшее число аварий за рассматриваемый период произошло на трубах из сталей Х70. Большое количество аварий отмечалось и на трубах из сталей 17Г1С, 17Г1СУ.

Приведенные на рис. 7.2.28 показатели являются абсолютными и только приблизительно характеризуют склонность к стресс-коррозии труб конкретного марочного состава. Пока не представляется возможным сопоставить приведенные показатели аварийности МГ по трубам различного марочного состава и производителей из-за отсутствия достоверной информации о реальной протяженности в системе газопроводов России труб конкретного завода-изготовителя и марочного состава и завода-изготовителя.

Произошедшие за период наблюдений отказы магистральных газопроводов по причине стресс-коррозии распределяются по диаметрам газопроводов следующим образом (рис. 7.2.29): абсолютное "лидерство" по количеству стресс-коррозионных аварий газопроводов принадлежит газопроводам диаметром 1420 мм, хотя по уровню напряжений, создаваемых внутренним давлением, газопроводы диаметрами 1020…1420 мм практически сопоставимы.

По данным зарубежной статистики стресс-коррозионные аварии происходят на трубопроводах разных диаметров (от 200 до 1220 мм), хотя подавляющее большинство аварий приходится на газопроводы больших диаметров: 914…1067 мм.

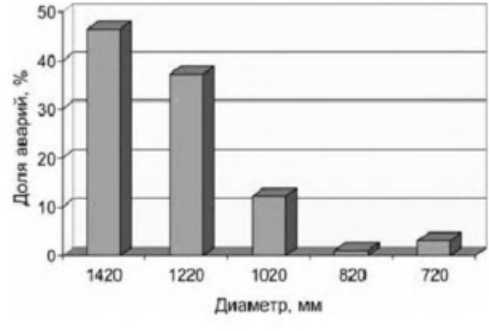


Рис. 7.2.29. Распределение отказов по причине КРН в зависимости от диаметров газопроводов за период с 1985 по 2005 гг.

Интенсивность стресс-коррозионных аварий имеет четкую корреляцию с диаметрами газопроводов. Удовлетворительного объяснения выявленной "избирательности" стресс-коррозии пока не получено. Попытки обосновать данный факт с материаловедческих позиций, связывая предрасположенность труб к стресс-коррозии с определенным классом (группой) трубных сталей, представляются малоубедительными. Известно, что все трубы диамстром 1420 мм сделаны из сталей контролируемой прокатки группы прочности Х70, в то время как в изготовлении труб диаметром 1220 и 1020 мм были в основном применены нормализованные и термоупрочненные стали (лишь очень незначительный процент труб данных диаметров был изготовлен из сталей контролируемой прокатки).

Поскольку газопроводы являются чрезвычайно протяженными и масштабными объектами, в них имеет место значительное проявление масштабного эффекта, имеющего статистическую и энергетическую природу, что очевидно и приводит к зависимости количества стресс-коррозионных аварий МГ от диаметра газопроводов. Наличие масштабного эффекта существенно влияет на прочность, деформативность, вязкость, трещиностойкость и другие практически важные свойства металла труб. Следовательно, в сложном и многофакторном процессе КРН наряду с известными факторами металлургической, технологической, коррозионной природы и эксплуатационной нагруженности необходимо учитывать влияние конструкционных параметров газопроводов.

На развитие стресс-коррозионных дефектов во времени существенное влияние оказывают эксплуатационные нагрузки, обусловленные внутренним давлением, температурно-силовыми факторами с учетом цикличности действия нагрузок, в том числе периодов полной остановки участков МГ, сезонного и суточного изменений объемов перекачки газа и т.д. Кроме эксплуатационных существуют и внешние техногенные факторы, определяющие "порог срабатывания" и катастрофическое развитие дефектов в локальных областях труб, в том числе и в зависимости от сезонного интервала времени.

На фоне относительно равномерного распределения количества отказов в зимние месяцы (ноябрь – март) всплеск аварийности наблюдается на границе весенне-летнего периода: апрель – июнь, и на стыке осенне-зимнего периода: сентябрь – октябрь.

Связь повышенной аварийности МГ с сезонно-климатическими изменениями неслучайна. На стыке весенне-летнего периода происходят активные изменения в околотрубном пространстве, связанные с оттаиванием грунтов, повышением уровня и подпором грунтовых вод, общим изменением температурно-влажностного режима, подвижками грунтов, что в целом приводит к нарушению стабильного положения газопровода, способствует скачкообразному развитию трещин, провоцируя их последующее объединение и лавинное разрушение трубы. Граница осенне-зимнего периода также характеризуется изменением механического взаимодействия газопровода с геологической средой, как вследствие промерзания грунтов, так и в результате перехода на зимний режим эксплуатации в связи с повышением газопотребления. Так, переход на летний режим работы компрессорных цехов сопряжен со "скачком" давления на 10...12 %.

Изучение мест расположения стресс-коррозионных аварий на газопроводах по отношению к нагнетающей компрессорной станции (КС) показывает (рис. 7.2.30), что почти половина (45 %) таких аварий сосредоточена на сравнительно небольшом расстоянии (до 10...15 км) от КС с "горячей" стороны; свыше 70 % аварий локализовано в пределах 35 км от КС. Аварии, происходящие на значительном (более 30...40 км) удалении от нагнетающей КС, распределяются по трассе относительно равномерно. Всего за период наблюдений на "холодный" участок (на удалении более 60 км от КС) трассы приходится 14 % аварий, а 2 % отказов было отмечено на расстоянии более 80-ти км от КС.

Такая закономерность в распределении аварийных разрывов по длине трассы объясняется тем, что максимальные рабочие напряжения в газопроводе реализуются на выходе КС, а далее по мере удаления от КС напряжения постепенно падают. Согласно расчетам среднее давление в газопроводе на 30 % меньше максимального. Уровень напряженно-деформированного состояния, реализуемый в газопроводе в процессе эксплуатации, является одним из факторов, в значительной степени влияющих на развитие стресс-коррозии. Высокие напряжения в стенке трубы способствуют ускоренному зарождению и развитию трещин, а, следовательно, и более раннему наступлению

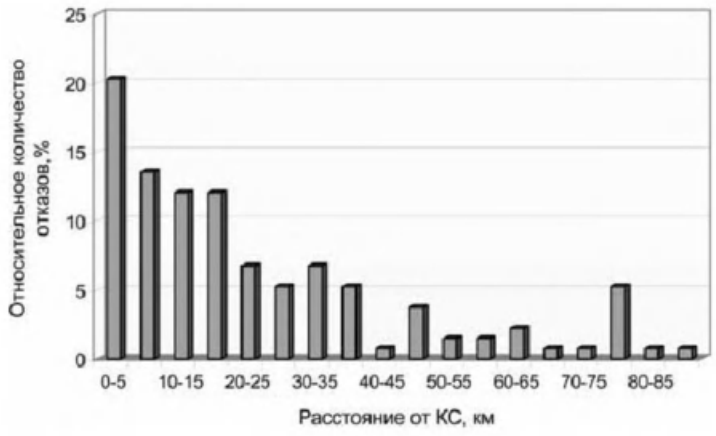


Рис. 7.2.30. Распределение числа отказов по причине КРН в зависимости от расстояния от компрессорной станции



Рис. 7.2.31. Состояние изоляции на трубах после длительной эксплуатации

аварийного разрыва. Повышенная температура на выходе КС в еще большей степени увеличивает напряженность начального участка газопровода (температурные напряжения) и, кроме того, способствует ускоренной деградации и изнашиванию изоляционных покрытий (рис. 7.2.31).

Действие обоих факторов объясняет причину локализации стресс-коррозионных аварий на прилегающем к КС 20-ти километровом участке (на долю которого приходится до 70 % аварий). Общая аварийность МГ сразу за КС почти в несколько раз выше, чем на конечных участках перегона.

Чаще всего стресс-коррозионные аварии происходят во влагонасыщенных грунтах – относительное количество аварий до 50 %, что соответствует одному из существенных диагностических признаков протекания КРН. Для маловлажных грунтов количество аварий не превышает 12 %.

Риск возникновения и развития стресс-коррозии существенно возрастает на участках трассы с грунтами, отличающимися высокой просадочностью (рис. 7.2.32).

В просадочных грунтах перемещения газопровода приобретают неустановившийся характер даже при постоянной сдвигающей нагрузке. Величина ползучих перемещений в любых грунтах составляет как минимум 25 %, а в слабых и сильно увлажненных глинистых грунтах может достигать 100…150 % от услов-

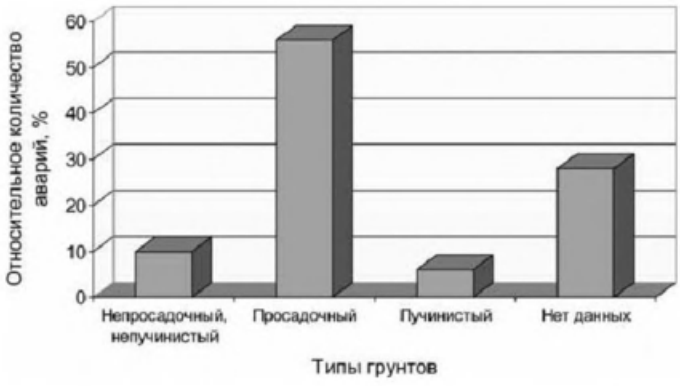


Рис. 7.2.32. Распределение стресс-коррозионных аварий в зависимости от свойств грунта на газопроводах ОАО "Газпром" за период с 1998 по 2004 гг.

но-мгновенных перемещений. В результате перемещений в грунте, учитывая его пластичность, создается протяженный канал, в котором трубопровод на значительной длине не испытывает реакции грунта в опорной части. Под действием собственного веса и веса грунта засыпки газопровод изгибается, в нижней его части возникают растягивающие продольные напряжения. В таких местах при сезонных колебаниях уровня грунтовых вод в газопроводе происходит циклическое изменение изгибных напряжений, что благоприятствует отслаиванию полимерной пленки в нижней части газопровода и накоплению усталостных повреждений в металле труб. Указанные условия, кроме того, приводят к возникновению нестабильности электрохимических параметров катодной защиты по периметру поперечного сечения трубы (из-за отсутствия постоянного контакта между металлической поверхностью трубы и электропроводящим грунтом. Подавляющее большинство (более 60 %), стресс-коррозионных аварий произошло на равнинной местности, однако некоторая часть таких аварий наблюдалась и на холмистой местности (≈ 10 %), на склонах оврагов менее 5 %, на заболоченной равнине всего 4 %.

Образованию колоний стресс-коррозионных трещин предшествует этап отслаивания изоляционного покрытия и формирование специфического электролита, который по своему ионно-солевому составу, величине pH, содержанию растворенных газов может существенно отличаться от состава грунтовых вод, окружающих трубопровод. В результате при длительной эксплуатации трубопровода создаются условия для образования на поверхности трубы пленок сидерита, магнетита, гематита и пр.

Анализ статистики отказов МГ по причине КРН свидетельствует о том, что дефекты КРН получают преимущественное развитие на газопроводах, заизолированных пленочным полиэтиленовым покрытием трассового нанесения. Однако немногочисленные случаи стресс-коррозионных аварий на газопроводах с битуморезиновой изоляцией указывают на то, что тип изоляции не является фактором, исключающим принципиальную возможность протекания стресс-коррозии. Нередко стресс-коррозионная повреждаемость труб имеет место при удовлетворительном, с точки зрения целостности, состоянии изоляционного покрытия.

Анализ распределения стресс-коррозионных разрушений в зависимости от конструкции изоляции на газопроводах ОАО "Газпром" за период с 1991 по 2004 г. показал, что подавляющее число аварий приходится на однослойные ленточные полиэтиленовые покрытия нормального типа. Случаи аварий на трубопроводах с ленточными полиэтиленовыми изоляционными покрытиями более эффективных типов и конструкций (двухслойная, усиленная) наблюдаются значительно реже. Примечательно, что на газопроводах, изолированных в один слой, но без обертки, наблюдается меньшее количество аварий. По-видимому, данный факт объясняется тем, что по статистике протяженность газопроводов с указанной конструкцией изоляции крайне незначительна. Предотвращению стресс-коррозии в определенной степени способствовало предварительное праймирование (нанесение адгезионного слоя, обеспечивающего прилипаемость пленочного изоляционного покрытия) поставляемых труб.

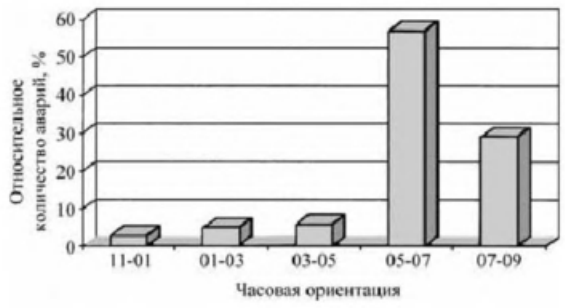


Рис. 7.2.33. Распределение очагов стресс-коррозионных аварий на МГ в зависимости от часовой ориентации

Представляет интерес распределение колоний трещин КР по периметру трубы. Опасные колонии трещин по периметру трубы располагаются преимущественно на 5...7 часов по циферблату (рис. 7.2.33). Основное число очаговых трещин (~70 %) расположено по линии сплавления сварного шва с основным металлом и на расстоянии до 250 мм от нее. В ряде случаев полученные в ходе обследований протяженных участков газопроводов (при ВТД или инструментальном контроле вскрытых участков МГ) данные о расположении дефектов КРН несколько отличались от вышеприведенных результатов, основанных только на анализе аварийных разрушений.

Трещинообразование происходит преимущественно в нижней опорной части сечения трубы, где в силу ряда причин создаются наиболее благоприятные условия для протекания стресс-коррозионных процессов (см. рис. 7.2.33). Так, именно в опорной части трубопровода наиболее высока вероятность отслоения изоляции, повышенная влажность, а также появления дополнительных напряжений, обусловленных сезонным колебанием уровня грунтовых вод, просадками и подвижками грунта, сплющиванием поверхности трубы при ее опирании на недостаточно мягкий грунт.

Зонами риска в отношении КРН являются участки с пересеченной местностью, где высока вероятность неприлегания трубопровода по дну траншеи, а также периодически обводняемые участки трассы со слабо дренирующими грунтами. В таких местах при сезонных колебаниях уровня грунтовых вод создаются условия для отслаивания пленочного покрытия.

Большинство разрушений газопроводов из-за стресс-коррозии произошло в грунтах с анаэробными свойствами. Грунт, обладающий анаэробными свойствами, создает потенциально опасную среду для возникновения КРН.

Согласно существующим представлениям механизм развития трещинообразования в трубопроводах происходит в четыре последовательных этапа.

1. Инкубационный период зарождения рассеянных на поверхности трубы микротрещин.

2. Медленное подрастание микротрещин и их слияние с образованием макротрещин.

3. Стабильное развитие макротрещин в колониях.

4. Спонтанное объединение близко расположенных трещин с образованием "очага" разрушения и последующим механическим доломом стенки трубы под ним.

В процессе эксплуатации зарождение, рост отдельных микротрещин, их последующая коалесценция и дальнейшее развитие макротрещин является стохастическим процессом, подверженным воздействию многочисленных факторов (среды, напряженного состояния, природно-климатических условий), изменение которых затрудняет анализ кинетики процесса.

Процесс стресс-коррозии в газопроводах может приводить к разным последствиям. Развитие отдельной трещины, растущей в глубь толщины стенки, завершается образованием сквозного дефекта – свища. Такие трещины после сквозного прохождения остаются стабильными, так как их длина вдоль оси трубы, как правило, не превышает критическую. Указанные случаи на практике отмечаются достаточно редко, так как сквозное развитие трещины возможно при отсутствии взаимодействия с соседними трещинами. В узких колониях, вытянутых в направлении оси трубы, более вероятным становится слияние (коалесценция) коллинеарных трещин с последующим разрывом трубы. Очевидно, что это наиболее опасный сценарий развития процесса.

В широких колониях с высокой плотностью трещин вследствие существенной релаксации внешнего поля напряжений может наступить полная стабилизация трещин, не представляя угрозы в отношении целостности газопровода. Значительная часть обнаруживаемых в результате инспекций колоний стресс-коррозионных трещин относится именно к стабилизированным трещинам.

Основным направлением выявления локальных участков газопроводов, пораженных стресс-коррозией, является внутритрубная диагностика специализированными снарядами-дефектоскопами, обнаруживающими стресс-коррозионные трещины, с последующим обследованием выявленных участков газопроводов неразрушающими методами.

Методы испытаний металла трубопроводов на стойкость против коррозионного растрескивания под напряжением. Основные методы испытаний на КРН, в соответствии с нормативными материалами, включают испытания при постоянной деформации, при постоянной нагрузке и при постоянной медленной скорости деформации. Рекомендуемые среды и условия испытаний на КРН при постоянной медленной скорости деформации приведены в табл. 7.2.5.

7.2.5. Рекомендуемые среды и условия испытания на КРН

Материалы	Условия испытаний	Скорость растяжения, м/с	Область применения
Углеродистые низколегированные и легированные конструкционные стали	3% р-р NaCl (ГОСТ 4233), T = 295 К, t = 720 ч 3% р-р NaCl + 1% р-р $FeCl_3$ + + 0,5% р-р NaF, pH = 3, T = 295 К, t = 720 ч	$3{,}6 \cdot 10^{-8}$	Различные морские условия
	5% р-р NaCl + 0,5% р-р CH_3COOH (ГОСТ 19814) насыщенный сероводородом, pH ≤ 3,5, T = 297 К, t = 720 ч	$7{,}2 \cdot 10^{-8}$	Сероводородсодержащие среды
	40% р-р NaOH (ГОСТ 11078) при температуре кипения, t = 720…3000 ч 57% р-р $Ca(NO_3)_2 \cdot 4H_2O$ (ГОСТ 4142) + 6% р-р NH_4NO_3 (ГОСТ 22867), при температуре кипения, t = 720…3000 ч 6,5% р-р $NaHCO_3$ + 6,5% р-р Na_2CO_3, T = 374 К, t = 3000 ч	$3{,}6 \cdot 10^{-8}$	Щелочные и нитратные среды
Углеродистые низколегированные трубные стали марок 17Г1С, 14Г2СФ, 17Г2ФБ, 17Г2САФ, а также стали Х60...Х70 по стандарту API 5L	6,5% р-р $NaHCO_3$ + 6,5% р-р Na_2CO_3, T = 295 К, t = 3000…6000 ч	$3{,}6 \cdot 10^{-8}$	Карбонатбикарбонатные среды
	0,483 г/л $NaHCO_3$ + 0,122 KCl + + 0,137 $CaCl_2$ + 0,131 $MgSO_4 \cdot 7H_2O$ + + 5 % CO_2; T = 290 К, t = 3000 ч	$1{,}8 \cdot 10^{-8}$	Различные грунтовые электролиты
Сплавы на железоникелевой основе	40% р-р H_2SO_4 (ГОСТ 4204), T = 423 К, t = 3000 ч	$7{,}2 \cdot 10^{-8}$	Кислые среды
	5% р-р NaCl + 0,5% р-р CH_3COOH, насыщенный сероводородом, pH ≤ 3,5, T = 297 К, t = 720 ч	$7{,}2 \cdot 10^{-8}$	Сероводородсодержащие среды

Основным недостатком большинства традиционных методов испытаний является то, что они не полностью воспроизводят напряженно-деформированное состояние труб, не моделируют их геометрию, не учитывают масштабный фактор и состояние поверхности реального объекта. При изготовлении малогабаритных образцов не удастся сохранить весь комплекс технологической наследственности трубы (наклеп металла, различие структуры и свойств металла у поверхности и в сердцевине стенки трубы, неравномерность свойств по периметру и по длине трубы и т.д.). Проблематичным становится и сохранение в образце реального поля остаточных сварочных напряжений. Условия взаимодействия металла с коррозионно-активной средой при испытании стандартного образца и в реальной трубе существенно отличны, так как в первом случае образец всей внешней поверхностью соприкасается со средой, а во втором случае осуществляется односторонний подвод среды.

К числу важнейших факторов, влияющих на работоспособность газопроводов, следует отнести двухосность нагружения. Многочисленные исследования роли двухосного напряженного состояния свидетельствуют о том, что с увеличением жесткости нагружения возрастает опасность хрупкого разрушения конструкций.

Наиболее широкое распространение в лабораторной практике получили эксперименты, основанные на испытаниях тонкостенных трубчатых образцов (рис. 7.2.34, *а*), подвергаемых нагружению внутренним давлением в комбинации с внешними силами (растяжение, сжатие, изгиб, кручение). Эти методики являются наиболее универсальными в отношении диапазона реализуемых соотношений главных напряжений, а образцы, моделирующие оболочку, – просты, технологичны в изготовлении. Однако испытания малогабаритных и тонкостенных образцов не позволяют учесть влияния целого ряда факторов, оказывающих существенное влияние на коррозионно-механическую прочность оболочковых конструкций, в частности, масштабного фактора, анизотропии свойств и состояния поверхности реальной оболочки, наличия остаточных напряжений (в том числе сварочных) и т.д. По причине тонкостенности не вполне корректно использовать трубчатые образцы для оценки трещиностойкости, так как появление даже незначительной трещины в стенке образца неизбежно ведет к местному выпучиванию его рабочей зоны и искажению результатов испытаний. В специализированных лабораториях находят применение плоские образцы крестообразной формы (рис. 7.2.34, *б*), а также многолепестковые (рис. 7.2.34, *в*).

В ходе испытаний в центральной части таких образцов получают плоское напряженное состояние с любым соотношением главных напряжений. Существенным недостатком этих образцов является необходимость использования специального оборудования, обеспечивающего возможность независимого нагружения в различных направлениях. В методическом плане не вполне корректны результаты испытания плоских образцов для оценки прочностных свойств оболочковых материалов, так как в этом случае игнорируется фактор кривизны оболочки.

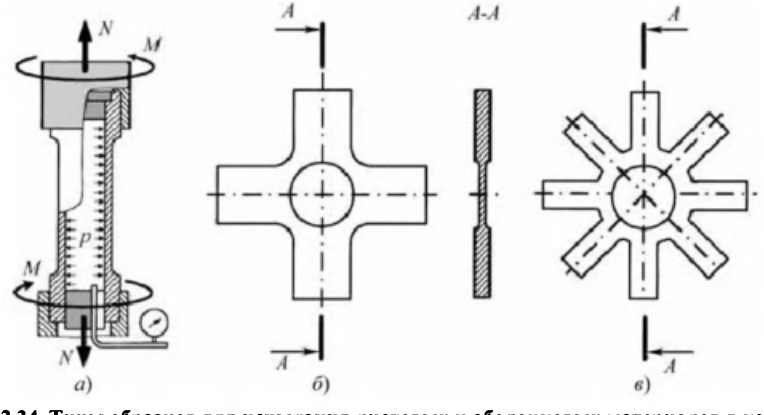


Рис. 7.2.34. Типы образцов для испытания листовых и оболочковых материалов в условиях двухосного напряженного состояния:
а – трубчатый; *б* – крестообразный; *в* – многолепестковый

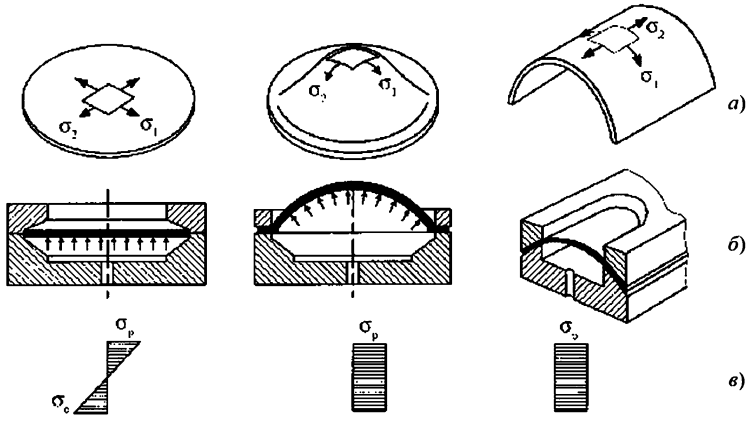


Рис. 7.2.35. Схемы испытаний образцов при двухосном напряженном состоянии, создаваемом изгибом (*а*) и растяжением (*б*, *в*)

Для оценки прочности и долговечности элементов листовых и оболочковых конструкций получили известность также испытания методом гидростатического нагружения при односторонней подаче давления на образцы с криволинейной поверхностью или предварительно сформованные сферические, эллипсовидные и полуцилиндрические сегменты. Этот метод наиболее полно воспроизводит условия работы металла и сварных соединений в оболочковых конструкциях. С помощью этого метода удается испытывать как тонколистовые материалы в упругопластической области, так и крупногабаритные цилиндрические панели, вырезаемые непосредственно из натурной оболочки (рис. 7.2.35).

Напряженное состояние, возникающее в металле, зависит от формы образца и матрицы. При нагружении плоского образца (рис. 7.2.35, *а*), закрепленного по контуру матрицы, в его центральной части возникает двухосный изгиб с растягивающими компонентами на выпуклой поверхности образца. Изменяя форму контура закрепления, можно изменить соотношение главных напряжений. При круглом отверстии матрицы $\sigma_1/\sigma_2 = 1/1$, при эллиптическом $\sigma_1/\sigma_2 = 1/0{,}75$. При шарнирном закреплении образца в нем возникают только изгибные напряжения. При жестком закреплении по контуру отверстия матрицы к напряжениям от двухосного изгиба добавляются мембранные напряжения от двухосного растяжения. В этом случае, если прогиб соизмерим с толщиной образца, необходимо учитывать и изгибные, и мембранные напряжения. Соотношение между радиусом матрицы r и толщиной образца t рекомендуется выбирать в соответствии с неравенством:

$$0{,}90\sqrt{\sigma_т / p} \le r/t \le 0{,}57\sqrt{E/\sigma_т},$$

где p – максимальное давление.

Испытания по схемам, приведенным на рис. 7.2.35, *б*, *в*, проводят на предварительно сформованных образцах в виде сферического сегмента или полуцилиндрической панели. В этих образцах при достаточно большом отношении размера отверстия матрицы к толщине образца изгибная составляющая мала и центральная часть образцов испытывает двухосное растяжение. Изменяя форму матрицы от круглой до эллиптической, получают различные соотношения компонентов главных напряжений: для сферического сегмента $\sigma_1/\sigma_2 = 1/0{,}7$, для полуцилиндрической панели это соотношение изменяется от $1/0{,}7$ до $1/0{,}3$.

В местах закрепления таких образцов возникают значительные изгибные напряжения, превышающие напряжения в центре образца. Кроме того, подготовка таких образцов требует пластического деформирования, а это может привести к изменению свойств материала, что не всегда поддается исправлению даже последующей термической обработкой.

Для оценки склонности к КРН металла труб разработаны модельные методы коррозионно-механических испытаний на усложненных образцах, обладающих конструктивным подобием реальной оболочки и более полно отражающих работу металла в трубах. В каче-

стве такого рода образцов предлагается использовать крупногабаритные фрагменты труб натурной кривизны, толщины и состояния поверхности, имеющие крестообразную в плане форму с двумя парами взаимно перпендикулярных плеч – кольцевыми и продольными, на пересечении которых образуется центральная часть образца (рис. 7.2.36). Плечи образца

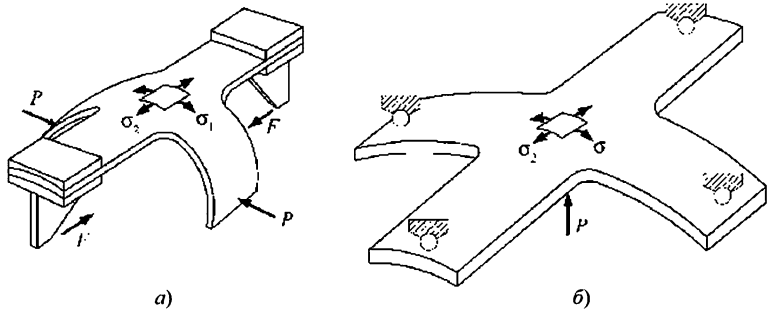


Рис. 7.2.36. Типы крестообразных образцов и схемы их нагружения:
а – образец из трубы малого диаметра; *б* – образец из трубы большого диаметра

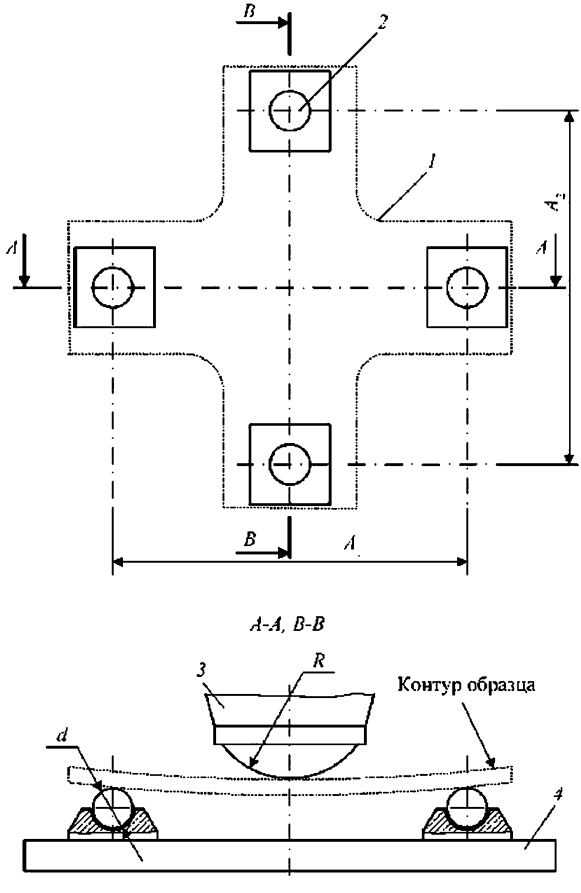


Рис. 7.2.37. Схема нагружения образцов-моделей и элементы нагружающего устройства:
1 – контур образца; *2* – шарнирная опора; *3* – нагружатель; *4* – опорная рама

служат для его нагружения в процессе испытания и создания в центральной части двухосного напряженного состояния с регулируемым соотношением главных напряжений σ_1 и σ_2 на наружной поверхности образца.

В результате нагружения центральная часть образцов оказывается в состоянии двухосного изгиба так, что растягивающие напряжения возникают на внешней поверхности, а сжимающие напряжения – соответственно на внутренней поверхности.

На рис. 7.2.37 показан образец из трубы большого диаметра, размещенный на опорной раме крестообразной формы, и элементы нагружающего устройства.

С целью воспроизведения подобия процессов стресс-коррозии, протекающей на газопроводах под отслоившимся покрытием, при проведении испытаний в качестве коррозионной ячейки используют полиэтиленовую пленку, герметично закрепляемую по контуру "рабочей зоны" образца. В зазор между металлической поверхностью и пленкой помещают пластину толщиной 3…5 мм из инертного по отношению к коррозионной среде материала (фетр, поролон), обеспечивающей в процессе испытания постоянное смачивание экспонирусмой поверхности образца коррозионным раствором. Схема закрепления коррозионной ячейки на поверхности образца приведена на рис. 7.2.38. Подачу электролита из колбы в пространство под пленкой осуществляют с помощью капельницы. В ходе эксперимента наблюдают за герметичностью коррозионной ячейки для исключения проникновения в нее кислорода воздуха.

Коррозионные среды, применяемые в испытаниях на КРН, должны соответствовать требованиям ГОСТ 2694. В качестве коррозионной среды могут быть использованы суспензии грунтов, отобранных с мест аварий МГ, а также модельные электролиты, имитирующие составы грунтовых вод (табл. 7.2.5). При необходимости воспроизведений условий катодной защиты поверхность образцов в процессе испытаний поляризуется от внешнего источника постоянного тока.

Испытания модельных образцов могут быть осуществлены как на стандартном испытательном оборудовании, так и на специально созданном устройстве, в котором в качестве силового элемента используется гидродомкрат.

На рис. 7.2.39 показано нагружающее устройство в виде винтового пресса, позволяющее осуществлять проведение длительных статических (квазистатических) испытаний модельных образцов на склонность к КРН.

В устройстве с целью воспроизведения условий нагружения с большим запасом упругой энергии, чем это достигается в обычной схеме нагружения, предусматривается подключение последовательно с образцом аккумулятора упругой энергии (рис. 7.2.39).

Роль аккумулятора упругой энергии может выполнять механическое (например, набор тарельчатых пружин, винтовая пружина сжатия и т.п.) или пневматическое (пневмоцилиндр, соединенный с ресивером) приспособление, обеспечивающее требуемый уровень упругой энергии в системе.

В процессе длительных испытаний образцы с закрепленными на них коррозионными

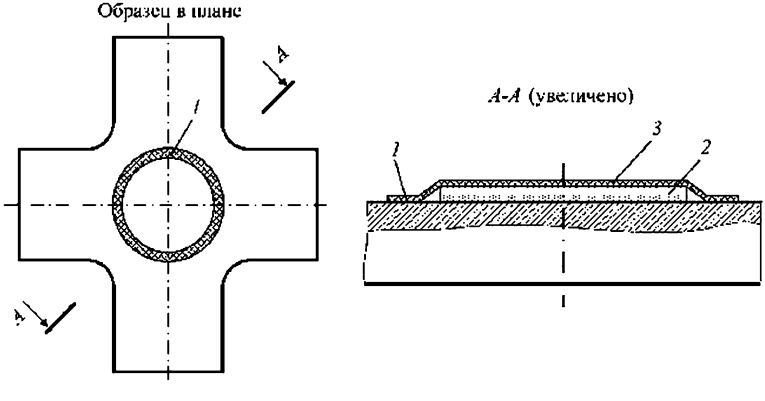


Рис. 7.2.38. Коррозионная ячейка и схема ее закрепления на поверхности модельных образцов:
1 – зона приклеивания коррозионной ячейки к образцу; *2* – прокладка; *3* – коррозионная ячейка

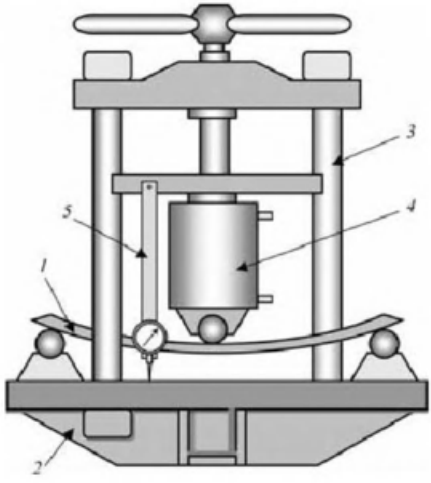


Рис. 7.2.39. Схема нагружения модельного образца (вид по плоскости кольцевых плеч образца):
1 – образец; *2* – крестообразная опорная рама; *3* – винтовой пресс; *4* – аккумулятор упругой энергии; *5* – индикатор перемещений

ячейками подвергают нагружению статическим или повторно-статическим усилием (с частотой изменения нагрузки не более 5 Гц), регистрируют момент зарождения трещины и контролируют ее стабильное развитие любым доступным методом (акустико-эмиссионный, токовихревой, электропотенциальный). Испытаниям подвергают образцы с исходным состоянием поверхности или с предварительно созданным в полюсе образца концентратором напряжений.

После длительной выдержки под нагрузкой в течение заданного программой времени (не менее 1000 ч) образцы разгружают и исследуют взаимодействовавшую со средой поверхность на наличие трещин. В случае обнаружения трещин КРН испытания возобновляют на новых образцах, вырезанных из исследуемой трубы, но при более низком уровне напряжений, кратном долям предела прочности материала $\sigma_в$.

О склонности металла к КРН судят по одному из критериев или по совокупности критериев:

– наличию или отсутствию трещин КРН за время выдержки в коррозионной среде;

– величине пороговых напряжений, при которых материал не подвергается трещинообразованию в течение 1000 ч. При этом используют систему бинарного поиска, проводя первое испытание образцов при максимальном уровне напряжений, равном 0,9...0,95 от предела текучести $\sigma_{0,2}$, а последующие – при напряжениях, кратных долям предела прочности материала $\sigma_в$;

– времени до появления первой трещины;

– средней скорости роста трещины за период проведения испытания.

Дополнительными критериями оценки сопротивления материалов КРН являются:

– плотность трещин (количество трещин, приходящееся на единицу экспонируемой поверхности образца);

– параметр формы трещин (соотношение глубины к длине на поверхности).

Для сварного соединения дополнительными критериями являются: вид и характер повреждения образца; расположение трещины (трещин) по наплавленному металлу, по зоне термического влияния, по основному металлу.

Для описания кинетики роста трещины на каждом этапе ее подрастания определяют скорость трещины и соответствующую величину коэффициента интенсивности напряжений (КИН) на концах малой и большой полуосей эллипса.

Испытания образцов с постоянной скоростью деформации, так называемые SSRT-испытания (slow stress rate test), являются основным лабораторным методом исследования сопротивления трубных сталей стресс-коррозионному разрушению. В процессе испытания стандартные малогабаритные образцы подвергают медленному растяжению или изгибу в модельных растворах или суспензиях грунтов с мест аварий при наложении катодной поляризации. Скорости деформирования находятся, как правило, в диапазоне $10^{-5}...10^{-7}$ $с^{-1}$. Дополнительно осуществляется барботаж коррозионной ячейки газом, преимущественно смесью углекислого газа и азота. По результатам испытаний оценивают изменение характеристик пластичности материала (относительного удлинения δ и относительного сужения ψ), а также работу разрушения образцов, и на основании сопоставления с поведением образцов на воздухе делают заключение о склонности испытанных сталей к КРН.

В процессе испытаний образцы всегда доводятся до разрушения, поэтому рабочая часть образца на определенной ступени нагружения попадает в область общей текучести. В то же время известно, что в условиях эксплуатации металл труб работает в макроупругой области нагружения. Существенным не-

достатком известных методов испытаний является то, что они не учитывают масштабности реального объекта. Магистральные трубопроводы относятся к классу конструкций, в которых имеет место проявление сильных масштабных эффектов статистической и энергетической природы.

Для воспроизведения реального механизма растрескивания в условиях эксперимента недостаточно одного лишь соответствия по материалу образцов, составу и свойствам коррозионной среды. Крайне важно обеспечить также подобие по нагружению, а именно, подобие по напряженному состоянию, по запасу упругой энергии в системе, а, следовательно, и по кинетике деформирования. Такой подход предполагает существенную корректировку методологии экспериментальных методов исследования КРН, поскольку традиционные методы испытаний в принципе не способны учесть влияние значимых для процесса растрескивания конструктивных параметров газопроводов.

В соответствии с концепцией системного подхода к исследованию прочности сложных сооружений, результаты традиционных испытаний с применением образцов малых размеров должны быть дополнены модельными испытаниями на усложненных образцах, обладающих конструктивным подобием реальной оболочки и более полно отражающих работу металла в трубах.

В качестве примера на рис. 7.2.40 приведены диаграммы коррозионно-механического разрушения трубных сталей, построенные по результатам испытаний крестообразных образцов по разработанной методике. Вертикальная ось диаграмм отражает скорость роста трещин по поверхности. В целях обеспечения корректности использования силового крите-

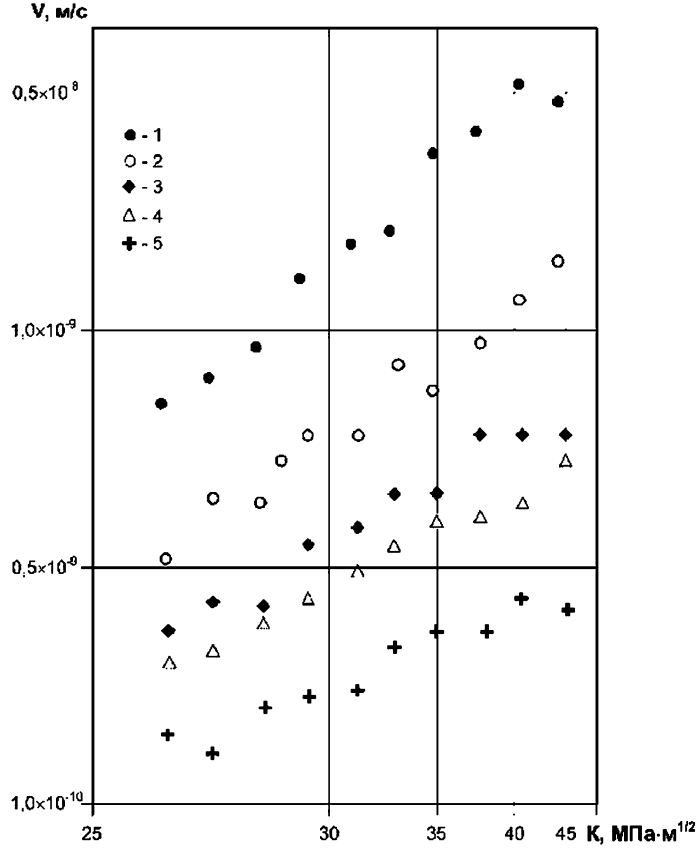


Рис. 7.2.40. Диаграммы коррозионно-механического разрушения трубных сталей и сварных соединений: *1* – сталь 17Г1С; *2* – сталь 17Г2САФ, сварное соединение; *3* – сталь 09Г2ФБ; *4* – сталь 17Г1С; *5* – сталь Х70

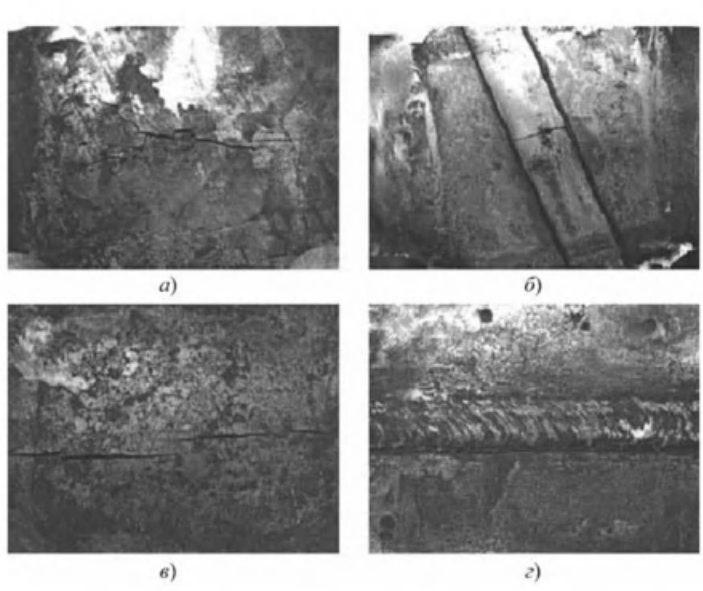


Рис. 7.2.41. Морфология коррозионно-механических трещин на поверхности образцов труб из сталей: *а* – 17Г2САФ (основной металл); *б* – 17Г2САФ (спиральный сварной шов)

рия разрушения (коэффициента интенсивности напряжений K), испытания прекращали по достижении трещиной глубины, равной 65 % от толщины образца. Как видно из рис. 7.2.40, начальная фаза коррозионно-механического разрушения испытуемых сталей завершается выходом кривых на горизонтальный участок, что характерно для поведения металлов при коррозионном растрескивании.

Скорость развития коррозионно-механических трещин в образцах различных сталей различается более чем на порядок, что свидетельствует также о высокой чувствительности метода.

На рис. 7.2.41 показана поверхность образцов с образовавшимися в процессе испытаний коррозионно-механическими трещинами.

По характеру и конфигурации образовавшиеся в ходе испытаний трещины обладают значительным сходством с реальными стресс-коррозионными трещинами, возникающими в трубах при эксплуатации КРН, что говорит о возможности воспроизведения в лабораторных условиях механизма растрескивания.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Азбукин В.Г., Баландин Ю.Ф., Павлов В.Н., Мелехов Р.К. и др.** Коррозионностойкие стали и сплавы для оборудования и трубопроводов АЭС. – Киев: Наук. думка, 1983. – 144 с.

2. **Богоявленский В.Л.** Коррозия сталей АЭС с водным теплоносителем. – М.: Энергоиздат, 1984. – 168 с.

3. **Вайнман А.Б., Мелехов Р.К., Смиян О.Д.** Водородное охрупчивание элементов котлов высокого давления. – Киев: Наук. думка, 1990. – 272 с.

4. **Достижения** науки о коррозии и технологии защиты от нее. Коррозионное растрескивание металлов // под ред. М. Фонтана, Р. Стейла. – М.: Металлургия, 1985. – 488 с.

5. **Кеше Г.** Коррозия металлов. Физико-химические принципы и актуальные проблемы. – М.: Металлургия, 1984. – 400 с.

6. **Коррозия** / под ред. Л.Л. Шрайера. – М.: Металлургия, 1981. – 632 с.

7. **Коррозионное** растрескивание сварных соединений трубопроводов из стали 08Х18Н10Т энергоблоков с реакторами типа РБМК / А.С. Зубченко, И.Л. Харина, А.Е. Рунов, А.В. Мухин, Н.Ю. Коровин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – № 2.

8. **Кушнаренко В.М., Стеклов О.И., Гетманский. М.Д. и др.** Методы определения сопротивления материалов воздействию сероводородсодержащих сред: Р 54-298–92. – М.: ВНИИНМАШ, 1992. – 26 с.

9. **Коррозионное** растрескивание под напряжением сталей магистральных газопроводов. Ч. II / А.Ф. Матвиенко, В.В. Сагарадзе,

Ю.И. Филиппов, А.В. Балдин, А.П. Григорьев, В.А. Канайкин // О взаимосвязи механических свойств и сопротивления КРН // Физика металлов и металловедение. – 1998. – 86, № 2. – С. 147 – 155.

10. **Легезин Н.Е.** Коррозия и защита в нефтегазовой промышленности. – М.: ВНИИФЭНГ, 1980. – 48 с.

11. **Мазель А.Г.** О стресс-коррозии газопроводов // Экспресс-информ. Транспорт и подземное хранение газа. – 1993. – № 2 – 4. – С. 11 – 21.

12. **Некоторые** аспекты коррозионно-механического повреждения сварных трубопроводов из стали 08Х18Н10Т реакторов типа РБМК / А.С. Зубченко, И.Л. Харина, В.О. Маханев, А.Е. Рунов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2003. – Т. 69, № 2.

13. **Охрупчивание** конструкционных сталей и сплавов / под ред. К.Л. Брайена, С.К. Бенерджи. – М.: Металлургия, 1988. – 552 с.

14. **Поляков В.Н., Романов В.Е., Лившиц И.Г.** Обз. информация // Сер.: Коррозия и защита сооружений в газовой промышленности. – М.: ВНИИЭгазпром, 1990. – 87 с.

15. **Похмурський В.І., Мелехов Р.К., Круцан Г.М., Здановський В.Г.** Коррозійно-механічне руйнування зварних конструкцій. – Київ: Наук. думка, 1995. – 262 с.

16. **Романив О.Н., Никифорчин Г.Н.** Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 294 с.

17. **Саакиян Л.С., Ефремов А.П., Соболева И.А.** Повышение коррозионной стойкости нефтегазопромыслового оборудования. – М.: Недра, 1988. – 211 с.

18. **Стеклов О.И., Басиев К.Д., Есиев Т.С.** Прочность трубопроводов в коррозионных средах. – Владикавказ: РИПП, 1995. – 152 с.

19. **Стеклов О.И., Бодрихин Н.Г., Кушнаренко В.М., Перунов Б.В.** Испытание сталей и сварных соединений в наводороживающих средах. – М.: Металлургия, 1992. – 128 с.

20. **Стеклов О.И.** Стойкость материалов и конструкций к коррозии под напряжением. – М.: Машиностроение, 1990. – 384 с.

21. **Структура** и коррозия металлов и сплавов: атлас / И.Я. Сокол, Е.А. Ульянин, Э.Г. Фельдгандлер и др. – М.: Металлургия, 1989. – 400 с.

22. **Фомин Г.С.** Коррозия и защита от коррозии / Энциклопедия международных стандартов. – М.: Изд-во стандартов, 1994. – 443 с.

23. **Харина И.Л.** Результаты исследования влияния внешних факторов среды на стойкость против замедленного деформационного коррозионного растрескивания низколегированных сталей в воде высоких параметров // 6 Междунар. конф. Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС. – СПб., 2000.

24. **Шрейдер А.В., Дяков В.Г.** Итоги науки и техники / Сер.: Коррозия и защита от коррозии. – М.: ВИНИТИ, 1987. – Т. 13. – С. 64.

25. **Burran J.. Geretta E., Veini L., Pascui R., Ronchetti C.A.** Contribute to the interpretation of the Strain Rate Effect on type 304 stainless steel Intergranular Stress Corrosion Cracking // Corrosion Science. – 1995. – N 8. – P. 805 – 813.

26. **Christman T.K.** Relationship between pitting, and stress corrosion cracking of line pipe steels / Material Performance. – 1991. – Vol. 30, N 10. – P. 23 – 27.

27. **Graig B.** Hydrogen effects on Material Behaviour. Proc. Of the 4th Int. Conf. On Effect of Hydrogen on the Behaviour of Materials, Wyoming, Sept. 13-15. – 1989. – P. 223.

28. **Kasahara K., Sato T.** Environmental factors that influence the susceptibility of linepipe steels to external stress corrosion cracking // Tetsu to hagane, Iron and steel Inst. Japan. – 1993. – Vol. 69, N 11. – P. 1463 – 1470.

29. **Kasahara K., Haruhiko A.** Effect of Cathodic Protection Conditions on the Stress Corrosion Cracklng of Line Pipe Steels // Teysu to hagane, Iron and Steel Inst. Japan. – 1993. – Vol. 69, N 14. – P. 1630 – 1637.

30. **NACE Standard** TM 0198–98. Standard Test Method Slow Strain Rate Test Method for Screening Corrosion-Resistant Alloys (CRAs) for Stress Corrosion Cracking in Sour Oilfield Service. 16 p.

31. **Newman J.C., Raju I.S.** An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack // Eng. Fract. Mech. – 1981. – 15, N 1-2. – P. 185 – 192.

32. **Pikley A.K., Lambert S.B., Plumtree A.** Stress Corosion Cracking of X-60 Line Pipe Steel in a Carbonate-Bicarbonate Solution // Corrosion. – 1995. – Vol. 51, N 2. – P. 91 – 96.

33. **Zhang X.-Y., Lambert S.B., Sutherby R., Plumtree A.** Transgranular Stress Corrosion Cracking of X-60 Line Pipe Steel in Simulated Ground Water // Corrosion. – 1999. – Vol. 55, N 3. – P. 297 – 305.

Глава 7.3

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ В КОРРОЗИОННЫХ СРЕДАХ

7.3.1. МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ИСПЫТАНИЙ

Виды испытаний. Испытания для определения трещиностойкости конструкционных материалов в коррозионных средах классифицируют в зависимости от характера прилагаемых нагрузок на: кратковременные; циклические; длительные статические. Целью кратковременных испытаний является оценка влияния коррозионных сред на кратковременную трещиностойкость материала (например, K_{1c}). Исследования проводятся с использованием образцов, которые применяются при обычных испытаниях на трещиностойкость (вязкость разрушения) на воздухе. Влияние среды на трещиностойкость при кратковременном нагружении принято выражать коэффициентом

$$\beta = K_{1c}^{c} / K_{1c},$$

где K_{1c}^{c} – значение критического коэффициента интенсивности напряжений (КИН) при испытании в коррозионно-активной среде.

Чувствительность материалов к влиянию коррозионных сред на трещиностойкость при кратковременном активном нагружении характерна в первую очередь для низкопластичных материалов. На величину снижения кратковременной трещиностойкости сильно влияет также скорость активного нагружения, с ее увеличением снижение вязкости разрушения, как правило, ослабевает.

Оценка кратковременной трещиностойкости сталей при воздействии коррозионных сред имеет методическую особенность, обусловленную усилением склонности испытуемого материала к субкритическому росту трещины (СРТ). На диаграммах разрушения такому СРТ трещины соответствует образование нелинейного участка, что следует учитывать при определении критической нагрузки и расчетной длины трещины.

Проблема снижения кратковременной трещиностойкости в коррозионных средах касается лишь сравнительно узкого диапазона материалов (в низкопластичном состоянии). Особое значение приобретает распространение подходов механики разрушения на случаи развития трещин в коррозионных средах при длительном нагружении. В этом случае объектом становится более широкий круг материалов (по уровню прочности и пластичности). Так, коррозионные среды могут существенно менять скорость развития, усталостных трещин (РУТ) и циклическую трещиностойкость в целом. Характер и интенсивность влияния среды обусловлены как системой материал–среда, так и условиями циклического нагружения (уровень КИН, коэффициент асимметрии цикла, частота и форма цикла, температура испытаний, наложение внешней поляризации и т.п.).

Коррозионно-циклическую трещиностойкость материалов как на воздухе, так и в коррозионных средах, определяют на основе зависимостей скорости роста трещины $v = da/dN$ (a – длина трещины, N – число циклов нагружения) от размаха КИН ΔK, называемых кинетическими диаграммами усталостного разрушения (КДУР).

Различают следующие основные типы КДУР в коррозионных средах. Для низкопрочных материалов, не проявляющих склонности к коррозионному растрескиванию, типичная диаграмма представлена на рис. 7.3.1, *а*. Уменьшение частоты нагружения f ускоряет развитие трещин в области повышенных значений ΔK, в то время как в припороговой области наблюдается инверсия такого влияния, и скорость роста трещин в коррозионной среде в сравнении с инертной, как правило, замедляется. Для высокопрочных сталей, чувствительных к коррозионному растрескиванию, характер КДУР претерпевает существенные изменения. Если исходить из того, что влияние коррозионной среды контролируется процессами коррозионного растрескивания, то тогда вид диаграммы должен напоминать кривую, представленную на рис. 7.3.1, *б*. Обычно зависимость такого типа не реализуется, поскольку воздействие среды проявляется также и ниже порогового уровня КИН при коррозионно-статическом росте трещин K_{1scc}, что соответствующим образом отражается на конфигурации диаграммы (рис. 7.3.1, *в*). Важным фактором трансформации КДУР, который находит проявление в образовании на них горизонтальных участков, является наложение катодной поляризации. При этом с понижением частоты нагружения уровень КИН, соответствующий началу плато, повышается, а длина плато увеличивается (рис. 7.3.1, *г*).

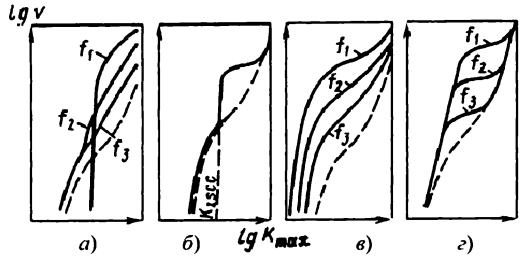


Рис. 7.3.1. Основные типы кинетических диаграмм коррозионно-усталостного разрушения ($f_1 < f_2 < f_3$). Пунктирными линиями обозначены диаграммы при испытании на воздухе

Степень влияния коррозионной среды на циклическую трещиностойкость материалов оценивают качественно на основании сопоставления КДУР для данной среды и лабораторного воздуха (реже инертного газа и вакуума), а также количественно – по изменению скорости роста трещины при одинаковом значении ΔK или по изменению порогового значения трещиностойкости. В первом случае определяют коэффициент влияния среды $\beta = \tilde{v}_c / \tilde{v}$ ($\tilde{v}_c$ и $\tilde{v}$ – скорости роста трещины при определенном фиксированном значении КИН для коррозионной и инертной среды соответственно), а во втором – $\beta_{th} = \Delta K_{thc} / \Delta K_{th}$ (ΔK_{th} и ΔK_{thc} – пороговые значения КИН на воздухе и в коррозионной среде).

При проведении сравнительных испытаний целесообразно придерживаться идентичности условий механического нагружения (коэффициента асимметрии цикла, частоты и формы цикла) на воздухе и в коррозионной среде. Однако в ряде случаев точное соблюдение одинаковых параметров нагружения не является необходимым. В частности, если определяется чувствительность материала к среде при низкочастотном нагружении, а изменение f на воздухе в определенном диапазоне не оказывает влияния на рост трещины, то допустима оценка трещиностойкости материала на воздухе и при более высокой частоте.

В случае совместного влияния длительных статических нагрузок и коррозионно-активных сред важным показателем работоспособности и надежности материалов становится коррозионно-статическая трещиностойкость. При ее определении используют преимущественно подходы линейной механики разрушения. В связи с проявлениями коррозионно-статического разрушения пластичных металлов и сплавов при оценке длительной трещиностойкости применяют инструментарий нелинейной механики разрушения, в частности, метод J -интеграла Черепанова–Райса.

Для определения длительной статической трещиностойкости конструкционных материалов в условиях воздействия заданной коррозионной среды используются:

1) диаграмма долговечности (рис. 7.3.2, *а*), которая представляет собой зависимость долговечности t образцов с предварительно созданными трещинами от уровня КИН в начальный момент нагружения K_{I0};

2) кинетическая диаграмма растрескивания (КДР), представляющая собой зависимость

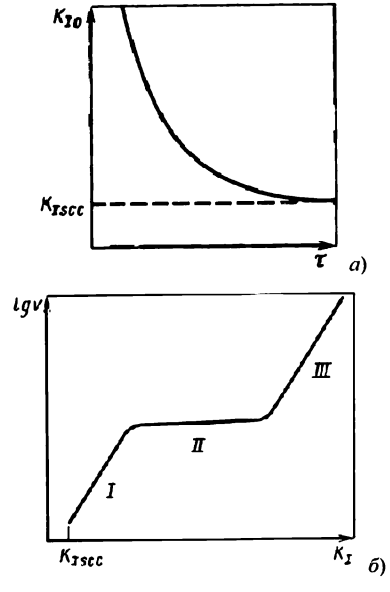


Рис. 7.3.2. Схематическое представление диаграммы долговечности образцов с трещиной (*а*) и КДР конструкционного сплава (*б*)

скорости роста трещины $\tilde{v} = da/dt$ от текущего значения КИН K_I (рис. 7.3.2, *б*).

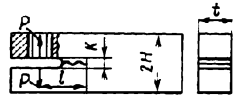
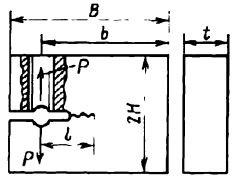
В качестве важной характеристики трещиностойкости, вытекающей из построения указанной диаграммы, служит пороговый КИН K_{Iscc}. Он соответствует максимальному КИН, при котором отсутствует СРТ на протяжении испытания, проводимого в условиях предельного стеснения пластической деформации в вершине трещины (плоскодеформированное состояние).

Для построения КДР в практике коррозионно-статических испытаний на трещиностойкость используют три типа методик, обеспечивающих повышение (I тип), стабилизацию (II тип) или понижение (III тип) КИН в процессе субкритического роста трещины. Требуемый характер изменения КИН достигается соответствующим подбором геометрии образцов и схемы нагружения. Образцы, обеспечивающие в процессе субкритического роста трещины повышение или стабилизацию КИН, широко используются при определении трещиностойкости в инертной среде. В методиках III-го типа чаще всего применяют образцы с односторонней трещиной (табл. 7.3.1), в которых благодаря использованию расклинивающего элемента поддерживается постоянное раскрытие берегов трещины по линии приложения нагрузки, что обеспечивает в процессе субкритического роста трещины уменьшение ее раскрытия непосредственно у вершины трещины.

В последнее время получает развитие метод определения K_{Iscc} путем нагружения в коррозионной среде образцов типа I медленно возрастающей нагрузкой. Пороговый уровень K_{Iscc} по этому методу соответствует старту предварительно созданной трещины. Нерешенным пока остается вопрос о скорости активного нагружения образцов.

Специфика определения напряженно-деформированного состояния. Воздействие коррозионных сред на трещиностойкость материалов проявляется интегрально через влияние, с одной стороны, физико-химического фактора на зону предразрушения, а с другой –

7.3.1. Образцы, используемые в методиках, обеспечивающих уменьшение КИН в процессе СРТ

Тип образца	Эскиз образца и схема нагружения	Рекомендуемое соотношение размеров	Формула для определения КИН
Двойная консольная балка		$H = 0{,}5$; $b = 0{,}5t$; $2 \le l/H \le 5$	$K = \dfrac{E\delta H\left[3H(1+0{,}6H)^2 + H^3\right]^{1/2}}{4\left[(1+0{,}6H)^3 + H^2\right]}$, где $\delta = k_2 - k_1$; k_1 и k_2 – КИН до и после нагружения соответственно
Компактный		$b = (2...5)t$; $H = 0{,}48b$; $0{,}3 \le \xi \le 0{,}48b$	$K = Y\dfrac{P\sqrt{\xi}}{t\sqrt{b}}$, где $Y = 30{,}96 - 195{,}8\,\xi + 730{,}6\,\xi^2 - 1186{,}3\,\xi^3 + 754{,}6\,\xi^4$; $\xi = l/b$

через изменение механических условий в вершине трещины. Действие последнего фактора обусловлено специфичностью коррозионных трещин как концентраторов напряжений из-за их ветвления, коррозионного разъедания (затупления) и замедленной текучести материала в вершине трещины. Применительно к циклическому нагружению необходимо дополнительно учитывать изменение средой степени закрытия трещин (ЗТ) – явления, во многом определяющего пороговую трещиностойкость материалов. Влияние изменения морфологии трещины на механические условия в ее вершине в связи с воздействием коррозионной среды оценивается, как правило, посредством эффективных КИН $K_{Ieff} = \alpha K_I$ (для трещин коррозионного растрескивания) и ΔK^{α}_{eff} (для усталостных трещин). При комплексном учете закрытия и морфологии трещин определяется уровень $\Delta K^{\chi}_{eff} = \alpha U \Delta K = \chi \Delta K$ (U – коэффициент открытия трещины).

Наиболее универсальная методика определения K_{Ieff}, которая интегрально учитывает любое изменение средой морфологии коррозионной трещины, основана на проведении сравнительных испытаний на кратковременную трещиностойкость образцов с острой усталостной (K_{Ic}) и притупленной коррозионной $\left(K^c_{Ic}\right)$ трещинами. Коэффициент релаксации КИН α рассчитывают по формуле: $\alpha = K_{Ic}/K^c_{Ic}$. Эксперименты необходимо проводить при пониженной температуре, обеспечивающей равенство пластических зон в вершине коррозионной трещины на заключительном этапе прерванных коррозионных испытаний и при последующих испытаниях на K^c_{Ic}. В случае усталостных трещин возможны трудности в обеспечении равенства пластических зон при циклическом нагружении и испытаниях на K^c_{Ic}, и тогда для дополнительного подавления пластической деформации образцы перед испытаниями на K_{Ic} и K^c_{Ic} рекомендуется предварительно наводораживать.

Определение эффективных КИН дает возможность построить "эффективные" кинетические диаграммы разрушения, в которых учтен фактор изменения средой напряженного состояния; именно такие диаграммы следует использовать для выяснения механизма влияния среды на материал в вершине трещины. Использование этих диаграмм при изучении коррозионно-статической трещиностойкости сталей позволило выяснить природу ряда кинетических эффектов. Так, для двух систем сталь–среда (рис. 7.3.3), характеризующихся ярко выраженным ветвлением трещин, были построены КДР в номинальных координатах (кривые *1*, *4*) и в координатах v – K_{Ieff} (кривые *2*, *3*). В первом случае на диаграммах имеется протяженный платообразный участок, а во втором он практически отсутствует.

С изменением морфологии трещин следует также считаться при выяснении механизма влияния коррозионных сред посредством наложения катодной поляризации, которая интенсифицирует в конструкционных сталях зернограничное ветвление трещин.

На базе представлений, что реальная концентрация напряжений зависит от остроты трещины, предложена методика определения

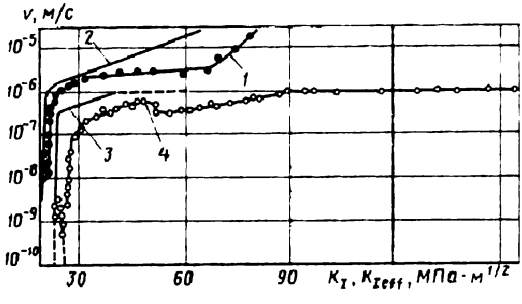


Рис. 7.3.3. КДР, построенные без учета (*1*, *4*) и с учетом (*2*, *3*) изменения коррозионной средой морфологии трещин:

1, *2* – сталь 45ХН2МФА (отпуск 400 °С) – дистиллированная вода;

3, *4* – сталь 20Х13 (отпуск 200 °С) – 30 %-ный раствор NaCl

консервативного значения K_{Iscc} пластичных сталей, особенность которой состоит в соблюдении таких условий выращивания усталостной трещины, чтобы обеспечить ее максимальную остроту при последующих статических испытаниях. С этой целью трещину на заключительном этапе выращивают при максимально возможной высокой асимметрии нагружения и $K_{max} = K_I$. Методика апробирована на сталях корпусов энергетических и химических реакторов (15Х2МФА, 15Х28, 08Х21Н6М2Т, 08Х17Т) и рекомендована в первую очередь для определения трещиностойкости материалов сосудов давления, поскольку имитирует эксплуатационные условия их нагружения.

Для определения коррозионно-статической трещиностойкости сталей повышенной пластичности можно использовать метод J-интеграла. По аналогии с параметром K_{Iscc} введено понятие порогового уровня J_{Iscc}. Об изменении механических условий в вершине трещины вследствие замедленной текучести можно судить по увеличению J-интеграла при отсутствии роста трещины. По зафиксированному в конце базы испытаний прогибу образца можно определить скорректированное пороговое значение J^*_{Iscc}.

Определение электрохимических условий в вершине трещин. Важной особенностью определения коррозионной трещиностойкости материалов является учет специфики электрохимических условий в вершине трещины, существенно отличающихся от условий на поверхности испытуемого образца. Степень отличия зависит от длины трещины, напряженно-деформированного состояния в ее вершине, времени действия среды, потенциала внешней поляризации и других факторов. Среда может по-разному влиять на формирование зоны предразрушения в вершине трещины и, тем самым, оказывать различное влияние на процесс разрушения металла. Поэтому знание электрохимических условий в вершине трещины является необходимым для получения однозначных данных о трещиностойкости материала в коррозионных средах, оценки механизма его разрушения, а также разработки методов защиты.

Электрохимические условия в вершине трещины характеризуют двумя параметрами: водородным показателем среды pH и электродным потенциалом металла φ. Для непрерывных электрохимических измерений в процессе роста трещины существует методика, представленная на рис. 7.3.4. Она реализуется на балочном образце с краевой трещиной и цилиндрическим отверстием в плоскости ее распространения, ось которого перпендикулярна фронту трещины.

Коррозионно-статическая трещиностойкость конструкционных сталей. Кинетические диаграммы растрескивания (КДР) – важный инструмент, необходимый при выяснении механизма разрушения, оценке характера влияния на трещиностойкость различных эксплуатационных факторов и ранжировании материалов. Анализ КДР нужен при разработке методов повышения коррозионно-статической трещиностойкости сплавов, а также при расчетах элементов конструкций на долговечность. В последнем случае приобретает принципиальное значение вопрос об инвариантности КДР, который является условием их использования для расчета ресурса работы и несущей способности изделий независимо от их конфигурации и начальных условий нагружения. В ряде работ обнаружены неоднозначности КДР в широком диапазоне актуальных значений КИН, начиная с пороговых и кончая критическими, соответствующими спонтанному разрушению образцов. Эта особенность кинетики СРТ четко проявилась в стали 50Х

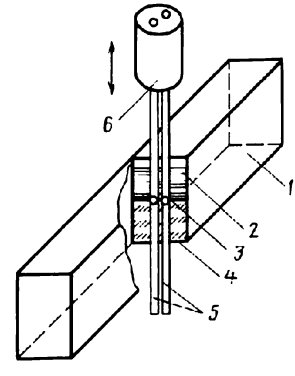


Рис. 7.3.4. Образец с мини-электродами для электрохимических измерений в вершине трещины в процессе испытаний на трещиностойкость в коррозионной среде:
1 – образец; *2* – трещина; *3* – фронт трещины; *4* – плоскость распространения трещины; *5* – мини-электроды; *6* – механизм перемещения мини-электродов

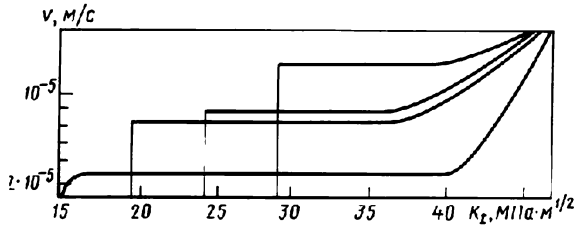


Рис. 7.3.5. Кинетика СРТ в стали 50Х (отпуск 470К) в изобутиловом спирте

(отпуск при 470 К) при воздействии изобутилового спирта. Как следует из рис. 7.3.5, ход зависимости $v - K_I$ в значительной степени опосредован начальными условиями нагружения, т.е. уровнем K_{I_0}, при этом его повышение ведет к возрастанию скорости СРТ. Объясняется обнаруженная неоднозначность тем, что рост трещин сопровождается их ветвлением, при этом интенсивность ветвления для одинаковых K_I зависит от K_{I_0} – с повышением последнего она ослабевает. Это свидетельствует о взаимосвязи между скоростью СРТ и степенью ветвления трещины. При более низкой стартовой скорости создаются благоприятные условия для интенсификации ветвления, что способствует повышению степени релаксации напряжений и торможению магистральной трещины.

Неоднозначность КДР может быть также вызвана предварительной экспозицией под нагрузкой образцов с трещинами. Так, выдержка в течение 10^4 мин образцов из высокопрочной стали в насыщенном растворе $Ca(OH)_2$ с добавками хлорида при уровне K_I ниже K_{Iscc} приводит к четырехкратному увеличению скорости СРТ по сравнению с таковой при обычном нагружении и, соответственно, при тех же значениях K_I. В первом случае рост трещины происходит без инкубационного периода, во втором ему предшествует продолжительный инкубационный период.

Предварительная выдержка образцов с исходными трещинами может служить фактором, повышающим сопротивление развитию коррозионной трещины. Так, для образцов из стали 60ХС (отпуск при 450 °С), подверженных предварительной выдержке под нагрузкой без воздействия коррозионной среды, были сняты КДР в дистиллированной воде при различных начальных уровнях КИН. Предварительная выдержка не сопровождается ростом трещины, поскольку сталь 60ХС при отсутствии коррозионной среды вообще не склонна к замедленному растрескиванию. Вместе с тем, предварительная экспозиция существенно понижает скорость СРТ в воде, что проявляется в сдвиге вправо зависимостей $v - K_I$. Наряду с понижением скорости СРТ в таких образцах росту трещин предшествует инкубационный период. Фрактографический анализ показал, что выдержка образцов на воздухе в нагруженном состоянии, предшествующая испытаниям в коррозионной среде, обусловливает СРТ, сопровождающийся развитием интенсивного макровстления. Это вызвано тем, что в процессе предварительного нагружения на воздухе происходит замедленная текучесть материала в вершине трещины, приводящая к ее затуплению и последующему развитию путем макровстления при воздействии среды.

Возможной причиной неоднозначности КДР может быть не только сложная морфология растущих коррозионных трещин. Получены неоднозначные результаты по кинетике роста трещины в стали 40Х (отпуск при 200 °С) при воздействии дистиллированной воды (рис. 7.3.6). Принудительная прокачка коррозионной среды, непрерывно циркулирующей в рабочей камере, через полость трещины приводит к устранению неоднозначности КДР. Это дает основание считать причиной указанных кинетических эффектов различия в составе среды непосредственно в полости трещины и в рабочей камере.

КДР, характеризуя при заданных условиях нагружения систему металл–среда, определяются, с одной стороны, структурным состоянием металла, а с другой – электрохимическими свойствами среды. Наблюдается общая закономерность монотонного уменьшения скорости СРТ с понижением прочности материалов. Влияние предела текучести ряда

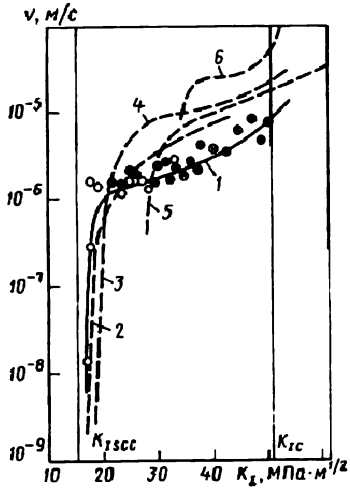


Рис. 7.3.6. Инвариантная (*1*) и неоднозначные (*2 – 6*) КДР стали 40Х в дистиллированной воде, полученные при различных начальных уровнях нагружения:

1 – $pH_в$ в вершине трещины поддерживается постоянным; *2 – 6* – $pH_в \neq$ const (разные точки соответствуют разным образцам)

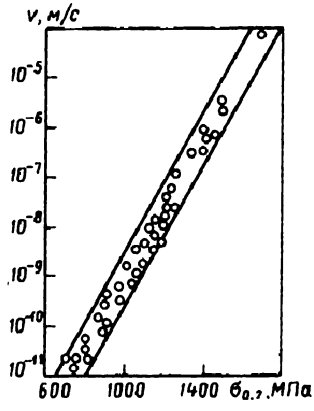


Рис. 7.3.7. Зависимость скорости роста трещин на платообразном участке КДР при испытании в горячей (100 °С) воде от уровня прочности ряда умеренно-легированных сталей

конструкционных сталей на кинетику разрушения видно из рис. 7.3.7: зависимость между скоростью СРТ и значением предела текучести при фиксированном уровне K_I – линейная. Иногда отмечается немонотонное изменение скорости роста трещины в зависимости от характеристик прочности легированных сталей, регламентируемых температурой отпуска после закалки, что может быть связано с проявлением необратимой отпускной хрупкости.

Характер КДР определяется типом структуры, формирующейся после закалки при отпуске. Так, если для низкоотпущенной высокопрочной стали 45ХН2МФА в широком диапазоне значений K_I прирост скорости роста трещины по мере увеличения КИН линейный, то с повышением температуры отпуска на КДР появляется платообразный участок, указывающий на независимость скорости от уровня K_I (рис. 7.3.8).

На кинетику коррозионного растрескивания сталей воздействует состав среды, ее температура и наложение внешней поляризации. Разрушение умеренно легированных сталей в водном растворе H_2S значительно ускоряется по сравнению с таковым в воде, и это различие усиливается с понижением прочности материала. Существенно влияет состав коррозионной среды на кинетику роста трещин в аустенитных сталях.

Агрессивность коррозионных сред растет с повышением их температуры, что приводит к увеличению скорости роста трещины. При этом низкопрочные стали повышенной пластичности, которые нечувствительны к коррозионному растрескиванию при комнатной температуре, часто склонны к СРТ при повышенных температурах. Характерным примером служат нержавеющие аустенитные стали, подвергаемые воздействию растворов хлоридов. Умеренно легированные теплоустойчивые корпусные стали энергетических реакторов

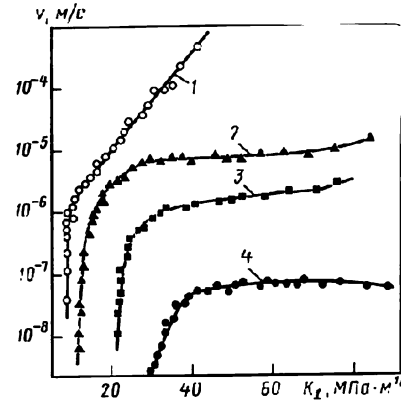


Рис. 7.3.8. КДР стали 45ХН2МФА после отпуска при температурах:

1 – 200; *2* – 380; *3* – 420; *4* – 500 °С; испытания в дистиллированной воде

также в ряде случаев проявляют склонность к росту трещин при повышенных температурах в сравнительно малоактивных коррозионных средах типа реакторной воды борного регулирования.

Влияние масштабного фактора на пороговую коррозионно-статическую трещиностойкость сталей. В механике коррозионного разрушения имеет принципиальное значение вопрос о механических и геометрических условиях инвариантности параметров коррозионной трещиностойкости материалов, рассматриваемых в качестве характеристик заданной системы материал–среда, не зависящих от типа и размера испытываемых образцов. При исследовании кратковременной трещиностойкости такие условия четко установлены и регламентированы нормативными документами на механические испытания. Вопрос об ограничениях, касающихся размеров, в частности, толщины образцов t, которая обеспечила бы инвариантные параметры коррозионно-статической трещиностойкости как характеристики системы материал–среда, является более сложным.

Исследовано влияние масштабного фактора на коррозионно-статическую трещиностойкость конструкционных сталей 45ХН2МФА ($\sigma_{0,2}$ = 1790 МПа, K_{Ic} = = 41 МПа·м$^{1/2}$), 20Х ($\sigma_{0,2}$ = 1150 МПа, K_{Ic} = = 124 МПа·м$^{1/2}$) и типа 15ХН5МФ ($\sigma_{0,2}$ = = 1100 МПа, K_{Ic} = 170 МПа·м$^{1/2}$), отличающихся по уровню прочности, пластичности и кратковременной трещиностойкости. Для высокопрочной стали 45ХН2МФА с увеличением толщины образца пороговый КИН K_{Iscc} уменьшается, хотя критический КИН K_{Ic} не зависит от нее (рис. 7.3.9), что позволяет говорить о выполнении условия плоской деформации. При этом инвариантные минимальные значения K_{Iscc} реализуются лишь при достижении

$$t \geq 500\left(K_{Iscc}/\sigma_{0,2}\right).$$

Это свидетельствует о гораздо более жестких требованиях к размерам образцов при определении порога коррозионно-статической трещиностойкости по сравнению с принятыми при оценке критического K_{Ic}. Такое несоответствие условий достижения инвариантных значений кратковременной и коррозионно-статической трещиностойкости обусловлено процессом замедленной текучести (низкотемпературной ползучести) материала в вершине трещины, который реализуется в условиях длительного нагружения. Интенсивность замедленной текучести снижается с увеличением толщины, однако она проявляется даже в том диапазоне толщин образцов, в котором условие корректного определения K_{Ic} выполняется. Поскольку процесс замедленной текучести приводит к дополнительному затуплению трещины, он отражается на реальной концентрации напряжений и соответственно пороговом КИН K_{Iscc}. В этой связи для оценки пороговых значений коррозионно-статической трещиностойкости, которые можно было бы считать характеристиками системы металл–среда, необходимо соблюдать более жесткие ограничения по толщине образцов.

В более пластичных сталях (20Х и типа 15ХН5МФ) влияние толщины образцов на порог коррозионно-статической трещиностойкости (рис. 7.3.9, *б*) противоположно: уровень K_{Iscc} повышается по мере увеличения толщи-

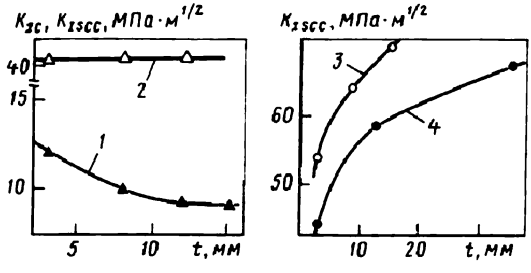


Рис. 7.3.9. Зависимость K_{Iscc} (*1*, *3*, *4*) и K_{Ic} (*2*) от толщины *t* испытуемых образцов из сталей 45ХН2МФА (*1*, *2*), 20Х (*3*) и хромоникельмолибденовой стали (*4*):
1, *3* – в дистиллированной воде; *2* – на воздухе; *4* – в 3 %-ном растворе NaCl

ны образца. При этом во всех случаях значения K_{Iscc} соответствуют линейному участку диаграммы нагрузка – раскрытие трещины, что формально подтверждает соблюдение условия плоской деформации. Длительные испытания при постоянной нагрузке сопровождаются явно выраженной замедленной текучестью материала в вершине трещины, более интенсивной в тонких образцах. Ее воздействие на напряженно-деформированное состояние в вершине трещины оценивали методом J-интеграла: подсчитывали пороговое значение J_{Iscc}, реализуемое непосредственно после активного нагружения и выдержки образца под нагрузкой в течение полной базы испытаний (J^{*}_{Iscc}). Отличия в значениях J^{*}_{Iscc} для образцов хромоникельмолибденовой стали различной толщины несущественны (табл. 7.3.2). Следовательно, в первом приближении пороговое значение J-интеграла с учетом замедленной текучести в вершине трещины можно считать инвариантной характеристикой коррозионной трещиностойкости материала, не зависящей от толщины образцов. Раскрытие вершины трещины в образцах различных толщин практически одинаково (установлено металлографически), что обеспечивается замедленной текучестью материала в окрестности вершины трещины, приводящей к ее дополнительному затуплению. Страгивание коррозионной трещины из вершины усталостной, затупленной вследствие длительного статического нагружения в коррозионной среде, происходит по механизму локального анодного растворения, которое проявляется как фактор заострения трещины.

Качественно отличный характер влияния жесткости напряженного состояния на порог трещиностойкости в низко- и высокопластичных сталях связан с реализацией разных критериев локального разрушения и соответствующих им механизмов воздействия коррозионной среды. Рост коррозионных трещин в низкопластичных сталях обусловлен водородным охрупчиванием, которое снижает уровень разрушающих напряжений в зоне предразрушения, что свидетельствует о реализации силового критерия локального разрушения. Усиление жесткости напряженного состояния в связи с увеличением толщины образцов приводит к ослаблению процесса замедленной текучести материала в вершине трещины, повышению концентрации напряжений и, тем самым, к понижению критического КИН K_{Iscc}. С повышением пластичности сталей понижается вероятность их водородного охрупчивания, и превалирующим механизмом влияния коррозионной среды становится локальное анодное растворение, интенсивность которого зависит от уровня деформации материала в вершине трещины. В этой связи более правомерен деформационный критерий локального разрушения, основанный на постоянстве критической деформации материала в вершине трещины, характеризуемой критическим раскрытием ее вершины. Поскольку для одинакового уровня КИН раскрытие вершины трещины с уменьшением толщины образца увеличивается, то критическая деформация в тонком образце достигается при более низком значении K_{Iscc}. В случае реализации силового критерия локального разрушения и водородного механизма влияния коррозионной среды независимые от толщины образцов пороговые значения коррозионно-статической трещиностойкости достигаются при выходе зависимости $K_{Iscc}-t$ на минимальные значения. При реализации деформационного критерия локального разрушения и анодного механизма влияния среды характерный для припорогового роста трещин в пластичных сталях инвариантный уровень пороговой трещиностойкости получается на максимуме зависимости $K_{Iscc}-t$. Указанные особенности позволяют по характеру зависимости параметра K_{Iscc} (J_{Iscc}) от толщины образцов судить об актуальном критерии разрушения и механизме влияния коррозионной среды.

7.3.2. Коррозионно-статическая трещиностойкость хромомолибденовой стали

t, мм	J_{Iscc}, кДж/м^2	K_{Iscc}, МПа·м$^{1/2}$	J^{*}_{Iscc}, кДж/м^2
3	8,9	43,5	19,5
12	16,1	59,0	19,2
35	21,8	68,3	22,0

Трещиностойкость титановых и алюминиевых сплавов. Характерной особенностью титановых сплавов является их высокая склонность к субкритическому росту трещины

при длительном статическом нагружении на воздухе, в инертных газах и даже в вакуумс. Объясняется она охрупчиванием материала водородом, оставшимся в металле после металлургического передела, а также процессами ползучести в вершине трещины.

В соответствии с условиями эксплуатации титановых сплавов наиболее распространенными средами, используемыми для оценки их коррозионной трещиностойкости, являются растворы галогенов, кислот, спиртов, а также солевые расплавы. Для КДР титановых сплавов характерно наличие платообразного участка. Скорость субкритического роста и уровень $K_{\mathrm{I}scc}$ в значительной степени зависят от состава среды.

Важным фактором, влияющим на коррозионный СРТ в титановых сплавах, является внешняя поляризация. Как правило, катодная поляризация подавляет СРТ, что указывает на возможность применения катодной защиты.

Склонность титановых сплавов к коррозионному растрескиванию существенно зависит от их состава и структуры. Для α-сплавов наибольшее влияние оказывает их состав, для $\alpha+\beta$-сплавов – морфология фаз, а для β-сплавов – структура фаз. Так, сопротивление СРТ в α-сплавах понижается с повышением содержания алюминия и кислорода, однако повышается при добавлении кремния. Чувствительность к коррозионной среде β-сплавов можно уменьшить, повысив содержание молибдена и ванадия, и, наоборот, увеличить за счет добавок марганца и хрома. На сопротивление коррозионному растрескиванию отрицательно влияет старение, сопровождающееся выделением интерметаллидов Ti_3Al, и благотворно влияет термообработка, приводящая к уменьшению размера зерен.

Высокопрочные алюминиевые сплавы могут обнаруживать склонность к замедленному разрушению на воздухе, при этом, в отличие от титановых сплавов, они чувствительны к его влажности. Так, $K_{\mathrm{I}scc}$ для состаренного сплава 7075 при испытаниях во влажном воздухе составляет всего 0,35 $K_{\mathrm{I}c}$, тогда как в воздухе, осушенном до 0,8 % относительной влажности, СРТ практически не наблюдается вплоть до уровней КИН, близких к $K_{\mathrm{I}c}$.

Кинетические диаграммы растрескивания как на воздухе, так и в коррозионных средах обычно характеризуются платообразным участком, на котором скорость развития трещины не зависит от КИН. Вместе с тем, для алюминиевых сплавов, обработанных на высокую прочность, плато на КДР может отсутствовать. В ряде случаев могут наблюдаться два платообразных участка.

Для коррозионных трещин, распространяющихся в алюминиевых сплавах, характерно ветвление. Именно при изучении СРТ в алюминиевых сплавах Шпейделем было введено понятие микро- и макроветвления. Интенсивность ветвления во многом определяется металлургическими факторами и зависит от чувствительности сплавов к межзеренному разрушению.

Скорость роста трещин в большой степени зависит от состава коррозионной среды. Наличие в растворе ионов хлора, брома или йода может на несколько порядков увеличить скорость развития трещины. Большую агрессивность проявляют ионы ртути. Ряд алюминиево-медных сплавов нечувствителен к коррозионному росту трещин в воде или в водных растворах галогенов, однако периодические окунания в коррозионную среду и высушивания могут стимулировать коррозионное растрескивание.

СРТ в алюминиевых сплавах – четко выраженный термически активируемый процесс. Повышение температуры испытаний приводит к увеличению скорости развития трещины и понижению $K_{\mathrm{I}scc}$, не изменяя, однако, характера КДР: платообразный участок соответствует более высоким СРТ, смещаясь в область более низких значений КИН. Температурные эффекты на первом участке выражены сильнее, чем на горизонтальном, где наблюдается независимость скорости СРТ от коэффициента интенсивности напряжений.

Коррозионную трещиностойкость алюминиевых сплавов можно существенно повысить, применив катодную поляризацию. Так, наложение внешнего потенциала, отрицательнее на 350 мВ потенциала коррозии сплава 7079 в KI молярной концентрации 5 моль, на три порядка понижает скорость развития трещины, практически полностью подавляет коррозионное растрескивание. Анодная поляриза-

ция оказывает противоположный эффект, усиливая СРТ.

Состав сплавов и их термообработка оказывают большое влияние на сопротивление распространению коррозионной трещины. Согласно общему правилу, с повышением пластичности и уменьшением прочности материала его коррозионная трещиностойкость возрастает. Однако можно привести примеры, когда сплавы, существенно различающиеся по прочности, характеризуются одинаковой скоростью СРТ, и, наоборот, при одинаковой их прочности скорость СРТ может отличаться на порядок и более. Высокой конструктивной прочностью обладают алюминиевые сплавы после закалки и последующего старения. При соответствующем подборе температуры и длительности старения можно добиться удовлетворительных показателей прочности, пластичности и сопротивления коррозионному растрескиванию, включая и коррозионную трещиностойкость. Перспективным в этом плане является применение термомеханической обработки.

Склонность к коррозионному растрескиванию деформируемых алюминиевых сплавов зависит от текстуры прокатки, места и направления вырезки образцов. Влияние текстуры наиболее сильно выражено для сплавов с повышенной чувствительностью к коррозионному растрескиванию. Трещина развивается с наибольшей скоростью в направлении прокатки. В ряде случаев выбор формы образцов и их ориентации относительно направления прокатки обусловлен таким образом, чтобы принудить трещину развиваться в ином направлении, может не дать положительных результатов в связи с переориентацией исходной усталостной трещины в коррозионную, развивающуюся в плоскости облегченного расслоения проката. Термообработка, ослабляющая вредное воздействие коррозионной среды, нивелирует различие в параметрах коррозионной трещиностойкости в зависимости от направления развития трещины по отношению к направлению прокатки.

Пороги коррозионно-статической трещиностойкости конструкционных сплавов. Один из главных показателей работоспособности материала в изделии с позиций механики разрушения – пороговый КИН при коррозионно-статическом нагружении K_{1scc}. В конкретной коррозионной среде K_{1scc}, а также другие механические свойства, определяющие прочность материала, зависят от химического состава и структуры используемых сплавов. Поэтому при выборе материалов для изделий, их возможности по K_{1scc} следует рассматривать в сочетании с важнейшими характеристиками прочности, в частности, пределом текучести. Результаты сравнительного анализа по K_{1scc} различных по прочности сплавов, отражающие в определенной мере их конкретные возможности с учетом факторов химического состава и структуры, а также агрессивности рабочей среды, представлены на рис. 7.3.10.

Поскольку параметры коррозионной трещиностойкости определяются комплексно

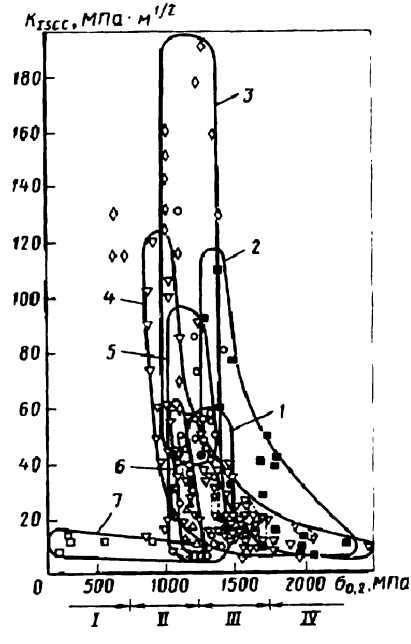


Рис. 7.3.10. Зависимость порога коррозионно-статической трещиностойкости от условного предела текучести при испытании в водном растворе NaCl высоколегированных никелем (*1*), мартенситно-стареющих (*2*), хромоникельмолибденовых (*3*), умеренно легированных (*4*), дисперсионно-твердеющих (*5*), мартенситных коррозионно-стойких (*6*), а также аустенитных коррозионно-стойких (*7*) сталей, испытанных при повышенных температурах в воде, водных растворах $MgCl_2$ и LiCl

характеристиками системы металл–среда, сравнительный анализ ведется применительно к конкретной коррозионной среде, в качестве которой обычно служит водный раствор NaCl. Весьма обширный массив данных по конструкционным сталям (рис. 7.3.10) условно разбит по группам прочности на четыре участка, которые соответствуют диапазонам, отмеченным по оси абсцисс. Сверхпрочные состояния ($\sigma_{0,2} \geq 1750$ МПа, IV группа) получают на средне- и высокоуглеродистых умеренно легированных и мартенситостареющих сталях. Для них характерен весьма низкий уровень K_{Iscc}. При одинаковом уровне прочности мартенситостареющие стали по пороговой трещиностойкости не обладают преимуществами по сравнению с умеренно легированными.

В диапазоне условного предела текучести 1250...1750 МПа (высокопрочные состояния, III группа) мартенситостареющие стали при одинаковом уровне прочности имеют в 2...2,5 раза большую коррозионную трещиностойкость, чем умеренно легированные. Среди мартенситостарсющих сталей у сталей, содержащих 18 % Ni, показатели коррозионно-статической трещиностойкости выше, чем у сталей с 12 % Ni.

В диапазон условного предела текучести 750...1250 МПа (среднепрочные состояния, II группа) входят практически все классы сталей, включая высоколегированные коррозионно-стойкие. Он охватывает наибольшую область значений K_{Iscc} – от самых низких (5...10 МПа·м$^{1/2}$) и до сверхвысоких (вплоть до 190 МПа·м$^{1/2}$), которые достигаются, очевидно, вследствие устранения чувствительности сталей к коррозионному росту трещин в морской воде. Судя по диаграмме (см. рис. 7.3.10), наилучшие показатели у хромоникельмолибденовых сталей типа HY, у которых благодаря вторичному твердению сочетание прочности, пластичности и пороговой коррозионной трещиностойкости оптимально. Исходя из данных по параметру K_{Iscc}, установлено, что чрезмерно повышать в хромоникелевых сталях содержание никеля и хрома нецелесообразно, поскольку умеренно легированные углеродистые стали – того же уровня прочности им практически не уступают по коррозионно-статической трещиностойкости. Однако низкохромистые стали с содержанием никеля до 12 % по сравнению с высокохромистыми дисперсионно-твердеющими, у которых содержание никеля не превышает 7...8 %, обладают более высоким уровнем K_{Iscc}.

В обоих типах сталей характеристики трещиностойкости по мере повышения содержания в них никеля ухудшаются. Так, изменение в составе высокохромистой стали (количество хрома колеблется от 14,5 до 16,5 %) содержания никеля от 4,5 до 7 % приводит к понижению K_{Iscc} с 130 до 10 МПа·м$^{1/2}$ при изменении условного предела текучести всего от 1100 до 1400 МПа.

Есть данные о положительном эффекте легирования никельсодержащих сталей кобальтом, который предположительно позволяет расширить их диапазон применимости вплоть до $\sigma_{0,2}$ = 1600 МПа. Пороговая трещиностойкость коррозионно-стойких мартенситных сталей находится практически на том же уровне, что и умеренно легированных углеродистых.

Материалы, предел текучести которых ниже 750 МПа, по своей трещиностойкости практически все пригодны для эксплуатации в водных растворах NaCl, поскольку они не склонны к коррозионному росту трещин в морской воде.

В реальных условиях эксплуатации коррозионно-стойких аустенитных сталей используются высококонцентрированные растворы LiCl, $MgCl_2$ при повышенной температуре. Имеются данные, касающиеся работоспособности этих сталей в горячей воде, которые свидетельствуют о весьма низком пороговом K_{Iscc} (7...12 МПа·м$^{1/2}$) в широком диапазоне прочности от 250 до 1200 МПа.

Для умеренно легированных конструкционных сталей, находящихся в дистиллированной воде, водном растворе NaCl (или в морской воде) и в воде, содержащей сероводород, существует только нижняя граница трещиностойкости (4...10 МПа·м$^{1/2}$), практически не зависящая от типа коррозионной среды (рис. 7.3.11). Диапазон предела текучести, для которого характерны столь низкие значения K_{Iscc}, существенно зависит от агрессивности среды (с позиций водородного охрупчивания) и является наиболее широким при воздействии

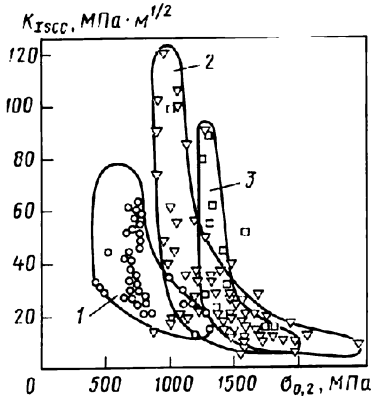


Рис. 7.3.11. Сравнительная оценка влияния водного раствора H_2S (*1*), водного раствора NaCl (*2*) и дистиллированной воды (*3*) на пороговую трещиностойкость умеренно легированных сталей различной прочности

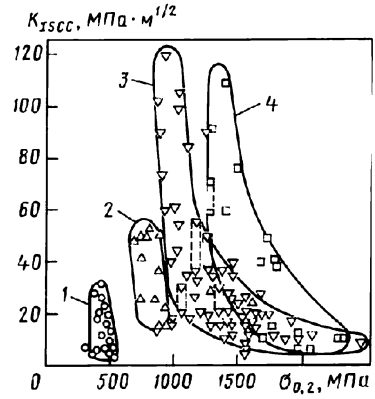


Рис. 7.3.12. Зависимость K_{Iscc} от предела текучести для испытанных в водных растворах NaCl алюминиевых (*1*), титановых (*2*) сплавов, умеренно легированных (*3*) и мартенситостареющих (*4*) сталей

сероводорода. Расширение возможностей для реализации механизма водородного охрупчивания оказывает существенное влияние на снижение пороговой коррозионно-статической трещиностойкости сталей.

Уровень прочности сталей, при котором они становятся нечувствительными к статическому растрескиванию, существенно зависит от типа среды. Для дистиллированной воды он равен примерно 1250 МПа, для раствора NaCl 850 МПа. При наличии в воде растворенного сероводорода круто восходящая полоса сдвигается на 500 МПа в сторону низкопрочных состояний. Это свидетельствует о необходимости понижения прочности стали в изделиях, работающих в морской воде, а тем более в контакте с сероводородом.

Конкурентные возможности сталей, титановых и алюминиевых сплавов выявляются сравнением КДР этих сплавов (рис. 7.3.12). По пороговой коррозионно-статической трещиностойкости титановые сплавы не превосходят стали и даже уступают им. Высокая пассивационная способность титановых сплавов определяет их весомые преимущества только на стадии зарождения трещиновидных дефектов. Алюминиевые сплавы по характеру локализации области $K_{Iscc} - \sigma_{0,2}$ также уступают всем другим сплавам. Более адекватную характеристику конкурентной способности легких сплавов можно получить после приведения диаграммы к удельному показателю прочности с учетом плотности сталей и рассматриваемых легких сплавов.

7.3.2. КОРРОЗИОННО-ЦИКЛИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ В ВОДНЫХ СРЕДАХ

Высокопрочные стали. Влияние водных сред на сопротивление усталости в наибольшей мере проявляется у высокопрочных сплавов. Эта общая закономерность распространяется и на стадию РУТ. Сильное понижение сопротивления РУТ в высокопрочных сплавах при воздействии коррозионной среды в значительной степени обусловлено их склонностью к коррозионному растрескиванию – характерной особенностью таких материалов. Типичные представители высокопрочных сплавов – низкоотпущенные конструкционные стали с повышенным содержанием углерода – изучены в наибольшей степени с точки зрения их коррозионно-механической прочности. Дистиллированная вода, которую относят к малоактивным коррозионным средам, существенно ускоряет РУТ в широком диапазоне значений КИН, максимально на II участке КДУР. Кроме того, обнаружено ускорение припорогового РУТ и понижение пороговых значений КИН.

К числу наиболее важных механических параметров нагружения, оказывающих влияние на коррозионно-циклическую трещиностойкость материалов, относятся коэффициент асимметрии цикла R, частота f и форма цикла нагружения. По мере увеличения статической растягивающей составляющей ускоряющее влияние водной среды усиливается. При этом

увеличение коэффициента асимметрии цикла расширяет диапазон прочностных свойств, в пределах которого наблюдается влияние среды на трещиностойкость материала.

Частота нагружения в определенном диапазоне изменения не влияет на кинетику разрушения сталей на воздухе, однако существенно сказывается в коррозионных средах. Уменьшение частоты нагружения приводит к повышению скорости коррозионного РУТ. Это воздействие максимально в области средних уровней КИН, для припорогового РУТ оно может быть более сложным (рис. 7.3.13). Частотная зависимость пороговых КИН в коррозионной среде носит немонотонный характер с минимумом порогового размаха КИН ΔK_{thc} при частоте 1 Гц. При этом значение ΔK_{thc} в области низкочастотного нагружения (f = = 0,1 Гц) превышает таковое, полученное при f = 10 Гц.

В высокопрочной мартенситостареющей стали типа Н2Х5М3 форма цикла не влияет на скорость РУТ ($\sigma_{0,2}$ = 1270 МПа, K_{Ic} = = 115 МПа·м$^{1/2}$, ΔK_{Iscc} = 50 МПа·м$^{1/2}$) на воздухе (рис. 7.3.14). При испытаниях в водном растворе NaCl КДУР, полученные при нагружении по синусоидальному и треугольному циклам, практически идентичны. Нагружение по прямоугольному циклу, которое можно представить в виде периодически чередующихся статических выдержек, способно вызвать ускоряющее воздействие среды лишь в области КИН, превышающих пороговый КИН при коррозионно-статическом растрескивании ΔK_{Iscc}, когда проявляется склонность материала к коррозионному растрескиванию. При $\Delta K_{max} < \Delta K_{Iscc}$ кинетика РУТ нечувствительна как к частоте цикла, так и к воздействию среды в целом. На основании оценок кинетики РУТ при пилообразной форме цикла установлено, что ускорение разрушения обнаруживается на этапе возрастания нагрузки.

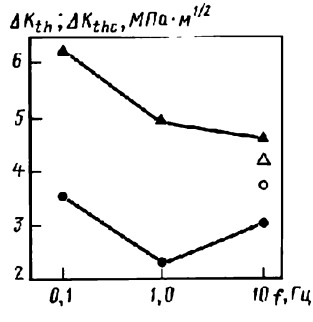


Рис. 7.3.13. Влияние частоты нагружения на уровень пороговых КИН сталей 45ХН2МФА (○, ●) и 16ХН3МА (△, ▲):
○, △ – испытания на воздухе; ●, ▲ – в воде

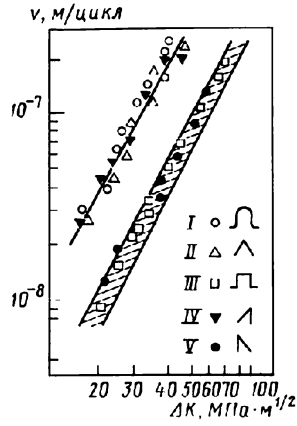


Рис. 7.3.14. Влияние формы цикла нагружения на КДУР мартенситостареющей стали при испытании в 3 %-м растворе NaCl и на воздухе (заштрихованная область)

Стали низкой и средней прочности также подвержены агрессивному воздействию коррозионных сред, но в условиях низкочастотного нагружения. Исследование таких материалов свидетельствует о том, что именно диапазон частот f = 10...15 Гц можно рассматривать как верхнюю частотную границу чувствительности низкопрочных сталей к воздействию коррозионных водных сред. С понижением частоты обнаруживается и усиливается роль среды в усталостном разрушении, что приводит к ускорению РУТ в области средних и высоких размахов КИН. По мере понижения частоты нагружения скорость РУТ в области весьма низких частот, как правило, достигает насыщения и затем затухает, что согласуется с представлениями о несклонности стали к коррозионному растрескиванию. Такие результаты получены при испытаниях низкоуглеродистой стали типа 20Г в дистиллированной воде. Если изменение частоты нагружения на воздухе не влияет на скорость РУТ для фиксированных значений размаха КИН, то при испытаниях в воде обнаружен максимум ускорения, соответствующий f = 0,01 Гц (рис. 7.3.15). Предложено по этой частоте производить

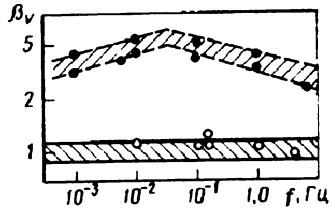


Рис. 7.3.15. Частотная зависимость коэффициента влияния среды β_0:
● – испытания в воде; O – испытания на воздухе

оценку коэффициента влияния коррозионных сред β_V .

Кинетика коррозионно-усталостного разрушения в водных средах рассматриваемого класса сталей существенно зависит от катодной поляризации. На КДУР трубной стали Х-65 (типа 20Г с микролегированием, $\sigma_{0,2}$ = 570 МПа) в условиях наложения катодной поляризации (на 370 мВ меньше потенциала коррозии) появляется платообразный участок в области повышенных значений КИН (рис. 7.3.16). С уменьшением частоты нагружения плато обнаруживается при более высоких скоростях РУТ и его длина соответственно увеличивается. Идентичность КДУР, полученных при коррозионно-усталостном РУТ в условиях катодной поляризации и при коррозионно-статическом растрескивании, говорит об общности механизма СРТ.

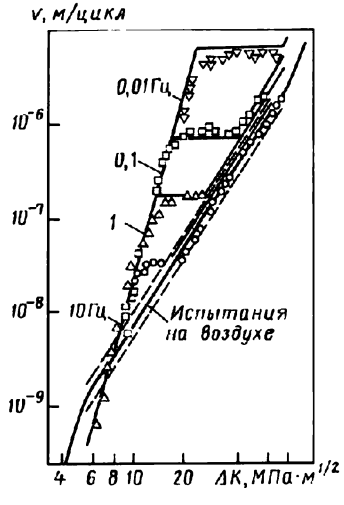


Рис. 7.3.16. КДУР стали Х-65 в 3,5 %-ном растворе NaCl при различных частотах нагружения в условиях катодной поляризации:
▽ – f = 0,01 Гц; ● – f = 0,1 Гц; △ – f = 1 Гц; O – f = 10 Гц

Сравнительным анализом циклической трещиностойкости коррозионно-стойких сталей аустенитного класса и низколегированных сталей низкой прочности перлитного класса выявлено, что первые более чувствительны к коррозионной среде. Степень влияния среды в значительной мере зависит от уровня КИН и частоты нагружения. Наибольшее ускорение имеет РУТ при низких КИН.

Оценка циклической трещиностойкости стали 304 (типа Х18Н10Т) в 3,5 %-ном растворе NaCl и силиконовом масле при ультразвуковой частоте нагружения 20 кГц показала, что в припороговом диапазоне КИН, соответствующем скорости РУТ не выше 10^{-10} м/цикл, рост коррозионной трещины происходит более интенсивно. При этом пороговый размах ΔK_{thc}, определенный при скорости РУТ 10^{-13} м/цикл, понижается до 5 МПа·м$^{1/2}$ против 7 МПа·м$^{1/2}$ в присутствии силиконового масла. Вместе с тем, диапазон КИН, для которого влияние среды максимально, зависит от частоты нагружения и характеристик системы металл–среда. Циклическая трещиностойкость сталей 20Х13, 14Х17Н2 и 10Х12Н2МВД ($\sigma_{0,2}$ = 691, 782 и 885 МПа соответственно) в морской воде при частоте 500...800 Гц снижается на низкоамплитудном участке КДУР. При высоких значениях КИН РУТ под воздействием коррозионной среды замедляется, особенно у стали 20Х13. Аналогичные результаты получены при исследовании циклической трещиностойкости стали 06Х12Н3Д ($\sigma_{0,2}$ = 701 МПа) в водопроводной воде: при повышенной частоте (32 Гц) ускоряющее влияние среды обнаружено только при низких ΔK , в то время как в области средних и высоких размахов КИН РУТ по сравнению с испытаниями на воздухе замедляется. Снижение частоты циклов до 1,7 Гц приводит к инверсии влияния коррозионной среды: замедление РУТ сменяется интенсификацией разрушения. При этом максимальная агрессивность среды соответствует более высоким значениям КИН.

Циклическая трещиностойкость высоколегированных сталей в большой мере определяется составом среды: ионы хлора резко интенсифицируют кинетику разрушения аустенитных сталей, аналогичное воздействие оказывает понижение pH раствора.

Механизм коррозионно-циклического роста трещин в конструкционных сталях. С позиций механики разрушения воздействие коррозионных сред на циклическую трещиностойкость сплавов проявляется через изменение: а) сопротивления материала вершины трещины циклическому деформированию в соответствии с реализуемым в данной системе металл – среда механизмом разрушения (физико-химический фактор); закрытия трещины (механический фактор); морфологии вершины трещины (механический фактор).

В зависимости от того, какой из перечисленных факторов ведущий, воздействие среды может проявляться как в ускорении, так и в замедлении РУТ. Влияние того или иного фактора определяется, с одной стороны, структурно-металлургической предысторией изготовления сплавов, а с другой – условиями нагружения.

При усталостном разрушении на воздухе образуются острые неразветвленные трещины, распространяющиеся перпендикулярно плоскости действия растягивающих напряжений. Поэтому даже незначительные изменения их морфологии при наличии коррозионной среды существенно влияют на циклическую трещиностойкость материала.

Ветвление коррозионных трещин проявляется максимально в области средних значений КИН. Для припороговых КИН характерно коррозионное затупление трещин, также приводящее к существенной релаксации напряженного состояния, поскольку трещины, образованные на воздухе при низких КИН, в наименьшей степени деформационно затуплены.

Закрытие трещин – важный феномен РУТ при низких размахах КИН. Оно усиливается в коррозионных средах. Так, коэффициент открытия трещины U для умеренно легированных сталей при воздействии водной среды может снижаться до 0,2, т.е. всего 20 % номинального размаха КИН эффективны. В таких случаях ЗТ становится доминирующим фактором положительного влияния среды на кинетику разрушения. Закрытие трещин наиболее характерно для высокопластичных материалов при низкой асимметрии нагружения, хотя в коррозионных средах оно наблюдается и у высокопрочных сталей с мартенситной структурой и может сохраняться для низкопрочных даже при высоких коэффициентах асимметрии. Как правило, ЗТ усиливается с понижением частоты нагружения, поскольку тогда, с одной стороны, создаются благоприятные условия для образования продуктов коррозии в вершине трещины, а с другой – ухудшается возможность их удаления из трещины. В области высоких частот нагружения возможно также усиление эффекта ЗТ, объясняемое повышением вязкости среды в устье трещины за счет продуктов коррозии. Сложная зависимость эффекта ЗТ от частоты нагружения может быть обусловлена и другими причинами. С понижением частоты возрастает роль коррозионной среды, но при этом наряду с усиленным образованием продуктов коррозии частично удаляемых из устья трещины, интенсифицируется растворение ее берегов, а значит, увеличивается расстояние между ними и тем самым ЗТ ослабевает.

Механизм коррозионно-усталостного разрушения конструкционных сталей в сильной степени зависит от их прочности и напряженно-деформированного состояния в вершине трещины (уровня КИН). Характерное для высокопрочных сталей существенное ускорение РУТ в среднеамплитудной области КИН обусловлено охрупчиванием металла вершины трещины водородом, образующимся в результате электрохимического взаимодействия материала со средой. Механизм ускорения включает проникновение атомов водорода ускорения в высоконапряженный металл и его диффузию в область предельно объемного напряженного состояния (зону предразрушения). В пользу представлений о действенности водородного механизма влияния среды свидетельствует межзеренное микроветвление трещин, повышение скорости РУТ катодной поляризацией и увеличение в изломе доли межзеренного скола.

Степень водородного охрупчивания стали в среднеамплитудной области КИН опосредована факторами, которые контролируют образование и транспорт водорода в зону предразрушения. В высокопрочных сталях уровень растягивающих напряжений в зоне предразрушения высок, а расстояние от вершины трещины до точки достижения максимальных растягивающих напряжений незначительно в связи со сравнительно малым размером пластической зоны и соответственно раскрытием трещины (рис. 7.3.17, *а*). Это обусловливает высокий градиент напряжений в вершине трещины, способствует интенсивности диффузии и накоплению водорода в зоне максимальной напряженности материала. С повышением пластичности стали увеличива-

ется раскрытие трещины, а уровень и градиент растягивающих напряжений уменьшаются (рис. 7.3.17, *б*), что, в свою очередь, ослабляет диффузию водорода. С другой стороны, более интенсивная пластическая деформация в вершине трещины низкопрочной стали создает условия для переноса водорода движущимися дислокациями, генерируемыми в процессе циклического нагружения. Это означает, что механизм доставки водорода в зону предразрушения зависит от уровня прочности материала и при переходе к менее прочному его состоянию может трансформироваться из диффузионного в дислокационный. Наряду с этим меняется и механизм коррозионно-усталостного разрушения, фрактографическим признаком которого служит низкоэнергоемкое расслоение металла по плоскостям скольжения, а также наличие тупиковых трещин в направлении пластической деформации наибольшей интенсивности.

При дальнейшем уменьшении прочности и повышении пластичности сталей, когда водородный фактор теряет свою значимость, возрастает вероятность проявления в качестве ведущего механизма локального анодного растворения. Разрушение высокопластичных сталей сопровождается интенсивной пластической деформацией и сильным деформационным затуплением трещины, в связи с чем ее дополнительное коррозионное затупление заметно не сказывается на ослаблении напряженного состояния в вершине трещины.

Для высокопрочной стали, в первую очередь с мартенситной структурой, ускорение РУТ при низких КИН и понижение пороговых значений КИН, также контролируется водородным механизмом влияния коррозионной среды, реализация которого в сильной степени зависит от двух конкурирующих процессов. Увеличение длительности взаимодействия среды с напряженным металлом вершины трещины способствует, с одной стороны, транспорту водорода и повышению его концентрации в зоне предразрушения, а с другой – формированию защитных пленок на свежеобразованных поверхностях трещин, эффективно препятствующих проникновению сквозь них водорода. В этой связи ускоряющее влияние среды проявляется максимально в сравнительно низком диапазоне исследуемых частот (~1 Гц), что объясняется реализацией оптимальных условий для проникновения водорода

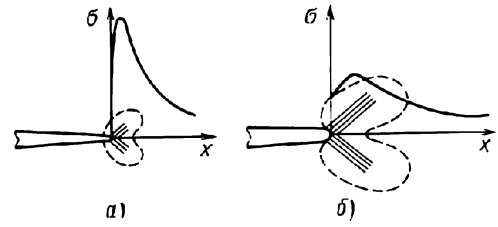


Рис. 7.3.17. Схема распределения напряжений в вершине трещины у высокопрочных (*а*) и низкопрочных (*б*) сталях

в металл и его диффузии в зону предразрушения. При еще более низкой частоте образуется плотная защитная пленка, что снижает степень водородного охрупчивания. Характер воздействия коррозионной среды на зону предразрушения в низкопрочных сталях при низких КИН может быть более сложным. Он объясняется двойственным влиянием водорода на механические свойства сталей (понижение сопротивления отрыву и повышение сопротивления сдвигу). Для высокопрочных сталей определяющим является влияние водорода на сопротивление отрыву, что обусловливает переход к РУТ по механизму микроскола и понижение эффективного порога циклической трещиностойкости. Поскольку у низкопрочных сталей припороговый РУТ контролируется сопротивлением микропластической деформации, наводороживание зоны предразрушения ведет к повышению сопротивления сдвигу и росту порогового КИН.

Титановые и алюминиевые сплавы. Основные типы КДУР титановых сплавов представлены на рис. 7.3.18. В дистиллированной воде и метанольных растворах с понижением частоты нагружения скорость РУТ увеличивается (рис. 7.3.18, *а*). В растворах, содержащих галлоидные ионы, характерна инверсия во влиянии частоты нагружения (см. рис. 7.3.17, *б*): в области высоких КИН ее повышение замедляет, а при низких КИН – усиливает РУТ. На КДУР, построенных при наличии таких растворов, возможен перегиб, который связывают со склонностью материала к коррозионному растрескиванию и с пороговым КИН при коррозионно-статическом растрескивании $K_{\mathrm{I}scc}$. Соответствующий перегибу размах КИН обозначают $\Delta K_{\mathrm{I}scc}$ (и аналогично $K_{\max scc}$). Обычно $K_{\max scc} < \Delta K_{\mathrm{I}scc}$ и зависит от частоты нагружения, увеличиваясь с его

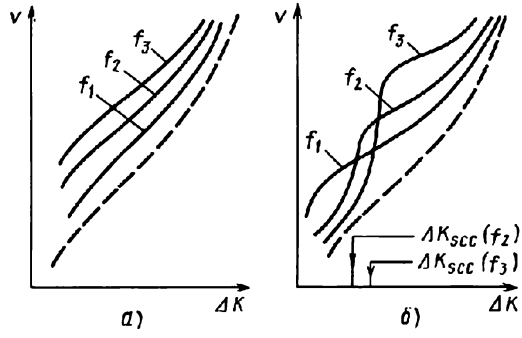


Рис. 7.3.18. Основные типы КДУР титановых сплавов в воде и метанольных растворах (*а*) и растворах, содержащих галлоидные ионы (*б*):
$f_1 > f_2 > f_3$; штриховыми линиями обозначены КДУР в инертной среде

понижением. При высоких КИН, когда проявляется склонность материала к коррозионному растрескиванию, с увеличением частоты f, т.е. с уменьшением длительности воздействия коррозионной среды в цикле нагружения, ускорение РУТ ослабевает. При низких КИН (ниже ΔK_{scc}) доминирующим фактором становится не длительность воздействия среды, а относительная продолжительность существования свежеобразованных поверхностей в цикле нагружения. В связи с этим повышение частоты нагружения, приводящее к увеличению скорости образования свежих поверхностей, интенсифицирует РУТ. Для сплава ВТ3-1, испытанного в растворе морской соли при f = 500...800 Гц, уровень пороговых КИН понижается почти вдвое по сравнению с таковым на воздухе. Здесь проявился важный, в первую очередь для титановых сплавов, фактор большой скорости образования в вершине трещины свежих поверхностей.

Ускорение РУТ в титановых сплавах существенно зависит от формы цикла нагружения. При прямоугольном цикле воздействие среды проявляется в небольшой степени. В случае $\Delta K < \Delta K_{scc}$ ускорение РУТ вызвано большой скоростью образования свежих поверхностей, а при $\Delta K > \Delta K_{scc}$ – длительной выдержкой при максимальном КИН цикла.

Влияние среды на циклическую трещиностойкость титановых сплавов зависит не только от скорости образования свежих поверхностей, определяемой условиями механического нагружения, но и от скорости образования пассивирующей пленки, определяемой составом и структурой сплавов, а также от свойств коррозионной среды. Добавки в водные среды депассиваторов (например, ионов хлора) приводят к ускорению РУТ, тогда как нитраты оказывают ингибирующее влияние, поскольку уменьшают время образования защитной пленки. По этой же причине циклическая трещиностойкость сплава Ti-6Al-6V-2Sn при его испытании на воздухе и в растворе $NaSO_4$ концентрацией 0,6 моль/л одинакова как при высокой, так и при низкой частоте цикла. Роль нитратов как ингибиоров коррозионного РУТ проявляется только при $\Delta K < \Delta K_{scc}$, а при более высоких нагрузках они могут даже интенсифицировать кинетику разрушения. Неоднозначно также влияние на циклическую трещиностойкость и наложения внешней поляризации. Анодная поляризация подавляет РУТ при низких, но ускоряет при высоких значениях КИН.

Понижение циклической трещиностойкости титановых сплавов в связи с воздействием коррозионных сред зависит не столько от уровня их прочности, сколько от характера легирования и структуры сплавов. Металловедческий фактор определяет особо важные для РУТ условия образования поверхностных пленок в вершине трещины, на что указывают исследования кинетики электродного потенциала титановых сплавов. В ряде случаев сплавы, имеющие повышенное сопротивление РУТ на воздухе, обладают высокой чувствительностью к коррозионной среде. Исследования РУТ в ряде α- и $(\alpha+\beta)$-сплавов при воздействии 3 %-ного раствора NaCl показали,

что α-сплав ВТ5 ($\sigma_{0,2}$ = 760 МПа) с высокой циклической трещиностойкостью на воздухе в наибольшей мере подвержен влиянию коррозионной среды. Наименьшее воздействие последней обнаружено для самого прочного $(\alpha+\beta)$-сплава ВТ14 ($\sigma_{0,2}$ = 875 МПа). Промежуточное положение занимает псевдо-α-сплав АТ3 ($\sigma_{0,2}$ = 640 МПа).

В алюминиевых сплавах коррозионные среды интенсифицируют РУТ в первую очередь на среднеамплитудном участке КДУР, однако такое влияние может проявиться и при низких размахах КИН. Высокопрочные алюминиевые сплавы подвержены, как правило, коррозионному растрескиванию, и ускорение РУТ в средах часто связывают с ним. Коррозионные среды могут понижать сопротивление РУТ и при $K_{\max} < K_{1scc}$.

Понижение частоты циклов приводит к усилению РУТ. При исследовании влияния частотного фактора на циклическую трещиностойкость алюминиевых сплавов в коррозионной среде необходимо также принимать во внимание, что f может заметно влиять на РУТ на воздухе, поэтому о степени воздействия коррозионной среды следует судить исходя из результатов испытаний при одинаковой частоте циклов.

РУТ в алюминиевых сплавах в коррозионной среде с увеличением температуры активируется. Влияние температуры испытаний зависит от уровня КИН и в наибольшей мере проявляется при низких его значениях.

Обобщенные данные по порогам коррозионно-циклической трещиностойкости различных конструкционных сплавов. Для изделий, эксплуатируемых в режиме продолжительного многоциклового нагружения, особое значение имеет анализ трещиностойкости сплавов в припороговой области КДУР.

Воздействие коррозионной среды целесообразно определять на основе сопоставления размаха порогового КИН в коррозионной среде ΔK_{thc} с размахом порогового КИН при испытаниях на воздухе ΔK_{th}. В числе условий, обеспечивающих сопоставимость результатов, идентичность коррозионной среды и механических параметров нагружения (прежде всего f и R). Сравнение конкурентных возможностей различных сплавов в припороговой области проводится с помощью диаграмм в координатах $\Delta K_{thc} - \sigma_{0,2}$ и соответственно в координатах $\Delta K_{th} - \sigma_{0,2}$. Имеющиеся сведения касаются испытаний, как правило, в 3 %-ном водном растворе NaCl в диапазоне частот 10...50 Гц при пульсирующем цикле $R \approx 0$).

Наиболее полная информация имеется о порогах трещиностойкости конструкционных умеренно легированных сталей. Для них просматривается гиперболическая зависимость $\Delta K_{th} - \sigma_{0,2}$ аналогично зависимости $\Delta K_c - \sigma_{0,2}$. В водном растворе NaCl ее характер в целом не меняется. Вместе с тем, области пороговых значений, полученные на воздухе и в водной среде, сдвинуты таким образом, что при высоких значениях $\sigma_{0,2}$ снижение размаха порогового значения КИН в коррозионной среде ΔK_{thc}, по сравнению с размахом порогового значения КИН на воздухе ΔK_{th}, заметнее, в то время как в диапазоне низких уровней прочности $\Delta K_{thc} > \Delta K_{th}$. О степени воздействия коррозионной среды можно судить по коэффициенту $\beta_{th} = \Delta K_{thc}/\Delta K_{th}$, который у высокопрочных умеренно легированных сталей минимален (рис. 7.3.19). С понижением $\sigma_{0,2}$ влияние среды ослабевает и для сталей низкой прочности пороговые КИН в воде существенно выше, чем на воздухе.

Имеющиеся данные по коррозионностойким сталям укладываются в полосу рассеивания значений исследуемых параметров для умеренно легированных сталей, хотя в случае испытаний на воздухе они находятся в верхней, а при испытаниях в воде – в нижней части указанной полосы. Это свидетельствует об отрицательном влиянии коррозионной среды на циклическую трещиностойкость коррозионно-стойких сталей, для которых коэффициент β_{th} в ряде случаев падает – почти до 0,6, т.е. порог усталости понижается почти вдвое. Для низкопрочных коррозионностойких сталей мартенситного класса, как и для умеренно легированных той же прочности, присутствие среды положительно сказывается на пороге циклической трещиностойкости.

Существенное отрицательное воздействие коррозионная среда оказывает на пороги циклической трещиностойкости титановых сплавов, хотя имеющиеся данные свидетельствуют об их конкурентной способности по отношению к сталям средней прочности.

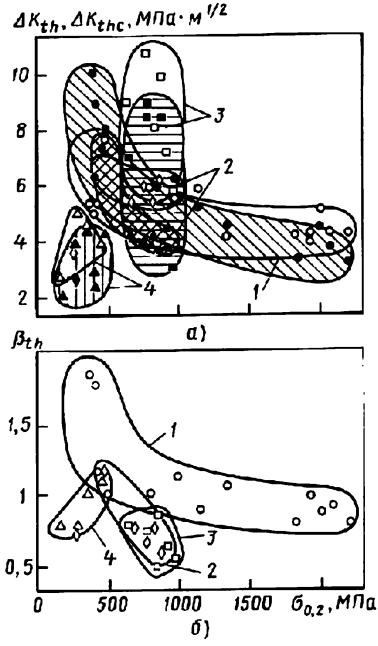


Рис. 7.3.19. Зависимости $\Delta K_{th} - \sigma_{0,2}$ (незаштрихованные области), $\Delta K_{thc} - \sigma_{0,2}$ (заштрихованные области) (*а*) и $\beta_{th} - \sigma_{0,2}$ (*б*) для различных конструкционных сплавов:
1 – умеренно легированные стали;
2 – коррозионно-стойкие стали мартенситного класса; *3* – титановые сплавы;
4 – алюминиевые сплавы

Алюминиевые сплавы также чувствительны к коррозионной среде и по размахам пороговых КИН значительно уступают другим сплавам. Выявленная для них тенденция к повышению коэффициента β_{th} с увеличением условного предела текучести по всей видимости вызвана ограниченностью экспериментальных данных.

Ранжирование конструкционных сплавов по интенсивности влияния коррозионных сред на рост усталостных трещин. Практический интерес представляет сравнительная оценка сплавов в области ограниченной долговечности. Поскольку большинство результатов испытаний конструкционных сплавов в коррозионных средах касаются среднего участка КДУР, ранжирование различных сплавов с позиций кинетики разрушения проводят по показателю ΔK^*, соответствующего размаху КИН при скорости РУТ 10^{-7} м/цикл. Его применение удобно при сопоставлении сплавов различной прочности на основании диаграмм в координатах $\Delta K^* - \sigma_{0,2}$ (рис. 7.3.20) аналогично зависимости $\Delta K_{th} - \sigma_{0,2}$. В 3 %-ном водном растворе NaCl влияние частоты нагружения значительно (смещены соответствующие массивы данных по отношению к результатам испытаний на воздухе). При высокочастотном нагружении явное влияние среды обнаруживается только для высокопрочных сталей, тогда как стали низкой и средней прочности практически нечувствительны к ее воздействию. С понижением f значения параметра ΔK^* при испытаниях в коррозионной среде выделяются в области, лишь незначительно перекрывающиеся с таковыми при испытаниях на воздухе, что свидетельствует об усилении отрицательного влияния среды и расширении диапазона $\sigma_{0,2}$, в котором это влияние проявляется. В наибольшей мере это касается низких f, для которых понижение уровня ΔK^* с увеличением прочности сталей происходит более резко, чем на воздухе.

Сопоставление умеренно легированных и коррозионно-стойких сталей по параметру ΔK^* не позволяет отдать предпочтение тому или другому классу сталей для использования их в коррозионной среде. При дифференцированном анализе различных коррозионно-стойких сталей определяются некоторые преимущества дисперсионно-твердеющих сталей по параметру ΔK^* при сравнении с умеренно легированными и, наоборот, более низкие уровни аустенитных сталей. В основном коррозионно-стойкие стали более чувствительны к воздействию коррозионной среды. Области рассеивания экспериментальных данных при испытаниях этих сталей на воздухе и в среде не перекрываются между собой, как и в случае умеренно легированных сталей.

Титановые и тем более алюминиевые сплавы с точки зрения конкурентных возможностей также не превосходят конструкционные стали. Это доказывает односторонние преимущества титановых сплавов и коррозионно-стойких сталей на стадии питтингообразования и развития коррозионно-механических повреждений. Для титановых сплавов понижение частоты нагружения не столь существенно отражается на значениях ΔK^*, как для сталей.

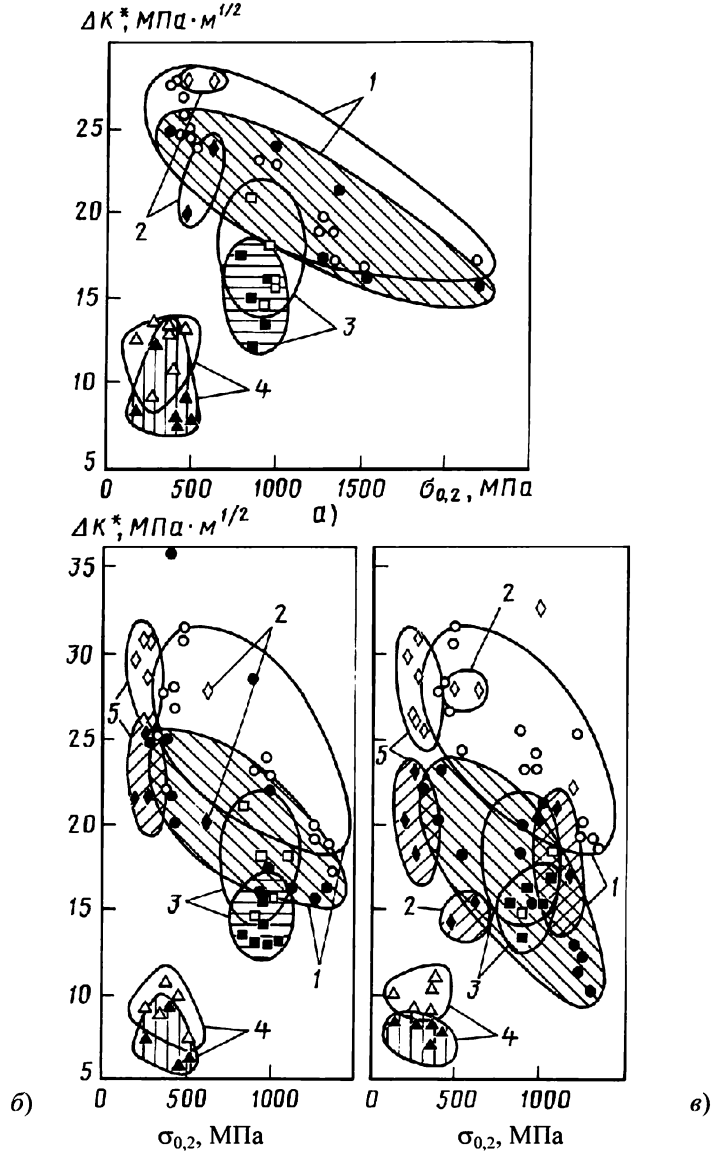


Рис. 7.3.20. Зависимости ΔK^* – $\sigma_{0,2}$ для конструкционных сплавов, испытанных на воздухе (незаштрихованные области) и в коррозионных средах (заштрихованные области), при цикле нагружения, близком к отнулевому ($R \approx 0$) при $f \geq 7$ Гц (*а*), $f = 0,7 - 4$ Гц (*б*), $f = 0,1 - 0,5$ Гц (*в*):
1 – умеренно легированные стали; *2* – коррозионно-стойкие стали мартенситного класса; *3* – титановые сплавы; *4* – алюминиевые сплавы; *5* – коррозионно-стойкие стали аустенитного класса; *6* – дисперсионно-твердеющие стали

В ряде систем титановый сплав – водная среда отмечена инверсия эффекта частоты, что может быть обусловлено спецификой их пассивации в процессе коррозионно-усталостного разрушения.

Самые низкие значения циклической трещиностойкости имеют алюминиевые сплавы, прежде всего на воздухе (по сравнению со сталями аналогичной прочности). В них, как и в сталях, воздействие водной среды усиливает-

ся с понижением частоты f и способствует уменьшению циклической трещиностойкости, особенно высокопрочных сплавов.

7.3.3. МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ КОРРОЗИОННОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ

Структурно-металлургические методы. Широко используются способы повышения коррозионно-статической трещиностойкости конструкционных сплавов, основанные на рациональной термообработке и эффективном легировании. В сталях, упрочненных закалкой, коррозионная трещиностойкость максимальна после высокого отпуска. В области высокопрочных состояний, реализуемых после низкого отпуска, стали имеют крайне низкие сопротивления СРТ.

Отдельные структурные составляющие обеспечивают сопротивление коррозии под напряжением следующим образом. Крайне низкой коррозионной трещиностойкостью обладает неотпущенный и двойниковый мартенсит, остаточный аустенит ослабляет чувствительность стали к влиянию коррозионной среды. Последнее можно объяснить с позиций механизма водородного охрупчивания. Коэффициент диффузии водорода в аустените с гранецентрированной кубической решеткой на три-четыре порядка ниже, чем в мартенсите с объемно-центрированной решеткой. Так как это отражается на условиях транспорта и накопления водорода в зоне предразрушения, можно предположить, что трещины, распространяющиеся в мартенсите, тормозятся на границе с водородостойким остаточным аустенитом. В меньшей мере изучена роль бейнита в коррозионной трещиностойкости сталей. Наибольшую стойкость к коррозионному разрушению имеют смешанные структуры мелкодисперсного бейнита и феррита, в которых реализуется вязкий микромеханизм разрушения путем коалесценции микропустот.

В случае проявления при коррозионном субкритическом росте трещины в сталях водородного охрупчивания наблюдается тенденция к зернограничному разрушению. Поэтому увеличение прочности границ – действенный способ повышения коррозионной трещиностойкости таких материалов. Увеличения прочности границ можно добиться микролегированием сплавов адсорбционно-активными элементами, способствующими удалению вредных примесей от границ, а также термообработкой, усложняющей конфигурацию границ зерен (термомеханическая обработка, обработка на наследственное зерно).

Перспективно повышение коррозионной трещиностойкости сталей за счет управления металлургическим фактором. Скорость РУТ в стали типа 2ХВ (1,5 % Si) на воздухе, в 3 %-ном водном растворе NaCl и таком же растворе, дополнительно насыщенно сероводородом, существенно ниже, чем в стали без кремния. Максимальный эффект от легирования кремния получен в случае РУТ в сероводородсодержащей среде. Одна из причин высокой стойкости кремнистой стали к водородному охрупчиванию – уменьшение благодаря кремнию количества окклюдированного водорода, которое минимально при наличии в стали 1,5 % Si. Кроме того, нивелируется отрицательное влияние водорода, поскольку кремний ослабляет его взаимодействие с железом, а также изменяет параметр решетки железа. Указанные эффекты торможения кремнием РУТ в наводороживающих средах положены в основу разработки дешевых кремнистых сталей, стойких к сероводородному растрескиванию.

Существенно повысить пороговый КИН K_{1scc} низкоотпущенных сталей с мартенситной структурой можно легированием титаном и бором, которые значительно упрочняют границы исходных аустенитных зерен. Такое легирование наиболее эффективно в том случае, когда есть опасность зернограничного разрушения, т.е. при коррозионном растрескивании низкоотпущенных сталей, наиболее чувствительных к водородному охрупчиванию.

Электрохимическая защита. Несмотря на широкое применение в промышленности – электрохимической защиты изделий и сооружений – четких представлений о целесообразности и эффективности ее применения на этапе коррозионного роста трещины нет. Во-первых, проблематично использование рассматриваемого метода при наличии глубоких трещин в крупногабаритных изделиях из-за слабой поляризуемости вершины таких трещин. Во-вторых, поскольку стадии зарождения и распространения трещин могут контролироваться различными механизмами влияния коррозионной среды, наложение внешнего потенциала может привести к противоположным эффектам на этих стадиях. Это в первую очередь касается высокопрочных сталей, склонных к водородному охрупчиванию, для которых стадия зарождения трещины контролируется механизмом анодного растворения, а ста-

дия распространения – механизмом водородного охрупчивания. В этом случае использование катодной защиты может ускорить СРТ. Катодная поляризация помимо наводороживания металла вершины трещины, ускоряющего СРТ по механизму водородного охрупчивания, интенсифицирует зернограничное ветвление трещин ввысокопрочнбй стали, что приводит к релаксации напряжений и торможению трещины.

Более перспективно применение катодной защиты при коррозионном субкритическом росте трещины в материалах низкой и средней прочности, для которых опасность водородного охрупчивания менее значительна. Исследование влияния протекторной защиты в водном растворе морской соли на коррозионно-циклическую трещиностойкость ряда нержавеющих сталей и титанового сплава ВТ3-1 направлено на повышение ресурса компрессорных лопаток газотурбинных двигателей, которые подвергаются воздействию агрессивной среды (табл. 7.3.3). В связи с наличием при эксплуатации электропроводящей пленки раствора соли оказалось возможным использование протекторной защиты. Испытания на циклическую трещиностойкость проводили на лопатках и плоских образцах с поверхностной трещиной при частоте нагружения 500... 800 Гц. В качестве протектора использовали чистый магний марки МА-1, при этом отношение площади протектора к площади защищаемой поверхности лопатки и образца составляло, примерно 1/10. Для припороговой области нагружения выявлена высокая эффективность такого способа повышения коррозионно-циклической трещиностойкости материалов, учитывая необходимость обеспечения высокого ресурса лопаток. В табл. 7.3.3 приведены результаты испытаний, касающиеся изменения пороговых КИН под влиянием коррозионной среды и протекторной защиты. Применение протектора обеспечивает увеличение порогового КИН в 1,4...1,6 раза. Для сплавов 13Х11Н2В2МФ и ВТ3-1, характеризующихся максимальной прочностью, отрицательное воздействие коррозионной среды полностью не устраняется. Для этих материалов сказывается наводороживание образцов, в связи с чем материал с полностью высокой прочностью для компрессорных лопаток ГТД с протекторной защитой применять не следует.

Ингибирование рабочих сред. Трудности в разработке высокоэффективных ингибиторов РУТ обусловлены отсутствием надлежащей ясности в механизме взаимодействия коррозионных сред с металлом в вершине распространяющейся трещины. Ряд ингибиторов коррозионного роста трещин базируется на принципе подавления водородного охрупчивания металла в вершине трещины.

На основе соединений тяжелых металлов созданы специальные ингибиторы роста трещины в высокопрочных сталях при воздействии водных сред (типа ИРТ). При растворении этих ингибиторов в воде происходит их диссоциация на катионы металла и анионы. Поскольку стандартные электродные потенциалы таких металлов более положительны, чем железа, то становится термодинамически выгодной реакция осаждения ионов тяжелых металлов на железе. В свою очередь, электродный потенциал ювенильной поверхности железа еще более отрицателен, вследствие чего интенсифицируется процесс осаждения.

В связи с более высоким перенапряжением водорода на тяжелых металлах за счет оса-

7.3.3. Механические свойства и характеристики циклической трещиностойкости коррозионно-стойких сталей и титанового сплава ВТ3-1

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ_5, %	ψ, %	$K^{н}_{thc}$, МПа·м$^{1/2}$	$\beta^{н}_{th}$	$K^{н}_{thc}/K_{th}$
20Х13	691	841	23,6	61,0	6,28	1,15	1,50
14Х17Н2	782	943	17,5	60,8	6,13	1,00	1,54
13Х11Н2В2МФ	885	1015	16,2	57,0	5,13	0,83	1,41
ВТ3-1	968	1032	17,5	42,4	4,88	0,87	1,59

Примечания: $\beta^{н}_{th} = K^{н}_{thc}/K_{th}$, где $K^{н}_{thc}$ – пороговый КИН в растворе соли с протектором; δ_5 – относительное удлинение; ψ – относительное сужение.

ждения последних подавляется восстановление водорода и соответственно водородное охрупчивание металла в окрестности вершины трещины.

Сравнительная оценка эффективности ряда известных ингибиторов коррозии и коррозионного растрескивания, а также ингибиторов типа ИРТ на примере системы сталь 45ХНМФА (отпуск при 200 °С) – дистиллированная вода показывает, что применение органических ингибиторов, а также оксоанионов CrO_4^{-2}, PO_4^{-3}, $Cr_2O_7^{-2}$ не влияет на кинетику разрушения. Вместе с тем анионы NO_3^-, NO_2^-, а также все предложенные ингибиторы типа ИРТ существенно уменьшают СРТ. Эффективными ингибиторами оказались также катионы Cu^{+2}.

Повышение температуры отпуска стали 45ХН2МФА до 450 °С приводит к повышению ее коррозионно-статической трещиностойкости и обусловливает более сильный защитный эффект большинства исследуемых оксоанионов. Кроме анионов NO_3^- и NO_2^-, которые эффективно тормозят рост трещины в низкоотпущенной стали, ингибирующий эффект обнаружен также у оксоанионов $Cr_2O_7^{-2}$, PO_4^{-3}, CrO_4^{-2}.

Введение в дистиллированную воду катионов Cu^{+2} не обеспечивает ингибирующего эффекта при оценке коррозионно-статической трещиностойкости высокоотпущенной стали 45ХН2МФА. После отпуска при 450 °С защитное действие оксоанионов и ингибиторов ИРТ более существенно в сравнении с реализующимся при низком отпуске, однако в ряду эффективности защиты они сохраняют тот же порядок.

Для ряда конструкционных сталей различного уровня прочности эффективность ингибиторов, оцениваемая коэффициентом $\beta^* = v_{инг}/v_{исх}$ на основе сопоставления СРТ на втором участке КДР в ингибированной $v_{инг}$ и неингибированной средах, в значительной степени зависит от исходной скорости роста трещины $v_{исх}$ (рис. 7.3.21). Как правило, с ее уменьшением защитный эффект,

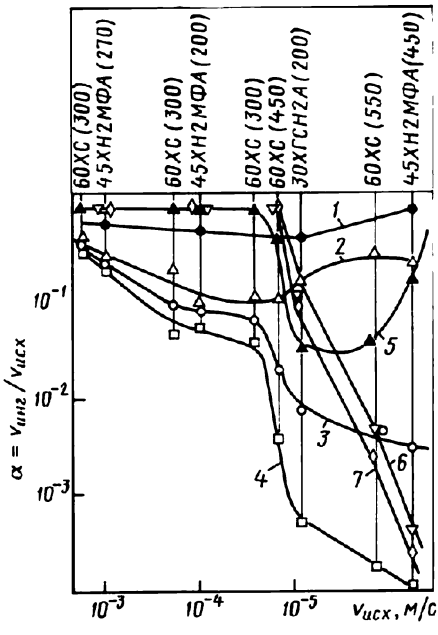


Рис. 7.3.21. Зависимость $\beta - v_{исх}$ для различных систем сталь – дистиллированная вода с добавками ингибитора:
1 – Cu^{+2}; *2* – ИРТ-1; *3* – CrO_4^{-2}; *4* – тиомочевина; *5* – NO_3^-; *6* – моноэтаноламин; *7* – ИРТ-5 (в скобках указана температура в градусах Цельсия)

ингибиторов повышается. Резкое усиление влияния ионов CrO_4^{-2} в узком диапазоне скоростей ($10^{-5}...10^{-6}$ м/с) может отражать высокую структурную избирательность воздействия хроматов, поскольку наибольший эффект обнаружен при испытании кремнистых сталей 30ХГСНА и 60ХС. Максимального торможения коррозионного субкритического роста трещины можно достичь на основе комплексного использования структурно-металлургического подхода иингибирования коррозионных сред. Это утверждение далеко не тривиально, поскольку с ослаблением кинетики СРТ за счет структурного фактора, как правило, усиливается защитное воздействие ингибиторов. Очевидно, что другие, в частности технологические, способы повышения коррозионной трещиностойкости сталей будут также способствовать более эффективному проявлению ингибиторной защиты.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Гладштейн Л.И., Горицкии В.М., Евтушенко Н.А.** Влияние титана и бора на склонность к коррозионному растрескиванию для высокопрочных болтов // Физ.-хим. механика материалов. – 1984. № 4. – С. 91 – 95.

2. **Методические рекомендации МР 185-86:** Расчсты и испытания на прочность. Методы испытаний на склонность к коррозионному растрескиванию сталей и сплавов в жидких средах. М.: ВНИИНМАШ, 1986. – 51 с.

3. **Никифорчин Г.Н., Студент А.З.** Использование нслинейной механики разрушсния для оценки сопротивления росту коррозионных трещин // Мстоды и средства оценки трещиностойкости конструкционных материалов. – Киев: Наук. думка, – 1981. – С. 258 – 262.

4. **Панасюк В.В., Дмытрах И.Н., Грабовский Р.С.** О некоторых мстодических аспектах определения статической коррозионной трещиностойкости конструкционных материалов // Физ.-хим. мсханика материалов. – 1985. – № 3. – С. 21 – 28.

5. **Рекомендации Р-54-292-90:** Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний мсталлов. Определснис характеристик трещиностойкости при циклическом нагружении в жидких коррозионных средах. М.: ВНИИНМАШ, 1990. – 38 с.

6. **Романив О.Н., Никифорчин Г.Н.** Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов. – М.: Мсталлургия, 1986. – 294 с.

7. **ASTM** Standard E 399-90: Standard Test Methods for Plane Straine Fracture Toughness of Mctallic Materials // Annual Book of ASTM Standards. – Philadelphia: ASTM, 1990. – V. 02.02. – P. 485 – 494.

8. **Dietzel W., Ghosal B.K.** Stress corrosion cracking – a new approach to test mcthods // Фіз.-хім. механіка матеріалів (Физ.-хим. мсханика материалов). – 1997. – № 4. – С. 107 – 114.

9. **MacKay F., Evans J.T., Parkins R.N.** Crack tip dcformation and stress corrosion cracking in 70/30 brass // Corrosion Science. – 1992. – N 5. – P. 699 – 771.

Глава 7.4

КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛА ОБОРУДОВАНИЯ И ТРУБОПРОВОДОВ АТОМНЫХ ЭНЕРГОУСТАНОВОК (АЭУ)

7.4.1. МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ СТАЛЕЙ В ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВОДЕ

Нормативные расчсты на циклическую прочность при проектировании основного оборудования АЭС проводятся таким образом, чтобы избежать в течение срока службы появления усталостного повреждения. Данные оценки выполняются по суммированию повреждений на основании расчетных кривых малоцикловой усталости (МЦУ), построенных с учетом коэффициентов запаса. Эти запасы прочности должны охватывать такие явления, как разброс данных, масштабный фактор, состояние поверхности реального изделия, влияние теплоносителя и т.д., а обоснованность их подтверждается, как опытом эксплуатации, так и проведением лабораторных исслсдований.

В качсстве теплоносителя, как на водо-водяных энергетических рсакторах ВВЭР (PWR), так и на канальных кипящих реакторах РБМК (BWR), используется вода. В табл. 7.4.1 приведены типичные условия эксплуатации и химический состав теплоносителя 1-го контура для ВВЭР и кипящих реакторов при работс на мощности.

В первом контуре ВВЭР используется вода с различными химическими добавками. Борная кислота контролирует реактивность реактора, и ее концснтрация в течение топливного цикла понемногу уменьшается. Как и в обычных котлах, щелочь KOH или LiOH, добавляется для регулирования водородного показатсля pH на уровнс, обеспечивающем минимальную скорость общей коррозии металла. Растворенный молекулярный газообразный водород вводится для поглощения продуктов радиолитичсского распада воды. Нсмотря на широкий диапазон допускаемых значений pH при комнатной температурс, диапазон его расчетных значений при тсмпературе эксплуатации находится в пределах от 6,5 до 7,5.

В воду кипящих реакторов нс вводятся химические добавки, радиолиз воды нс подавляется, что приводит к накоплению в тсплоно-

7.4.1. Типичные условия эксплуатации и химический состав теплоносителя 1-го контура для ВВЭР и РБМК

Параметры	Тип реактора			
	ВВЭР-1000	РБМК	PWR	BWR
Давление, МПа	15,7	6,5	17,2	6,9
Температура, °С	290...320	280	288...325	288
Электропроводность, мкСм/м	–	≤100	100...4000	10
O_2, мг/кг	≤0,005	–	<0,10	0,05...0,20
$K^+ + Na^- + Li^+$, мг-экв/кг	0,05...0,45	–	–	–
LiOH, мг/кг	–	–	0,2...6,2	–
H_3BO_3, г/кг	0...13,5	–	0...4,0	–
NH_3, мг/кг	≥5,00	–	–	–
Cl^-, мг/кг	≤0,10	≤0,07	<0,15	<0,10
F^-, мг/кг	≤0,10	–	<0,15	<0,10
Водород, мл/кг	30...60	–	0...50	–
pH (20 °С)	5,7...10,2	6,5...8,0	4,2...10,5	6,5...7,0

сителе кислорода. Чтобы избежать высоких скоростей коррозии, обусловленной присутствием кислорода, требуется очень низкая проводимость.

Накоплен достаточно большой экспериментальный материал по влиянию водной среды, имитирующей теплоноситель АЭС, на малоцикловую усталость малоуглеродистых, низколегированных и аустенитных коррозионно-стойких сталей, применяемых для изготовления элементов энергетического оборудования. Существующие данные показывают потенциальную возможность значительного влияния теплоносителя на усталостную прочность этих материалов (рис. 7.4.1). При определенном составе водной среды и условий нагружения долговечность углеродистых сталей в водной среде может быть в 70 раз ниже, чем на воздухе.

Углеродистые и низколегированные стали. К числу факторов, приводящих к снижению усталостной долговечности углеродистых и низколегированных сталей под воздействием водной среды, относятся концентрация растворенного кислорода, скорость деформирования $\dot{\varepsilon}$ (или частота нагружения f), температура T и содержание серы S в металле. Хотя микроструктура и диаграммы циклического деформирования указанных материалов отличаются значительно, установлено, что влияние среды для исследованных углеродистых и низколегированных сталей носит одинаковый характер.

Экспериментальные данные показывают незначительное снижение сопротивления МЦУ углеродистых и низколегированных сталей в высокотемпературной водной среде PWR с низким содержанием растворенного кислорода (рис. 7.4.2). Максимальное снижение долговечности в среде по сравнению с воздухом не превышает двух раз. И такая картина наблюдается в температурном диапазоне от 20 до 290 °С. Для большинства исследованных плавок уменьшение частоты нагружения на три порядка не вызывает дополнительного снижения сопротивления разрушению. Только для сталей с массовой долей $S \geq 0{,}027$ % при уменьшении f наблюдается падение усталостной долговечности. Этот эффект связывают с ускоренным ростом трещины в водной среде высоких параметров в сталях с высоким содержанием серы.

Аналогичное поведение в водной среде ВВЭР отмечается и для отечественных сталей 15Х2МФА, 15Х3НМФА и 10ГН2МФА, применяемых при изготовлении сосудов давления. Согласно металлографическим исследованиям, данный результат связан с образованием в высокотемпературной водной среде на поверхности образцов плотной магнетитовой пленки, соответствующей по составу окислу

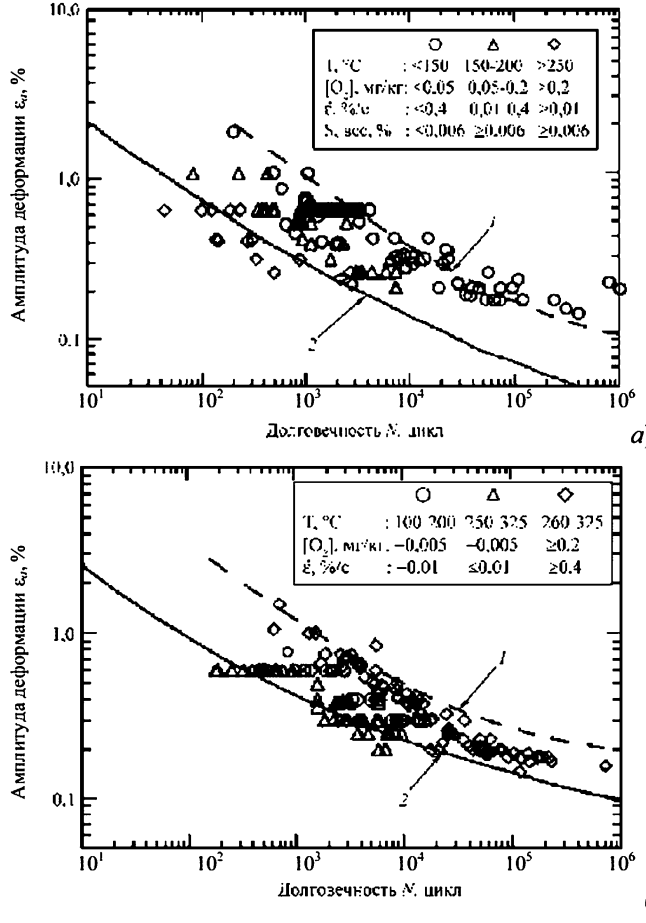


Рис. 7.4.1. Данные по сопротивлению МЦУ углеродистых (*а*) и коррозионно-стойких сталей (*б*) в водной среде:
1 – среднеквадратическая зависимость на воздухе при комнатной температуре;
2 – расчетная кривая усталости по коду ASME

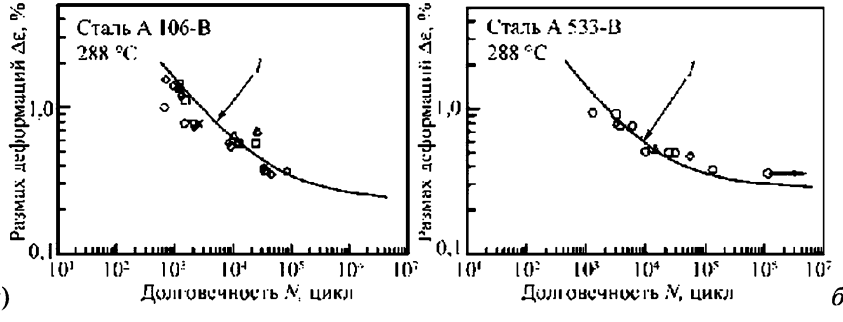


Рис. 7.4.2. Кривые МЦУ для углеродистой стали А106-В (*а*) и низколегированной стали А533-В (*б*) в водной среде PWR:
1 – среднеквадратическая кривая на воздухе; *а* – ◇, △, □ – f = 1; 0,1; 0,017 Гц соответственно;
●, ▽, × – $\dot{\varepsilon}$ = 0,004; 0,00004; 0,000004 с$^{-1}$ соответственно; *б* – ●, △, ◇ – $\dot{\varepsilon}$ = 0,004; 0,00004; 0,000004 с$^{-1}$ соотвественно

железа Fe_3O_4 с незначительной примесью Fe_2O_3. Оксидная пленка при циклическом нагружении с малым уровнем деформации практически не повреждается. При достаточно большой амплитуде деформации магнетитовая пленка, как правило, разрушается, однако этот эффект почти не отражается на долговечности материала, что объясняется быстрым залечиванием образующихся повреждений пленки.

Для кипящих реакторов влияние теплоносителя на сопротивление МЦУ сталей существенно усложняется, что связано, в первую очередь, с содержанием в воде кислорода. Результаты испытаний указывают на существование минимального уровня растворенного кислорода 0,05 мг/кг, выше которого наблюдается отрицательное влияние среды на циклическую прочность стали (рис. 7.4.3). Эффект достигает насыщения при 0,5 мг/кг, так как дальнейшее повышение концентрации кислорода в воде не вызывает дополнительного снижения долговечности металла. Однако влияние растворенного кислорода на сопротивление МЦУ проявляется только при температурах водной среды выше 150 °С, при более низких температурах металл нечувствителен к воздействию среды независимо от концентрации кислорода.

Если в водной среде PWR влияние скорости деформации $\dot{\varepsilon}$ на циклическую прочность практически отсутствует, то в среде BWR этот фактор может играть значительную роль. При $\dot{\varepsilon} > 10^{-2}$ $с^{-1}$ сопротивление разрушению практически не зависит ни от скорости деформации, ни от концентрации кислорода в воде. Падение долговечности отмечается при более низких $\dot{\varepsilon}$, степень которого увеличивается с понижением скорости деформации и повышением уровня растворенного кислорода и содержания серы в металле (рис. 7.4.4). Как для углеродистых, так и для низколегированных сталей, эффект влияния $\dot{\varepsilon}$ достигает насыщения при 10^{-6} $с^{-1}$.

Для углеродистых и низколегированных сталей существует пороговое значение деформации, ниже которого влияние высокотемпературной водной среды отсутствует. Пороговая величина ε_a должна превышать на 20 % порог усталости стали. Данный эффект хорошо согласуется с моделью разрушения оксидной пленки, предложенной для описания ускоренного роста трещины в водных средах; пороговая величина должна соответствовать деформации разрушения поверхностной окисной пленки.

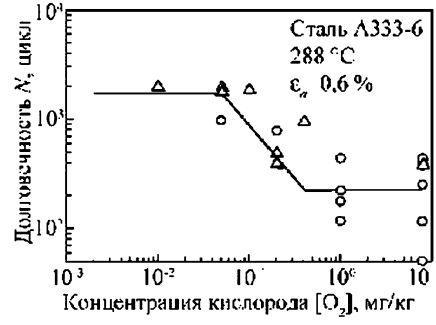


Рис. 7.4.3. Влияние концентрации растворенного кислорода в водной среде на долговечность углеродистой стали А333-6:

○, △ – $\dot{\varepsilon} = 4 \cdot 10^{-5}$ и $1 \cdot 10^{-4}$ $с^{-1}$ соответственно

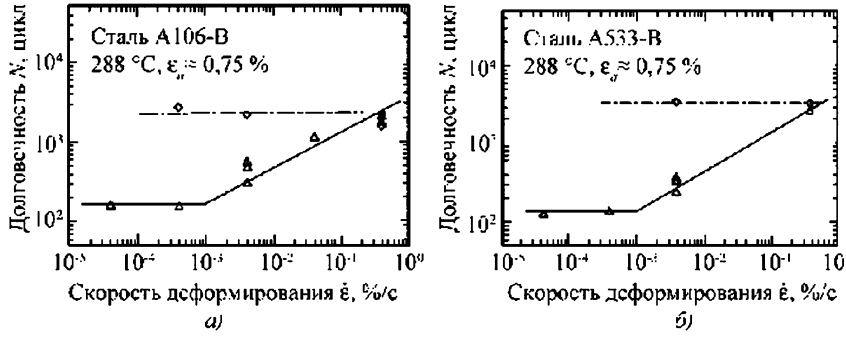


Рис. 7.4.4. Влияние скорости деформирования на долговечность углеродистой А106-В (*а*) и низколегированной стали А533-В (*б*):

◇, △ – воздух, PWR, вода с концентрацией кислорода 0,7 мг/кг соответственно

Из факторов, связанных с самим материалом, наибольшее влияние на сопротивление усталостному разрушению в водной среде имеет содержание серы в металле. Однако имеющиеся данные не позволяют выявить четкой зависимости долговечности углеродистых и низколегированных сталей от концентрации вредной примеси при воздействии теплоносителя. В высокотемпературной воде с высокой концентрацией растворенного кислорода долговечность низколегированных сталей уменьшается с увеличением содержания серы (рис. 7.4.5). Однако в этой же среде вариации содержания серы от 0,002 до 0,015 % не приводят к изменению долговечности углеродистых сталей.

Аустенитные коррозионно-стойкие стали. Имеющиеся данные по влиянию водной среды на сопротивление МЦУ аустенитных коррозионно-стойких сталей не столь многочисленны, как для углеродистых и низколегированных сталей, и достаточно противоречивы. Для отечественной стали 08Х18Н10Т не выявлено изменения циклической прочности металла в среде теплоносителя ВВЭР (рис. 7.4.6). Данные, полученные при 290° С на воздухе и в водной среде, могут быть описаны единой зависимостью Коффина–Мэнсона:

$$N_f^{0,36}\varepsilon_a = 11{,}03,$$

где ε_a – амплитуда деформации, %; N_f – число циклов до разрушения.

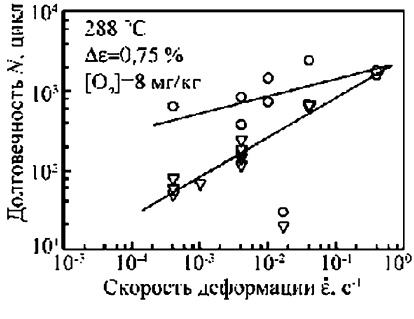


Рис. 7.4.5. Влияние содержания серы в металле на долговечность низколегированных сталей в водной среде с высокой концентрацией кислорода при разных скоростях деформирования:
О, ▽ – стали А508-3 с S = 0,003 вес. %; А533-В с S = 0,01 вес. % соответственно

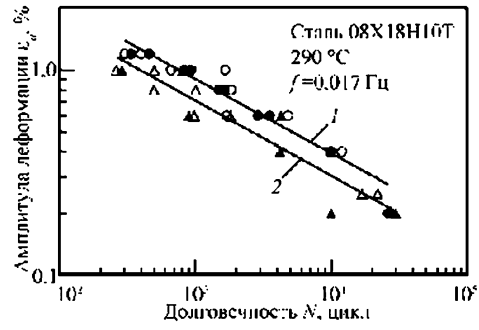


Рис. 7.4.6. Кривые МЦУ основного металла и металла ЗТВ стали 08Х18Н10Т при температуре 290 °С на воздухе и в водной среде ВВЭР:
1 – О, ● – основной металл; *2* – △, ▲ – металл ЗТВ; О, △ – воздух; ●, ▲ – вода ВВЭР

Аналогичные результаты получены и для металла зоны термического влияния (ЗТВ) этой стали. Однако сопротивление разрушению у металла ЗТВ стали 08Х18Н10Т ниже, чем у основного металла. Повышение температуры водной среды с 290 до 320 °С также приводит к незначительному снижению циклической прочности стали 08Х18Н10Т на воздухе, но металл остается нечувствительным к воздействию водной среды (рис. 7.4.7).

Для зарубежных аустенитных коррозионно-стойких сталей марок 304 и 316 снижение долговечности металла по сравнению с воздухом отмечается как для водной среды PWR, так и BWR (рис. 7.4.8). В отличие от углеродистых и низколегированных сталей наибольший эффект влияния среды отмечается при содержании кислорода в воде менее 0,01 мг/кг. С уменьшением скорости деформирования увеличивается падение долговечности металла, и в большей степени для водной среды PWR (рис. 7.4.9). Данные указывают на то, что и при $\dot{\varepsilon}$ = 0,000004 $с^{-1}$ эффект не достигает насыщения.

В кислородосодержащей водной среде увеличение электропроводности среды приводит к снижению циклической прочности металла (рис. 7.4.10). Для среды PWR при введении в воду таких химических добавок, как бор и литий, такого эффекта не отмечается.

Влияние водной среды на сопротивление МЦУ аустенитных сталей отмечается только при деформациях, превышающих пороговое значение. Результаты исследований показыва-

ют, что $\varepsilon_a^{\text{порог}} = 0{,}16\ldots0{,}18$ %. Однако соответствия между пороговым значением деформации и деформацией разрушения оксидной пленки не обнаружено.

Ограниченное число данных не позволяет установить температурную зависимость сопротивления МЦУ аустенитных сталей в водных средах. Имеющиеся данные указывают на незначительное влияние среды при температурах ниже 180 °С и существенное при $T > 220$ °С.

Механизм влияния водной среды. При рассмотрении механизма влияния теплоносителя на возникновение усталостной трещины предполагается, что усталостная долговечность представляет собой сумму двух слагае-

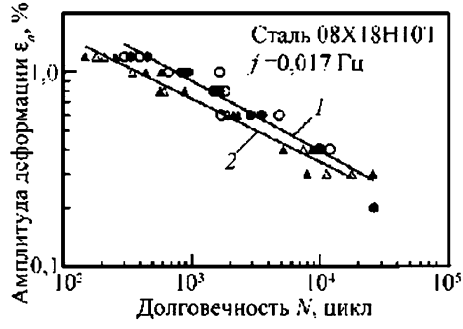


Рис. 7.4.7. Кривые МЦУ стали 08Х18Н10Т на воздухе и в водной среде ВВЭР:
1 – 290 °С, ○ – воздух; ● – вода ВВЭР; *2* – 320 °С, △ – воздух, ▲ – вода ВВЭР

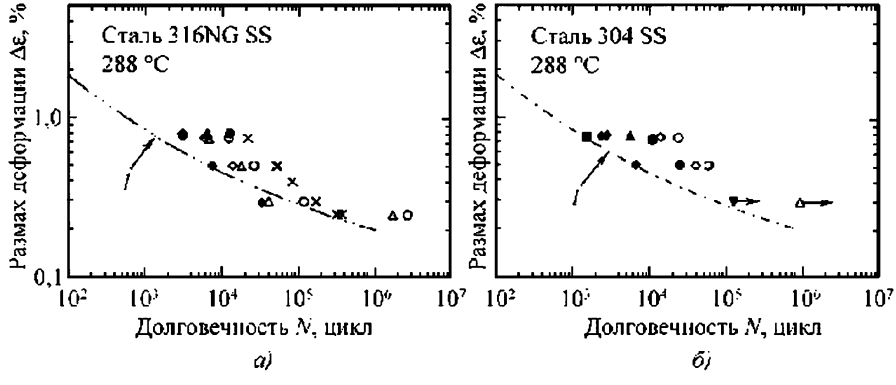


Рис. 7.4.8. Сопротивление МЦУ стали марок 316NG (*а*) и 304 SS (*б*) на воздухе и в водной среде:
а – × – воздух; ●, ▲, ◆ – вода PWR; ○, △, ◇ – вода BWR; *б* – ○, △, ◇ – воздух; ●, ▼, ▲, ◆, ■ – вода PWR;
1 – расчетная кривая усталости по Коду ASME

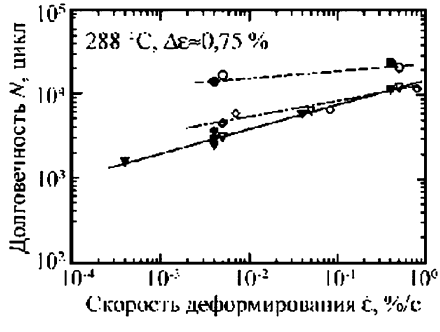


Рис. 7.4.9. Влияние скорости деформирования на долговечность коррозионно-стойких сталей аустенитного класса на воздухе и в водной среде:
○, ◇, ▽ – сталь 316NG; ●, ◆, ▼ – сталь 304 SS; ○, ● – воздух; ◇, ◆ – вода, $[O_2] > 0{,}5$ мг/кг;

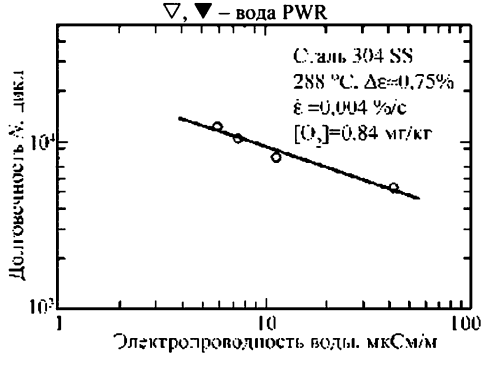


Рис. 7.4.10. Влияние электропроводности водной среды на долговечность стали 304 SS при испытаниях на МЦУ

мых: первое из них есть число циклов, необходимых для зарождения микротрещины, а второе равно числу циклов, требующихся для ее подрастания до "инженерного" регистрируемого порога. Первый член этой суммы зависит от величины амплитуды деформаций или напряжений, т.е. при низких значениях ε_a большая часть долговечности будет приходиться на возникновение микротрещины, в то время как при высоких значениях ε_a трещина инициируется легко.

Снижение усталостной долговечности углеродистых и низколегированных сталей при контакте с теплоносителем происходит за счет образования микропиттингов и раковин на поверхности образцов. Данные дефекты действуют как концентраторы напряжений и облегчают зарождение трещины. Влияние скорости деформирования при испытаниях в водной среде объясняется более высокой плотностью питтингов при более низких $\dot{\varepsilon}$, что обеспечивает более короткий период для образования трещин.

На основании проведенных за последнее десятилетие исследований скорости роста коротких трещин в углеродистых и низколегированных сталях предложен альтернативный подход для описания усталостной долговечности. Предполагается, что для поликристаллических материалов период формирования поверхностных трещин при испытаниях на МЦУ практически равен 0, т.е. трещины образуются при первых циклах нагружения либо в существующих или образованных полосах скольжения, либо на границах зерен или частиц второй фазы. Тогда усталостное повреждение в материале представляет собой текущий размер усталостной трещины, а накопление повреждений есть скорость роста трещины. Рост этих поверхностных трещин может быть разделен на три стадии (рис. 7.4.11): начальный период, включающий рост микроструктурных небольших трещин вдоль полос скольжения и характеризующийся замедлением их роста, – стадия AB; завершающий период, характеризующийся ускорением роста трещины, распространяющейся перпендикулярно направлению нагрузки, – стадия CD, и переходной период – стадия BC. При низких значениях размаха напряжений $\Delta\sigma$, т.е. $\Delta\sigma_1$ на рис. 7.4.11, перехода от стадии I роста трещины к стадии II не происходит, что указывает на существование предела выносливости для гладких образцов.

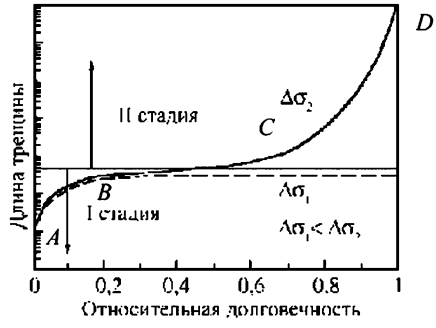


Рис. 7.4.11. Схема, иллюстрирующая стадии роста коротких трещин при испытании гладких образцов на МЦУ

Изучение зарождения и роста коротких трещин при усталостных испытаниях гладких образцов на воздухе и в водной среде реакторов показало, что уменьшение долговечности углеродистых и низколегированных сталей в водной среде с повышенным содержанием кислорода вызвано, в первую очередь, влиянием среды на рост трещин на участке ABC (см. рис. 7.4.11). Для трещин глубиной до 100 мкм отмечается увеличение скорости роста более чем на два порядка по сравнению с воздухом, и на порядок – для трещин глубиной более 100 мкм (рис. 7.4.12).

Как показали результаты экспериментов, выдержка при температуре 290 °С образцов из стали 15Х2МФА в водной среде с содержанием кислорода 0,5 мг/кг в течение 100 ч не приводит к снижению циклической прочности при их последующих испытаниях на воздухе (рис. 7.4.13). Усталостная долговечность предварительно окисленных образцов такая же, как и у неокисленных образцов. Если питтингообразование ускоряло бы зарождение трещины, то следствием было бы уменьшение долговечности образцов, предварительно выдержанных в кислородосодержащей среде. Снижение числа циклов до разрушения обусловлено ускорением роста трещины в кислородосодержащей среде, что хорошо согласуется с имеющимися данными о влиянии окислителя на скорость роста усталостной трещины.Изучение возникновения трещин в аустенитных сталях показало, что и для этих материалов снижение долговечности в высокотемпературной водной среде связано с влиянием коррозионной среды на рост микротрещин.

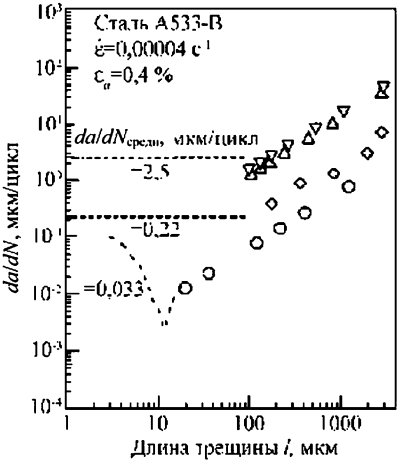


Рис. 7.4.12. Зависимость скорости роста поверхностной трещины от ее глубины в стали А533-В при испытаниях на МЦУ на воздухе и в водной среде:
○ – воздух; ◇ – вода PWR; △, ▽ – вода с повышенным содержанием кислорода

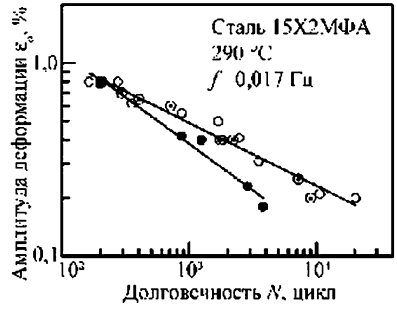


Рис. 7.4.13. Сопротивление МЦУ стали 15Х2МФА на воздухе и в водной среде:
○, ⊙ – испытания на воздухе образцов в исходном состоянии и после выдержки 100 ч в воде с $[O_2]$ = 0,5 мг/кг соответственно;
● – вода с $[O_2]$ = 0,5 мг/кг

7.4.2. КОРРОЗИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ АЭС ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ВОДНЫХ СРЕД

Для исследования склонности конструкционных материалов АЭС к КР применяются три методики:

– испытания на одноосное растяжение гладких образцов при постоянной нагрузке, в которых для оценки чувствительности к коррозии под напряжением используется время до разрушения;

– ускоренные испытания гладких образцов при растяжении с постоянной скоростью деформации $\dot{\varepsilon}$, позволяющие судить об относительной склонности материала к КР по изменению характеристик пластичности и времени до разрушения;

– испытания образцов с трещиной с целью определения пороговых и кинетических параметров разрушения; для количественного описания процесса применяется аппарат линейной механики разрушения.

Совокупность этих методов позволяет оценить склонность металла к КР и выявить факторы, контролирующие этот процесс.

Испытания гладких образцов. При испытаниях образцов с постоянной нагрузкой металл корпусных сталей не подвержен КР в среде, имитирующей теплоноситель ВВЭР и PWR, вплоть до уровня напряжений $\sigma_{ном}$, достигающего предел текучести. В табл. 7.4.2 приведены условия и результаты испытаний образцов из отечественных сталей марок 15Х2МФА, 10ГН2МФА и 08Х18Н10Т.

Аналогичный эффект отмечается и для зарубежных низколегированных сталей марок А533-В и А508 и металла их сварных соединений в диапазоне температур от комнатной до эксплуатационной. Влияние среды на склонность к КР этих марок стали при рабочей температуре реактора наблюдалось только при концентрации растворенного кислорода 8 мг/кг на базе 8000 ч. Разрушение образцов происходило при напряжениях, близких к пределу текучести или превосходящих его, что значительно превышает проектные значения рабочих напряжений для элементов энергетического оборудования. Как показали металлографические и фрактографические исследования, КР зарождалось в ямках травления питтинг-коррозии, и разрушение носило транскристаллитный характер.

Наиболее эффективной методикой по выявлению склонности корпусных сталей к КР является испытание образцов с постоянной скоростью деформации. Этот сравнительно жесткий вид испытаний имеет заметное преимущество, поскольку ускоряет КР в тех системах, где при статических испытаниях оно либо не наступает, либо становится заметным только через очень большое время. Фактически в эксплуатационных условиях субкритический рост трещины при КР происходит в условиях мед-

7.4.2. Условия и результаты испытаний на КР при $\sigma_{ном}$ = const

Материал	Состав водной среды				T, °С	$\sigma_{ном}$, МПа	$\sigma_{ном}/\sigma_{0,2}$	t, ч
	$[O_2]$, мг/кг	pH^{20}	$[Cl^-]$, мг/кг	$[Na^+]$, мг/кг				
15ХМФА	≤0,005	8,0	–	–	290	480	1,00	3000
	≤0,005	8,0	≤0,5	≤1,0	270	415	0,90	1000
	≤0,005	8,0	≤0,5	≤1,0	270	528	1,10	4500
	≤0,005	4,0	≤0,5	≤1,0	270	456	0,95	2000
10ГН2МФА мартен	≤0,005	8,0	≤0,5	≤1,0	270	495	1,10	3000
	≤0,005	4,0	≤0,5	≤1,0	270	450	1,00	1500
10ГН2МФА электрошлаковый переплав ЭШП	≤0,005	8,0	≤0,5	≤1,0	270	420	0,95	1000
	≤0,005	8,0	≤0,5	≤1,0	270	450	1,05	1000
08Х18Н10Т	≤0,005	8,0	≤0,5	≤1,0	270	250	1,00	1000
	≤0,005	8,0	≤0,5	≤1,0	270	288	1,15	2000

Примечание. КР – нет.

ленной скорости деформации в ее вершине, и скорость деформации зависит от отношения начального напряжения к пределу текучести образца.

Обобщение имеющихся данных по влиянию обескислороженной водной среды, имитирующей по составу теплоноситель ВВЭР, на сопротивление разрушению при медленном деформировании позволяет сделать следующие выводы.

1. Склонность низколегированных корпусных сталей 15Х2МФА и 10ГН2МФА к КР в обескислороженной водной среде зависит от определенного сочетания трех основных факторов – температуры, состава среды и скорости деформирования.

2. В интервале температур 290…320 °С металл этих марок стали не подвержен КР в диапазоне скоростей деформирования (10^{-7}… 10^{-3}) $с^{-1}$. Влияние водной среды на процесс разрушения сталей отмечается в диапазоне температур 200…280 °С при определенном сочетании кислотности среды и скорости деформирования. Общая тенденция для исследованных материалов: с понижением pH расширяется температурный диапазон склонности металла к КР (рис. 7.4.14).

3. Мерой склонности низколегированных корпусных сталей к КР может служить критическое значение водородного показателя $pH_{кр}$, при котором отмечается резкое снижение пластичности: чем ниже $pH_{кр}$, тем выше сопротивление металла КР (рис. 7.4.15).

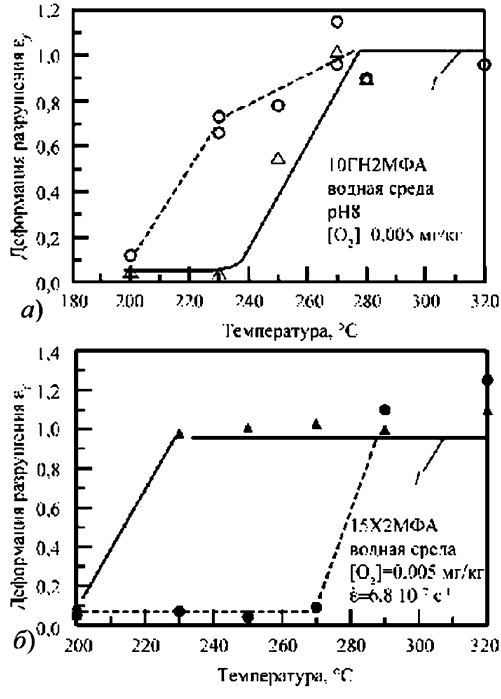


Рис. 7.4.14. Температурная зависимость деформации разрушения сталей марок 10ГН2МФА (*а*) и 15Х2МФА (*б*) при испытаниях на КР в водной среде:

а – △ – $\dot{\varepsilon}$=1,5·10^{-7} $с^{-1}$; ○ – $\dot{\varepsilon}$= 3,3·10^{-6} $с^{-1}$ ($[Cl^-]$ = 0,5 мг/кг, $[Na^+]$ = 1,0 мг/кг); *б* – ▲ – pH-8; ● – pH-2,8; *1* – нижняя граница полосы разброса данных, полученных при испытании на механические свойства на воздухе при T = 270…320 °С

4. Способ выплавки стали 10ГН2МФА оказывает существенное влияние на сопротивление КР металла. Результаты испытаний свидетельствуют о большей склонности к КР стали, выплавленной мартеновским способом, чем после электрошлакового переплава (ЭШП) (рис. 7.4.16). В первом случае металл сохраняет стойкость против КР до pH = 3, а во втором – до pH = 1,9. Основной причиной этого эффекта является принципиальное различие в форме и размерах неметаллических включений, что влияет на процессы питтингообразования, являющегося необходимым условием для зарождения КР. Для металла ЭШП характерны точечные включения глобулярной формы, а для металла мартеновской выплавки – включения вытянутой формы и большего размера, а также строчки сульфидов марганца MnS.

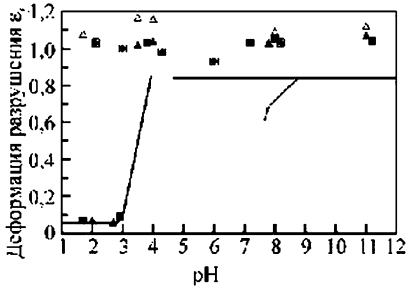


Рис. 7.4.15. Влияние pH водной среды на деформацию разрушения стали марок 15Х2МФА (□, ■, ◆), 10ГН2МФА (△, ▲) при испытаниях на КР $\dot{\varepsilon} = 1{,}5 \cdot 10^{-7}$ (□, △), $6{,}8 \cdot 10^{-7}$ (▲, ■), $3{,}3 \cdot 10^{-6}$ (◆) $с^{-1}$:

1 – нижняя граница полосы разброса данных, полученных при испытании на механические свойства на воздухе при $T = 270$ °С

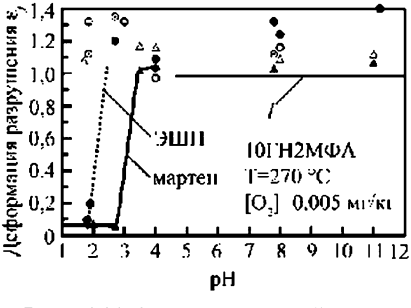


Рис. 7.4.16. Влияние pH водной среды на деформацию разрушения стали 10ГН2МФА (△, ▲) и 10ГН2МФА ЭШП (○, ●, ⊙) при испытаниях на КР с $\dot{\varepsilon} = 1{,}5 \cdot 10^{-7}$ (△, ○), $6{,}8 \cdot 10^{-7}$ (▲, ●), $3{,}3 \cdot 10^{-6}$ (⊙) $с^{-1}$:

1 – нижняя граница полосы разброса данных, полученных при испытании на механические свойства на воздухе при $T = 270$ °С

5. Для металла, подверженного КР, не отмечается значительных вариаций в морфологии разрушения при различных значениях pH среды, содержании хлорид-ионов в водном растворе и скорости деформирования. Трещины инициируются от питтингов и язв, их дальнейшее распространение может носить как чисто транскристаллитный, так и смешанный характер, когда в изломе отмечаются участки интеркристаллитного разрушения,

Наиболее вероятными местами развития КР в низколегированной корпусной стали марок 15Х2МФА и 10ГН2МФА при воздействии теплоносителя ВВЭР являются щелевые зоны, где возможно подкисление среды.

С увеличением содержания кислорода в воде чувствительность к коррозии под напряжением как основного металла низколегированных корпусных сталей, так и металла их сварных швов возрастает. Однако данные об уровне кислорода в водной среде, начиная с которого отмечается уменьшение стойкости сталей при эксплуатационных температурах, значительно различаются. Испытания в разных лабораториях образцов, вырезанных из одной поковки стали А508, выявило, что при 288 °С при рабочей температуре воды КР не наблюдалось при концентрации O_2 ниже 0,05 мг/кг, при более высокой концентрации кислорода отмечался разброс данных. Исследования проводились на различном оборудовании, и несогласованность результатов была связана с разной скоростью потока воды. Наибольшее снижение характеристик пластичности и наименьшее время до разрушения образцов отмечается для испытаний в стоячей воде. Увеличение времени до разрушения с повышением скорости потока связано с большей длительностью инкубационного периода до зарождения трещины. Минимальный уровень кислорода, при котором наблюдалось КР основного металла стали марок А533-В и А508-3 при эксплуатационной температуре и высокой скорости потока, составляет 0,2 мг/кг. Согласно другим исследованиям, резкое снижение сопротивления КР в основном металле и металле сварных швов стали марок А533-В и А508-3 отмечалось даже в среде PWR, т.е. при содержании кислорода менее 0,1 мг/кг. Трещины в

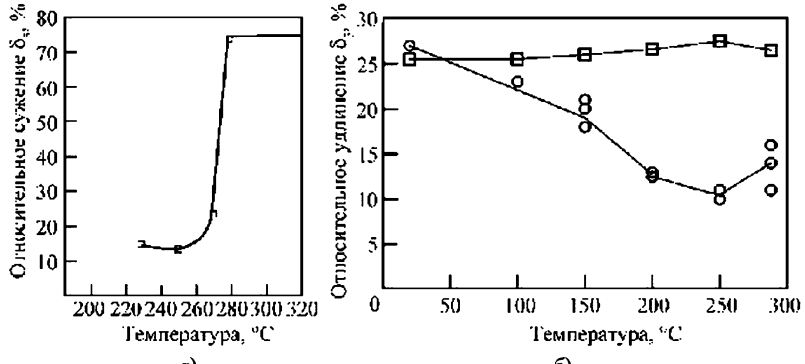
этих образцах инициировались на границе матрица–крупное включение сульфида марганца MnS. Высокую чувствительность к коррозии под напряжением при медленной скорости деформации показал металл зоны термического влияния этих сталей. Металлографические исследования выявили, что и в этом случае трещины всегда зарождались от включений MnS. Минимальная величина деформации, необходимая для зарождения трещины, около 2 % и значительно превышает величину деформации разрушения защитной пленки на поверхности образцов. Инициация трещины связана с отделением включения от матрицы, а не с разрывом оксидной пленки. Электрохимические эксперименты свидетельствуют, что в присутствии анионов серы может увеличиваться скорость растворения чистой поверхности металла. Сульфидные включения играют важнейшую роль в ускорении процесса разрушения при испытаниях с медленной скоростью деформирования в водной среде.

Исследованиями температурной зависимости характеристик пластичности при испытаниях на КР в водной среде, содержащей растворенный кислород, установлено, что она имеет немонотонный характер (рис. 7.4.17), и величина минимальной концентрации кислорода, необходимой для осуществления растрескивания в воде, зависит от температуры (рис. 7.4.18).

Фрактографические исследования поверхности разрушения образцов свидетельствуют о транскристаллитном характере разрушения в среде, содержащей кислород. Но если в среде ВВЭР и PWR трещины всегда зарождались от включений MnS, то в кислородосодержащей среде трещины могут зарождаться как от питтингов, так и от кристаллитов гематита, которые образуются на основной защитной пленке в местах высокой локальной растворимости.

На основе электрохимических измерений и диаграммах Пурбе для системы Fe-H_2O при различных температурах показана определяющая роль анодного растворения при КР корпусных сталей в диапазоне температур 200…290 °С. При более низких температурах водной среды механизм КР зависит от количества растворенного кислорода. Для малых концентраций более вероятным является водородное охрупчивание стали, а для высоких – анодное растворение. В пользу последнего механизма как основного для корпусных материалов в высокотемпературной водной среде свидетельствуют также результаты испытаний образцов при различной поляризации. Анодная поляризация снижает стойкость сталей, тогда как при катодной поляризации такой тенденции не обнаружено.

Испытания образцов с трещиной. При определении коррозионной статической трещиностойкости конструкционных материалов преимущественно используются подходы линейной механики разрушения, позволяющие определить пороговое значение коэффициента интенсивности напряжений (КИН) K_{Iscc}, ниже которого время до разрушения практически не ограничено, и установить зависимость скорости роста трещины dl/dt от текущего значения КИН.



а) *б*)

Рис. 7.4.17. Зависимость относительного удлинения сталей марок 10ГН2МФА (*а*) и А508 (*б*) от температуры при испытаниях на КР с медленной скоростью деформирования $\dot{\varepsilon}$:

а – бидистиллат; $[O_2]$ = 2 мг/кг; $\dot{\varepsilon} = 1{,}4 \cdot 10^{-7}$ $с^{-1}$;

б – □ – воздух; ○ – вода; $[O_2]$ = 8 мг/кг; $\dot{\varepsilon} = 1 \cdot 10^{-6}$ $с^{-1}$

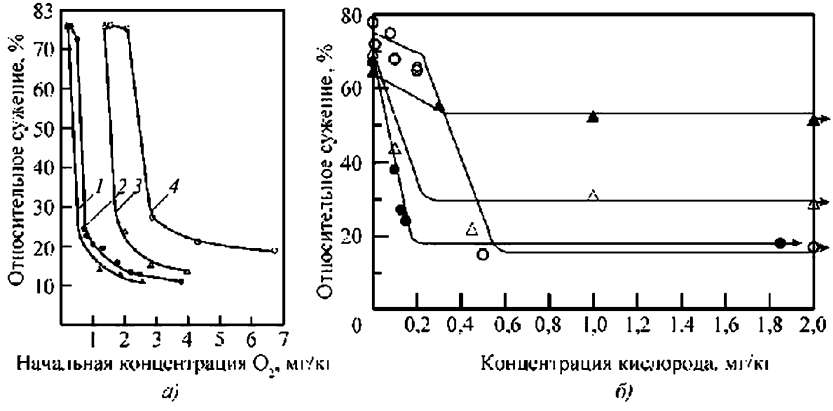


Рис. 7.4.18. Влияние концентрации кислорода в водной среде на относительное сужение образцов из сталей марок 10ГН2МФА (*а*) и А533-В (*б*) при испытаниях на КР с медленной скоростью деформирования $\dot{\varepsilon}$:

а – *1* – 230 °С; *2* – 250 °С; *3* – 270 °С; *4* – 290 °С; $\dot{\varepsilon} = 1{,}4 \cdot 10^{-7}$ $с^{-1}$;

б – ▲, △, ○, ● – T = 150, 200, 250 и 288 °С соответственно; $\dot{\varepsilon} = 2 \cdot 10^{-6}$ $с^{-1}$

Оценка сопротивления развитию трещин в низколегированной стали марок 15Х2МФА, 15Х2НМФА, 10ГН2МФА и в металле их ЗТВ показывает, что металл всех исследованных материалов не подвержен КР в высокотемпературной водной среде с различным содержанием ион-хлоридов, кислорода и величиной pH на базе до 14 000 ч (табл. 7.4.3). Испытания проводились на компактных образцах на внецентренное растяжение толщиной 15 мм.

Результаты исследований склонности корпусных сталей А533-В и А508 к КР в водной среде носят противоречивый характер. Подрастание трещины в основном металле листовой стали А533-В и металле ее зоны термического влияния со скоростью (10^{-9}... 10^{-8}) м/с при $K_I \geq 44$ МПа·$м^{1/2}$ отмечалось в водной среде, имитирующей теплоноситель PWR. При этом инкубационные периоды до страгивания трещины для этих материалов существенно отличались. В первом случае для регистрации эффекта потребовалось 37 000 ч, во втором – около 2000 ч. Последующие исследования в нескольких лабораториях не смогли воспроизвести эти результаты в среде PWR при временах выдержки до 31 000 ч для основного металла и 9000 ч для металла сварных швов, хотя величина K_I варьировалась от 60 до 110 МПа·$м^{1/2}$. В то же время эксперименты в среде, содержащей кислород, показали, что корпусные стали оказались подвержены КР при значениях $K_I < 40$ МПа·$м^{1/2}$ (рис. 7.4.19).

Все исследования по КР корпусных низколегированных материалов проводились на стандартных компактных образцах толщиной 25 мм. На рис. 7.4.19 отмечены те значения K_I, при которых продвижение трещины происходило в условиях плоской деформации. При более высоких значениях коэффициента интенсивности напряжений рост трещины осуществлялся при значительной пластической деформации в вершине трещины. Зафиксированные скорости на плато кинетической диаграммы разрушения для двух корпусных сталей отличаются более чем на порядок. Максимальная скорость роста трещины не зависит от концентрации кислорода в интервале значений от 0,2 до 200 мг/кг (рис. 7.4.20). Такая разница в кинетике трещины связана с разным содержанием серы в металле (сталь А508-2 была выплавлена на чистой шихте и содержала 0,004 % S), которое оказывает значительное влияние на сопротивление разрушению корпусных материалов в высокотемпературной воде. Но даже для стали с меньшей чувствительностью к КР зафиксированные скорости роста на плато соответствуют подрастанию трещины за год более чем на 30 мм.

Исследования температурной зависимости скорости роста трещины в среде, содержащей 0,2 мг/кг кислорода, выявили монотонный характер снижения сопротивления разрушению в интервале от 80 до 288 °С (рис. 7.4.21). При всех температурах разрушение носило транскристаллитный характер.

7.4.3. Условия и результаты испытаний на КР образцов с трещиной

Материал	Состав водной среды					T, °С	Условия нагружения	K_I, МПа·м$^{1/2}$	t, ч
	pH^{20}	$[O_2]$, мг/кг	H_3BO_3, г/кг	$[Cl^-]$, мг/кг	$[Na^+]$, мг/кг				
10ГН2МФА	8,2	0,005	–	0,5	1,0	270	$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{0.2}$	35	2000
							$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{max}$	–	4000
	4,3	0,005	–	0,5	1,0		$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{0.2}$	35	2000
							$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{max}$	–	2000
	4,3	0,005		3,4	1,0		$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{0.2}$	35	2500
									4000
							$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{max}$	–	2000
	4,3	8,0	–	3,4	1,0		$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{0.2}$	35	1000
							$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{max}$	–	4000
10ГН2МФА	8,2	0,005	–	0,5	1,0		$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{0.2}$	35	1000
							$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{max}$	–	2000
ЗТВ	8,2	8,0	–	0,5	1,0		$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{0.2}$	35	1000
							$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{max}$	–	2500
10ГН2МФА	4,3	0,005	–	3,4	1,0	270	$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{0.2}$	35	1000
ЭПШ	4,3	8,0	–	3,4	1,0		$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{max}$	–	1000
15Х2МФА	8,0	0,005	8,0	0,05	–	250	$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{0.2}$	40	1000
									7000
									12 000
						270	$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{0.2}$	40	14 000
							$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{max}$	–	7000
						290	$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{0.2}$	40	14 000
							$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{max}$		7000
15Х2МФА	8,0	0,005	8,0	0,05	–	290	$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{0.2}$	40	7000
ЗТВ							$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{max}$	–	7000
15Х2НМФА	8,0	0,005	8,0	0,05		250	$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{max}$	40	1000
							$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{0.2}$	45	7000
							$\sigma_{раб} = 0{,}95\sigma_{0.2}$	45	12 000

Примечание. КР – пет.

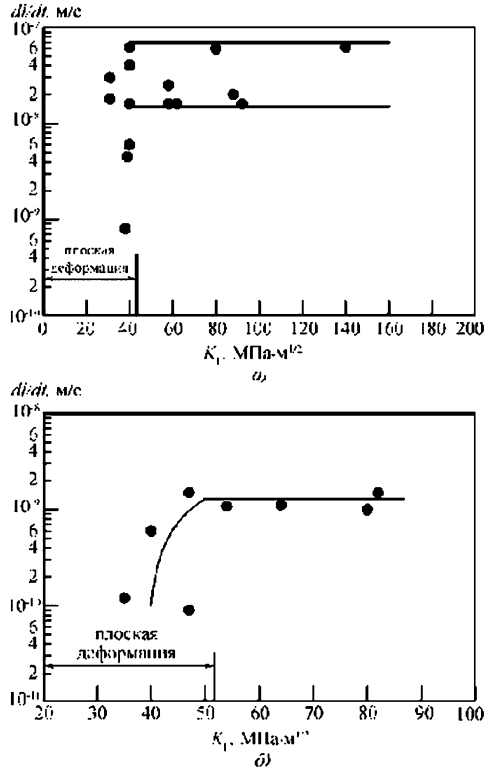


Рис. 7.4.19. Кинетические диаграммы разрушения сталей марок А533-В (*а*) и А508-2 (*б*) при испытании на КР в водной среде при 288 °С:
а – аэрированная вода; *б* – вода с содержанием кислорода 0,4 мг/кг

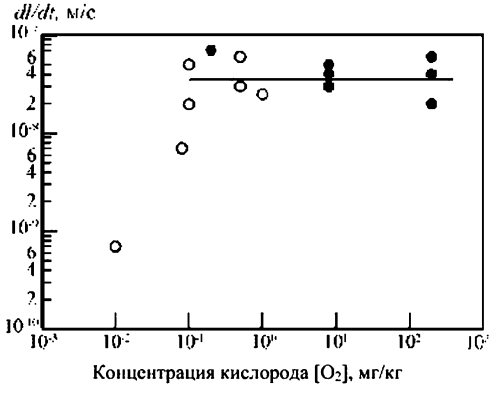


Рис. 7.4.20. Влияние концентрации кислорода в водной среде на скорость роста трещины в стали А533-В при температуре 288 °С:
● – испытания при σ = const; ○ – испытания с медленной скоростью деформирования

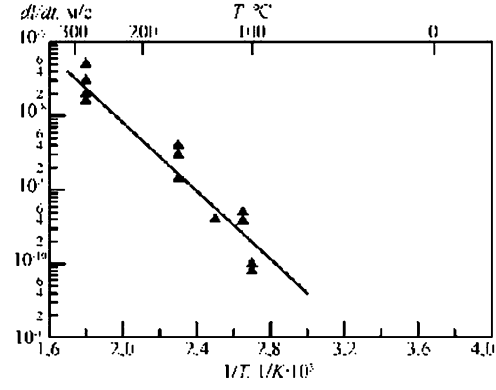


Рис. 7.4.21. Температурная зависимость скорости роста трещины в стали А533-В в аэрированной водной среде

Корпусные материалы могут быть подвержены КР в высокотемпературной водной среде. Количественная оценка этого явления носит противоречивый характер, что обусловлено как большим числом факторов, влияющих на склонность к КР, так и их взаимозависимостью.

Механизм влияния водной среды на развитие трещины при КР. При коррозионном разрушении возможна реализация одновременно нескольких механизмов влияния среды на развитие трещин. Поэтому ставится вопрос о выявлении не единственного, а ведущего механизма. Предполагается, что при статическом и циклическом нагружениях механизм продвижения трещины, ускоренного воздействием среды, один и тот же, хотя в этом механизме может изменяться стадия, определяющая скорость распространения трещины.

Изменение сопротивления развитию трещин при воздействии водных сред возможно из-за двух основных причин: водородного охрупчивания материала и локального анодного растворения в вершине трещины. Под действием механической нагрузки, обуславливающей протекание пластической деформации и разрыв защитной окисной пленки в вершине трещины, образуются ювенильные поверхности и начинает функционировать гальванопара: свежеобразованная поверхность вершины трещины – берега трещины. В этом случае процесс электрохимической коррозии представляет собой совокупность двух сопряженно протекающих реакций: анодной, когда металл уходит в раствор в виде положительных ионов, и катодной, когда на стенках трещины образу-

ется водород, диффундирующий в металл. Оба эти процесса могут влиять на распространение трещины. Процессы взаимодействия металла со средой, протекающие на ювенильных поверхностях, существенно отличаются от процессов на обычных естественных поверхностях раздела металл–среда. Анодное растворение на свежей поверхности возрастает более чем в 10^4 раз. При этом оба отмеченных механизма зависят от одних и тех же параметров, связанных с коррозионными реакциями, поэтому экспериментальным путем трудно установить, какой из них преобладает.

Необходимыми условиями роста трещины по механизму анодного растворения, позволяющему количественно описать процесс роста, являются защищенность относительно ненапряженных сторон трещины от коррозии (в противном случае воздействие среды может вызвать точечную или общую коррозию, а не растрескивание) и разрушение защитной пленки за счет деформации, накапливаемой в вершине трещины (рис. 7.4.22). После того как пленка разрушена, приращение длины трещины под воздействием среды определяется окислением чистой поверхности, т.е. растворением незащищенного металла матрицы и процессом повторного образования оксида. Таким образом, для конкретного состояния материала, потенциала и состава среды в вершине трещины скорость ее роста будет контролироваться изменением плотности заряда при окислении во времени, а также частотой разрушения окисной пленки в вершине трещины. Используя закон Фарадея, можно связать

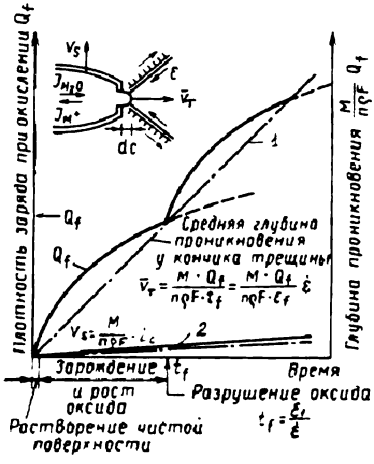


Рис. 7.4.22. Схема, иллюстрирующая основные элементы модели разрушения пленки при КР

среднюю скорость роста трещины при воздействии среды $v_т$ с плотностью заряда при окислении в период между разрушениями пленки Q_f и скоростью деформации в вершине трещины $\dot{\varepsilon}_{ct}$:

$$v_т = \frac{M}{X\rho F} \frac{Q_f}{\varepsilon_f} \dot{\varepsilon}_{ct}, \qquad (7.4.1)$$

где M, ρ – атомная масса и плотность металла; F – постоянная Фарадея; X – количество электронов, участвующих в полном окислении атома металла; ε_f – деформация разрушения оксидной пленки.

Уменьшение скорости окисления после растворения чистой поверхности можно описать степенным законом, что позволило представить уравнение (7.4.1) в следующем виде:

$$v_т = \left[\frac{M i_0 t_0^m}{X\rho F (1-m) \varepsilon_f} \right] (\dot{\varepsilon}_{ct})^m = f(m) (\dot{\varepsilon}_{ct})^m, \qquad (7.4.2)$$

где i_0, t_0 и m – экспериментально определяемые константы. Таким образом, скорость деформации в вершине трещины $\dot{\varepsilon}_{ct}$ учитывает вклад механических процессов, а m описывает влияние химического состава материала и водной среды на рост трещины. Однако существуют пределы применимости этой зависимости, которые наблюдаются при низких и высоких скоростях деформации в вершине трещины. При низких скоростях деформации, когда скорость роста трещины $v_т$ соизмерима со скоростью окисления на сторонах трещины v_s, происходит химическое затупление трещины. При высоких скоростях деформации в вершине трещины ($\sim 10^{-2}$ $с^{-1}$) все время существует чистая поверхность, и скорость растворения перестает зависеть от $\dot{\varepsilon}_{ct}$.

Недостатком предлагаемой модели является невозможность теоретического или экспериментального подтверждения справедливости априорных предпосылок, используемых для определения характеристик, ответственных за разрушение окисных пленок.

7.4.3. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВОДЫ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ АЭУ

Увеличение скорости роста трещин в материалах оборудования АЭУ в водных средах теплоносителя по сравнению с воздухом обусловливает необходимость определения факторов, оказывающих значительное влияние на характеристики циклической трещиностойкости сталей в этих условиях.

Химический состав теплоносителя зависит от типа установки и особенностей эксплуатации энергоблоков. В 2-х контурных водоводяных реакторах, работающих под давлением, типа ВВЭР (по международной классификации реакторы типа PWR) в первом и втором контуре применяется вода с разными химическими добавками. Уровень растворенного в воде кислорода не превышает 0,05 мг/кг. В одноконтурных реакторных установках типа РБМК (реакторы BWR) используется вода высокой очистки без химических нелетучих добавок (табл. 7.4.1 и 7.4.4). Уровень растворенного в воде кислорода в реакторах этого типа может достигать при запуске и в период планово-предупредительных ремонтов ~ 8 мг/кг.

В отечественных АЭУ в качестве конструкционных материалов ответственных элементов оборудования и трубопроводов АЭУ (корпус реактора, парогенератора, коллектора парогенератора, главный циркуляционный трубопровод, трубопроводы систем КД и САОЗ и др.), работающих в непосредственном контакте с водным теплоносителем, применяют теплоустойчивые стали типа 15Х2НМФА, 15Х2НМФА-А, 15Х2МФА, 10ГН2МФА, в том числе и плакированные, а также коррозионно-стойкие стали типа 08Х18Н10Т, 08Х18Н12Т.

Оборудование и методика проведения испытаний на циклическую трещиностойкость в воде высоких параметров. Исследование циклической трещиностойкости сталей АЭУ в воде высоких параметров (при повышенных температурах и давлении) проводят на специализированном оборудовании, снабженном автоклавными устройствами и системами для поддержания заданных параметров среды и режимов нагружения. Испытания ведут при повышенных температурах – до 350 °С, и равновесном или избыточном давлении – до 16 МПа. Преимущественно применяют образцы типа СТ-1, в ряде случаев – СТ-0,5 и СТ-2, и другие. Нагружение осуществляют с помощью электрогидравлических или электромеханических испытательных машин. Частота нагружения в большинстве случаев принимается равной 0,017 Гц (1 цикл/мин). В отдельных случаях при проведении специальных исследований по влиянию частоты нагружения и формы цикла она может быть существенно, на 2 порядка и более, ниже. Коэффициент асимметрии цикла R варьируется в диапазоне от 0 до 0,7...0,8, иногда до 0,9. Форма цикла – синусоидальная, пилообразная с различной скоростью подъема и спада нагрузки, трегугольная или трапецеидальная.

Испытывают основной металл, металл различных зон сварных соединений и антикоррозионной наплавки. Химический состав среды, значение водородного показателя pH, концентрацию растворенного в воде кислорода, хлоридов, сульфидов, а также значения температуры, давления, скорости циркуляции среды выбирают с учетом условий эксплуатации. Оборудование должно обеспечивать возможность проведения длительных испытаний продолжительностью до 2...3 и более месяцев при автоматическом контроле заданных параметров и регистрации длины усталостной трещины.

Испытания проводят как на установках с циркуляционным контуром, так и без циркуляции среды. Установки, снабженные автоклавами без циркуляционного контура не имеют систем водоподготовки и не позволяют поддерживать в процессе длительных испытаний заданные параметры среды: уровень pH, электропроводность, количество растворенного в воде кислорода и других элементов. В этих установках задаются исходные значения требуемых параметров среды. Несмотря на эти недостатки, они достаточно широко используются в лабораторной практике. Большинство современных установок имеет циркуляционный контур, систему водоподготовки и контроля параметров среды, что позволяет вести испытания при различных скоростях циркуляции потока, моделируя условия эксплуатации. Эти установки с автоклавами для испытаний на циклическую трещиностойкость оснащают еще и автоклавами для испытаний на коррозионное растрескивание под напряжением, в частности, для испытаний при постоянных низких скоростях деформирования.

На рис. 7.4.23 показана принципиальная схема установки фирмы Хубер (Финляндия) для испытаний на циклическую трещиностойкость и на коррозионное растрескивание под напряжением. Такие установки имеются в ряде институтов нашей страны. Схемы автоклавов для испытаний на циклическую трещиностойкость приведены в п. 7.1.1.

Испытательная установка снабжена двухконтурной системой циркуляции рабочей среды. Первый контур – контур низкого давления, включает: питательный бак, устройство для деаэрации и дозированного насыщения воды кислородом, ионообменные фильтры, датчики уровня pH, электропроводности, концентрации растворенного кислорода. В этом контуре осуществляется первичная водоподготовка и последующее поддержание воднохимического режима. Процесс водоподготовки заключается в следующем. Вода из общей сети через систему механических и мембранных фильтров поступает в накопительный бак. При этом фильтры задерживают механические частицы, бактерии, а также до 95 % ионов, которые находятся в воде. Из накопительного бака вода попадает в питательный бак, где продувается газообразным азотом или азотом с кислородом для обеспечения требуемого количества растворенного в воде кислорода. Питательный бак снабжен микродозатором, позволяющим дополнительно вводить борную кислоту, гидразин, гидроокись калия или лития и, при необходимости, аммиака. В первом контуре установлены ионообменные фильтры и контрольные датчики. Таким образом, обеспечивается возможность приготовления воды заданного состава. Второй контур – контур высокого давления, включает: циркуляционный насос, автоклавы, проточный нагреватель, теплообменник, высокотемпературные датчики контроля электрохимических параметров среды, датчики температуры, давления, нагрузки, размеров усталостной трещины.

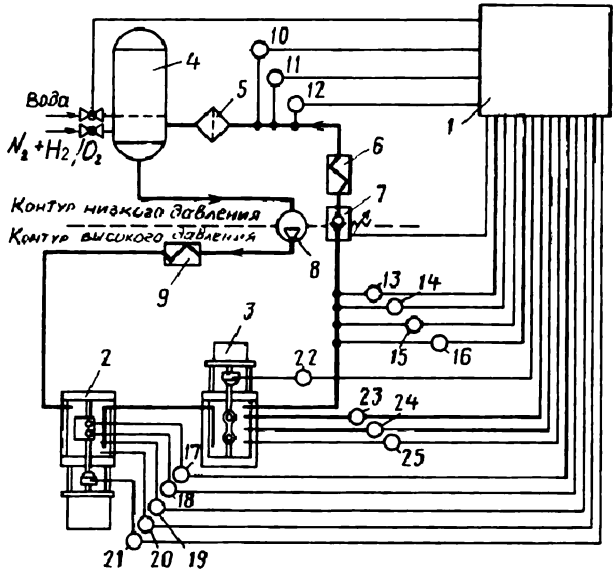


Рис. 7.4.23. Схема установки для испытаний на циклическую трещиностойкость и коррозионное растрескивание под напряжением в воде высоких параметров:

1 – центральный процессор; *2* – автоклав для испытания на СРТ; *3* – автоклав для испытания на КР; *4* – бак питательный; *5* – фильтр; *6* – теплообменник; *7* – клапан предохранительный; *8* – насос циркуляционный; *9* – нагреватель; *10 – 12* – датчики соответственно концентрации кислорода, pH, электропроводности среды контура низкого давления; *13 – 16* – датчики соответственно температуры, давления, pH, электропроводности среды контура высокого давления; *17 – 21* – датчики соответственно температуры, смещения берегов трещины, водородного и коррозионного потенциалов, нагрузки; *22 – 25* – датчики соответственно нагрузки, температуры, водородного и коррозионного потенциалов

Контроль за развитием трещины осуществляют различными методами: методом податливости образца, по изменению электрического потенциала между двумя электродами, по меткам на усталостном изломе, получаемым за счет изменения частоты и амплитуды напряжения при отметочном режиме. При проведении испытаний целесообразно использовать сомтестно несколько методов, например, метод податливости или метод электрического потенциала и метод меток, что позволяет с большей точностью определять размеры усталостной трещины.

Вся информация с контрольных датчиков поступает в центральный компьютер, обеспечивающий заданный температурно-силовой режим нагружения и регистрацию измеряемых параметров. Корректировка водно-химического режима осуществляется вручную по мере необходимости, обычно 1 раз в неделю. Установки данного типа позволяют наиболее полно моделировать условия эксплуатации атомного энергетического оборудования, в том числе и водно-химического режима, и проводить испытания с целью оценки влияния различных факторов на развитие коррозионно-механических повреждений и на кинетику трещин.

Циклическая трещиностойкость углеродистых и низколегированных сталей перлитного класса. На рис. 7.4.24 –7.4.26 представлены кинетические диаграммы усталостного разрушения отечественных корпусных сталей перлитного класса 15Х2НМФА, 15Х2НМФАА в воде первого контура и стали 10ГН2МФА в воде первого и второго контуров АЭУ с ВВЭР-1000. Здесь же приведены расчетные кривые Кода ASME для зарубежных корпусных сталей перлитного класса и их сварных соединений.

Стали 15Х2НМФА и 15Х2НМФАА испытывали в водной среде высоких параметров, имитирующей по составу среду первого контура (бидистиллат, 10 г/л H_3BO_3, 0,02 г/л КОН; pH-8) (см. рис. 7.4.24 и 7.4.25). Влияние водной среды рабочих параметров проявилось в заметном ускорении роста трещины по сравнению с данными испытаний на воздухе. Это имело место как при сопоставлении с результатами исследований на циклическую трещиностойкость образцов из сталей 15Х2НМФА и 15Х2НМФАА (кривая *1*) той же плавки и того же типоразмера, что и для испытаний в воде, так и с верхней огибающей массива экспериментальных данных, полученных для этих сталей при испытании образцов разных плавок и типоразмеров (кривая *2*). Для кинетических диаграмм усталостного разрушения сталей перлитного класса в воде высоких параметров характерно наличие перегиба, в ряде случаев – горизонтальной площадки на среднем участке диаграммы, для которого отмечено наиболее значительное повышение СРТ в среде. При малых и больших значениях ΔK влияние среды ослабевало.

Наиболее сильное влияние воды рабочих параметров проявилось при R = 0,7...0,75 и температуре 300 °С, в значительно меньшей

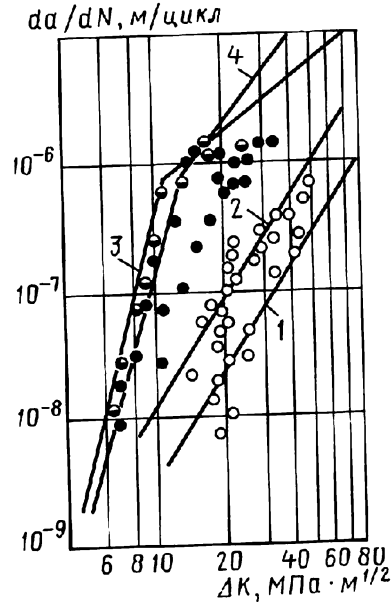


Рис. 7.4.24. Влияние воды первого контура на скорость роста усталостных трещин в стали 15Х2НМФА:

1, *2* – воздух; R = 0...0,1; T = 20° С; *1* – расчетная зависимость для исследованной плавки стали; *2* – верхняя огибающая массива экспериментальных данных; *3* – верхняя огибающая экспериментальных данных; вода, $R \geq 0{,}75$; *4* – кривая Кода ASME, вода, $R \geq 0{,}65$; ○ – вода, R = 0,2; ●, ◒ – вода, R = 0,7...0,75; ○, ◒ – вода – 300 °С; ● – 350 °С

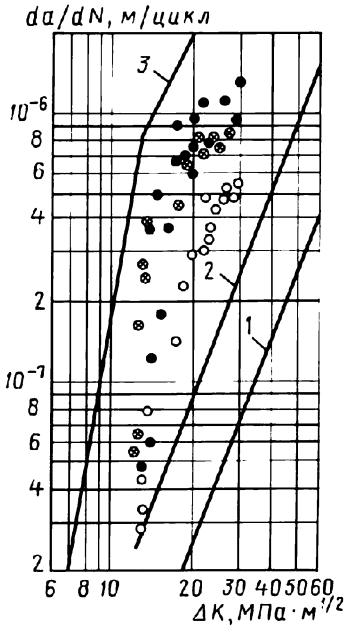


Рис. 7.4.25. Влияние воды первого контура на скорость роста усталостных трещин в стали 15Х2НМФА-А:
1, 2 – воздух, $R = 0...0,1$, $T = 20$ °С; верхняя огибающая экспериментальных данных; *3* – кривая Кода ASME, вода, $R \geq 0,65$, $T \geq 350$ °С; ●, ⊗, ○ – экспериментальные данные, $T = 300$ °С, $R = 0,7$; ●, ⊗ – мартеновская выплавка, соответственно осевое и радиальное направления; ○ – электродуговая выплавка, радиальное направление

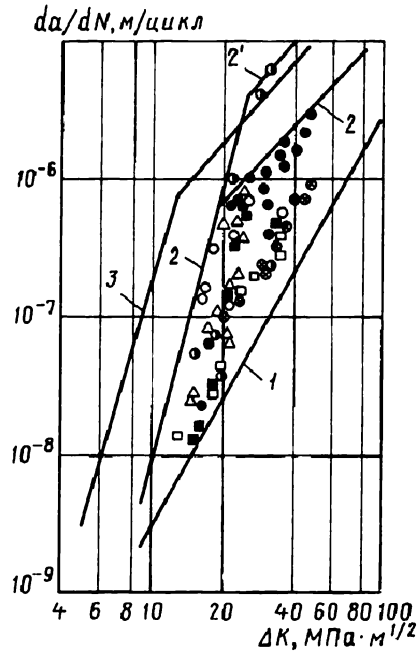


Рис. 7.4.26. Скорость роста усталостных трещин в стали 10ГН2МФА в воде первого и второго контуров:
●, ○, △ – трапецеидальная форма цикла; ⊗, ◑, ◘, ■ – пилообразная форма цикла; △ – вода первого контура, pH8; ●, ■ – вода второго контура, pH = 7; ○, ⊗, ◑, ◘ – вода второго контура, pH = 4...4,5; ⊗ – $R = 0,2$, ост. – $R = 0,7$; *1* – воздух, $R = 0...0,1$, $T = 20$ °С; *2 – 2* – вода, pH = 7, $R = 0,7$; *2 – 2'* – вода, pH = 4...4,5, $R = 0,7$; *3* – кривая Кода ASME, вода, $R \geq 0,65$; *1*, *2 = 2*, *2 = 2'* – расчетные зависимости

степени – при $R = 0,2$. При $R = 0,7$ максимальное различие в скоростях роста трещины в воде и на воздухе – до двух порядков при $\Delta K = 10...17$ МПа·м$^{1/2}$; при $R = 0,2$ – до 7 раз. Повышение R привело не только к значительно большему ускорению роста трещины, но и к расширению диапазона изменения ΔK, в котором наблюдается неблагоприятное влияние среды: при $R = 0,7$ – в диапазоне изменения ΔK от 6 до 36 МПа·м$^{1/2}$; при $R = 0,2$ – от 18 до 40 МПа·м$^{1/2}$. Для стали 15Х2НМФА было выявлено некоторое снижение СРТ в высокотемпературной воде при возрастании температуры от 300 до 350 °С.

Испытания стали 15Х2НМФА-А показали, что способ выплавки оказывает влияние на скорость роста трещин в высокотемпературной воде. Более высокая циклическая трещиностойкость была отмечена для электродуговой выплавки по сравнению с мартеновской. В то же время влияние направления вырезки образцов на СРТ для исследованной плавки стали практически выявлено не было, см. рис. 7.4.25.

Максимальное влияние среды на СРТ для стали 10ГН2МФА, рис. 7.4.26, наблюдалось при $\Delta K = 18...30$ МПа·м$^{1/2}$. Так как в процессе эксплуатации значение водородного показателя среды в застойных зонах, в щелевых зазорах может изменяться до pH = 4...4,5, то это, в свою очередь, может оказывать влияние на СРТ. Как видно из рис. 7.4.26, наибольшие значения СРТ были определены в условиях пилообразной формы цикла при $R = 0,7$ для pH = 4,0...4,5, за исключением испытаний с более низким значением содержания $[Cl^-] = 0,05...0,1$ мг/кг, в отличие от

значений $[Cl^-]$ = 0,3...0,5 мг/кг для остальных случаев испытаний стали 10ГН2МФА в среде второго контура. Для стали 10ГН2МФА так же, как и для стали 15Х2НМФА, было выявлено очень заметное влияние коэффициента асимметрии цикла. Повышение R до 0,7 и температуры до 300 °С привело к возрастанию скорости роста трещины до 2-х порядков по сравнению с воздухом.

Сопоставление полученных данных по скоростям роста усталостных трещин в отечественных сталях в высокотемпературной воде с расчетными зависимостями, приведенными в Коде ASME (см. рис. 7.4.24 – 7.4.26), показало, что СРТ в отечественных корпусных сталях практически не превышает расчетных зависимостей Кода, а в большинстве случаев существенно ниже их.

Сталь 15Х2НМФА-А имеет преимущество перед сталью 15Х2НМФА по циклической трещиностойкости, что может быть объяснено различным содержанием серы в этих сталях: 0,0014 и 0,017 % соответственно (см. рис. 7.4.24 и 7.4.25). Наличие повышенного содержания серы в корпусных сталях (≥0,013...0,016 %) оказывает существенное влияние на увеличение СРТ, особенно при высоких значениях R.

Как видно из рис. 7.4.27, при низком значении содержания серы – 0,008 %, повреждающее влияние высокотемпературной воды на СРТ может не наблюдаться или проявляться в малой степени как при R = 0,2, так и при R = 0,7. С увеличением массовой доли серы до 0,015...0,016 % наблюдается существенное повышение СРТ по сравнению с испытаниями на воздухе. Наиболее заметно повреждающее влияние коррозионной среды проявилось для стали 15Х2МФА с массовой долей серы 0,016 % при R = 0,7, приведя к повышению скорости роста трещин примерно до 10 раз.

Механизм влияния содержания серы в стали обусловлен как количеством, формой и размерами сульфидов, так и влиянием серы на электрохимические процессы, определяющие процессы разрушения и образования (репассивации) оксидных пленок.

Сопоставление скоростей роста трещин в стали 15Х2МФА и в зарубежных корпусных сталях в условиях коррозионных сред, имитирующих среду теплоносителя, показало (рис. 7.4.28), что наибольшее повышение СРТ в отечественных и зарубежных сталях наблюдалось при значительном содержании серы в сталях (0,013...0,015 %) и в условиях среды BWR, т.е. при повышенном содержании кислорода. Установлено значительное влияние повышения концентрации кислорода в пределах $1 \cdot 10^{-7}...8 \cdot 10^{-4}$ % на ускорение роста трещины, что говорит о том, что концентрация растворенного в воде кислорода является одним из наиболее важных факторов, определяющих скорость распространения усталостных трещин. Этим фактором можно объяснить и более высокие скорости роста трещин в среде BWR по сравнению с PWR при одинаковом содержании серы в стали (см. рис. 7.4.28).

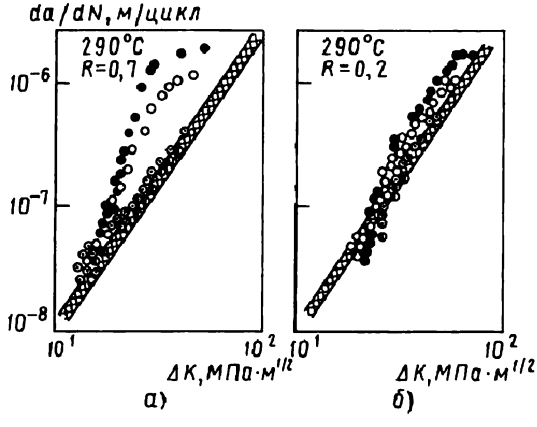


Рис. 7.4.27. Скорость роста усталостных трещин в стали 15Х2МФА при R = 0,2 и 0,7 в зависимости от содержания серы:
● – S = 0,016 %, ○ – S = 0,015 %, ⊙ – S = 0,012 %,
◐ – S = 0,008 %, ●, ○, ⊙, ◐ – вода; ×××××× – воздух

Оценка влияния температуры на СРТ в высокотемпературной воде носит несколько противоречивый характер. В ряде работ показано, что зависимость скорости РУТ в сталях от температуры воды до 200 °С является монотонно возрастающей, а при дальнейшем увеличении температуры – монотонно убывающей. Положение максимума относят к температуре 200...230 °С. В то же время имеются данные, по которым скорость РУТ в сталях А-302В и А-533В при температуре воды 80...90 °С имела те же значения, как и при температуре 288 °С; а при температуре 150...200 °С было получено минимальное воздействие реакторной воды. Важно, что при температурах эксплуатации оборудования 280...300 °С установлено значительное повышение СРТ. Сопротивление развитию трещины в реакторных материалах при повышенных температурах среды определяется электрохимическими процессами в вершине трещины, свойствами образующихся защитных пленок, интенсивностью наводораживания, процессом закрытия трещины, поэтому в каждом конкретном случае превалирующими могут быть разные факторы.

Химический состав, структура и свойства материала также влияют на сопротивление сталей циклическому разрушению. Показано существенное различие в СРТ для зоны термического влияния сварного соединения стали А533В-1 со структурой мартенсито-бейнита (размер зерна 100 мкм) и сорбита (размер зерна 0...30 мкм). По характеристикам циклической трещиностойкости различные зоны сварных соединений корпусных сталей, металл шва и ЗТВ близки между собой и не имеют существенных отличий.

Увеличение СРТ в сталях при воздействии высокотемпературной воды обусловлено активизацией механического повреждения коррозионными процессами в вершине трещины. Основными механизмами влияния водных сред высоких параметров на СРТ в углеродистых и низколегированных сталях являются анодное растворение и водородное охрупчивание. Высокотемпературная вода образует на поверхности сталей плотную пленку магнетита, которая препятствует дальнейшему протеканию микро- и макрокоррозионных процессов.

С возрастанием ΔK пленка в вершине трещины разрушается и образуется поверхность стали, собственный потенциал которой резко смещается в анодную область относительно потенциала запассивированных поверхностей, образующих полость трещины. В процессе электрохимической репассивации свежеобразованной поверхности происходит гидролиз воды с образованием водорода, который проникает в сталь под действием электрического поля гальванопары: свежеобразованная поверхность – запассивированная поверхность. Накопление

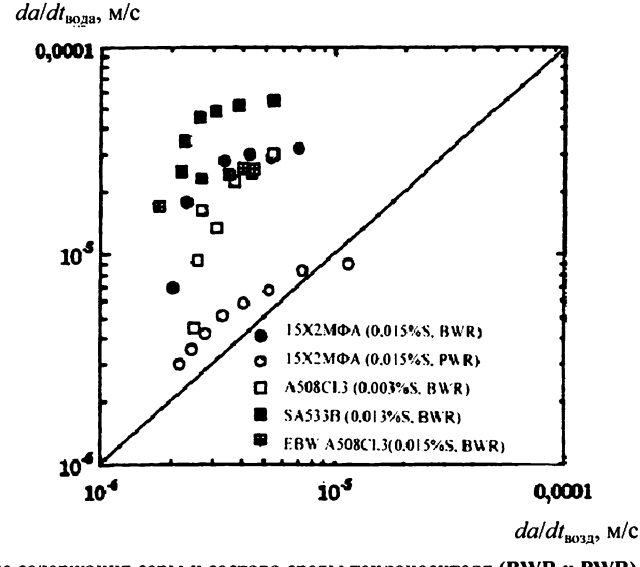


Рис. 7.4.28. Влияние содержания серы и состава среды теплоносителя (BWR и PWR) на скорость роста усталостных трещин в отечественных и зарубежных корпусных сталях для АЭУ

водорода в зоне предразрушения приводит к охрупчиванию металла, так как в результате растворения водорода в кристаллической решетке значительно снижаются силы сцепления между атомами. При циклическом нагружении в высокотемпературной воде проявляется склонность исследованных сталей к коррозионному растрескиванию, что отражается характерной для этих случаев террасообразной формой кинетической диаграммы усталостного разрушения. Интенсивность коррозионного подрастания трещины вследствие разрушения оксидных пленок и репассивации свежеобразующихся поверхностей зависит от $\dot{\varepsilon}$ в вершине трещины.

Повышение СРТ с увеличением R связано с ускорением процесса разрушения оксидной пленки за счет повышения уровня напряжений и деформаций в области вершины трещины по сравнению с $R = 0$. Оказывает влияние и размер зоны пластической деформации. Параметром, в большей степени определяющим максимальное повышение СРТ в высокотемпературной воде, является ΔK, а не K_{max}.

Так, в ходе испытаний с $R = 0{,}7$ и 0,2 (см. рис. 7.4.24) при значительном различии ΔK, при которых наблюдались максимальные СРТ, соответствующие значениям K_{max} близки: 40 МПа·м$^{1/2}$ при $R = 0{,}7$ и 35 МПа·м$^{1/2}$ при $R = 0{,}2$.

При рассмотрении механизма разрушения при развитии трещины в условиях высокотемпературной воды часто пользуются принципом суперпозиции, представленным на рис 7.4.29. Рассматриваются 4 типа диаграмм, соответствующих следующим механизмам разрушения: *1* – усталость в условиях инертной среды (рис. 7.4.29, *а*); *2* – истинная коррозионная усталость, когда среда коррозионно-агрессивна, но материал не чувствителен к коррозионному растрескиванию под напряжением (рис. 7.4.29, *а*); *3* – материал чувствителен к коррозионному растрескиванию (рис. 7.4.29, *б*) и *4* – совместное проявление коррозионной усталости и коррозионного растрескивания под напряжением (рис. 7.4.29, *в*). В последнем случае наблюдаются наиболее высокие значения скоростей роста трещин в коррозионных средах. С уменьшением частоты нагружения проявление механизма коррозионного растрескивания под напряжением более интенсивно и будет иметь место при разных значениях ΔK, смещаясь в сторону больших значений с уменьшением частоты нагружения, как показано на рис. 7.4.30 для стали А533В. Когда присутствует механизм коррозионного растрескивания под напряжением, то положение плато на диаграмме определяется частотой

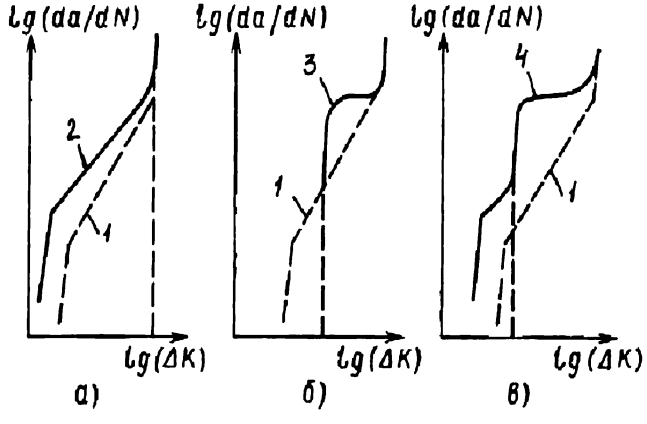


Рис. 7.4.29. Основные типы диаграмм коррозионно-усталостного разрушения:
1 – КДУР на воздухе (в инертной среде); *а – 2* – диаграмма по механизму истинной коррозионной усталости; *б – 3* – диаграмма по механизму коррозионного растрескивания при циклическом нагружении; *в – 4* – диаграмма по механизму совместного проявления коррозионной усталости и коррозионного растрескивания под напряжением

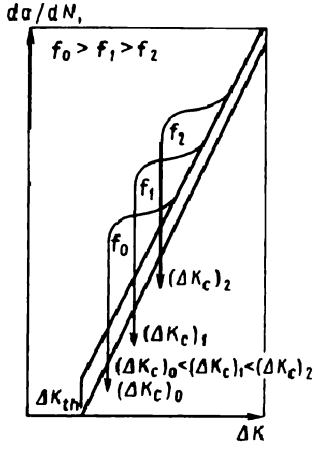


Рис. 7.4.30. Модель влияния частоты нагружения на скорость роста коррозионно-усталостных трещин в стали A533 B в высокотемпературной воде

нагружения: чем ниже частота, тем выше плато. При уменьшении f ниже 0,0017 Гц ее влияние значительно ослабевает.

В последнее время при представлении данных по влиянию высокотемпературной воды на СРТ используют графические зависимости, в которых по оси абсцисс указывается СРТ на воздухе, а по оси ординат – в коррозионной среде. Схематическое изображение этой зависимости показано на рис. 7.4.31. Влияние коррозионной среды, усиленное коррозионным растрескиванием под напряжением, проявляется на участках I – III.

Тогда скорость роста трещины в коррозионной среде может быть выражена следующим выражением:

$$da/dt_E = da/dt_1 + da/dt_{scc},$$

где da/dt_1 – скорость роста трещины в инертной среде; da/dt_{scc} – ускорение СРТ, обусловленное воздействием среды и в первую очередь – процессом коррозионного растрескивания под напряжением.

Второе слагаемое выражения может быть представлено как скорость анодного растворения $da/dt_{a.p}$ за вычетом скорости роста трещины, обусловленной процессом репассивации $da/dt_{реп}$, так как этот процесс тормозит развитие трещины

$$da/dt_{scc} = da/dt_{a.p} - da/dt_{реп}.$$

В этом уравнении величина $da/dt_{a.p}$ – постоянная в течение роста трещины, а величина $da/dt_{реп}$ изменяется во времени, так как зависит от скорости деформации в вершине трещины; $da/dt_{a.p}$ – максимальная скорость анодного растворения в системе материал–среда.

Этот подход применяют для апробации моделей оценки влияния высокотемпературных водных сред на скорость роста трещин в сталях, сплавах и сварных соединениях.

Примеры использования такой оценки влияния высокотемпературной воды на СРТ с учетом различных факторов и предлагаемых моделей и аналитических зависимостей приведены на рис. 7.4.32.

Модель оценки влияния воды первого контура (PWR) на скорость роста усталостных трещин в корпусных сталях перлитного класса

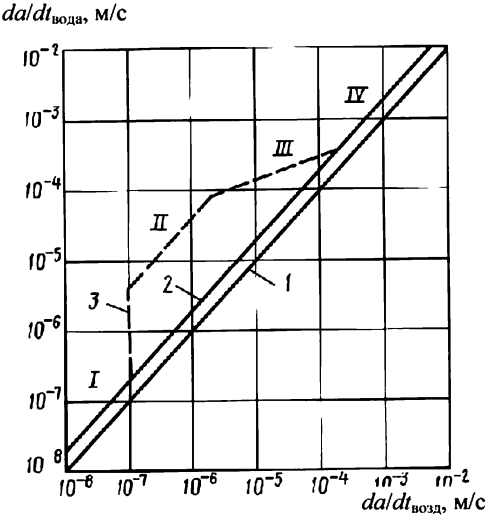


Рис. 7.4.31. Схема временного анализа влияния высокотемпературной воды на скорость роста трещины:
1 – воздух; *2* – вода (истинная коррозионная усталость); *3* – совместное влияние коррозионной усталости и коррозионного растрескивания под напряжением; *I* – пороговый участок; *II* – средний участок влияния коррозионной среды; *III* – верхний участок; *IV* – участок перехода на диаграмму истинной коррозионной усталости

была выполнена Е. Изоном, Е. Нельсоном и Г. Хейсом на основе обширных баз данных специализированных организаций с целью снизить излишний консерватизм при выполнении прочностных расчетов для корпусных сталей с низким и средним содержанием серы. Как видно из рис 7.4.32, наблюдается хорошее соответствие между экспериментальными данными и прогнозируемыми зависимостями.

Для корпусных сталей типа А508 со средним содержанием серы предложена упрощенная и менее консервативная зависимость оценки влияния среды первого контура на СРТ (при времени подъема нагрузки в цикле более 1 сек):

$$da/dN_{\text{кор.ср.}} = 1{,}167 \cdot 10^{-6}[\Delta K/(2{,}88 - R)]^{3{,}07}. \quad (7.4.1)$$

Циклическая трещиностойкость хромоникелевых коррозионно-стойких сталей аустенитного класса. Наиболее сильное влияние на скорость роста трещин в сварных соединениях хромоникелевых коррозионно-стойких сталей оказывает вода высоких параметров. В контакте со средой первого контура стали 08Х18Н10Т, 08Х18Н12Т и различные зоны сварного соединения трубопровода имеют практически одинаковое сопротивление росту трещины (рис. 7.4.33). Увеличение содержания H_3BO_3 до 10 г/кг при pH = 8, а также изменение pH с 8,0 до 6,5 не повлияли на скорость роста трещины, которая в коррозионно-стойких сталях при R = 0,7 и вышеуказанных условиях в 5...10 раз выше, чем на воздухе. Наиболее ощутимо воздействие коррозионной среды при R = 0,7 при малых значениях $\Delta K \le (1{,}2...1{,}4)$ МПа·м$^{1/2}$. Для больших значений ΔK = (20...30) МПа·м$^{1/2}$ влияние воды становится меньше, хотя и остается значительным (увеличение до 5 раз). Аналогичное влияние среды первого контура на циклическую трещиностойкость было установлено и для материала патрубка задвижки, которое показало повышение скорости роста трещин до 5 раз по сравнению с воздухом. В большей степени влияние среды, как и для материала трубопровода, проявилось при малых значениях ΔK. Верхнюю огибающую СРТ в аустенитных коррозионно-стойких сталях в среде первого контура описывает зависимость:

$$da/dN = 5{,}15 \cdot 10^{-10} \cdot \Delta K^{2{,}4}.$$

Материал коллектора парогенератора, сталь 08Х18Н10Т-ВД и металл шва испытывали на циклическую трещиностойкость в водной среде, близкой по составу среде второго контура. СРТ повысилась до 10 раз по сравнению с воздухом (рис. 7.4.34). Не выявлено заметного влияния термообработки, состава

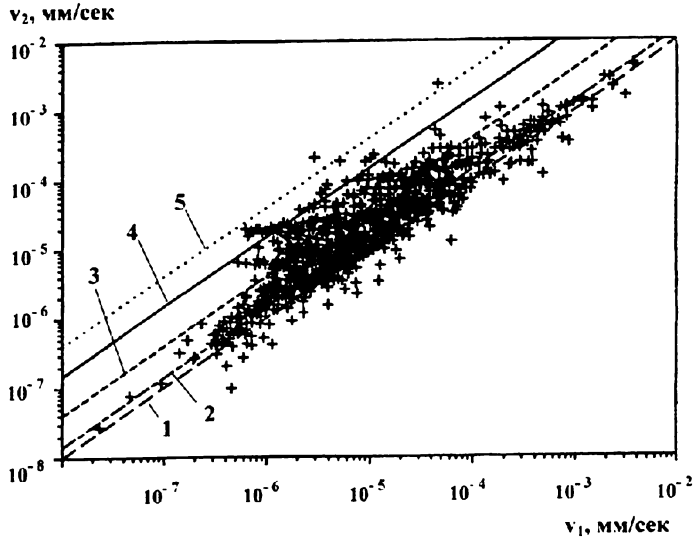


Рис. 7.4.32. Расчетные и экспериментальные значения влияния высокотемпературной воды на скорость роста усталостных трещин в стали А508 (поковка) при $T \ge 150$ °С и содержании серы с стали 0,013 %:
1 – воздух; *2* – вода, модель истинной коррозионной усталости; *3* – вода, UK-модель; *4* – вода, комбинированная модель, 95 % вероятности; *5* – вода, EPRI-модель, 90 % вероятности

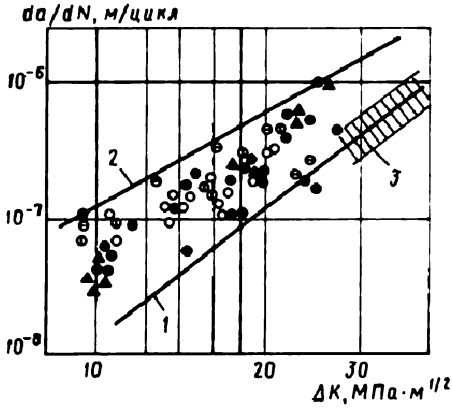


Рис. 7.4.33. Влияние воды первого контура на скорость роста трещин в металле трубопровода Ду-500 и задвижки ГЗЗ Ду-500:
○ – сталь 08Х18Н10Т (труба); ⊗, ○ – 08Х18Н12Т (труба); ⊖ – ЗТВ; ⓘ– зона сплавления; ⊕ – шов, ▲ – 08Х18Н10Т (задвижка) – данные ФМИ НАНУ; ○, ⊗, ⊖, ⓘ, ⊕ – вода, pH = 6,5; R = 0,7; ●, ▲– вода, pH = 8,0; R = 0,7; *1*, *2* – верхние огибающие для воздуха и воды, T = 300 °С; R = 0,7; *3* – сталь 08Х18Н10Т-ВД, ЗТВ, T = 290 °С; R = 0,2 (данные ЦНИИ КМ "Прометей")

водной среды (pH = 4,5; 6,5; 8,5) и температуры (280 и 320 °С). В основном металле при $\Delta K > 13...14$ МПа·м$^{1/2}$ и $dl/dN \geq 1{,}5 \cdot 10^{-6}...$ $2 \cdot 10^{-6}$ равномерное развитие трещины начинает чередоваться со скачкообразным ее подрастанием, что говорит об охрупчивании материала в вершине трещины. СРТ в металле шва (см. рис. 7.4.34) примерно такая же, как и в стали 08Х18Н10Т-ВД. Испытания стали 08Х18Н10Т-ВД и металла ЗТВ в среде второго контура при температуре 290 °С и R = 0,2, выполненные в ЦИИИ КМ "Прометей", свидетельствуют, что при относительно невысоком R скорость роста трещины в высокотемпературной воде заметно не повышается, находясь примерно на уровне верхней границы диапазона скоростей на воздухе. Характер кинетических диаграмм коррозионно-усталостного разрушения металла сварных швов, выполненных аустенитными материалами, и сталей аустенитного класса отличается от характера кривых для перлитных сталей. Отсутствие перегиба кривой и плато говорит о преимущественно "истинно усталостном" механизме их разрушения без существенного проявления компоненты коррозионного растрескивания, что обусловливает значительно меньшее повышение СРТ в воде высоких параметров для коррозионно-стойких сталей.

Степень повреждающего влияния среды второго контура оказалась примерно такая же, как и первого, поэтому для них можно использовать единую верхнюю огибающую – кривую *2* на рис. 7.4.34.

Одними из факторов, влияющими на процесс развития трещин в коррозионностойких сталях, являются время и скорость возрастания нагрузки. При этом время выдержки и спада нагрузки не оказывают существенного влияния на СРТ.

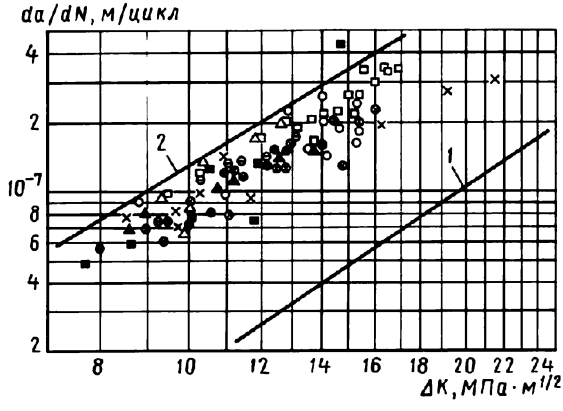


Рис. 7.4.34. Влияние воды высоких параметров на скорость роста трещин в металле коллектора ПГВ-1000У:
при R = 0,7; ○, ●, △, ▲ – сталь 08Х18Н10Т-ВД (ТО-1: аустенизация при 950 °С, вода); ⊖, ⊗, ⓧ, □, ■ – сталь 08Х18Н10Т-ВД (ТО-2: аустенизация при 1040 °С, стабилизирующий отжиг при 800 °С, воздух); Х – шов; ○, ●, ⊖, × – pH 4,0; ⊗, ⓧ – pH 6,5; △, ▲, ⊠, ■ – pH 8,5; ○, ●, ⊗, △, ▲, × – 280 °С; ⊖, ⓧ, ⊠, ■ – 320 °С; *1*, *2* – верхние огибающие для воздуха и воды, T = 280...320 °С; R = 0,7

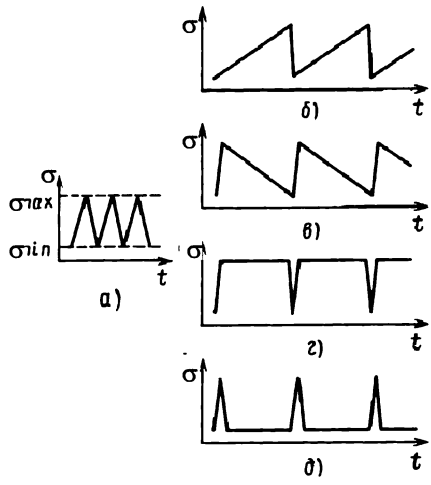


Рис. 7.4.35. Формы циклов нагружения:
а – треугольная; *б* – положительная пилообразная; *в* – отрицательная пилообразная; *г* – трапецеидальная; *д* – пульсирующая

Положительный пилообразный цикл с медленным возрастанием и быстрым спадом нагрузки является наиболее повреждающим циклом при проведении испытаний (рис. 7.4.35), оказывают влияние также частота нагружения (рис. 7.4.36 – 7.4.37).

При испытании стали 304 в сенсибилизированном состоянии в воде при 290 °С, содержащей 8 ppm кислорода, было установлено, что переход от частоты $2 \cdot 10^{-1}$ Гц к частоте $2 \cdot 10^{-4}$ Гц повышает скорость роста трещины более чем на полтора порядка, рис. 7.4.36. Совместное рассмотрение влияния частоты и формы цикла на коррозионно-циклическую трещиностойкость (рис. 7.4.37) позволило выявить наибольшее повреждающее влияние положительного пилообразного цикла при низких частотах нагружения. Наибольшим скоростям роста трещины соответствовал межзеренный характер разрушения, в то время как более низким – внутризеренный характер. После аустенизации стали наблюдался только внутризеренный механизм разрушения.

Исследование циклической трещиностойкости наплавленных антикоррозионных покрытий материалами аустенитного класса, нанесенных на корпусные стали, показало, что скорость роста трещин в наплавленном покрытии в высокотемпературной воде повышается по сравнению с испытаниями на воздухе, но как правило, не превышает значений, реко-

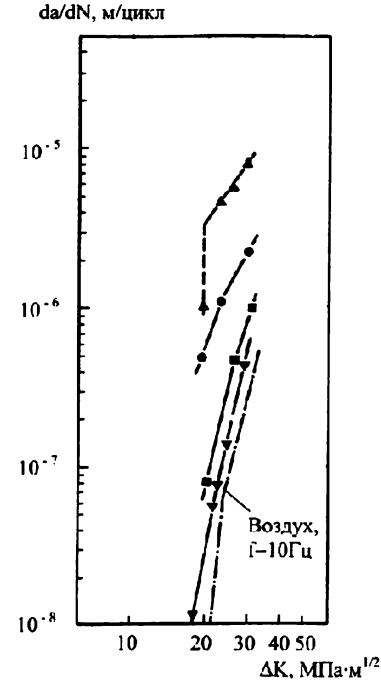


Рис. 7.4.36. Влияние частоты нагружения на скорость роста трещин в сенсибилизированной стали типа 304 в чистой воде при 290 °С:
форма цикла – положительная пилообразная, $R = 0{,}1$, $[O_2]$ – 8 ppm; ▲ – $2 \cdot 10^{-4}$ Гц; ● – $2 \cdot 10^{-3}$ Гц; ■ – $2 \cdot 10^{-2}$ Гц; ▼ – $2 \cdot 10^{-1}$ Гц

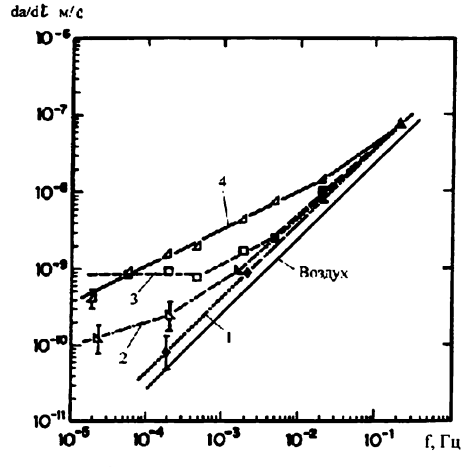


Рис. 7.4.37. Влияние частоты нагружения и формы цикла на скорость роста трещин в сенсибилизированной стали типа 304 при 290 °С в чистой воде, $\Delta K = 28$ МПа·м$^{1/2}$, $R = 0{,}1$.
Формы цикла:
1 – пульсирующая; *2* – отрицательная пилообразная; *3* – трапецеидальная; *4* – положительная пилообразная

мендуемых нормативными документами для коррозионно-стойких сталей аустенитного класса.

Расчетные зависимости для определения скорости роста трещин в металле оборудования и трубопроводов строят на основе анализа и обработки массивов экспериментальных данных по циклической трещиностойкости сталей определенной группы и класса, полученных на металле, изготовленном по той же технологии, что и металл изделия, и в условиях, отражающих эксплуатационные. Строят такие зависимости и для одной конкретной марки стали, что дает возможность избежать излишнего консервативизма в оценке СРТ.

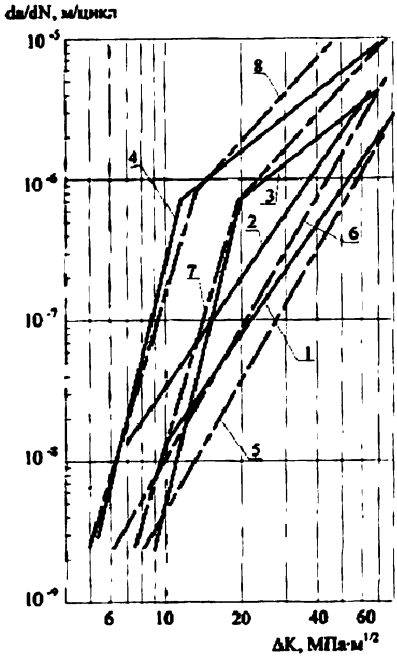
В табл. 7.4.4 и на рис. 7.4.38 приведены расчетные зависимости СРТ для сталей АЭУ по данным отечественного нормативного документа РД ЭО 0330-01, по выполненному в

7.4.4. Рекомендуемые зависимости для определения скорости роста трещин в сталях АЭУ и в их сварных соединениях

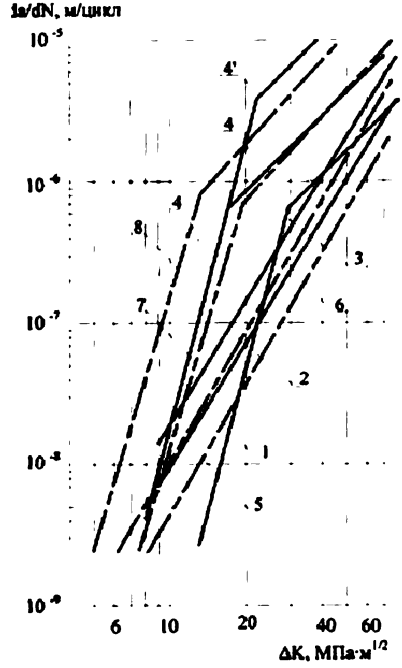
Стали и их сварные соединения	Условия эксплуатации			Коэффициенты расчетных зависимостей		Источник; № зависимости
	R	T, °С	Среда	$C(C_0)$	n	
Cr-Mo-V и Cr-Ni-Mo-V стали	0…<1	≤350	Воздух	$2{,}80\cdot10^{-11}$	2,7	[1] (7.4.2)
$S < 0{,}016$ %	0…<1	≤350	Вода (1)	$8{,}40\cdot10^{-11}$	2,7	
$S \geq 0{,}016$ %	0…<1	≤350	Вода (2)	$4{,}90\cdot10^{-17}$ (Н) $1{,}10\cdot10^{-18}$ (В)	7,2 1,4	
15Х2НМФА, 15Х2НМФА-А 15Х2МФА	0	≤350	Воздух	$4{,}995\cdot10^{-11}$	2,6	[2] (7.4.5)
	0,7	≤350		$8{,}325\cdot10^{-11}$	2,6	
	0,7	≤350	Вода, pH = 6…9	$1{,}125\cdot10^{-16}$ (Н) $8{,}91\cdot10^{-9}$ (В)	7,2 (Н) 1,4 (В)	[2, 3] (7.4.6)
10ГН2МФА	0	≤350	Воздух	$1{,}82\cdot10^{-11}$	2,9	[2] (7.4.5)
	0,7	≤350		$2{,}42\cdot10^{-11}$	2,9	
	0,7	280…320	Вода pH = 6…9	$3{,}53\cdot10^{-17}$ (Н) $1{,}34\cdot10^{-9}$ (В)	6,7 (Н) 1,75 (В)	[2] (7.4.6)
	0,7	280…320	Вода pH = 4…4,5	$3{,}53\cdot10^{-17}$ (Н) $5{,}00\cdot10^{-9}$ (В)	6,7 (Н) 1,75 (В)	
Углеродистые и низколегированные стали	0	≤350	Воздух	$3{,}783\cdot10^{-12}$	3,07	[4] (7.4.6)
	0,7	≤350		$8{,}889\cdot10^{-12}$	3,07	
	≤0,25	≤350	Вода	$1{,}478\cdot10^{-14}$ (Н) $2{,}134\cdot10^{-9}$ (В)	5,95 (Н) 1,95 (В)	[4] (7.4.5)
	≥0,65	≤350	Вода	$1{,}739\cdot10^{-13}$ (Н) $5{,}335\cdot10^{-9}$ (В)	5,95 (Н) 1,95 (В)	
Коррозионно-стойкие стали аустенитного класса	0…<1	≤350	Воздух	$5{,}20\cdot10^{-12}$	3,3	[1] (7.4.2)
	0…<1	≤350	Вода (1)	$1{,}04\cdot10^{-11}$	3,3	
	0…<1	≤350	Вода (2)	$5{,}20\cdot10^{-11}$	3,3	
0,8Х18Н10Т 0,8Х18Н12Т	0…0,1	280…320	Воздух	$6{,}31\cdot10^{-12}$	3,2	[2] (7.4.5)
	0,7	280…320		$1{,}00\cdot10^{-11}$	3,2	
	0,7	280…320	Вода	$5{,}15\cdot10^{-10}$	2,4	

(Н) – нижний участок расчетной зависимости, (В) – верхний участок расчетной зависимости;
(1) – водная среда обескислороженная, (2) – водная среда кислородосодержащая;
[1] – РД ЭО 0330-01; [2] – ОАО НПО "ЦНИИТМАШ"; [3] – ФМИ НАНУ; [4] – Код ASME.

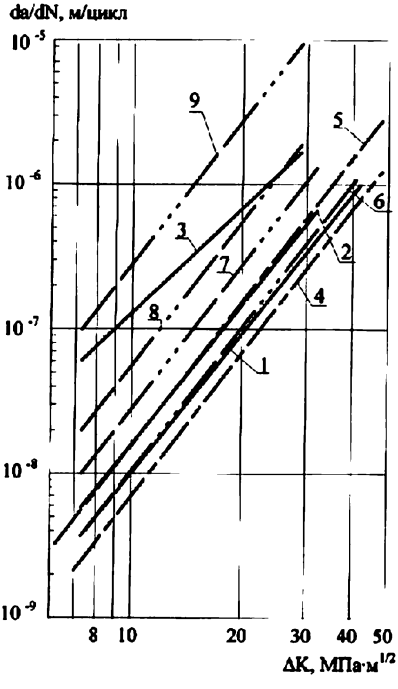
ОАО НПО ЦНИИТМАШ и ФМИ НАНУ анализу и обобщению полученных экспериментальных данных, а также по данным Кода ASME (США).



а)



б)



в)

Рис. 7.4.38. Расчетные зависимости скорости РУТ в сталях:

а – 15Х2НМФА и 15Х2НМФАА
(*1 – 4* – данные РДЭО 0330-01;
5 – 8 – данные Кода ASME);
1 – $T \le 350$ °С, $R = 0 - 0{,}1$;
2 – $T \le 350$ °С, $R = 0{,}7$;
3 – $T \le 350$ °С, $R = 0{,}7$, обескислороженная вода;
4 – $T \le 350$ °С, $R = 0{,}7$, кислородосодержащая вода;
5 – $T = 350$ °С, $R = 0 - 0{,}1$; *6* – $T = 350$ °С, $R = 0{,}7$;
7 – $T = 350$ °С, $R \le 0{,}25$; *8* – $T = 350$ °С, $R \ge 0{,}65$;
7, 8, – высокотемпературная вода;
б – 10ГН2МФА
(*1 – 4* – данные ОАО НПО «ЦНИИТМАШ»;
5 – 8 – данные Кода ASME);
1 – 5 – $T = 350$ °С, $R = 0 - 0{,}1$; *6* – $T = 350$ °С, $R = 0{,}7$;
7 – $T = 350$ °С, $R \le 0{,}25$; *8* – $T = 350$ °С, $R \ge 0{,}65$;
в – 08Х18Н10Т
(*1 – 4* – данные ОАО НПО «ЦНИИТМАШ»;
5 – 8 – данные Кода ASME);
1 – $T \le 320$ °С, $R = 0 - 0{,}1$; *2* – $T \le 320$ °С, $R = 0{,}7$;
3 – $T \le 320$ °С, $R = 0{,}2$; *4* – $T \le 320$ °С, $R = 0{,}7$;
4 – вода при pH = 4,5; *5* – $T = 350$ °С, $R = 0 - 0{,}1$;
6 – $T = 350$ °С, $R = 0{,}7$; *7* – $T = 350$ °С, $R \le 0{,}25$;
8 – $T = 350$ °С, $R \ge 0{,}65$;
3, 4, 7, 8, – высокотемпературная вода

В соответствии с РД ЭО 0330-01 СРТ на воздухе определяют по зависимости

$$da/dN = C_0(\Delta K_{\text{eff}})^n, \qquad (7.4.2)$$

$$\Delta K_{\text{eff}} = \Delta K/\sqrt[4]{1-R}, \qquad (7.4.3)$$

при $R \geq 0{,}75$ $\Delta K_{\text{eff}} = 1{,}414\Delta K$.

Влияние водной среды на СРТ для сталей перлитного и аустенитного классов учитывают увеличением значения C_0 на коэффициент, зависящий от содержания кислорода в воде. Учитывают также содержание серы в сталях перлитного класса.

По данным Кода ASME для сталей перлитного класса расчет проводят по следующим зависимостям: на воздухе по зависимости

$$da/dN = C_0\Delta K^n, \qquad (7.4.4)$$

где $C_0 = 1{,}99\cdot10^{-10}S$, $S = 25{,}72(2{,}88 - R)^{-3{,}07}$ при $0 \leq R \leq 1$, в высокотемпературной воде – по зависимости типа

$$da/dN = C\Delta K^n \qquad (7.4.5)$$

с определением коэффициентов C и n для верхнего и нижнего участков кривой при $R \leq 0{,}25$ и $R \geq 0{,}65$ и линейной интерполяцией для расчета значений СРТ при $0{,}25 < R < 0{,}65$.

ОАО НПО "ЦНИИТМАШ" были построены для сталей аустенитного класса расчетные зависимости типа (7.4.5) и, совместно с ФМИ НАНУ, для сталей перлитного класса – зависимости типа

$$da/dN = \frac{C}{(1-R)^{n/2}}\Delta K^n, \qquad (7.4.6)$$

состоящие из двух участков.

Коэффициенты C и n зависимостей (7.4.5) и (7.4.6) были определены с учетом влияния температуры, R и коррозионной среды. Факторы, оказывающие менее значимое влияние, были учтены при обработке массивов данных, полученных при испытании с варьированием этих факторов.

В Коде ASME не приведены кривые СРТ в коррозионно-стойких сталях в воде высоких параметров, что не дало возможности сопоставить расчетные зависимости для этих условий испытания. Однако анализ результатов отечественных и зарубежных исследований показывает, что рекомендуемая расчетная зависимость умеренно консервативна и может быть использована для сталей аустенитного класса как расчетная зависимость для определения скорости развития дефектов в оборудовании АЭУ с ВВЭР.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Гнып И.П.** Коррозионно-циклическое растрескивание сталей некоторых АЭС при высоких температурах воды // Проблемы прочности. – 1995. – № 10. – С. 34 – 41.

2. **Карзов Г.П., Леонов Г.П., Тимофеев Б.Т.** Сварные сосуды высокого давления. Прочность и долговечность. – Л.: Машиностроение, 1982. – 287 с.

3. **Мамаева Е.И., Рафалович И.М., Смирнова Е.К.** Циклическая трещиностойкость аустенитных нержавеющих сталей для оборудования АЭУ // Физико-химическая механика материалов. – 2000. – № 5. – С. 7 – 14.

4. **Мамаева Е.И., Харина И.Л., Рафалович И.М., Гетманчук А.В.** Сравнительная оценка коррозионно-механической прочности перлитных и аустенитных сталей применительно к условиям эксплуатации оборудования АЭС // Тр. 3-й Междунар. конф.: "Проблемы материаловедения при изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС". СПб., 1994. – Т. 3. – С. 751 – 762.

5. **Нагата Т.** Влияние концентрации растворенного кислорода на распространение усталостной трещины в стали корпусов ядерных реакторов, работающих в воде при высоких давлениях и температурах // Тэцу то хаганэ. – 1986. – Т. 72. – № 5. – С. 564.

6. **Скотт П., Томкинс Б.** Значение коррозионной усталости при оценке надежности водяных реакторов // Коррозионная усталость металлов. – Киев: Наукова думка, 1982. – С. 310 – 330.

7. **Сопротивление** коррозионно-усталостному разрушению теплоустойчивых сталей и их сварных швов / Б.Т. Тимофеев, В.А. Федорова, Ю.И. Звездин и др. // Проблемы прочности. – 1987. – № 1. – С. 25 – 31.

8. **Форд Ф.П.** Состояние исследований растрескивания, ускоренного воздействием среды, в сталях для корпусов легководных реакторов // Современное машиностроение: серия Б. – 1989. – № 2. – С. 1 – 20.

9. **Форд Ф.П.** Коррозионное растрескивание под напряжением сплавов железа в водных средах // Охрупчивание конструкци-

онных сталей и сплавов / под ред. К.Л. Брайента, С.К. Бенерджи. – М.: Металлургия, 1988. – С. 218 – 255.

10. **Чувствительность** низколегированных сталей, используемых для реакторных сосудов давления, к коррозионному растрескиванию под напряжением в содержащей кислород воде при высокой температуре / Куния и др. // Теоретические основы инженерных расчетов. – 1986. – № 1. – С. 142 – 152.

11. **Atkinson J.D., Forrest J.E.** Factors influencing the rate of growth of fatigue cracks in RPV steels exposed to a simulated PWR primary water environment // Corrosion Science. – 1985. – V. 25(8/9). P. 607 – 631.

12. **ASME.** Boiler and Pressure Vessel Code. – 2001. Section XI – Division 1.

13. **Bamford W.H., Wilson J.W., Jacko R.J.** Environmentally assisted crack-growth technology // Semi-annual progress report, NUREG / CR-4219, 1986. – Vol. 3. – P. 89 – 114.

14. **Chopra O.K., Gavenda D.J.** Effects of LWR coolant environments on fatigue life of austenitic stainless steels // J. Pressure Vessel Techn. – 1998. – Vol. 120. – P. 116 – 121.

15. **Chopra O.K, Shack W.J.** Low-cycle fatigue of piping and pressure vessel steels in LWR environments // Nucl. Eng. and Design. – 1998. – Vol. 184. – P. 49 – 76.

16. **Chopra O.K., Shack W.J.** Overview of Fatigue Crack Initiation of Carbon and Low-Alloy Steels in Light Water Reactor Environments // Pressure Vessel Technology. – 1999. – V. 121. – P. 49 – 60.

17. **Congleton J., Hurst P.** Slow strain rate stress conosion testing of RPV steels in high temperature water // Proc. 5-th Intern. symp. on environ. degradation of materials in nuclear power systems-water reactors, California, USA, August 25 – 29, 1991. – P. 439 – 460.

18. **Congleton J., Shoji T., Parkins R.** The stress corrosion cracking of reactor pressure vessel steel in high temperature water // Corrosion Science. – 1985. – Vol. 25, № 8/9. – P. 633 – 650.

19. **Cullen W.H.** Fatigue Crack Growth Rates in Pressure Vessel and Piping Steels in LWR Environments // USNRC Report NUREG/CR-4724, March 1987. – 54 P.

20. **Davidson, J. Lankford.** Fatique crack growth in metals and alloys: mechanisms and micromechanics // International Materials Reviews. 1992. V. 37. № 2. P. 45 – 76.

21. **Eason E.D., Nelson E.E., Heys G.B.** Fatigue Crack Growth Rate of Medium and Low Sulfur Ferritic Steels in Pressurized Water Reactor Primary Water Environments // Pressure Vessel Technology. 2003. V. 125. P. 385 – 392.

22. **Effects** of temperature and dissolved content on fatigue life of carbon and low-alloy steels in LWR water environment / G. Nakao and et. al. // Fatigue and crack growth: environmental effects, modeling studies and design consideration. – New York, 1995. – P. 123 – 128.

23. **Environmentally** Assisted Cracking in Light,Water Reactors / H.M. Chang, O.K. Chopra, R.A. Erck et al. // USNRC Report NUREG/CR-4667, March 1995. 50 P.

24. **Fedorova V.A., Timofeev B.T.** Corrosion and mechanical strength of RPV materials for BWR and PWR // Trans. of 14-th Intern. Conf. on Struct. Mech. in Reactor Techn., Lyon, France, 1997. – Vol. 3. – P. 255 – 262.

25. **Gavenda D.J., Luebbers P.R., Chopra O.K.** Crack initiation and crack growth. Behavior of carbon and low-alloy steels // Fatigue and fracture 1. – New York: ASME, 1997. – Vol. 350. – P. 243 – 355.

26. **Hicks P.D., Shack W.J.** Environmentally assisted cracking in light water reactors // Semi-annual Report NUREG/CR-4667. – 1992. – Vol. 13, ANL-92/6. – P. 3 – 8.

27. **Higuchi M., Iida K.** Fatigue strength correlation factors for carbon and low-alloy steels in oxygen containing high temperature water // Nucl. Eng. and Design. – 1991. – Vol. 129. – P. 293 – 306.

28. **Hurst P., Appleton D.A., Bamks P., Raffel A.S.** Slow strain rate stress corrosion tests of A508-3 and A533-B steel in de-ionized and PWR water at 563 K // Corrosion Science. – 1985. – Vol. 29, N 8/9. – P. 651 – 671.

29. **Jones R.L., Hurst P., Scott P.M.** Round Robin Collaborative Programme // Intern. J. Pressure Vessels and Piping. – 1989. – Vol. 40. – P. 375 – 395.

30. **Kanasaki H., Hayashi M., Iida K, Asada Y.** Effects of strain rate change on fatigue life of carbon steel in high temperature water // Fatigue and crack growth: environmental effects, modeling studies and design consideration. – New York, 1995. – P. 117 – 122.

31. **Kanasaki H., Umehara R., Mizuta H., Suyama T.** Effect of strain rate and temperature change on the fatigue life of stainless steels in PWR primary water // Trans. 14-th Intern conf. on struct. mech. in reactor techn., Lyon, France, 17 – 22 August 1997. – P. 485 – 493.

32. **Kanasaki H., Umehara R., Mizuta H., Suyama T.** Fatigue life of stainless steels in PWR primary water // Trans. 14-th Intern. conf. on struct. mech. in reactor techn., Lyon, France, 17 – 22 August 1997. – P. 473 – 483.

33. **Kuniya J., Anzai H., Masaoka I.** Effect of MnS inclusions on stress corrosion cracking in low-alloy steels // Corrosion. – 1992. – Vol. 48, N 5. – P. 419 – 425.

34. **Lee Y., Fedorova Y., Shoji T.** Study on Corrosion Fatigue Crack Tip Solution Chemistry of 15X2MFA Steels in BWR and PWR Environments / Proceedings of International Workshop on Environmentally Assisted Cracking in Nuclear Power Plants. Sendai, Japan. P. 23 – 26. – 1998.

35. **Lidar P.** Environmental Enhancement of Crack Growth in Type 304 Stainless Steel in Water at 288 °C // Proceedings of International Symposium on Plant Aging and Life Predictions of Corrodible Structures. Sapporo, Japan, 1995. – P. 889 – 894.

36. **Lloyd G.J.** Constant load and constant displacement stress corrosion in simulated water reactor environments // Proc. 2-nd Intern. atomic energy agency specialists meeting on subcritical crack growth, Sendai, Japan, 15 – 17 May 1985. – P. 52 – 63.

37. **Miller K.J.** Initiation and growth rates of short cracks // Fundamentals of deformation and fracture. – London: Cambridge United Press. – 1984. – P. 476 – 500.

38. **Philatov V.M., Zelensky A.V.** Low cycle fatigue of structural materials in water operating environments // Proc. 3-th Intern. atomic energy agency specialists meeting on subcritical crack growth, Moscow, USSR, 14 – 17 May, 1990. – Vol. 1. – P. 215 – 222.

39. **Popov A.A., Mamaeva E.I., Karaev A.B., Dragunol Yiu Gi, Ghyp I.P.** The 15Kh2NMFAA Steel Cyclic Crack Strength of the PWR-1000 Pressure Vessel Core Zone // Proceedings of the Third International Atomic Energy Agency Specialists' Meeting on Subcritical Crack Growth. Moscow: May 1990. – P. 63 – 72.

40. **Rippstein K., Kaesehe H.** The stress corrosion cracking of a reactor pressure vessel steel in high temperature water at high flow rates // Corrosion Science. – 1989. – Vol. 29, N 5. – P. 517 – 534.

41. **Terrell J.B.** Effect of cyclic frequency on the fatigue life of ASME SA-106-B piping steel in PWR environments // J. Mater. Eng. – 1988. – Vol. 10. – P. 193 – 203.

42. **The effect** of fluid flow on the stress corrosion cracking of ASTM A508C12 steel and AISI type 304 stainless steel in high temperature water / H. Choi et. al. // Corrosion. – 1982. – Vol. 38, N 2. – P. 76 – 85.

43. **Tice D.R., Atkinson J.D.** Results of an International Collaborative Programme Examining the Effects of Temperature on Corrosion Fatigue Crack Growth of Reactor Pressure Vessel Steels // Proceedings of International Symposium on Plant Aging and Life Predictions of Corrodible Structures. Sapporo, Japan: 1995. – P. 929 – 935.

44. **Timofeev B.T., Fedorova V.A.** Corrosion and mechanical strength of NPP material welded joints // Intern. J. Pressure Vessels and Piping. – 1995. – Vol. 64. – P. 25 – 42.

45. **Speidel M.O., Magdowski R.M.** Growth rates of stress corrosion cracks in reactor pressure vessel steel exposed to 288 °C water // Proc. 8-th Intern. symp. on environ. degradation of materials in nuclear power systems-water reactors, California, USA, 25 – 29 August 1997. – P. 960 – 963.

46. **Speidel M.O., Magdowski R.M.** Stress corrosion cracking and corrosion fatigue of nuclear reactor pressure vessel steels in hot water // J. Mater. Eng. – 1987. – N 2. – P. 157 – 162.

47. **Van Der Sluys W.A., Emanuelson R.H.** Environmentally Assisted Cracking of Pressure Vessel Steels in Light-Water-Reactor Environments // Proceedings of the Third International Atomic Energy Agency Specialists' Meeting on Subcritical Crack Growth. Moscow: May 1990.

48. **Wel R.P.** Electrochemical reaction and fatigue crack growth reponse // Corros. Power General Equip.: Proc. 8th Unt. Brown Boven Symp., Baden. – 1983. – P. 169 – 174.

49. **Zvezdin Y.I., Mamaeva E.I., Kharina I.L.** The strength and Durability Assessing of the Power Equipment Parts Taking Into Considerations of the Operation Conditions of the Coolant Environment // Proceedings of the Third International Atomic Energy Agency Specialists' Meeting on Subcritical Crack Growth. Moscow: May 1990. – P. 41 – 56.

50. **Zvezdin Y.I., Popov A.A, Mamaeva E.I., Ravalovich I.M.** Investigation of the Effect of Agueous Media of High Parameters on NPP Steel Fatigue Crack Propagation Kinetics // Proceedings of Vortrage zur 17. Metalltagung Drezden: 1990. – P. 133 – 149.

Глава 7.5

ВОДОРОДНАЯ ХРУПКОСТЬ

7.5.1. ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ МЕТАЛЛОВ

Термин "водородная хрупкость" включает всю совокупность явлений, сопровождающих отрицательное влияние водорода на механические свойства металлов и сплавов. Водородная хрупкость не обязательно означает реализацию хрупкого разрушения (иногда только на макро- или микроуровне). Согласно наиболее полной классификации Б.А. Колачева водородную хрупкость можно систематизировать по двум основным признакам: по источнику, ее вызывающему (два рода) и по условиям ее развития (семь видов). Хрупкость первого рода обусловлена наличием водорода в металле до приложения к нему внешней нагрузки. Она необратима, усиливается с увеличением скорости деформации и подразделяется на четыре вида, вызванная:

– продуктами реакции водорода с примесями или легирующими элементами (высокотемпературная водородная коррозия);

– образующимся в несплошностях металла молекулярным водородом. Она наиболее характерна для металлов, эндотермически поглощающих водород (железо, магний, алюминий). С понижением температуры растворимость водорода в них понижается, что обусловливает повышение давления в несплошностях. При значительной концентрации водорода в металле вызванные им давления в несплошностях могут быть соизмеримы с пределом текучести;

– образованием хрупких продуктов взаимодействия водорода с металлами. В первую очередь это образование гидридов, что характерно для титановых и циркониевых сплавов;

– растворенным водородом, не образующим гидридов. Водородная хрупкость развивается при больших скоростях деформации в титановых сплавах, в ниобии и ванадии.

Хрупкость второго рода развивается в определенном диапазоне температур и деформаций, она может быть как обратимой, так и необратимой и подразделяется на три вида:

– вызванная распадом твердых растворов водорода в процессе длительного воздействия приложенных напряжений (малой скорости пластической деформации). Она необратима и проявляется в результате образования либо молекулярного водорода, что обусловливает повышение давления в несплошностях, либо формированием хрупких продуктов мартенситного превращения в аустенитных сталях;

– обратимая, вызванная диффузионно подвижным водородом. Она свойственна для многих металлов и сплавов независимо от строения их кристаллической решетки и характеризуется рядом закономерностей. В частности, максимальное понижение пластичности соответствует определенному температурному интервалу и определенному диапазону скоростей пластической деформации;

– вызванная внешним водородом, т.е. газообразным или жидким водородом окружающей среды, либо водородом, образующимся в результате взаимодействия деформированного металла с коррозионной средой.

Водородная хрупкость обычно проявляется в результате воздействия нескольких факторов и, таким образом, подпадает сразу под несколько видов рассмотренной классификации.

Существует ряд гипотез, объясняющих физическую природу водородной хрупкости.

Наиболее ранней является гипотеза "давления молекулярного водорода", предложенная Цапффе и Симсом. Ее сущность заключается в том, что при наводораживании металла в результате молизации водорода в несплошностях создаются высокие давления, соизмеримые с напряжениями, вызывающие деформацию и разрушение. Транспорт водорода к несполошностям может осуществляться как диффузионным путем, так и путем увлечения движущимися дислокациями. Главным подтверждением данной гипотезы служат экспериментальные факты растрескивания насыщенных высокофугитивным водородом металлов.

Согласно Петчу и Стейблзу адсорбция водорода понижает поверхностную энергию металла. Данная гипотеза является развитием теории П.А. Ребиндера о понижении прочности твердых тел при воздействии на них поверхностно-активных веществ. Для нее характерен эффект быстродействия, поэтому "адсорбционную" гипотезу водородного охрупчивания часто применяют при обеспечении механизма понижения хрупкой прочности металлов при кратковременном нагружении, в частности, при испытаниях образцов с трещинами. Данная гипотеза наиболее правдоподобна в тех случаях, когда энергия пластической деформа-

ции минимальна в общем балансе энергии разрушения. Поэтому уменьшением поверхностной энергии и можно объяснить понижение хрупкой прочности низкопластичных материалов, либо пластичных материалов, однако разрушающихся при таких условиях нагружения, когда интенсивность пластической деформации в очаге разрушения незначительна. Таким примером может служить припороговый усталостный рост трещин даже в высокопластичных материалах, характеризующийся низким значением приложенных напряжений (размаха коэффициента интенсивности напряжений).

Одна из разновидностей рассматриваемой гипотезы предполагает, что действие адсорбированного водорода в микромасштабе приводит не к охрупчиванию, а к пластификации локальных объемов материала в вершине трещины. Вследствие снижения поверхностного потенциального барьера облегчается выход дислокаций на поверхность и генерирование их подповерхностных источников.

Идейно близка к "адсорбционной" гипотезе "декогезивная" гипотеза Ориани. Сущность ее состоит в ослаблении водородом, растворенным в кристаллической решетке, межатомных связей в металле. Разупрочнение происходит в приповерхностном слое материала, а разрушение на атомарном уровне протекает постепенно от атома к атому. Часто гипотеза "декогезии" рассматривается вместе с гипотезой "трехосных напряжений" Морлетта–Джонсона–Трояно, утверждающей, что разрушение инициируется в месте, где шаровая составляющая тензора напряжений достигает максимального значения. Согласно этому подходу, несплошности в металле могут рассматриваться как надрезы, которые являются концентраторами напряжений. На некотором расстоянии от вершины надреза в результате приложенных напряжений возникает область с трехосным напряженным состоянием, которая и является очагом локального разрушения. Градиент напряжений в области вершины надреза резко интенсифицирует диффузию водорода в область с трехосным напряженным состоянием, а его растворимость в этой зоне намного превосходит равновесную растворимость водорода в объеме металла для данной температуры.

Гипотеза ослабления межатомных связей (в той или иной интерпретации) развивается наиболее активно. На качественно иной уровень вывели ее исследования, согласно которым под влиянием водорода происходит увеличение количества *3d*-электронов атомов железа, что вызывает ослабление связей между атомами Fe. Об этом же свидетельствуют данные об ускорении самодиффузии, диффузии примесных атомов и упорядочения в переходных металлах под влиянием водорода.

Особое место при высокотемпературном взаимодействии водорода с углеродистыми или низколегированными сталями занимает водородная коррозия. Поскольку цементит и ряд других карбидов в конструкционных сталях являются термодинамически неустойчивыми химическими соединениями, то при высоких температурах и давлениях водорода они восстанавливаются с образованием метана высокого давления. Это приводит к обезуглероживанию, межкристаллитному растрескиванию и необратимому снижению характеристик прочности и пластичности.

Важной особенностью процесса водородного охрупчивания является транспорт водорода в зону локального разрушения. Различают два основных способа доставки водорода в эту зону: диффузионный и дислокационный. Диффузионный способ является сравнительно медленным, однако он может интенсифицироваться в случае трехосности напряженного состояния, что служит движущей силой диффузии водорода. С дислокационным механизмом транспорта водорода следует считаться в первую очередь при циклическом нагружении материала, когда в каждом цикле имеет место движение дислокаций. Благоприятные условия для реализации этого механизма создает также замедленная текучесть в окрестности вершины трещиноподобных дефектов и при длительном статическом нагружении. Дислокационный захват водорода может осуществляться и при активном нагружении в среде водорода образцов с трещинами, когда в окрестности вершины непрерывно формируется пластическая зона.

7.5.2. ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

Проявление водородной хрупкости металлических материалов разнообразно и зависит от их структурно-металлургического состояния, степени насыщения водородом, условий механического нагружения (температуры и скорости деформирования, степени трехос-

ности напряженного состояния, длительности нагружения).

Конструкционные стали. Стандартные испытания на механические свойства гладких образцов, предварительно насыщенных водородом, однозначно указывают на снижение прочности и пластичности сталей. Уменьшение пластичности происходит в основном за счет изменения сосредоточенной части деформации при несущественном влиянии водорода на равномерную деформацию. В случае незначительного насыщения процесс охрупчивания обратимый, т.е. после десорбции водорода из стали (в результате вылеживания или отжига) характеристики прочности и пластичности, как правило, полностью восстанавливаются. Водород небольших концентраций не оказывает заметного влияния на сопротивление пластической деформации.

Интенсивное насыщение сталей водородом приводит к проявлению необратимой водородной хрупкости, когда последующее удаление водорода не означает полного восстановления механических свойств. Такое перенасыщение водородом способствует образованию пор и трещин без приложения внешней механической нагрузки. Объяснение этому факту находят в рамках гипотезы "давления молекулярного водорода", а также "декогезивной" гипотезы, если в материале существуют внутренние напряжения. Спорным остается вопрос о влиянии водорода на сопротивление пластической деформации сталей, поскольку накопленный объем экспериментальных данных указывает на неоднозначный характер такого влияния: сопротивление пластической деформации может как уменьшаться, так и повышаться. В этой связи дискуссии часто ведутся о влиянии наводороживания на подвижность дислокаций. Бигем предложил, что взаимодействие водорода со сталью облегчает зарождение и движение дислокаций, обосновывая такой подход экспериментом на субкритический рост трещин при длительном статическом нагружении и микрофрактографическим анализом поверхностей разрушения. Понижение сопротивления пластической деформации (уменьшение предела текучести) может вызываться и высоким давлением молекулярного водорода. Обусловленные им внутренние напряжения суммируются с напряжениями от внешней нагрузки, что и отражается на определяемом значении предела текучести. Образование несплошностей в результате интенсивного наводороживания может понижать механические характеристики сталей, включая предел текучести.

Что же касается объяснения экспериментальных фактов повышения в результате наводороживания сопротивления сталей пластической деформации, то в этом случае часто используется гипотеза торможения водородом подвижных дислокаций. Растворенный в матрице водород диффундирует при приложении нагрузки к активным плоскостям скольжения и образует облака (атмосферы Коттрелла), которые и препятствуют движению дислокаций.

Интенсивность водородного охрупчивания конструкционных сталей в сильной степени зависит от скорости деформации. Существует общее правило, что с уменьшением скорости деформации спад механических характеристик (в первую очередь пластичности) в результате наводороживания усиливается. При достаточно высоких скоростях нагружения гладких образцов эффект наводороживания может не проявляться. Однако это не относится к испытаниям на ударную вязкость надрезанных образцов, которые выявляют снижение водородом этой характеристики.

Температура испытаний также существенно влияет на изменение механических свойств. Понижение температуры от комнатной снижает степень водородного охрупчивания, что объясняется уменьшением диффузионной подвижности водорода и способности тем самым к накоплению в потенциальных очагах локального разрушения. В то же время повышение температуры существенно выше комнатной настолько увеличивает подвижность водорода, что затрудняет накопление критической концентрации, достаточной для реализации локального акта разрушения.

Однако при температуре более 400 °С конструктивная прочность сталей определяется либо сопротивлением ползучести, либо стойкостью против водородной коррозии. Отрицательная роль водорода проявляется в первом случае через усиление процессов ползучести, во втором – через обезуглероживание стали и создание высоких давлений из-за образования метана.

Водородная коррозия сталей характерна в первую очередь для материалов энергетического, химического и нефтяного машиностроения, эксплуатируемых в условиях воздействия водорода высоких температур и давлений. Она

происходит в результате прохождения следующих стадий: а) растворение цементита (карбидов) в феррите с образованием углерода; б) диффузия углерода в феррите к поверхности пор (границ зерен); в) взаимодействие углерода с водородом на поверхности пор с образованием метана.

Метан нерастворим в стали и не способен к диффузии, в результате его давление в порах в процессе водородной коррозии возрастает до достижения равновесного значения. Оно пропорционально квадрату давления водорода в поре, что и определяет чувствительность водородной коррозии к давлению водорода во внешней среде. В конечном счете происходит рост и коалесценция пор с образованием межзеренных трещин.

Для углеродистых сталей температурный диапазон проявления водородной коррозии составляет 250...600 °С. Легирование сталей карбидообразующими элементами (Cr, Mo, V, Ti и др.) понижает термодинамическую активность водорода, что резко повышает их водородоустойчивость.

О склонности сталей к водородной коррозии судят по кривым Нельсона. Кривые строят по результатам испытаний значительных партий образцов или реальных изделий, которые выдерживают на протяжении определенного времени (база испытаний) при различных давлениях и температуре водорода. База испытаний может меняться от нескольких часов до 10 000 ч в зависимости от цели эксперимента и критерия, положенного в основу построения кривой. В качестве критерия принимают самые различные проявления водородной коррозии (обезуглероживание, ухудшение механических характеристик, существенные изменения в структуре, появление микротрещин и т.п.). На рис. 7.5.1 в виде кривых Нельсона приведены обобщенные в Американском Институте нефти исследования по влиянию карбидообразующих элементов на интенсивность водородной коррозии. В качестве критерия для построения кривых принято появление поверхностного либо внутризеренного обезуглероживания сталей.

Увеличение в сталях содержания хрома и молибдена в качестве легирующих элементов приводит к смещению безопасных режимов эксплуатации в сторону более высоких параметров среды.

Наводороженные конструкционные стали склонны также к замедленному разрушению (в условиях длительного действия статической нагрузки) и при низких температурах. Чувствительность к такому виду разрушения усиливается с повышением прочности сталей, содержания в них углерода. Так, для высокопрочных сталей с мартенситной структурой замедленное разрушение характерно и для небольших степеней наводороживания, при которых отсутствует влияние водорода в условиях кратковременного нагружения растяжением. В лабораторных условиях склонность сталей к замедленному разрушению оценивается по результатам испытаний гладких или надрезанных образцов при длительной статической нагрузке, которые позволяют построить кривые (рис. 7.5.2) в координатах "напряжение – время до разрушения". Существует пороговое напряжение σ_{th}, ниже которого разрушение образцов не происходит. Чем выше склонность сталей к замедленному разрушению, тем больше различие между кратковременной прочностью и пороговым напряжением. Оно существенно зависит от диффузионной подвижности водорода в металле и возможности накопления критической концентрации водорода в зоне локального разруше-

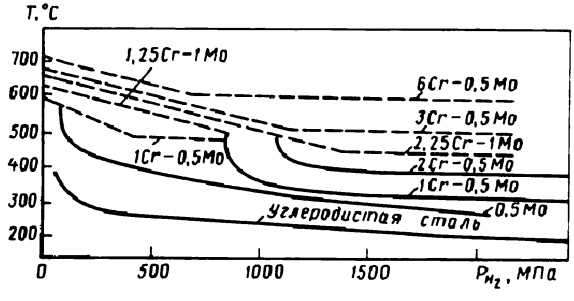


Рис. 7.5.1. Кривые Нельсона для ряда конструкционных сталей

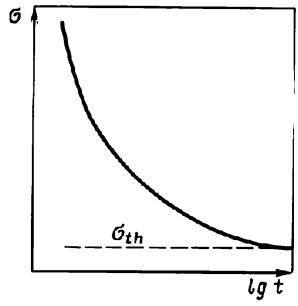


Рис. 7.5.2. Типичная кривая длительной прочности наводороженных образцов

ния. В этой связи повышение температуры, а также наличие концентраторов (как искусственных, так и технологических) являются факторами, усиливающими чувствительность сталей к замедленному разрушению.

Вредное влияние водорода проявляется также при циклическом нагружении гладких или надрезанных образцов: уменьшается количество циклов до разрушения, понижается предел выносливости. В общем, закономерности, свойственные влиянию водорода на длительную статическую прочность сталей, характерны и для водородной усталости. В случае испытаний материалов в условиях катодной поляризации можно достичь и положительного эффекта, т.е. повышения сопротивления усталости при таком виде наводороживания по сравнению с испытаниями в коррозионной среде без внешней поляризации. Положительный эффект наблюдается при сравнительно небольшой плотности катодного тока, когда процессы анодного растворения уже подавлены, однако степень наводороживания несущественна. В этом случае коррозионная среда становится менее агрессивной, чем в отсутствие катодной поляризации, поскольку отсутствует фактор коррозионного повреждения путем анодного растворения поверхности металла. А некоторое понижение сопротивления усталости по сравнению с испытаниями на воздухе можно объяснить отрицательным влиянием наводороживания.

Водородная хрупкость ярко проявляется в процессах малоцикловой усталости сталей. Долговечность образцов понижается под влиянием газообразного водорода в несколько раз. Характерная особенность изменения водородом малоцикловой прочности сталей различного класса в диапазоне температур 20... 600 °С (рис. 7.5.3): при комнатной температуре

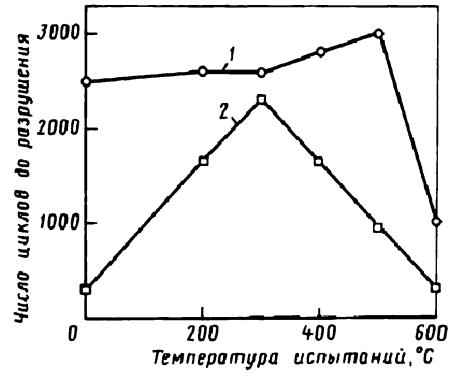


Рис. 7.5.3. Температурные зависимости малоцикловой усталости образцов из стали Х16Н6 в вакууме (*1*) и в газообразном водороде (*2*) при амплитуде деформации 1,6 %, частоте нагружения 0,33 Гц и коэффициенте асимметрии $R = 0$

наблюдается интенсивное снижение долговечности по сравнению с вакуумом, с повышением температуры испытаний отрицательное влияние ослабевает, а в дальнейшем вновь усиливается. Минимальный эффект водорода имеет место в диапазоне температур 200... 300 °С. Указанная особенность температурных зависимостей малоцикловой усталости объясняется различием в механизмах влияния водорода. Для низкотемпературного диапазона решающая роль отводится стадии адсорбции диссоциированных атомов водорода на ювенильных поверхностях деформируемого металла. Для высокотемпературного диапазона важное значение уже имеют процессы, характерные для высокотемпературной повреждаемости. К ним относится химическое взаимодействие водорода с активными компонентами сталей и структурные превращения.

Титановые сплавы. Специфика водородной хрупкости титановых сплавов заключается в том, что титан является типичным гидридообразующим металлом. Растворимость водорода в титане при комнатной температуре незначительная, он в основном находится в форме гидридов.

В отличие от поведения наводороженных сталей водородная хрупкость титановых сплавов усиливается с повышением скорости деформирования. Стандартные испытания на растяжение гладких титановых образцов слабо выявляют влияние водорода на их прочность (рис. 7.5.4). Некоторое повышение характеристик $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_в$ при низких концентрациях

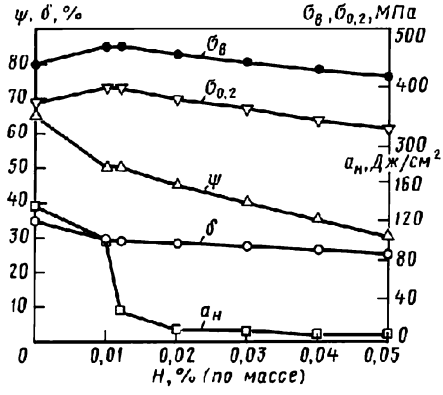


Рис. 7.5.4. Влияние водорода на механические свойства титана

водорода объясняется дисперсионным упрочнением гидридов. При более высоком содержании водорода его отрицательное влияние отражается в основном на характеристиках пластичности. Наиболее чувствительной к водородной хрупкости является ударная вязкость: она резко понижается при концентрациях водорода, не оказывающих заметного отрицательного воздействия на механические характеристики при растяжении.

Склонность титановых сплавов к водородной хрупкости возрастает с понижением температуры испытаний. Сериальные кривые ударной вязкости выявляют типичный хрупко-вязкий переход. Они же демонстрируют чувствительность водородной хрупкости к надрезу. С повышением остроты надреза температура хрупко-вязкого перехода смещается в сторону более высоких температур.

Понижение сопротивления хрупкому разрушению титановых сплавов объясняется высокой хрупкостью гидридной фазы, низкой прочностью когерентной связи между гидридами и матрицей, а также наличием растягивающих напряжений вокруг гидридов, поскольку удельный объем последних выше по сравнению с металлом. Поскольку водород находится в металле в качестве гидридов, процессы, связанные с диффузией водорода в зону локального разрушения, не сказываются на охрупчивании материала. Отсюда отсутствие характерного для сталей усиления водородной хрупкости с понижением скорости деформирования при испытаниях на растяжение. Механизм гидридной хрупкости титановых сплавов состоит в подавлении способности материалов к пластической деформации как способа релаксации пиковых напряжений в окрестности хрупких гидридов. В результате разрушение происходит либо по гидриду, либо по поверхности раздела между гидридной фазой и матрицей. В этой связи те факторы, которые понижают сопротивление материалов хрупкому разрушению (наличие концентраторов напряжений, понижение температуры испытаний, увеличение скорости деформирования), усиливают водородную хрупкость титановых сплавов.

Растрескивание металлов в среде водорода. Основные закономерности роста трещин в присутствии газообразного водорода аналогичны закономерностям субкритического роста трещины (СРТ) при коррозионном растрескивании высокопрочных сплавов. Для кинетических диаграмм растрескивания характерно наличие платообразного участка, при этом по мере увеличения прочности материала скорость СРТ увеличивается, а пороговый уровень КИН K_{Ih} понижается. В то же время по сравнению с водными средами газообразный водород, подобно умеренному электролитическому наводораживанию, незначительно понижает длительную трещиностойкость материалов, тогда как газообразный сероводород и водный раствор сероводорода относятся к числу самых агрессивных сред. При этом в наибольшей степени условия нагружения влияют на кинетику субкритического роста трещины.

При испытаниях в газообразном водороде большое влияние на трещиностойкость сталей оказывает его давление p_{H_2}. С повышением p_{H_2} снижается порог K_{Ih} и повышается СРТ, при этом характер кинетических диаграмм не меняется. По указанной причине о степени влияния давления водорода на СРТ можно судить по кинетике разрушения, соответствующей платообразному участку. В общем случае СРТ зависит от давления водорода в соответствии с законом Сивертса: $v = (p_{H_2})^n$. Величина коэффициента n может изменяться в пределах от 0,5 до 2 и в значительной степени зависит от температуры испытаний, возрастая с ее повышением.

Для субкритического роста в водороде характерно ветвление трещин, в результате которого изменяется напряженное состояние в вершине магистральной трещины, что влияет на параметры трещиностойкости материалов. Ветвлением и затуплением водородных трещин объясняют более высокие пороговые значения K_{th}, получаемые путем испытаний с понижением уровня КИН по сравнению с традиционными испытаниями с восходящим уровнем K_{I}. Спецификой морфологии трещин можно также объяснить экспериментально наблюдаемые при воздействии статических нагрузок и газообразного водорода периодические остановки трещин.

Особенность субкритического роста трещины при воздействии газообразного водорода – неоднозначное влияние температуры испытаний. Ее повышение может привести как к ускорению, так и к замедлению СРТ (рис. 7.5.5). Применительно к низколегированным сталям значения энергии активации субкристаллического роста для участка "плато" на кинетической диаграмме находятся в пределах 8 ... 20 кДж / моль. При переходе к более высоким температурам испытаний наблюдается замедление СРТ. Температура перехода от ускорения к замедлению роста трещин зависит от давления водорода и с его повышением смещается в область более высоких температур испытаний. Значение K_{th} слабо изменяется в температурном интервале, для которого характерна температурная активация субкритического роста, но резко возрастает при дальнейшем повышении температуры испытаний.

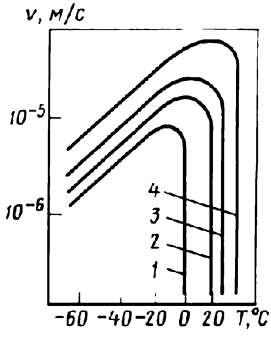


Рис. 7.5.5. Температурные зависимости СРТ на плато КДР мартенситно-стареющей стали 18Ni (250) при давлении водорода:
(*1*) – 12; (*2*) – 28; (*3*) – 57; (*4*) – 133 кПа

7.5.3. ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛОВ В СРЕДЕ ВОДОРОДА

Влияние водорода на кинетику роста трещин. Воздействие водорода и сероводорода на рост усталостных трещин (РУТ) многообразно, ему уделяется повышенное внимание из-за возможного сильного снижения циклической трещиностойкости при определенных условиях нагружения. Водород и сероводород резко ускоряют рост усталостных трещин в среднеамплитудной области нагружения, когда влияние других составляющих воздуха незначительно. В определенной степени это отражает склонность материалов к водородному охрупчиванию при длительном статическом нагружении. Однако если статическому растрескиванию в водороде подвержены в основном высокопрочные сплавы, то в условиях циклических нагрузок его вредное воздействие распространяется и на низкопрочные материалы.

В общем случае влияние водорода на циклическую трещиностойкость конструкционных материалов изображается в виде схемы, представленной на рис. 7.5.6, которую наглядно иллюстрируют экспериментальные данные (рис. 7.5.7). По характеру влияния водорода КДУР можно разбить на две области, разграниченные абсциссой ΔK_{scc}, отвечающей началу резкого ускорения РУТ. Качественное изменение кинетики РУТ в области указанного значения КИН связано с проявлением склонности материала к коррозионному растрескиванию. Однако местоположение скачка, соответствующего максимальному КИН цикла, ниже порогового КИН $K_{\text{I}scc}$, определяемого при длительных статических испытаниях. При построении КДУР в координатах v – ΔK это

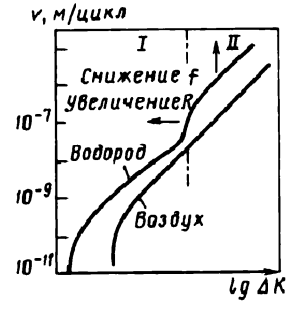


Рис. 7.5.6. Схема влияния водорода на вид КДУР:
1 – водород; *2* – воздух

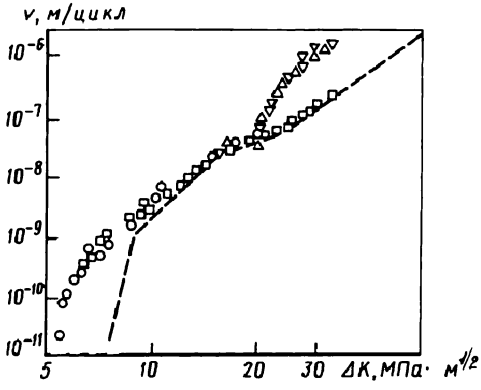


Рис. 7.5.7. Влияние газообразного водорода (давление 138 кПа) на скорость РУТ в стали 2,25Cr– 1 Mo ($\sigma_{0,2}$ = 500 МПа) при R = 0,05 и частоте циклов f, равной 0,5 Гц (Δ), 2 (V), 5 (●) и 50 Гц (○)
(линия соответствует испытаниям на воздухе при частоте 2 и 50 Гц)

означает, что $\Delta K_{scc} < K_{Iscc}(1 - R)$, где $\Delta K_{scc} = K_{Iscc}(1 - R)$. Так, для стали 2Ni–Cr–Mo–V ($\sigma_{0,2}$ = 575 МПа), испытанной в водороде при p = 0,24 МПа, $K_{\max scc}$ = 22 МПа · м$^{1/2}$, а K_{Iscc} = = 85 МПа · м$^{1/2}$. С повышением прочности материала значения указанных параметров понижаются, однако пороговый КИН K_{Iscc} падает более стремительно, и, таким образом, различия в уровнях $K_{\max scc}$ и K_{Iscc} нивелируются.

Рост усталостных трещин при $\Delta K > \Delta K_{scc}$. При таких условиях нагружения (см. область II на рис. 7.5.6) закономерности влияния газообразного водорода на РУТ в основном аналогичны закономерностям коррозионно-усталостного роста трещин при повышенных КИН.

Уменьшение частоты циклов приводит к увеличению скорости РУТ. Вместе с тем, при очень низких частотах влияние водорода ослабляется и РУТ замедляется (рис. 7.5.8). Максимальное воздействие водорода приходится на диапазон значений f = 0,1 … 1 Гц, форма цикла нагружения заметно не сказывается на кинетике РУТ. С повышением асимметрии нагружения отрицательное влияние водорода обычно усиливается, а уровень ΔK_{scc} уменьшается. В то же время при РУТ в гелии и вакууме влияние асимметрии несущественно. Таким образом, представленная на рис. 7.5.6 схема влияния водорода на кинетику разрушения при повышенных КИН (область II) наиболее полно реализуется при пониженной частоте циклов и высокой асимметрии нагружения. Повышение температуры от комнатной к более высоким при испытании металлических сплавов в водороде и сероводороде обычно приводит к замедлению РУТ. Вместе с тем, в мартенситно-стареющей стали (рис. 7.5.9) в низкотемпературной (криогенной) области повышение температуры испытаний интенсифицирует РУТ. Таким образом, отмечается тенденция к образованию максимума на зависимости $v(T_{исп})$ в диапазоне $T_{исп}$ = 245 … 275 К. Отмеченные особенности кинетики РУТ обусловлены спецификой взаимодействия водорода с напряженным металлом в вершине трещины, поскольку в вакууме или осушенных инертных

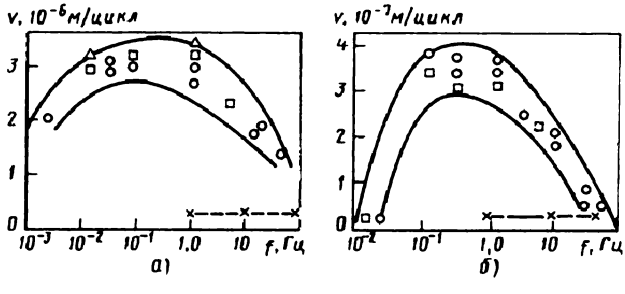


Рис. 7.5.8. Влияние частоты циклов на кинетику разрушения в газообразном водороде стали 2Ni–Cr–Mo–V ($\sigma_{0,2}$ = 575 МПа) при R = 0,1, давлении 0,24 МПа, с треугольной (Δ), синусоидальной (○) и прямоугольной (□) формами цикла нагружения:
а – ΔK = 40 МПа · м$^{1/2}$; *б* – ΔK = 20 МПа · м$^{1/2}$ (штриховая линия соответствует испытаниям на воздухе)

газах изменение температуры испытаний не отражается существенно на кинетике разрушения. Циклическая трещиностойкость конструкционных материалов в газообразных водородсодержащих средах существенно зависит от давления в них: с его повышением скорость РУТ возрастает. В области высоких давлений влияние последнего на кинетику РУТ достигает своего максимума.

Явление положительного влияния водорода на припороговый РУТ и уровень $\Delta K_{th\,eff}$ свойственно лишь сталям низкой и средней прочности (когда $\beta_{th\,eff} > 1$, рис. 7.5.10, область I).

Рост усталостных трещин при $\Delta K < \Delta K_{scc}$. Влияние водорода на циклическую трещиностойкость сталей низкой и средней прочности в области пониженных КИН соответствует схеме, представленной на рис. 7.5.6.

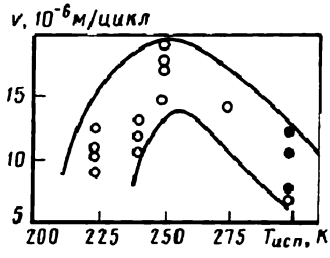


Рис. 7.5.9. Температурная зависимость скорости РУТ в стали 18Ni в среде водорода при давлении 20 кПа, R = 0,3:
○ – f = 2 Гц, ● = 0,2 Гц

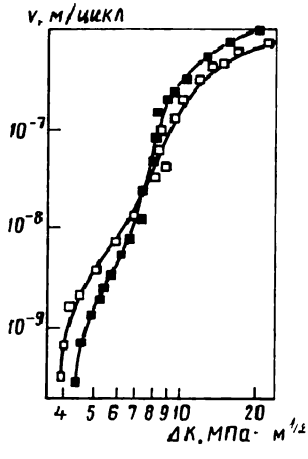


Рис. 7.5.10. КДУР стали 40Х (отпуск при 470 К) в водороде при давлении 0,12 МПа:
□ – 20 °С; ■ – 70 °С

Между тем, такие материалы не обнаружили чувствительности к водороду при повышенных КИН в условиях высокочастотного нагружения.

Для сталей повышенной прочности представленная на рис. 7.5.6 схема неправомерна. Вопреки привычным представлениям о росте чувствительности к водороду высокопрочных сталей, при низких КИН вредное влияние водорода в них практически не обнаруживается, а зачастую даже наблюдается торможение РУТ и соответственно повышение порогового размаха КИН ΔK_{th}, т.е. порогов циклической трещиностойкости. Экспериментально установлено отсутствие существенных различий в припороговой циклической трещиностойкости низкопрочных умеренно легированных сталей при воздействии водорода и инертных газов. Эти закономерности РУТ во многом обусловлены особенностями проявления закрытия трещин (ЗТ) в водороде, которое характерно для низких КИН и в значительной степени зависит от условий циклического нагружения. В этой связи анализ припорогового РУТ в водороде целесообразно проводить с учетом эффекта ЗТ.

Влияние температуры испытаний на кинетику РУТ в водороде в значительной мере опосредовано уровнем прикладываемых напряжений. Например, кинетика разрушения высокопрочной стали 40Х неоднозначно зависит от температуры испытаний (в диапазоне 20...70 °С): при низких КИН с повышением температуры скорость РУТ уменьшается, в то время как при высоких, наоборот, возрастает [22]. Это означает, что в различных температурно-силовых условиях РУТ может контролироваться разными процессами взаимодействия водорода с металлом. Торможение РУТ с повышением температуры испытаний отражает ведущую роль в воздействии водорода процессов его адсорбции на поверхности вершины трещины. С другой стороны, ускорение РУТ при увеличении температуры испытаний обусловлено в основном диффузионным фактором.

Механизм влияния водорода на рост усталостных трещин. Поскольку сопротивление росту усталостных трещин в материалах, испытываемых в лабораторном воздухе, в значительной мере определяется эффективным размахом КИН ΔK_{eff}, воздействие среды на кинетику РУТ может быть отражением не только изменения свойств материала в верши-

не трещины и его способности сопротивляться разрушению, но и степени ЗТ, определяющей уровень ΔK_{eff}. Поэтому при исследовании влияния водорода на циклическую трещиностойкость металлов и сплавов, в первую очередь припороговой области нагружения, важно учитывать ЗТ.

Сильное отрицательное воздействие водорода на порог усталости (рис. 7.5.11) имеет место лишь при низких значениях предела текучести $\sigma_{0,2}$. При средних его значениях пороги циклической трещиностойкости в водороде выше, чем в воздухе. На величину ΔK_{th} сталей высокой прочности ($\sigma_{0,2}$ > 1500 МПа) водород практически не влияет. О циклической трещиностойкости в эффективных координатах можно косвенно судить на основании данных, полученных при высокой асимметрии цикла, когда ЗТ устраняется ($\Delta K_{th\ eff} = \Delta K_{th}$). Водород в основном повышает размах $\Delta K_{th\ eff}$, лишь в высокопрочных сталях возможно некоторое уменьшение этого параметра. Наиболее

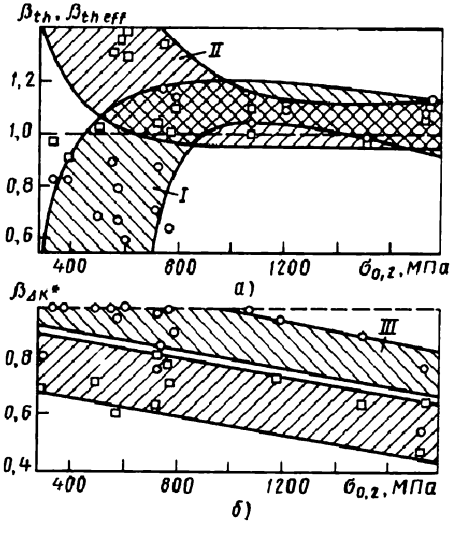


Рис. 7.5.11. Обобщающие зависимости влияния водорода на пороги усталости (*а*) и скорость роста трещин в среднеамплитудной области КДУР (*б*) конструкционных сталей различного уровня прочности:

I – зависимость отношения порогов усталости в водороде и на воздухе β_{th} от условного предела текучести; II – зависимость отношения эффективных порогов усталости в водороде и на воздухе $\beta_{th\ eff}$ от условного предела текучести; III, IV – зависимость отношения размахов КИН ΔK^* в водороде и на воздухе $\beta_{\Delta K^*}$ от условного предела текучести

высокое значение коэффициента $\beta_{th\ eff}$, равного отношению размахов эффективного порогового КИН $\Delta K_{th\ eff}$ в водороде и на воздухе, имеют низкопрочные стали, когда максимально отрицательное влияние водорода на пороговый размах ΔK_{th}. Следовательно, в диапазоне низких значений предела текучести ЗТ – фактор, определяющий формирование порогов циклической трещиностойкости конструкционных сталей в водороде. С повышением прочности роль ЗТ ослабевает, однако упрочняющее влияние водорода сохраняется, и это обусловливает повышение порогов ΔK_{th}.

Анализ влияния водорода на циклическую трещиностойкость сталей в диапазоне средних скоростей РУТ целесообразно проводить на основании оценок коэффициента $\beta_{\Delta K^*} = \Delta K^*(H_2) / \Delta K^*$, где ΔK^* и $\Delta K^*(H_2)$ – размах КИН при скорости РУТ 10^{-7} м / цикл соответственно на воздухе и в водороде.

В указанном диапазоне скоростей РУТ роль ЗТ несущественна, поэтому с определенными допущениями можно считать, что изменение циклической трещиностойкости в водороде вызвано лишь изменением сопротивления разрушению локального объема материала в вершине трещины. Как следует из рис. 7.5.11, *б*, область III, при высокочастотном нагружении водород отрицательно влияет только на высокопрочные стали и все сильнее с повышением предела текучести. При понижении частоты нагружения значение коэффициента $\beta_{\Delta K^*}$ уменьшается и отрицательное воздействие водорода на РУТ наблюдается даже для низкопрочных материалов (область IV).

В конструкционных материалах независимо от их состава и металлургического состояния при действии разных газообразных сред существенно снижается сопротивление РУТ в сравнении с вакуумом. В области низких КИН реализуется единый физический механизм влияния газов на развитие трещин, включая водородсодержащие среды. Это не исключает особенностей в механизмах влияния газов в зависимости от их состава. Такой анализ проведен на примере высокопластической стали 40Х (отпуск 650 °С). По специально разработанным методикам водород и гелий очищали от примесей влажности (2 ppm) и кислорода. Высушенный и обескислороженный гелий использовали как модельно сугубо адсорбционно-активную среду. Поскольку для

пластичных сталей существенно ЗТ, представляет интерес анализ зависимостей v – ΔK_{eff}, построенных с учетом ЗТ (рис. 7.5.12). Установлены существенные отличия в кинетике припорогового РУТ при испытаниях, с одной стороны, в разных по составу газообразных средах, а с другой – в вакууме. Это указывает на реализацию для газов в основном адсорбционного механизма их влияния, которое приводит к снижению сопротивления РУТ. В рамках сравнительного анализа между собой влияния газов можно отметить некоторое усиливающее влияние (относительно ΔK_{eff}) водородных сред (воздуха и водорода) на рост РУТ в данной пластичной стали.

Выявлено двойственное влияние водорода на припороговый РУТ в зависимости от прочности сталей. Наводороживание металла приводит, с одной стороны, к снижению сопротивления отрыву, а с другой, к повышению сопротивления сдвигу. Закономерности процесса деформирования кручением наводороженной высокопрочной стали свидетельствуют о повышении сопротивления пластической деформации при активном нагружении (увеличение предела текучести и показателя деформационного упрочнения). В этих случаях, когда сопротивление РУТ определяется сопротивлением отрыву, наводороживание ускоряет разрушение (высокопрочные стали). Поскольку для низкопрочных сталей припороговый РУТ контролируется сопротивлением микропластической деформации, наводороживание материала приводит к повышению эффективного порога усталости (рис. 7.5.13). Похожая

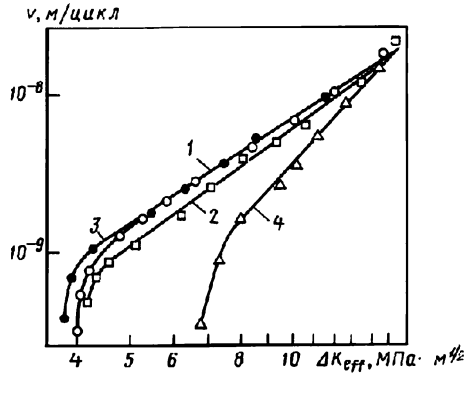


Рис. 7.5.12. Эффективная КДУР стали 40Х (отпуск при 650 °С) в лабораторном воздухе (*1*), водороде при давлении 0,12 МПа (*2*), гелии (*3*) и вакууме (*4*) при $R = 0{,}1$ и $f = 20$ Гц

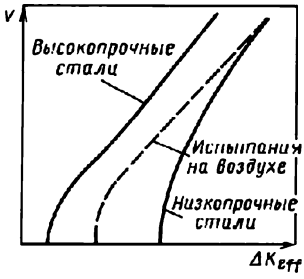


Рис. 7.5.13. Влияние водорода на припороговые участки КДУР сталей в зависимости от их прочности (схема)

двойственность влияния водорода на $\Delta K_{th\ eff}$ сталей проявляется и в случае действия жидких коррозионных сред. Это означает, что изменение параметра $\Delta K_{th\ eff}$ в результате наводороживания не зависит от типа среды. В то же время закономерности влияния газообразного водорода и коррозионных сред (по сравнению с воздухом) на номинальный порог усталости пластических сталей принципиально отличаются. В водороде $\Delta K_{th\ eff}$ снижается через ослабление эффекта ЗТ, а в коррозионных средах, наоборот, увеличивается, в основном через усиление ЗТ и осложнение морфологии вершины трещины. Анализируемое упрочняющее влияние водорода на РУТ не входит в рамки привычных представлений о водороде как агрессивной среде и факторе снижения сопротивления хрупкому разрушению. Похожая специфика, не касающаяся водорода, существует в механике усталостного разрушения. Проблема низкотемпературной хрупкости хорошо известна, в том числе, и в механике разрушения. Снижение температуры по сравнению с 20 °С приводит к повышению сопротивления РУТ, в первую очередь для низких и пластичных материалов. Здесь проявляется общая для низкотемпературной и водородной хрупкости особенность. Она состоит в том, что в случае РУТ в материалах с достаточным запасом пластичности классические представления о хрупкости не реализуются. В то же время факторы, которые повышают сопротивление микротекучести, содействуют повышению сопротивления усталости вообще и РУТ в частности.

Согласно рис. 7.5.6 с ростом ΔK отличия в кинетике РУТ в вакууме и газовых средах нивелируются. Это свидетельствует о снижении адсорбционного влияния среды на развитие трещины. С увеличением пластической

зоны в вершине трещины ослабевает влияние поверхности на процессы циклического деформирования материала в этой зоне. Последнее не касается водорода, поскольку его влияние на РУТ в конструкционных сталях при повышенных ΔK согласуется с общепринятыми представлениями о чувствительности материалов к водородному охрупчиванию. В соответствии с этими представлениями наибольшую склонность к водородному охрупчиванию имеют высокопрочные стали, а наводороживание приводит к повышению скорости РУТ в результате снижения когезивной прочности материала в зоне предразрушения. Критическая ситуация в вершине трещины достигается при определенной комбинации концентрации водорода и уровня КИН. Снижение прочности сталей означает снижение градиента напряжений и самих напряжений в вершине трещины. Это ослабляет диффузию водорода в зону предразрушения и уменьшает возможность достижения критического уровня. В результате проявление водородной хрупкости уменьшается.

В сталях повышенной пластичности транспорт водорода в зону предразрушения осуществляется с помощью подвижных дислокаций. Основываясь на таком предположении, дано объяснение немонотонной частотной зависимости влияния среды на РУТ. Максимальное влияние водорода соответствует той частоте нагружения, которая обеспечивает его эффективное взаимодействие с дислокациями. При более низких частотах подвижность водорода опережает подвижность дислокаций, что снижает эффективность данного вида транспортировки водорода в зону предразрушения. И, наоборот, при более высокой частоте нагружения скорость продвижения дислокаций будет опережать подвижность водорода, что также снижает вероятность взаимодействия водорода с дислокациями.

Высокотемпературное влияние водорода на рост усталостных трещин. Некоторые особенности РУТ при повышенных температурах можно проанализировать на примере высоколегированной жаропрочной стали НК-40 (0,36С–25Cr–20Ni–1Si–0,5Mn). Эта сталь используется для изготовления труб печей риформинга, которые эксплуатируются в температурном диапазоне 850 … 900 °С. На рис. 7.5.14 приведены результаты испытаний этой стали в диапазоне 20 … 800 °С. При комнатной температуре (рис. 7.5.14, *а*) водород замедляет РУТ

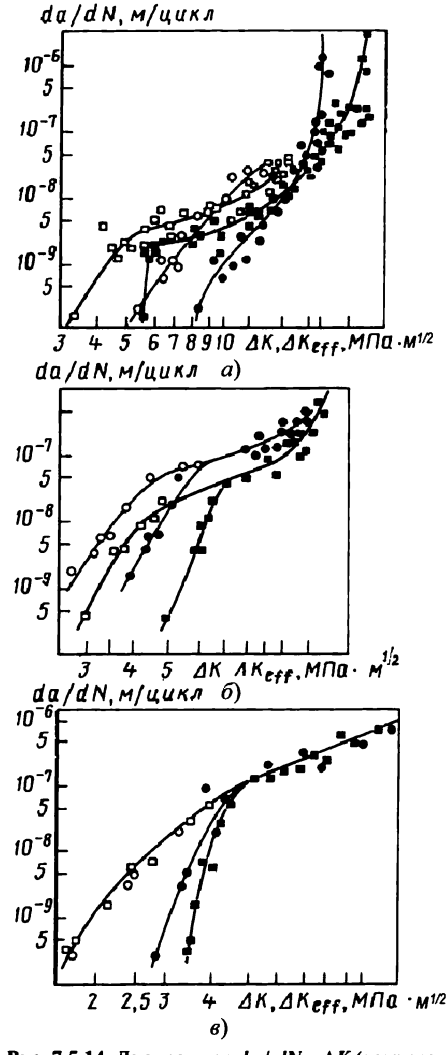


Рис. 7.5.14. Диаграммы *da / dN* – ΔK (темные символы) и *da / dN* – ΔK_{eff} (светлые символы) для стали НК-40, испытанной на воздухе (□, ■) и водороде (○, ●), при температуре:
а – 20; *б* – 400; *в* – 800 °С

при низких ΔK и ускоряет при высоких ΔK. Построение эффективных диаграмм не изменяет их относительного расположения. С повышением температуры до 200 °С положительное влияние водорода ослабевает, а при 400 °С (рис. 7.2.14, *б*) наблюдается ускорение РУТ практически во всем исследуемом диапазоне ΔK. Изменения влияния водорода в этом случае не наблюдается и после построения эффективных диаграмм. Дальнейшее повыше-

ние температуры до 600 °С качественно не меняет относительное расположение кривых. В то же время для максимальной температуры испытаний (рис. 7.5.14, *в*) свойственно отсутствие влияния водорода на РУТ, если учитывать эффект ЗТ.

Из приведенных выше экспериментальных данных лишь полученные при 20 и 200 °С в основном согласуются с проведенным ранее анализом влияния водорода на РУТ при 20 °С. В последнем случае инверсия влияния водорода на скорость РУТ свойственна не только для эффективных, но и для номинальных диаграмм. Это объясняется следующим образом. Сухой водород устраняет РУТ, обусловленный продуктами коррозии. Поэтому лишь в случае определяющей роли оксидообразования в формировании ЗТ (углеродистые и низколегированные стали в среде влажного воздуха) следует ожидать отрицательного влияния водорода на припороговый РУТ. В коррозионностойкой стали НК-40 при температурах 20 и 200 °С практически не реализуется ЗТ по механизму оксидообразования. Упрочняющее влияние водорода на зону предразрушения объясняет повышение в данных температурных условиях испытаний не только эффективного порога $\Delta K_{th\ eff}$, но и номинального ΔK_{th}.

Справедливый для низкотемпературного РУТ вывод об упрочняющем влиянии водорода становится неприемлемым для высокотемпературных испытаний (Т $\geq$ 400 °С). Наоборот, происходит разупрочнение наводороженного материала в зоне около вершины трещины при высоких температурах. Но такой характер влияния водорода имеет не только нижний, но и верхний температурный предел: зависимости v – ΔK_{eff}, которые характеризуют сопротивление РУТ при 800 °С на воздухе и в водороде, практически накладываются друг на друга (см. рис. 7.5.14, *в*). Однако это не означает отсутствие отрицательного влияния водорода на РУТ в зависимости от значений номинальных ΔK и порогового значения ΔK_{th}. Оно все еще сохраняется из-за отсутствия условий оксидообразования в водороде в отличие от РУТ в воздухе при той же температуре.

Таким образом, водород в зависимости от температуры испытаний может как упрочнять, так и разупрочнять зону перед вершиной трещины. Для исследуемой стали изменение механизма влияния водорода ($T = T^*$) наблюдается в пределах 200 ... 400 °С. Именно в этом диапазоне водород покидает дефекты, в том числе дислокации. Пребывание на них при низких температурах было для него энергетически выгодным. С этим связано двоякое влияние водорода на процессы деформирования и разрушения сталей при разных температурах испытаний. Упрочняющее влияние водорода можно связывать как с увеличением плотности дислокаций, так и со снижением их подвижности. Решающую роль в процессе упрочнения в присутствии водорода играет все же увеличение плотности дислокаций, а облака Котрелла следует рассматривать лишь как благоприятный фактор (водород облегчает процесс генерации дислокаций, образуя для себя добавочные, энергетически выгодные для оседания места). С учетом справедливости концепции о тормозящем влиянии облаков Котрелла, можно прогнозировать, что при $T > T^*$ наводороживание материала не будет влиять на скорость движения дислокаций (при таких высоких температурах облака Котрелла не образуются). Однако при таких температурных условиях возрастает скорость движения дислокаций под влиянием водорода. Этот вывод подтверждают исследования процесса ползучести стали АЕ 1020 в диапазоне температур 400 ... 456 °С. С изменением инертной среды (аргона) на водород во время испытаний при T = 427 и 456 °С практически сразу же ускоряется процесс ползучести (при более низкой температуре такой эффект не наблюдался). Моментальную реакцию на изменение рабочей среды можно объяснить лишь увеличением подвижности дислокаций.

Можно выделить общие и отличные особенности механизма влияния водорода на деформацию и разрушение в процессе РУТ в зависимости от температуры испытаний. Независимо от температуры водород ослабляет связи между атомами в кристаллической решетке. Однако последствия этого могут быть разными. При $T < T^*$ и довольно высоких уровнях нагружения ослабление связей проявляется в снижении когезивной прочности, увеличении вклада разрушения отрывом (сколом) и ускорении РУТ в целом. При низких КИН, когда возрастает роль сдвиговых процессов, необходимо принимать во внимание влияние водорода на сопротивление материала сдвигу. Ослабление под действием водорода прочности связей между атомами может применительно к температуре испытаний как оказывать, так и не оказывать влияния на интенсив-

ность образования дислокаций и их подвижность. При $T < T^*$ энергетически более выгодным для водорода является облегчение процесса зарождения дислокаций (фактор появления добавочных ловушек для водорода) и препятствование их аннигиляции (фактор перехода водорода в бездефектную кристаллическую решетку). Как следствие, при $T < T^*$ и низких КИН возрастает плотность дислокаций, что упрочняет зону предразрушения и замедляет РУТ. Когда $T > T^*$, подвижность растворенного в металле водорода не может блокироваться дефектами кристаллической решетки. В этом случае ослабление под действием водорода прочности связей в кристаллической решетке увеличивает скорость перемещения дислокаций и снижает сопротивление пластической деформации (сдвигу), то есть облегчает ползучесть материала и ускоряет РУТ в целом.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Колачев Б.А.** Водородная хрупкость металлов. – М.: Металлургия, – 1985. – 216 с.

2. **Мак-Интайр П.** Взаимодействие водорода со сталью в процессе циклического нагружения // Коррозионная усталость металлов; тр. 1 советско-англ. семинара. Львов, 1980. – Киев: Наук. думка. – 1982. – С. 121 – 147.

3. **Механика** разрушения и прочность материалов: справ. пособие в 4-х т. / под общ. ред. В.В. Панасюка. – Киев: Наук. думка, – 1988 – 1990. – Т. 4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О.Н. Романив, С.Я. Ярема, Г.Н. Никифорчин и др. – 1990. – 680 с.

4. **Никифорчин Г.Н.** Механическая ситуация в вершине коррозионно-усталостной трещины и циклическая трещиностойкость сталей // Физ.-хим. механика материалов. – 1988. – № 2. – С. 3 – 12.

5. **Осташ О.П., Жмур-Клименко В.Т.** Рост усталостных трещин в металлах при низких температурах // Физ.-хим. механика материалов. – 1987. – № 2. – С. 17 – 29.

6. **Похмурский В.И., Федоров В.В.** Некоторые особенности влияния водорода на магнитные и структурные превращения в переходных металлах и сплавах на их основе // Физ.-хим. механика материалов. – 1981. – № 1. – С. 3 – 11.

7. **Романив О.Н., Никифорчин Г.Н., Козак Л.Ю.** Циклическая трещиностойкость конструкционных сталей в газообразном водороде // Физ.-хим. механика материалов. – 1986. – № 5. – С. 3 – 15.

8. **Швед М.М.** Изменение эксплуатационных свойств железа и стали под влиянием водорода. Киев: Наук. думка, – 1985. – 120 с.

9. **Gerberich W.W., Yu W.** Hydrogen interraction in fatigue crack thresholds // Fract. Probl. and Solut. Energy Industry. Proc. 5th Can. Fract. Conf. – Winnipeg: Atomic Energy of Canada. – 1982. – P. 39 – 50.

10. **Hydrogen** effects on materials behavior / Ed. N.R. Moody and A.W. Thompson. – TMS Warrendale, Pa. – 1991. – 1083 p.

11. **Hydrogen** effects in materials / Ed. A.W. Thompson and N.R. Moody. – TMS, Warrendale, Pa, – 1996. – 1074 p.

12. **Vitovec F.M.** Effect of high pressure hydrogen environment on the creep behavior of steel // Fracture Problems and Solution in the Energy Industry. – Oxford: Pergamon Press. – 1982. – P. 107 – 114.

13. **Suresh S., Moss C.M., Ritchie R.O.** Mechanistic dissimilarities between environmentally influenced fatigue crack propagation at near threshold and higher growth rates in low strength steels // Metal Sci. – 1982. – 16, N 11. – P. 529 – 539.

Раздел 8

СТРОЕНИЕ И АНАЛИЗ ИЗЛОМОВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Глава 8.1

ОСНОВНЫЕ ПОНЯТИЯ И ОПРЕДЕЛЕНИЯ. МАКРО- И МИКРОСТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ

8.1.1. МАКРОСТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ

Исследование поверхности разрушения обычно начинают с визуального изучения излома или его рассмотрения при небольших (до 100 крат) увеличениях. В этом случае наблюдаемый рельеф изломов называют макрорельефом, а его строение – макростроением.

Анализ макрорельефа изломов даст информацию об условиях и характере нагружения, предшествующего разрушению.

Для классификации изломов по их макростроению используют следующие признаки:

– ориентацию по отношению к оси нагружения (прямой, косой, прямой со скосами или чашечный);

– макрогеометрию поверхности излома (однородный, неоднородный, звездочкой, шевронный, древовидный, полосчатый, слоистый);

– шероховатость (блеск и цвет – кристаллический, волокнистый, камневидный, бархатистый, матовый, блестящий, серый, черный, синий и др.);

– степень пластической деформации при разрушении (хрупкий, смешанный, вязкий);

– характер или условия силового воздействия (статический, ударный, усталостный, термоусталостный, коррозионный, излом ползучести, замедленного разрушения, коррозионно-усталостный и др.).

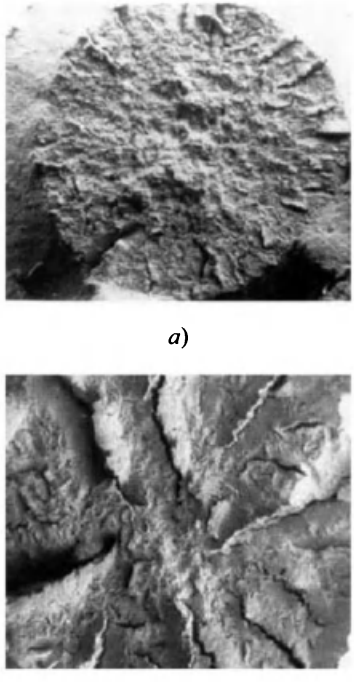
Поверхность разрушения *прямого* излома ориентирована нормально к оси образца или детали, такой излом является характерным для макрохрупкого разрушения. Поверхность разрушения *косого* излома наклонена под углом к оси образца или детали, что характерно для макровязкого разрушения или разрушения в условиях сдвига. Поверхность излома гладкого образца при растяжении обычно содержит участки прямого (в центре образца) и косого сдвигового разрушения вблизи боковой поверхности. Такой излом обычно называется чашечным или "*чашка – конус*" (рис. 8.1.1).

Однородный излом характеризуется морфологически единой поверхностью разрушения без различимых геометрических зон. *Неоднородный излом* имеет зоны, отличающиеся по макрорельефу, которые могут соответствовать различным стадиям разрушения: стабильной (докритической), нестабильной стадии ускоренного роста трещины и стадии долома образца. Граница между зонами может быть выявлена по изменению цвета, блеска или шероховатости излома в разных зонах.

Излом в виде *звездочки* (рис. 8.1.2) связан с формированием радиальных рубцов, исходящих из очага разрушения, обычно располагающегося в центре гладкого цилиндрического образца, испытанного на растяжение. Такие рубцы могут быть тонкими или грубыми в зависимости от микроструктуры материала или температуры испытания. Грубые радиальные рубцы являются элементами сдвига, причем вдоль гребней таких рубцов наблюдаются продольные расщепления, которые могут быть следствием высоких нормальных растягивающих напряжений в результате разделения радиальных поверхностей вдоль плоскости



Рис. 8.1.1. Излом типа "чашка – конус" образца из стали 09Г2С, испытанного на растяжение при $T = -20$ °С (×9)



а)

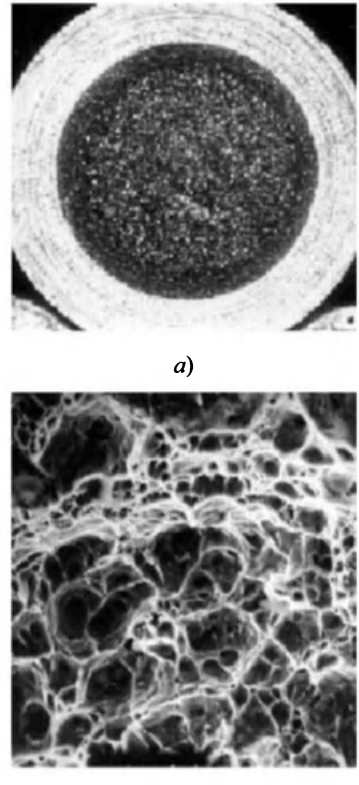
б)

Рис. 8.1.2. Излом в виде звездочки образцов из стали 09Г2С, испытанных на растяжение:
а – при $T = -50$ °С (×6); *б* – при $T = -70$ °С (×8)

максимального сдвига. Тонкие радиальные рубцы свидетельствуют о развитии разрушения путем квазискола или межзеренного растрескивания. Радиальные рубцы могут быть прямолинейными или искривленными. В последнем случае очаг разрушения обычно смещен от оси нагружения. Если радиальные рубцы покрывают всю поверхность излома, это указывает на хрупкий характер разрушения. Чаще всего начало разрушения связано с образованием волокнистой зоны в виде концентрической окружности, развивающейся от очага разрушения в центре излома образца. Радиальные рубцы образуются при переходе трещины от медленного стабильного к быстрому нестабильному развитию. В случае хрупкого нестабильного разрушения они развиваются от очага излома, при наличии докритического вязкого подроста трещины они обнаруживаются на периферии волокнистой зоны.

Медленный докритический рост трещины от очага излома приводит к образованию волокнистой зоны, которая состоит из серии случайно расположенных волокон или из периодических круговых макролиний, перпендикулярных направлению развития трещины. На рис. 8.1.3 показана волокнистая зона в центре гладкого образца, испытанного на растяжение (*а*), и ее микрорельеф (*б*).

Нестабильное развитие трещины заканчивается либо хрупким кристаллическим изломом, либо образованием зоны косого излома, или зоны среза. Зона среза состоит из кольцеобразного участка (при испытании цилиндрических образцов), наклоненного к поверхности излома и смежного с боковой поверхностью образца. Ее размер, как и размер предшествующих зон, зависит от напряженного состояния и свойств металла. С уменьшением вязкости материала величина зоны среза уменьшается, а при хрупком доломе образца она вообще отсутствует.



а)

б)

Рис. 8.1.3. Волокнистая зона докритического роста трещины на изломе образца с надрезом из стали 30ХМА, испытанного в условиях растяжения при температурах вязко-хрупкого перехода:
а – ×4; *б* – ×650

Значительное влияние на форму волокнистой зоны и зоны с радиальными зубцами оказывает форма образца. При испытании гладких цилиндрических образцов указанные зоны имеют вид концентрических окружностей, а при испытании прямоугольных образцов эти зоны имеют эллиптическую форму с максимальным размером в центральном сечении образца вдоль направления развития трещины. Главное различие внешнего вида изломов, вызванное формой образца, связано с радиальной зоной. На изломах образцов или деталей тонкого сечения эта зона уменьшается за счет увеличения относительной протяженности зоны среза. На изломах образцов очень тонких сечений, когда реализуется плосконапряженное состояние, радиальная зона отсутствует. В том случае, если ширина прямоугольных образцов значительно больше их толщины, радиальная зона имеет вид шеврона или "елочки".

Шевронные изломы (рис. 8.1.4) часто связаны с нестабильным, относительно быстрым развитием трещины, и их появление обусловлено несовпадением общего направления распространения трещины в центральном сечении образца и вблизи его боковой поверхности.

В центре образца наблюдаются прямолинейные рубцы, развивающиеся в направлении роста трещины, а вблизи боковой поверхности рубцы искривляются и следуют перпендикулярно направлению роста трещины. Это является следствием малого расстояния до боковой поверхности в образцах, ширина которых значительно больше их толщины. Имеется критическое отношение ширины к толщине образца, необходимое для образования шевронных узоров. Если указанное отношение меньше критического, шевронный узор не образуется, и радиальные рубцы располагаются либо от начала излома, либо от конца волокнистой зоны докритического развития трещины.



Рис. 8.1.4. Шевронный излом, полученный при испытании образца из армко-железа; направление разрушения справа налево (×5)



Рис. 8.1.5. Поверхность разрушения образца из трубной стали, испытанного на растяжение после наводороживания. Полосчатость излома с расслоениями связана с полосчатой феррито-перлитной структурой стали, полученной при контролируемой прокатке (×40)

Древовидные, полосчатые и слоистые изломы (рис. 8.1.5) обнаруживаются в материалах, отличающихся анизотропией структуры и свойств в результате особенностей технологического процесса и начальной структуры металла, обуславливающих сегрегации включений или легирующих элементов, которые располагаются в виде прожилок, полосок, строчек, вытянутых вдоль направления прокатки.

Кристаллический излом характеризуется наличием блестящих плоских участков (фасеток скола) и образуется при хрупком разрушении материала.

Волокнистый излом характеризуется наличием волокон, образующихся при пластической деформации в процессе разрушения, и является типичным для вязкого разрушения материала. Смешанный излом содержит как зоны волокнистого, так и области хрупкого кристаллического излома (рис. 8.1.6).

Камневидный излом типичен для перегретых сталей и имеет бугорчатое, грубозернистое строение. Подобие камневидного излома наблюдается при межзеренном разрушении сталей с крупным размером зерна. В этом случае излом имеет блеск, и при небольших увеличениях различаются отдельные зерна металла.

Бархатистый излом встречается при разрушении закаленных инструментальных сталей и имеет гладкую без кристаллического блеска поверхность.

К *хрупкому излому* относят прямой кристаллический излом без видимых признаков пластической деформации (отсутствие скосов и зон среза, связанных с пластической деформацией).

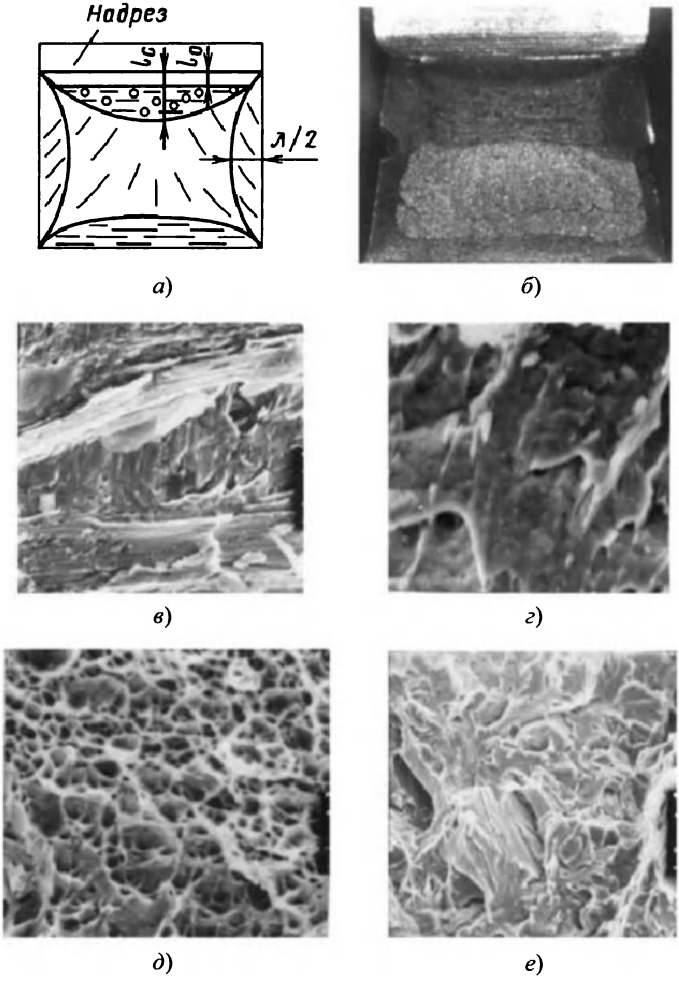


Рис. 8.1.6. Смешанный излом испытанного на ударный изгиб образца из углеродистой стали (*а* – схема излома, *б* – внешний вид излома, ×4), содержащий области начального сдвигового разрушения (*в*, ×400; *г*, ×720), вязкого (волокнистого) разрушения путем отрыва (*д*, ×820) и хрупкого (кристаллического) разрушения (*е*, ×180)

Вязкий излом имеет волокнистое строение, участки блестящего кристаллического излома отсутствуют, наблюдаются скосы и зона среза.

Оценить по макростроению излома характер и условия силового воздействия на образец или деталь не всегда возможно. Однако имеются признаки, характеризующие усталостные изломы при малом и большом числе циклов нагружения, при циклическом воздействии температуры, коррозионные изломы и изломы, образующиеся при замедленном разрушении закаленной стали, а также при однократном и длительном статическом нагружении.

По изменению шероховатости и ориентации поверхности разрушения перечисленных видов выделяют, по крайней мере, три зоны излома, соответствующие начальному сдвиговому разрушению (зона l_0), стабильному докритическому (l_c или l_s) и нестабильному развитию трещины.

Начальную зону роста трещины при различных видах нагружения называют *зоной вытягивания*. Ширина этой зоны определяется критическим раскрытием трещины и зависит от локального напряженного состояния, сформировавшегося в области вершины трещины.

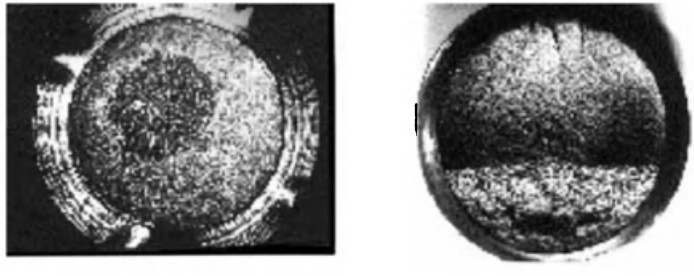
Статический излом, полученный при испытании на растяжение гладкого образца (см. рис. 8.1.1), имеет центральную зону стабильного подроста трещины l_c и сдвигового долома образца.

Усталостный излом обычно прямой (по крайней мере, в начальной зоне стабильного роста трещины) с малой степенью шероховатости и почти без признаков сопутствующей разрушению пластической деформации (рис. 8.1.7). На изломе обнаруживают зону начального сдвигового разрушения l_0, область стабильного роста усталостной трещины отрыва l_s и зону нестабильного развития с преобладанием механизмов статического однократного разрушения.

В ряде случаев на усталостных изломах различают *макролинии* остановки фронта трещины, которые иногда называют полосами Форсайта (Forsyth's bands), или линиями, подобными следам волны на пляже (beach marks) (рис. 8.1.8). Эти макролинии могут образовываться в результате смены величины циклической нагрузки, механизма разрушения, избирательного окисления, или коррозии отдельных зон поверхности излома, небольшой местной пластической деформации в областях высокой концентрации напряжений у вершины трещины. Расположение и форма линий усталости и величина промежутков между ними могут быть использованы для качественной оценки скорости роста трещины и установления предыстории циклического нагружения деталей. Тонкие линии усталости, расположенные с одинаковыми интервалами, свидетельствуют об относительно низкой скорости роста трещины при минимальных отклонениях от постоянства условий нагружения. Линии усталости, пересекающие основную часть излома, свидетельствуют о низких циклических нагрузках или о перераспределении нагрузки, если существует другой путь распространения трещины. По форме усталостных макролиний можно приблизительно оценить нагрузку, вызвавшую разрушение.

Многоцикловое нагружение приводит к образованию поверхности разрушения с одним очагом и протяженной зоной стабильного роста трещины. Следствием малоциклового разрушения является, как правило, несколько очагов и малый размер зоны стабильного роста трещины.

На изломе образца, испытанного на *ударный изгиб*, наблюдают три указанные выше зоны разрушения: начальную область сдвигового разрушения l_0 в вершине надреза, зону вязкого разрушения, составляющую вместе со сдвиговой область стабильного подроста трещины (волокнистую зону l_c), зону нестабильного развития трещины, которая может быть



а) *б*)

Рис. 8.1.7. Макрорельеф усталостных образцов из сплава Д16Т (*а*) и стали 45 (*б*), ×2,5

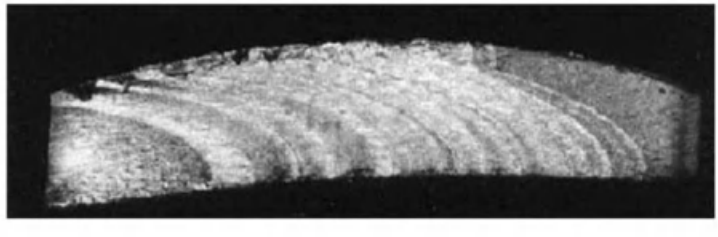


Рис. 8.1.8. Полосы Форсайта на изломе турбинной лопатки из титанового сплава ВТ3 (×2,5)

волокнистой или кристаллической в зависимости от температуры испытания, и периферийную область долома образца (см. рис. 8.1.6). Кроме того, на изломе выделяют области сопутствующей деформации – губы среза λ, примыкающие к боковой поверхности образца. По температурной зависимости длины стабильного роста трещины можно оценить критическую температуру хрупкости.

На изломах высоковязких материалов в области стабильного роста трещины при статическом или ударном нагружении независимо от типа образца наблюдаются периодические макрополосы, свидетельствующие о скачкообразном развитии вязкой трещины. В интервале вязко-хрупкого перехода меняются размеры зон и их отношение к диаметру (или ширине образцов). Соответственно меняются и характеристики разрушения.

8.1.2. МИКРОСТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ

Исследование поверхностей разрушения на электронных микроскопах с увеличением 500 и более крат позволяет выявить детали микрорельефа разрушения, изучить микростроение излома и превалирующие механизмы развития трещины. Механизмы разрушения классифицируют, исходя из пути трещины и деталей микрорельефа излома.

Имеется два возможных пути трещины: *внутризеренный* и *межзеренный*. При внутризеренном развитии трещины возможны следующие основные механизмы разрушения, характеризуемые определенными деталями или особенностями рельефа:

слияние микропор с образованием ямочного микрорельефа;

отрыв с образованием гребней отрыва;

скол, образование ручьистого микрорельефа (фасеток скола);

язычки скола;

квазискол;

линии Вальнера;

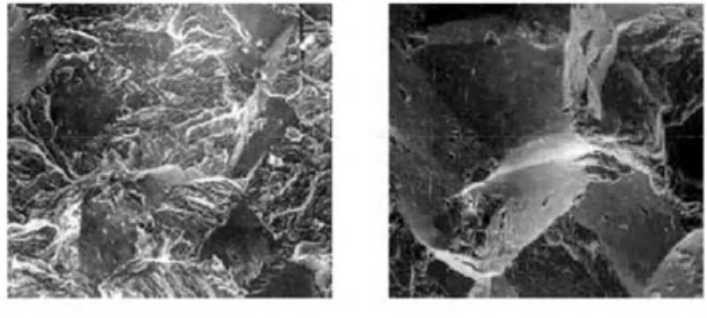
периодический рельеф, образование усталостных бороздок и квазибороздок;

фасетки циклического скола;

вторичные трещины.

При *межзеренном* разрушении трещина проходит по границам зерен, в результате на изломе наблюдаются отдельные зерна в виде межзеренных фасеток, которые имеют форму многогранников (рис. 8.1.9). Поверхность фасеток может быть гладкой (хрупкий межзеренный микрорельеф) или покрытой вязкими ямками (вязкий межзеренный микрорельеф). В последнем случае на гранях зерен наблюдаются мелкие ямки, образованные путем слияния пор в слое, прилегающем к границам зерен. Межзеренное разрушение может быть вызвано различными причинами – наличием хрупких выделений по границам зерен, трехосным напряженным состоянием, воздействием активной среды, наличием водорода и др.

Слияние микропор, которое приводит к возникновению *ямок* на поверхности разрушения, является одним из видов *внутризеренного* разрушения. Микропоры зарождаются в процессе пластического течения на включениях, нерастворенных частицах вторых фаз (например, карбидах), границах зерен, в полосах деформации или в любых других местах, где наличие несплошности приводит к концентрации пластического течения. Декогезия материала в месте зарождения микропоры может происходить через частицу второй фазы или



а) *б*)

Рис. 8.1.9. Микрорельеф межзеренного разрушения образца из стали 20Х12ВНМФ, испытанного при циклическом нагружении:
а – ×200; *б* – ×330

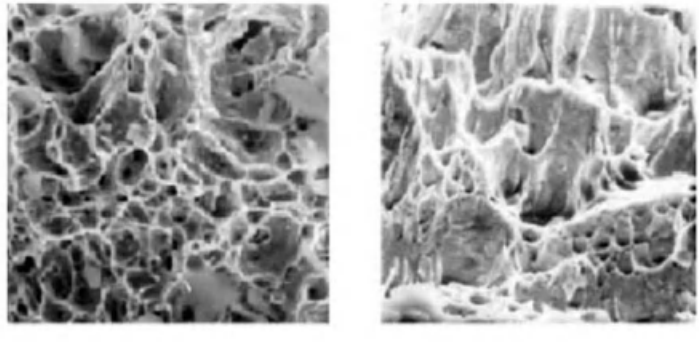
вдоль границы раздела частица – матрица. По мере увеличения пластической деформации микропоры растут, зарождаются новые, расстояние между крупными микропорами уменьшается, тонкие гребни, разделяющие микропоры, разрываются, и происходит разрушение. Образованные таким образом поверхности излома содержат многочисленные чашеподобные углубления – "ямки" (dimples).

На форму ямки влияет относительное направление приложения нагрузки, вызывающей разрушение. При разрушении в условиях отрыва ямки имеют сферическую форму (рис. 8.1.10, *а*), а при воздействии напряжений сдвига становятся параболическими (рис. 8.1.10, *б*). Такого рода ямки наблюдаются в зоне вытягивания, наблюдаемой в начальной области роста трещины. При низких температурах в этой зоне обнаруживается сдвиговый микрорельеф. Имеется 14 вариантов формирования ямок в зависимости от напряженного состояния вблизи вершины трещины, что позволяет путем детального анализа их формы реконструировать возможные условия нагружения. Размер ямок зависит от числа мест зарождения микропор и относительной пластичности матрицы. На поверхности ямок видны признаки деформации – скольжение, волнистость, зоны вытяжки. Скольжение происходит по нескольким почти параллельным благоприятно ориентированным плоскостям. По мере развития деформации отдельные плоскости скольжения сглаживаются и образуют волнистую поверхность ямки. Дальнейшая деформация иногда "стирает" детали рельефа и возникает безрельефная поверхность боковой стенки ямки.

Отрыв – локальное разрушение, возникающее в результате нарушения продвижения трещины при наложении другого механизма разрушения. Отрыв имеет место в том случае, если небольшие участки или перемычки разрушаются путем пластического течения или образования шейки. Такой вид разрушения сопровождается образованием гребней отрыва.

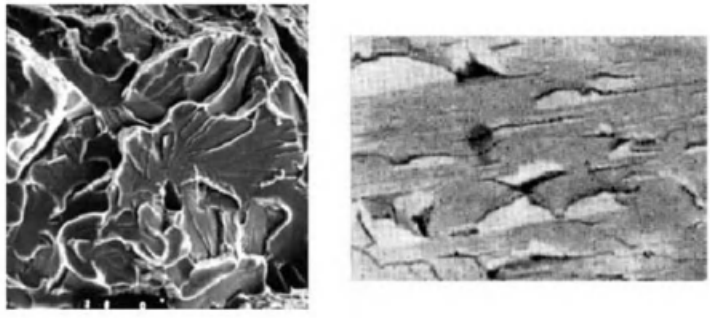
Скол с образованием ручьистого микрорельефа представляет собой локальное расщепление металла по определенным кристаллографическим плоскостям, которое происходит в металлах, обнаруживающих слабую способность к поперечному скольжению или ее полное отсутствие. Поэтому разрушение сколом с образованием фасеток скола (или ручьистого микрорельефа) (рис. 8.1.11, *а*), как правило, обнаруживается у металлов с объемноцентрированной и гексагональной плотноупакованной решетками. Однако при некоторых условиях расщепление вдоль определенных кристаллографических плоскостей наблюдается и в металлах с гранецентрированной решеткой: в алюминиевых сплавах при растрескивании в результате контакта с ртутью или во многих сплавах при циклическом нагружении в присутствии коррозионной среды.

Трещины скола зарождаются в местах, где затруднено кристаллографическое скольжение, т.е. на границах зерен, на пересечениях двойников, плоскостей скольжения, на включениях и частицах второй фазы. Фасетки с ручьистым узором наблюдаются внутри зерен в виде ступенек между участками трещины на параллельных плоскостях скола данного зерна. По мере развития через зерно участки трещины растут в ширину и приближаются друг



а) *б*)

Рис. 8.1.10. Ямки, образованные в условиях отрыва (*а*) и сдвига (*б*) при ударном нагружении образцов из стали ОН6С (×150)



а) *б*)

Рис. 8.1.11. Микрорельеф хрупкого разрушения:
а – фасетки скола, наблюдаемые на изломе образца из стали 45 (×300);
б – язычки скола на изломе образца из стали Ст3 (×8600)

к другу. Ступеньки между плоскостями скола представляют собой места разрушения тонких перемычек, соединяющих сблизившиеся участки трещины скола. Эти ступеньки сходятся в одну точку, от которой начинается локальное развитие трещины, поэтому по их ориентации можно судить о направлении распространения трещины на данном локальном участке. В некоторых металлах обнаруживаются *язычки скола* (рис. 8.1.11, *б*), которые образуются в результате локального отклонения трещины от плоскости скола при пересечении ею границы между двойником деформации и матрицей. Иногда на хрупких включениях интерметаллидной фазы наблюдается микрорельеф в виде *линий Валнера* (рис. 8.1.12), обусловленный взаимодействием фронта распространяющейся трещины и волн упругих напряжений в материале. Линии Валнера – это параллельные ступеньки скола, создающие волнистый периодический рельеф. В отличие от усталостных бороздок линии Валнера пересекаются друг с другом.

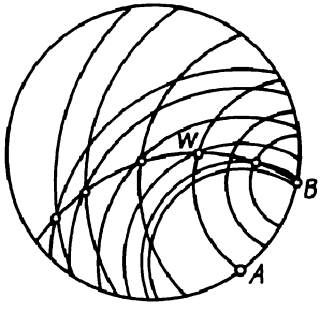


Рис. 8.1.12. Схема образования линий Валнера

Многие высокопрочные материалы разрушаются по механизму *квазискола* (рис. 8.1.13), т.е. сочетания механизма слияния микропор и скола. Этот механизм нельзя путать с тем случаем, когда одновременно наблюдаются соседние участки скола по хрупким вторым фазам и ямки в матрице. При квазисколе нет выраженной границы между фасеткой скола и участками с ямками, обрамляющими эту фасетку. Разрушение путем квазискола чаще зарождается внутри фасеток в отличие от скола, который обычно зарождается на границе зерна. Ступеньки скола при квазисколе непосредственно переходят в гребни отрыва соседних ямочных участков.

При циклическом действии нагрузки происходит усталостное разрушение, характерным механизмом которого являются *усталостные бороздки* (рис. 8.1.14, *а*). Бороздки обычно распространяются по многим террасам (или плато), которые соединяются между собой ступеньками сдвига. Различают вязкие и хрупкие бороздки. Вязкие бороздки образуются путем чередования локального разрушения

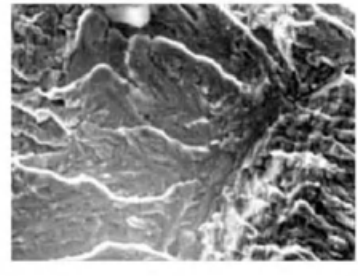


Рис. 8.1.13. Участок разрушения путем квазискола в образце из хромоникелевой стали, испытанном на усталость (×225)

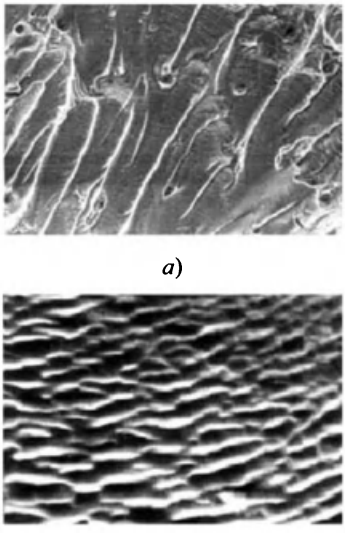


Рис. 8.1.14. Усталостные бороздки (*а*, ×550) и квазибороздки (*б*) на изломах образцов из алюминиевого сплава В95Т1 (×12 000)

сдвигом и отрывом. Хрупкие бороздки встречаются реже и сочетают в себе особенности скола (ступеньки) и усталостного разрушения, поэтому они выглядят плоскими. Расстояние между усталостными бороздками (или шаг бороздок) увеличивается с возрастанием длины трещины и размахом коэффициента интенсивности напряжений, в ряде случаев по нему можно приблизительно оценить скорость развития усталостной трещины.

Вблизи очага усталостной трещины при низких амплитудах циклического напряжения различают иногда (при больших увеличениях) *квазибороздки* (рис. 8.1.14, *б*), отличающиеся от обычных усталостных бороздок тем, что их ширина почти постоянна по длине трещины, а сами бороздки нерегулярные. Они образуются в результате выхода многочисленных линий скольжения на поверхность излома. В начальной зоне усталостных изломов, полученных при низких амплитудах напряжения, могут обнаруживаться области сдвигового разрушения (рис. 8.1.15, *а*, *б*) и *фасетки циклического скола*, образование которых связано с развитием усталостной трещины вдоль определенных кристаллографических плоскостей (рис. 8.1.15, *б*, *в*).

Вторичные трещины, перпендикулярные направлению роста магистральной (чаще всего, усталостной) трещины, появляются в материале

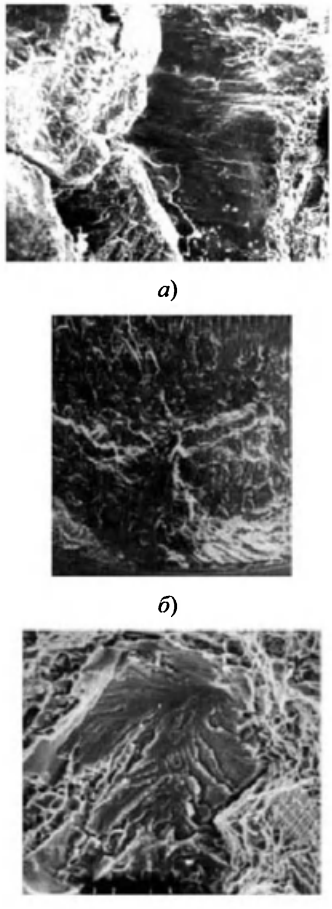
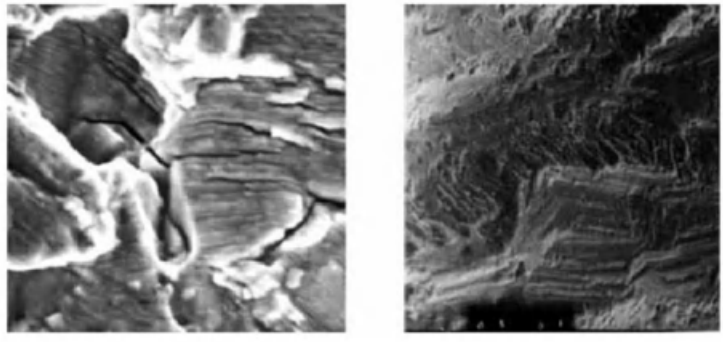


Рис. 8.1.15. Зоны сдвигового разрушения (*а*, *б*) на изломах образца:
а – из аустенитной стали, испытанного в условиях термоусталости, ×150; *б* – алюминиевого сплава В95Т1, испытанного в условиях механической усталости, ×40; *в* – фасетка циклического скола на изломе усталостного образца из аустенитной стали, ×270

в результате локальной релаксации напряжения при ее движении. С увеличением степени охрупчивания материала склонность к образованию вторичных трещин увеличивается (рис. 8.1.16, *а*).

На усталостных изломах иногда наблюдаются *траковые следы* (рис. 8.1.16, *б*), свидетельствующие о механическом повреждении материала в результате многократного соударения и относительного перемещения двух взаимно соприкасающихся поверхностей. Часто их появление связано с выкрошившимися частицами материала на поверхности излома.



а) *б*)

Рис. 8.1.16. Вторичные трещины на усталостном изломе образца из стали ЭИ 698 (*а*), ×700 и траковые следы (*б*) на изломе образца из алюминиевого сплава Д16Т, ×90

8.1.3. ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МАКРО- И МИКРОСТРОЕНИЯ ИЗЛОМОВ ПОД ВЛИЯНИЕМ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ФАКТОРОВ

Закономерности формирования и изменения рельефа изломов в процессе эксплуатации или испытаний в первую очередь определяются параметрами механики разрушения, которые характеризуют локальное напряженное состояния материала образца или детали на данном участке развития трещины. Коэффициент интенсивности напряжений (K) является функцией напряжения и длины трещины и в значительной степени, совместно с другими параметрами (R, T, среда, частота нагружения и др.), определяет скорость распространения трещины, макро- и микрорельеф разрушения на стадии ее развития. Практически при любом виде испытаний параметры строения излома, а иногда и механизмы разрушения изменяются с увеличением длины трещины, причем это изменение связано, в первую очередь, с изменением коэффициентов интенсивности напряжений.

Другим важным фактором, определяющим рельеф излома, является структура материала, влияние которой зависит от размера пластической области, формирующейся в вершине трещины при ее развитии, и субструктуры материала в пределах самой зоны.

Таким образом, размер пластической зоны или отношение размера пластической зоны к размеру структурного элемента служит связующим звеном между структурой материала, действующей нагрузкой и коэффициентом интенсивности напряжений.

Процесс разрушения в различных условиях включает три основные стадии: образование и развитие сдвиговой трещины, развитие трещины отрыва и стадию долома, которая может быть связана как со сдвигом, так и с отрывом. Изменение структуры материала или изменение степени внешнего воздействия влияют на длительность каждой стадии и характеристики разрушения, контролирующие переход от одной стадии к другой. Изменение условий нагружения может приводить к исчезновению одной стадии и существенному увеличению продолжительности следующего этапа разрушения. Для правильной оценки и сравнения работоспособности материалов в условиях подобия локального напряженного состояния необходимо разделять стадии разрушения и сравнивать переходные характеристики, определяющие постадийную кинетику роста трещины.

Стадийность разрушения приводит к образованию на изломах *зоны сдвига*, в которой разрушение контролируется величиной K_{II} (K_{III}), *зоны отрыва* (разрушение в пределах которой контролируется значением K_I) и *зоны долома*, которая может формироваться как в условиях сдвига, так и в условиях отрыва. Каждая из указанных зон характеризуется своим превалирующим механизмом и определенными парамстрами рельефа разрушения.

Проявление стадийности процесса разрушения на микроуровне в локальных объемах у вершины трещины приводит к скачкообразности процесса ее развития. Примерами скачкообразного роста трещины служит образование макрополос при однократном ударном нагружении сталей, макрополос усталости

(полос Форсайта), а также образование бороздок усталости и подобных им микрополос при статическом (часто коррозионном) разрушении. Анализ скачкообразного роста трещины показывает, что макро- и микрополосы образуются в результате многократной смены разрушения в условиях локального сдвига и отрыва.

Ширина макрополос и бороздок, также, как и длина макротрещины, соответствующей стадиям разрушения сдвигом и отрывом, определяется параметрами нагружения и локальным напряженным состоянием. Поэтому макроскопический образец можно рассматривать в качестве модели для изучения процессов, происходящих на микроуровне. Подобие микро- и макрорельефа разрушения, а также результаты детальных исследований механизма образования бороздок позволяют предполагать, что в локальных объемах у вершины усталостной трещины при формировании бороздки образуется пластическая зона, затем начинается сдвиговое разрушение, за которым следует разрушение отрывом. Чем больше размер пластической зоны, тем больше протяженность участков разрушения сдвигом и отрывом и тем больше высота и ширина усталостной бороздки. По данным исследования кинетики роста трещины в колонне растрового микроскопа следует, что переход к стадии отрыва происходит при максимальной нагрузке. Если этот вывод перенести на процесс образования бороздки, то оказывается, что сдвиговый участок бороздки формируется в процессе нагружения, а отрывной – в процессе разгрузки.

На микро- и макроуровне процесс разрушения развивается аналогичным образом. Проявляется самоподобное или автомодельное развитие трещины на нескольких масштабных уровнях. Самоподобие состоит в том, что на обоих уровнях обнаруживаются стадии сдвига и отрыва и сохраняются основные механизмы разрушения. К выводу о подобии процесса разрушения на различных масштабных уровнях приводит и наблюдение поверхностей разрушения горных пород в крупных горных разломах, внешний вид которых, а также основные механизмы разрушения аналогичны обнаруживаемым на изломах металлических образцов.

Анализ микрорельефа разрушения при статическом и ударном нагружении образцов с надрезом обнаружил три указанных выше области на поверхности изломов, полученных в интервале вязко-хрупкого перехода: начальную сдвиговую область шириной θ, зону вязкого разрушения, составляющую вместе со сдвиговой область докритического подроста трещины l_c и зону нестабильного хрупкого разрушения. При испытании на растяжение цилиндрических образцов с надрезом вязкая область имела вид кольца по периферии излома, хрупкая – располагалась в центре образца. На изломах высоковязких материалов в области вязкой зоны независимо от типа образца и вида нагружения наблюдаются периодические макрополосы, свидетельствующие о скачкообразном развитии вязкой трещины. В интервале вязко-хрупкого перехода меняются размеры зон и их отношение к диаметру (или ширине) образцов. Измерения зон при различных температурах позволили выделить четыре критические температуры хрупкости, соответствующие изменению микрорельефа разрушения: T_A – температура, при которой излом становится полностью вязким; T_C – критическая температура хрупкости, при которой отношение ширины вязкой области к ширине образца (l_c / B) равно примерно 1/4; T_0 – температура, с понижением которой исчезает вязкая область отрыва (l_c – θ), и на изломе остается только участок сдвигового разрушения, T_B – температура, при которой излом становится полностью хрупким (проекция сдвиговой области на плоскость трещины близка к нулю). На рис. 8.1.17 показаны выделенные температуры на диаграммах вязко-хрупкого перехода, построенных по относительным значениям размера зон на изломах ударных образцов из стали 1Х13. Подобные зависимости были построены и для других материалов.

При испытании гладких образцов в интервале вязко-хрупкого перехода обнаруживаются те же закономерности изменения макрорельефа, с той лишь разницей, что вязкая область с периодическими макрополосами располагается в центре образца.

Ширина выделенных зон, помимо температуры испытания, зависит от геометрии образца, в частности от его толщины и радиуса дна надреза: с увеличением толщины и уменьшением радиуса дна надреза зоны θ и l_c, а также число скачков при доломе уменьшаются. Аналогичное влияние на характеристики разрушения оказывает любой фактор, вызывающий увеличение стесненности пластической деформации: скорость нагружения,

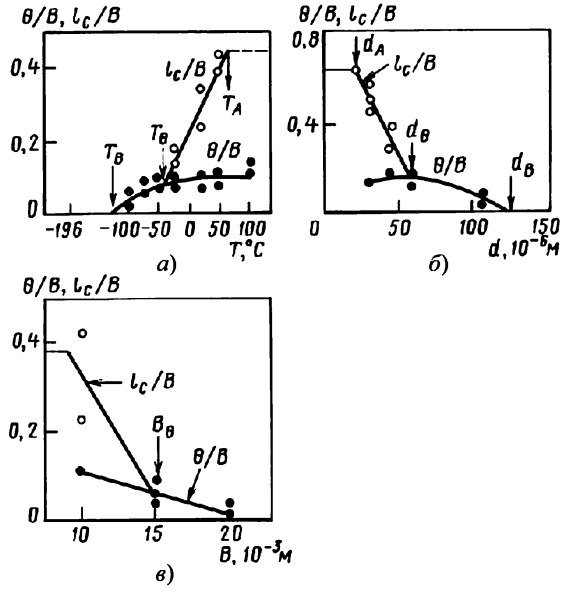


Рис. 8.1.17. Зависимости относительной ширины зоны сдвига (θ / *B*) и отрыва (l_c / *B*) от:
а – температуры (сталь 1Х13, ударное нагружение); *б* – размера зерна (сталь Ст3, ударное нагружение); *в* – толщины образца (сталь 45, испытание в условиях статического изгиба)

структура, давление и др. Поэтому, подобно критическим температурам хрупкости, по характеру изломов могут быть определены и критические значения других параметров (П), соответствующих полностью хрупкому разрушению ($П_B$), начальному сдвиговому ($П_θ$), полностью вязкому ($П_A$) и полухрупкому ($П_C$) разрушению. Такими параметрами, кроме температуры, могут являться толщина образца, размер структурного элемента, скорость нагружения, режим термической обработки и др. На рис. 8.1.17 представлены зависимости отношения длины трещины к толщине образцов из исследуемых сталей от температуры, размера зерна и толщины образцов. На двух последних зависимостях, так же, как и на температурной, могут быть выделены критические параметры, соответствующие изменениям механизма разрушения, аналогичным тем, которые наблюдаются при достижении критических температур хрупкости. Это не означает, что размер зерна и толщина образца являются, подобно температуре, столь же сильными факторами, способными вызывать вязко-хрупкий переход при любой температуре испытания. Эти факторы могут инициировать переход к хрупкому разрушению только в определенном интервале температур, близком к порогу хладноломкости. Критические значения параметров T_0, d_0 и B_0, соответствующие появлению вязкой зоны отрыва, определяют границу области, в которой могут быть достоверно оценены характеристики механики разрушения. Появление вязкой зоны отрыва приводит к усилению влияния на поведение материала других факторов, оказывающих на него малое воздействие в области хрупкого и полностью вязкого разрушений. Таким образом, отношение длины трещины докритического роста к толщине образца служит параметром подобия, определяющим:

– механизм разрушения и достижение критических значений параметра, определяющего действующий фактор ($П_B$, $П_0$, $П_A$, $П_C$);

– область корректной оценки параметров линейной механики разрушения;

– область наибольшего (при $П_0 < П < П_A$) и наименьшего (при $П < П_B$ и $П > П_A$) влияния других факторов;

– возможность сравнения материалов в условиях подобия по напряженному состоянию и прогнозирования работоспособности материала при изменении действующего фактора в интервалах, определяемых их критическими значениями.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Ботвина Л.Р.** Кинетика разрушения конструкционных материалов. – М.: Наука, 1989. – 230 с.

2. **Коцаньда С.** Усталостное растрескивание металлов. – М.: Металлургия, 1990. – 623 с.

3. **Расчеты** и испытания на прочность: Классификация видов изломов металлов: Методические указания (РД 50-672–88). – М.: ВНИИНМАШ, 1988. – 32 с.

4. **Расчеты** и испытания на прочность в машиностроении: Фрактографический метод определения критической температуры хрупкости металлических материалов. МР5–81. – М.: ВНИИНМАШ, 1981. – 23 с.

5. **Расчеты** и испытания на прочность в машиностроении: Метод оценки сопротивления металлических материалов усталостному разрушению по шагу усталостных бороздок. МР-189–86. – М.: ВНИИНМАШ, 1986. – 36 с.

Глава 8.2

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗЛОМОВ

8.2.1. СВЕТОВАЯ МИКРОФРАКТОГРАФИЯ

Световая (оптическая) фрактография – это изучение строения излома с помощью светового (оптического) микроскопа при увеличении от ×10 до ×1000 крат. При увеличениях от 10 до 100 используют термин «макрофрактография», а при увеличениях от 100 до 1000 – «микрофрактография».

Преимущественной областью применения световой микрофрактографии являются: исследование кинетики разрушения, изучение особенностей строения излома в зависимости от вида и характера нагружения, а также исследования с этих позиций эксплуатационных разрушений.

Исследования проводятся на обычных световых металлографических микроскопах.

Исследуемая поверхность излома должна быть предварительно очищена ацетоном. В том случае, если предполагается или заведомо известно, что разрушенная деталь (образец) подверглась воздействию агрессивной среды, поверхность излома исследуется как без очистки, так и после снятия оксидных пленок. Химическое или электролитическое травление можно применять в особых случаях, например, при необходимости выявить границы зерен, крупные частицы избыточных фаз, для снятия окисных плен и т.д. При этом надо учитывать, что возможны некоторые искажения профиля излома, в связи с чем излом должен сначала исследоваться до травления, а потом после него.

Основное методическое затруднение при световой микрофрактографии заключается в ориентировке и фокусировке выбранной площадки на изломе по отношению к оптической оси микроскопа. Наиболее удобно и просто это достигается путем укрепления образца с изломом на стеклянной пластине в пластилине, которая устанавливается на предметный столик микроскопа. Изменяя положение образца в пластилине, можно достигнуть разной степени наклона микроучастков излома к плоскости предметного столика микроскопа. При исследовании поверхностей излома с увеличением до ×500 можно использовать шарнирные приспособления, например, простое в изготовлении приспособление Н.Н. Поповой.

Одним из недостатков световой микрофрактографии, особенно при исследовании изломов со значительной шероховатостью, является невозможность одновременного исследования достаточно больших участков поверхности. Изучаются отдельные участки изломов, ориентированные перпендикулярно оптической оси микроскопа. Наклонные участки поверхности излома практически невозможно исследовать, особенно при увеличении свыше ×500, так как при этом применяются объективы с малым фокусным расстоянием и наклон самой поверхности не может быть осуществлен. В ряде случаев приходится спиливать выступающие грани излома.

В связи с этим световая микрофрактография не получила большого развития.

Тем не менее исследование поверхностей изломов с помощью оптических микроскопов может быть полезно, особенно если не предполагается проведение электронно-микроскопических исследований.

При увеличении, получаемом на оптическом микроскопе, изломы имеют свои характерные особенности в зависимости от вида и условий нагружения. Например, характерными для усталостного разрушения являются относительно гладкие микроплощадки (плато) с рисунком в виде регулярных полосок (бороздок), по форме этих бороздок и расстоянию между ними можно оценить инициирующие

разрушение напряжения, скорость разрушения, изменение напряжений в процессе разрушения и т.п. С увеличением длины усталостной трещины микрорельеф разрушения меняется, причем каждому участку кривой роста трещины соответствует определенное строение излома (рис. 8.2.1, 8.2.2).

На рис. 8.2.1 показана связь стадий развития усталостной трещины с преимущественным механизмом ее распространения, а на рис. 8.2.2 приведены виды рельефа излома по мере роста усталостной трещины. На стадии равномерно ускоренного развития трещины наблюдается рисунок в виде отдельных плато без бороздок (рис. 8.2.2, *а*), со слабой волнистостью (рис. 8.2.2, *б*) или в виде тонких усталостных бороздок (рис. 8.2.2, *в*); на стадии ускоренного развития – грубые усталостные бороздки (рис. 8.2.2, *г*); в зоне перехода к долому – грубая складчатость (рис. 8.2.2, *д*), а затем – в зоне циклического проскальзывания – сглаженный рельеф (рис. 8.2.2, *е*), иногда со следами в виде ступенек (рис. 8.2.2, *ж*); в зоне долома для пластичных материалов характерно появление грубого ямочного рельефа в виде углублений и стенок между ними различной ширины (рис. 8.2.2, *з*).

Чем пластичнее материал, тем более тонкие стенки у ямок и крупнее сами ямки после разрушения при действии однократной нагрузки*. На рис. 8.2.3 приведены микрофрактограммы сплава 1911 после естественного и искусственного старения. После естественного старения ямки крупнее, материал более пластичен. На рис. 8.2.4 приведены микрофрактограммы сплава АК4-1 с разным содержанием кремния: при 0,15 % излом более вязкий, чем при 0,33 %. Изменяя фокусировку с помощью микрометра, можно оценить глубину ямок (табл. 8.2.1).

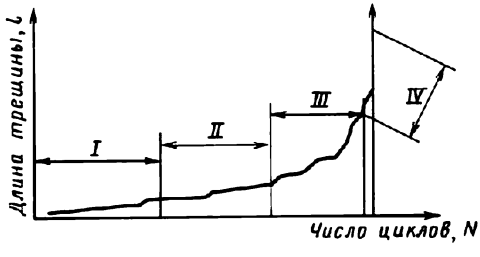


Рис. 8.2.1. Связь вида поверхности излома с кривой роста усталостной трещины:
I – тонкие усталостные бороздки;
II – грубые усталостные бороздки;
III – грубая складчатость;
IV – зона циклического проскальзывания

Для хрупкого внутризеренного разрушения характерно наличие хрупких фасеток (рис. 8.2.5).

Микрофрактограмма с межзеренным изломом приведена на рис. 8.2.6. Во многих случаях при исследовании поверхности излома используются реплики. Метод реплик может рекомендоваться тогда, когда деталь крупная и ее невозможно установить на микроскоп или привезти к месту исследования (как, например, при аварийных исследованиях), а также при исследовании очень грубых поверхностей излома во избежание порчи объектива.

Методом реплик с помощью светового микроскопа могут быть выявлены: дефекты материала (поверхностные трещины, окисные плены, сварочные поры и т.д.), характерные особенности излома, позволяющие, например, установить, что излом имеет усталостное строение (рис. 8.2.7). С использованием реплик может быть оценено количество и форма избыточных фаз, присутствующих на поверхности излома.

Для исследования в световом микроскопе изготавливают одноступенчатые пластиковые или угольные реплики. Для изготовления пластиковых реплик применяется раствор ацетатной целлюлозы в ацетоне, имеющий консистенцию силикатного клея. Раствор наносится кисточкой на поверхность излома. Затем берется сухая пленка из ацетатной целлюлозы толщиной порядка 0,1 мм и накладывается на поверхность, покрытую незатвердевшим раствором. Пленка прессуется до полного высыхания реплики (5...10 мин). Реплики с грубых поверхностей, на которых нанесено большое количество раствора, могут высыхать в течение 15...30 мин. Для ускорения высыхания можно применять продувку теплым воздухом. После высыхания реплика снимается с поверхности излома и укладывается в специальное приспособление, обычно применяемое при оттенении в электронной металлографии, или приклеивается по краям клейкой лентой на стекле таким образом, чтобы поверхность реплики, соприкасающаяся с изломом, была сверху. Затем реплика оттеняется каким-либо металлом и может быть установлена для исследования на оптическом микроскопе (рис. 8.2.8).

* Наблюдается и обратный эффект: снижение диаметра ямки с увеличением пластичности материала (прим. редактора).

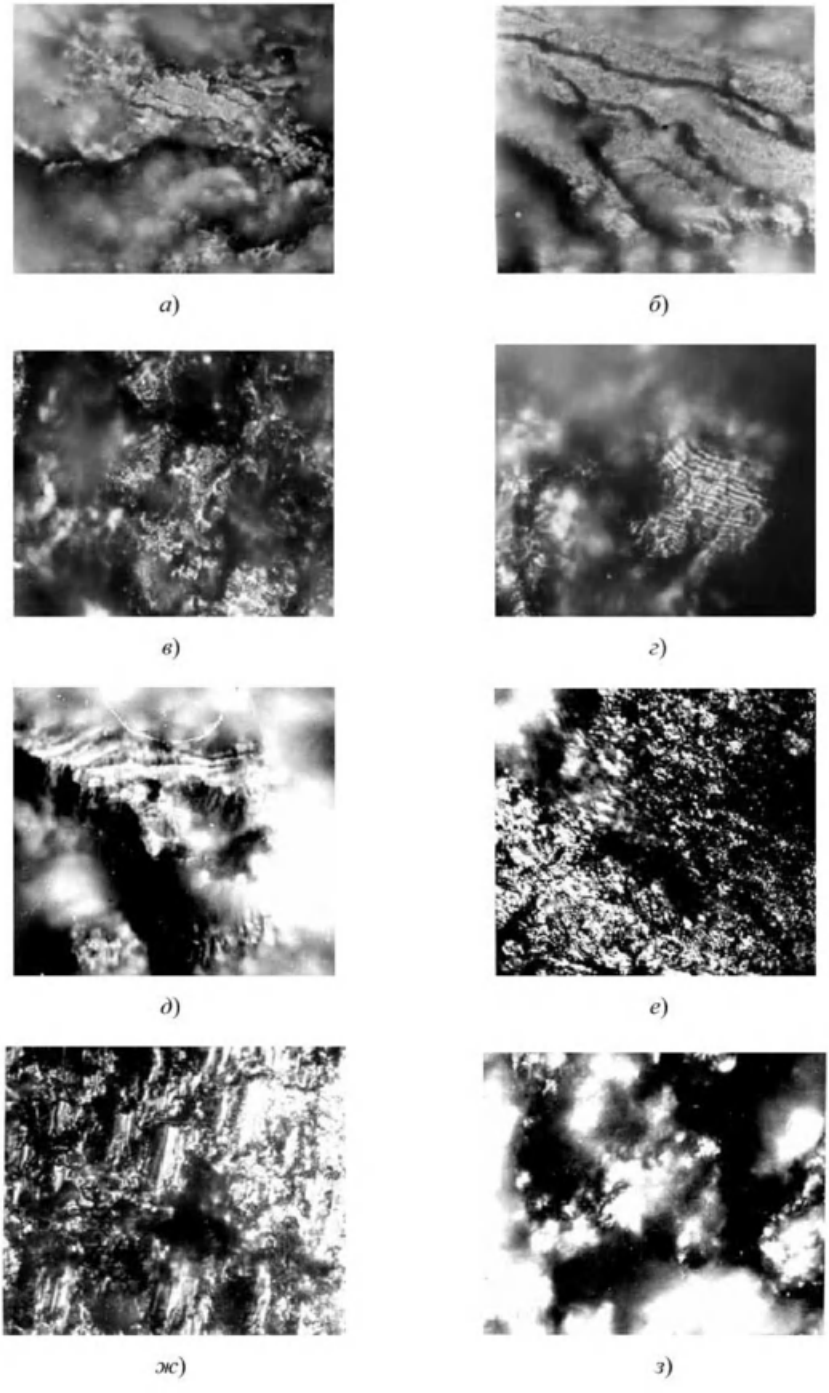
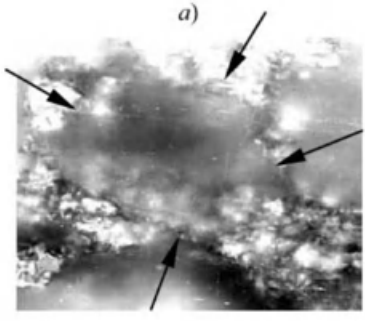


Рис. 8.2.2. Типы рельефа, наблюдаемые на световом микроскопе (×635):
а – рисунок в виде плато (центральная область фрактограммы); *б* – слабая волнистость с нечетко выраженными усталостными бороздками; *в* – тонкие усталостные бороздки; *г* – грубые усталостные бороздки; *д* – грубая складчатость; *е* – сглаженный рельеф; *ж* – ступеньки; *з* – ямочный долом

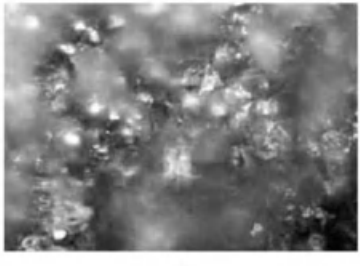


а)

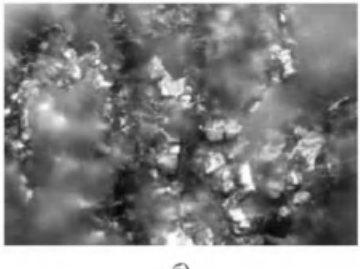


б)

Рис. 8.2.3. Микрофрактограмма зоны однократного разрушения сплава 01911 после испытания на ударный изгиб (×635): *а* – естественное старение (видна стенка между двумя ямками); *б* – искусственное старение (стрелками показаны контуры ямки)

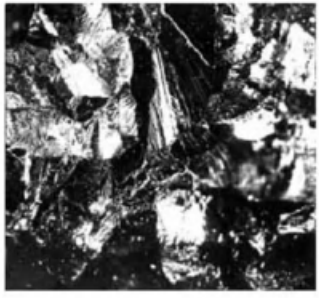


а)

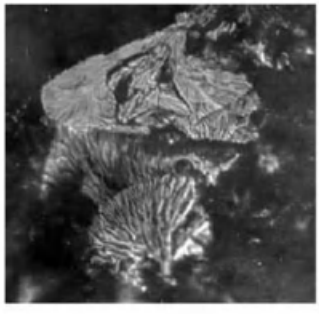


б)

Рис. 8.2.4. Микрофрактограммы образцов из сплава АК4-1 (×635) с содержанием кремния: *а* – 0,15 %; *б* – 0,33 %



а)



б)

Рис. 8.2.5. Хрупкие фасетки: *а* – магнитный сплав (×4,5); *б* – сталь 35ГЛ (×635)

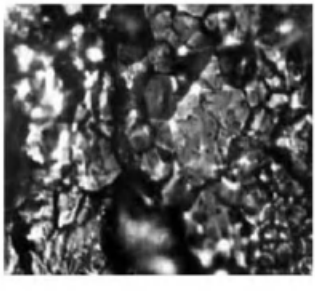


Рис. 8.2.6. Межзеренный излом в расслое полуфабриката сплава системы Al-Li-Mg (×635)

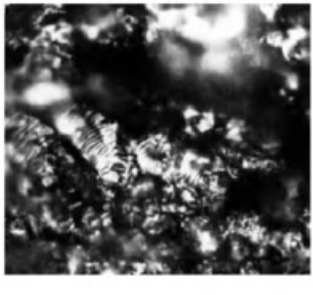


Рис. 8.2.7. Микрофрактограмма усталостного излома (пластико-угольная реплика) сплава АК4-1 (×635)

8.2.1. Влияние содержания кремния на глубину ямочного рельефа

Масс. доля кремния, %	Ударная вязкость образцов с усталостной трещиной, КСТ, Дж/см^2	Глубина ямок		
		средняя	наибольшая	наименьшая
		мкм		
0,15	5,59	3,0	6,0	1,2
0,33	4,21	2,4	5,0	1,0



Рис. 8.2.8. Микрофрактограмма однократного излома с включениями (угольная реплика) сплав АК4-1 (×635)

8.2.2. ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗЛОМОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Применение просвечивающих электронных микроскопов (ПЭМ) при исследовании изломов позволяет получать увеличения и глубину резкости изображения намного больше, чем при использовании световых микроскопов.

К образцам, которые предполагают исследовать с помощью ПЭМ, предъявляется ряд требований. Во-первых, они должны быть прозрачными для пучка электронов. Во-вторых, они должны иметь определенные различия по плотности (это касается структуры фольг) и толщине (это касается микрорельсфа изломов), обеспечивающие соответствующую контрастность изображения. И, в-третьих, образцы должны быть достаточно малыми, чтобы свободно размещаться в камере объектодержателя ПЭМ.

При фрактографических исследованиях прозрачность для электронов обеспечивается путем приготовления образцов в виде пластиковых или углеродных реплик с поверхности разрушения. При исследовании реплик просвечивающий электронный микроскоп обеспечивает существенно более высокое разрешение мелких деталей, чем растровый электронный микроскоп (РЭМ), позволяющий вести прямое наблюдение поверхности разрушения. Использование реплик особенно важно в тех случаях, когда изучаемая поверхность разрушения расположена на крупной конструкции, резервуаре или машине, которые не могут быть доставлены в лабораторию. Известно много способов изготовления реплик толщиной в несколько десятков нанометров. Наилучшая точность выявления микрорельефа достигается в случае изготовления реплики в окончательном виде непосредственно на поверхности разрушения. Такая реплика называется прямой, или одноступенчатой. Однако данный способ очень часто влечет за собой разрушение исследуемой поверхности, поскольку освобождение реплики осуществляется путем химического или электрохимического воздействия на металл. В связи с этим в лабораторных исследованиях более широко используют технологию приготовления двухстадийных (двухступенчатых) и многостадийных реплик. Фотографическую или рентгеновскую пленку на нитрооснове очищают от эмульсионного слоя, размягчают в ацетоне (если основа пленки другая, то и растворитель тоже иной), прижимают к излому образца и выдерживают до затвердевания. После полного затвердевания пленка легко отделяется от излома и помещается в вакуумную напылительную установку. На ту сторону пленки, которая повторяет поверхность разрушения, осаждают малое количество паров металла (палладия или хрома), а затем напыляют более плотный слой углерода. Палладий или хром используют для того, чтобы оттенить тонкие детали поверхности и повысить контраст изображения при просмотре реплики в электронном микроскопе. Во время последующих операций напыленный слой заливают расплавленным парафином, после застывания которого осуществляют растворение нитропленки в боксе с ацетоном. Напыленный слой

(из металла с углеродом) при этом остается на парафине. Затем парафин с репликой укладывают на объектную медную сетку с малой ячейкой (например, 0,1 × 0,1 мм) и помещают в раствор толуола с глицерином. После полного смытия парафина в указанном растворе специальным пробойником вырубают необходимый участок реплики на сетке. Этот участок реплики помещается в обьектодержатель и устанавливается в канал ПЭМ для изучения. Дополнительная операция переноса реплики с нитропленки на парафин вызвана стремлением ослабить влияние сил поверхностного натяжения жидкости на последней стадии снятия реплики и уменьшить ее склонность к искривлениям и разрывам во время высушивания.

Процесс оттенения двухступенчатых угольных реплик дает весьма полезную дополнительную информацию об особенностях вертикального рельефа, однако наиболее надежным методом воспроизведения и измерения высоты и глубины является стереоскопическая фрактография.

Для большинства фрактографических исследований, проводимых с помощью ПЭМ, и, особенно, связанных с эксплуатационными поломками, важно иметь возможность определять ориентировку и расположение видимых на репликах фрактографических деталей по отношению к особенностям строения поверхности макроизлома (таким, как очаг разрушения, направление магистрального распространения и линии остановки трещины и т.п.). Для двухступенчатых реплик однозначное определение места и ориентации соответствующего участка весьма часто связано со значительными трудностями. Иногда преодолевают эти трудности посредством индексации с помощью специальных электронно-микроскопических сеток для реплик, позволяющих однозначно определять ориентировку исследуемой реплики в пространстве.

Другой, наиболее часто встречающийся недостаток, связанный с процессом снятия реплики, заключается в присутствии на реплике некоторых деталей, которые не являются точным отражением макро- и микрорельефа поверхности разрушения. Такие детали называют артефактами. Некоторые из них возникают в связи с технологией изготовления реплик (это так называемые методические погрешности), а другие – в связи с искажениями изображения, вносимыми электронным микроскопом и фотопленкой.

Ошибки, вносимые самим прибором в изображение, также весьма существенны. Например, воздействие пучка электронов повышенной плотности на реплику приводит к ее перегреву. При этом выявляется зернистая структура оттеняющего материала. Контрастность изображения в значительной степени зависит от ускоряющего напряжения в электронной пушке. Время нахождения реплики в канале микроскопа влияет на степень ее загрязнения. Большая глубина резкости электронного микроскопа в сравнении с оптическим может иногда привести исследователя к ошибочным выводам при интерпретации картин одного и того же участка усталостной трещины, поскольку в оптическом микроскопе такая трещина может просматриваться весьма отчетливо, а на электронном микроскопе ее не будет видно. В отдельных случаях изображение, изучаемое в ПЭМ, "скрывает" значительную часть полезной информации вследствие неудачного выбора углов оттенения и напыления или в силу особой "неудобной" ориентации тонкомасштабных деталей на поверхности разрушения. Использование в микроскопе гониометра, позволяющего осуществлять наклон объекта в широких пределах, оказывается в таких случаях весьма полезным.

ПЭМ имеет свои преимущества и недостатки в сравнении с РЭМ или световым микроскопом. Ни один из них не перекрывает полного диапазона возможностей другого и при этом каждый из них выполняет при фрактографических исследованиях достаточно важные функции. Предпочтительно использовать ПЭМ при количественном анализе тонкомасштабных деталей микрорельефа, например, усталостных бороздок в приочаговой области зарождения усталостного разрушения, т.е. на начальной стадии распространения усталостных трещин, когда шаг усталостных бороздок может составлять десятые, а то и сотые доли микрона.

8.2.3. РАСТРОВАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗЛОМОВ

Растровые электронные микроскопы (РЭМ) созданы для прямого наблюдения развитых, рельефных элементов поверхности с высокой глубиной резкости. Благодаря этому применительно к поверхности излома при достижении высоких уровней увеличения вплоть до сотен тысяч крат могут быть выявлены и различимы элементы рельефа излома, отстоящие друг от друга на значительном расстоянии и расположенные в разных плоскостях.

При наличии на поверхности разрушения элементов, которые накапливают электроны, возникает необходимость работы при низком вакууме (непроводящие объекты плохо откачиваются) и наблюдении объекта при низком ускоряющем напряжении (меньше заряжается объект). Непроводящие элементы, как правило, это – оксиды, разного рода органические вещества (например, краски) и иные загрязнения поверхности. Образование оксидов является следствием, например, процесса разрушения в результате коррозии под напряжением или развития трещины по границам зерен в результате ползучести. Оба процесса сопровождаются формированием продуктов окисления на образуемой поверхности излома, которые не только заряжаются, но около них трудно, а в некоторых случая невозможно, создать высокий вакуум. Поэтому в современных РЭМ предусмотрен низковакуумный режим работы. Он позволяет эффективно исследовать морфологию таких объектов без дополнительного нанесения на их поверхность тонкого слоя электропроводящего вещества, обеспечивающего просмотр объекта без накапливания электронов на его поверхности.

Растровые электронные микроскопы позволяют достигать разрешения 3 нм (0,003 мкм) независимо от типа используемого катода. При указанном уровне разрешения удается на наблюдаемом рельефе поверхности отчетливо различать и проводить количественные измерения параметров (например, усталостных бороздок) непосредственно по экрану видеомонитора, расстояние между которыми составляет не менее 10 нм.

Исследование поверхности излома в режиме вторичных электронов позволяет восстанавливать третью координату, что связано с получением стереоскопического изображения участка излома. Его реализуют путем совмещения двух фотографий зоны излома. Их получают с одинаковым увеличением при двух углах наклона излома и обрабатывают с использованием подходов стереофотограмметрии. Использование стереопар для воспроизведения профиля усталостных бороздок позволяет выявлять механизм усталостного разрушения.

Специальные методики исследования и другие режимы работы микроскопа упрощают работу с изломом. К ним относится исследование излома в отраженных электронах, которые в результате взаимодействия падающего пучка электронов с исследуемой поверхностью отражаются от нее. Интенсивность таких электронов весьма низка, поэтому анализ рельефа производится с использованием специальных детекторов, которые, в частности, могут быть выполнены из элементов солнечных батарей. Расположение двух или парных детекторов солнечных батарей позволяет получать информацию о третьей координате и анализировать стереографическую информацию о параметрах рельефа излома.

Современные микроскопы позволяют просматривать одновременно плоское изображение фрагмента излома во вторичных и отраженных электронах, что существенно расширяет возможности детального анализа рельефа. Пример такого совмещенного изображения излома представлен на рис. 8.2.9.

Широкое применение в РЭМ нашли исследования рельефа поверхности разрушения с применением специальных микрорентгеноспектральных анализаторов, которые анализируют рентгеновский спектр, формирующийся в результате взаимодействия пучка электронов с металлом. Анализаторы спектра позволяют осуществлять идентификацию элементов материала, начиная с бора, по рельефу излома. Специальные системы автоматизированного анализа спектров при сканировании пучка электронов по поверхности воспроизводят ее по уровням энергии тех элементов, возбуждение решетки которых формирует рентгеновский спектр. Типичная информация о составе элементов материала, полученная в РЭМ с поверхности исследования, представлена на рис. 8.2.10. Это – машинная распечатка информации об уровнях энергии по элементам, сопровождаемая таблицей выявленных элементов по энергиям и по их процентному составу. Возможно воспроизведение областей излома в интенсивности тех или иных элементов спектра и выделение фрагментов рельефа излома с локальными зонами ликвации состава, если они повлияли на процесс формирования излома. Разработано программное обеспечение, которое позволяет проводить трехмерный (стереоскопический) анализ морфологии рельефа.

При анализе и обработке информации о морфологии рельефа излома в РЭМ используют анализаторы изображений с различными программами, которые позволяют непосредственно на экране видеомонитора прибора реализовывать:

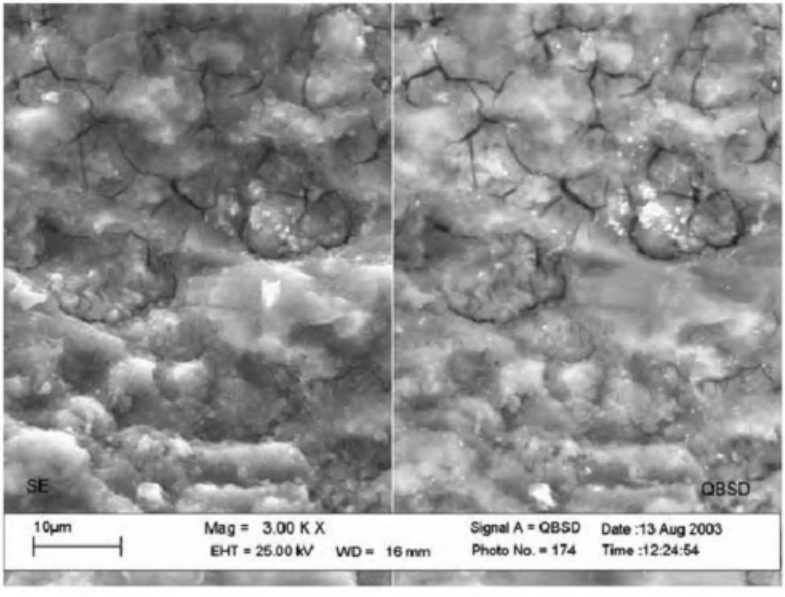
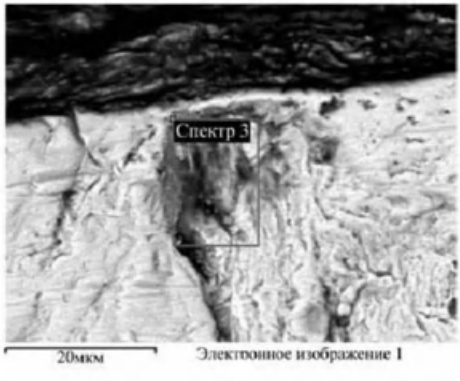
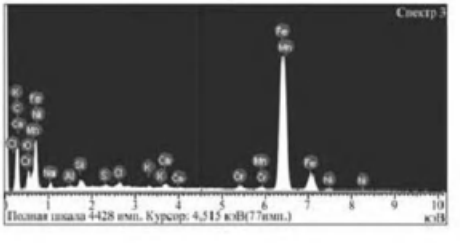


Рис. 8.2.9. Изображение фрагмента коррозионно-усталостного излома с продуктами коррозии обшивки лопасти вертолета, изготовленной из алюминиевого сплава АВТ, полученное путем совмещения его представления в двух режимах работы электронного микроскопа фирмы "Карл Цейс":
слева изображение дано во вторичных, а справа – в отраженных электронах

а)



б)



Элемент	Весовой %	Атомный%
	***	***
O K	6.72	18.82
Na K	3.23	6.30
Al K	0.38	0.64
Si K	1.63	2.60
S K	0.34	0.47
Cl K	0.89	1.13
K K	0.31	0.35
Ca K	0.95	1.06
Cr K	1.12	0.97
Mn K	1.13	0.92
Fe K	82.16	65.88
Ni K	1.13	0.86
Итоги	100.00	

Рис. 8.2.10. Изображение в отраженных электронах (*а*) участка излома гидроцилиндра стойки шасси самолета, изготовленной из стали 30ХГСА; рентгеновский спектр (*б*) из очага межзеренного разрушения (спектр), полученный на анализаторе фирмы Oxford в РЭМ фирмы "Карл Цнйс" и таблица распределения элементов на рассматриваемом участке.
Повышенное содержание углерода и кислорода связано с загрязнением излома

– линейные измерения параметров рельефа излома с учетом наклона плоскости к пучку электронов;

– определять протяженность контура, площадь и форм-фактор фасетки излома, ограничивая ее в ручном режиме работы произвольной замкнутой линией;

– последовательно просчитывать однотипные фрагменты рельефа по классам, в соответствии с проставленными с помощью ЭВМ метками на экране.

Имеется программа определения параметров фасеток излома, частиц, включений различной формы, по которым прошло разрушение, и иных элементов рельефа. В результате обработки информации выдается площадь аппроксимирующего контура, его длина, размеры главных осей с учетом масштаба изображения, фактор формы.

Программы обработки изображений для целей фрактографии являются проблемноориентированными. При анализе изломов возможно считывание изображений с телекамер (с фотоснимков или с оптического микроскопа), с РЭМ и обмен дисками в различных форматах. В результате считывания изображения с РЭМ в памяти компьютера формируется числовой массив. Пример распечатки изображений зоны усталостного излома образцов с усталостными бороздками и с усталостными мезолиниями, хранящихся в памяти компьютера микроскопа фирмы «Карл Цейс», представлен на рис. 8.2.11.

Использование парных детекторов для считывания информации на базе системы анализа изображений позволяет перейти к решению автоматизированного РЭМ-стереофрактографического анализа. На базе быстрого Фурье-преобразования для повышения скорости получения конечной информации проводится количественная оценка трехмерной шероховатости рельефа. В случае хрупкого разрушения может быть определена анизотропия и пространственное распределение (по отношению к основным кристаллографическим осям) образованных плоских фасеток скола металла. В пределах зон излома с ямочным рельефом при наличии частиц различных фаз может быть выполнен анализ формы и размеров частиц и самих ямок.

В случае анализа трехмерных объектов на РЭМ с одним детектором для вторичных электронов используется специальный пакет программ. Анализ проводится в автоматизированном режиме по реконструированным плоским слоям методами топографии. Контроль достоверности осуществляется при сравнении морфологических характеристик, полученных по плоским смежным сечениям трехмерного объекта. Имеются и другие программные средства для воспроизведения трехмерного изображения рельефа излома, которые, например, интегрированы в микроскопе фирмы "Карл Цейс".

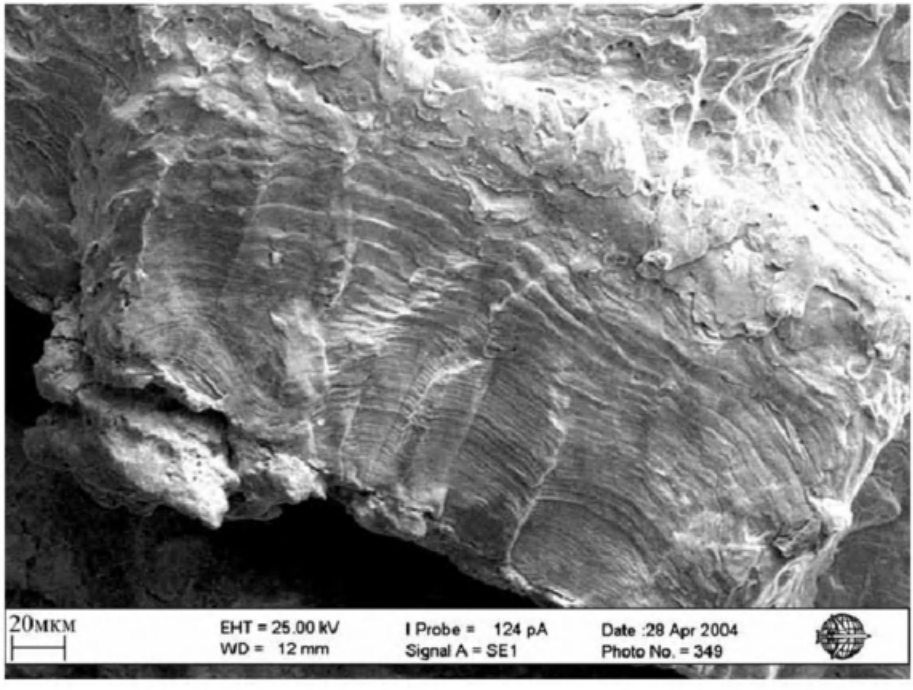
Таким образом, на базе РЭМ при использовании различных детекторов присма информации и системы автоматизированного анализа изображений могут быть решены задачи качественного и количественного морфологического фрактографического анализа.

8.2.4. ЭЛЕКТРОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ ДЛЯ ФРАКТОГРАФИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ

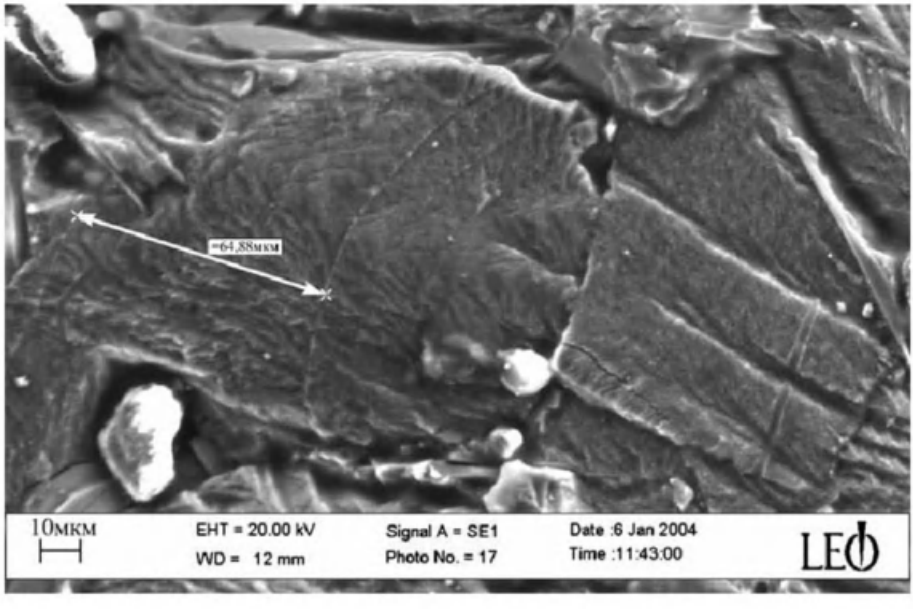
Новейшие электронно-эмиссионные методы анализа развивались для исследования электронной структуры, видов химической связи, химического состава, распределения малых примесей на поверхностях в тончайших слоях.

Особую значимость эти методы приобрели в связи с развитием новых технологий выплавки и обработки металлов и сплавов, полупроводников, получением аморфных, композиционных, сверхпроводящих, функциональных градиентных материалов, поверхностно обработанных слоев, созданием соединений и модификаций веществ с особыми физическими свойствами.

Все эти методы основаны на исследовании различных аспектов взаимодействия излучения с веществом. При достаточной энергии квантов первичного излучения, посылаемого на исследуемый объект, происходит выбивание электронов из внешних и внутренних орбиталей атомов на поверхности. В аппаратуре для электронной спектроскопии анализируются кинетическая энергия и количество этих электронов. Подобно другим спектроскопическим методам исследования на основании получаемых электронных спектров возможен качественный и количественный анализ химического состава веществ. Принцип применения методов электронной и ионной спектроскопии для исследования поверхности образцов и, в частности, поверхности изломов основан на зависимости глубины выхода этих частиц от их кинетической энергии. Рентгеновское характеристическое излучение имеет глубину



а)



б)

Рис. 8.2.11. Оцифрованные изображения, полученные в РЭМ фирмы "Карл Цейс":
а – участка излома с усталостными бороздками (клемма из медного сплава);
б – участка излома с усталостными мезолиниями (корпус гидроагрегата в системе управления полетом, сплав АЛ9)

выхода до 10 нм, в то время как длина свободного пробега электрона ограничена 10 нм, а для упругорассеянных ионов соответствует монослою на поверхности. Именно эти основные положения и предопределяют большую поверхностную чувствительность методов электронной и ионной спектроскопии по сравнению с рентгеноспектральным анализом. При исследовании микронеоднородностей в объемах толщиной порядка 1 мкм наиболее приемлемым анализом является рентгеноспектральный. Для изучения более тонких поверхностных слоев толщиной порядка десятков и сотен ангстрем целесообразно использовать фотоэлектронную и Оже-спектроскопию. Спектроскопия рассеянных медленных ионов позволяет исследовать структуру и состав монослойных поверхностных покрытий. Нарушение этих принципов, основанных на физике взаимодействия излучения с веществом, в практике применения различных методов анализа вызывает методические трудности и ошибки в трактовке полученных результатов.

Эмиссионные полосы, наблюдаемые на электронных спектрах, являются результатом электронных переходов на различные электронные уровни в атомах. Фотоэлектронная спектроскопия высокого разрешения, изучающая тонкую структуру полос, дает возможность определить электронную структуру, природу химических связей – важнейшие характеристики химии поверхности. Методы электронной и ионной спектроскопии обладают уникальным глубинным разрешением и позволяют анализировать тончайшие поверхностные слои. Это преимущество выделяет их среди других методов спектрального анализа. Ограничения электронно-эмиссионных способов исследования в случае образцов неоднородного состава привели к созданию методов с высоким пространственным разрешением.

Все методы электронной спектроскопии можно разделить на две группы. К **первой группе** относятся те, в которых на поверхность исследуемых образцов направляется сфокусированный поток электронов, которые частично упруго рассеиваются, а частично возбуждают эмиссию вторичных электронов. В этом случае исследуются спектры упругорассеянных или вторичных электронов. Среди этих методов наиболее распространенными являются: Оже-спектроскопия, спектроскопия характеристических потерь энергии электронов, в том числе спектроскопия плазмонных потерь и вибрационная спектроскопия. Развивающимся методом является анализ протяженной тонкой структуры спектров потери энергии электронов. Во **второй группе** методов эмиссия электронов с поверхности образца возбуждается источниками фотонов (например, рентгеновским излучением рентгеновских трубок или синхротронными источниками). В этом случае исследуются вторичные электроны, которые вышли из атомов на поверхности в результате полного поглощения энергии квантов и фотоэффекта (один поглощенный квант – один вышедший фотоэлектрон). На этом эффекте основана рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия внешних и внутренних оболочек атомов. Для исследования необходим сверхглубокий вакуум, специальная подготовка поверхности образцов, исключающая ее случайное загрязнение.

Оборудование, которое используется для электронной спектроскопии, представляет собой сложные высоковакуумные системы, оснащенные управляющей и анализирующей электронной аппаратурой и снабженные модулями для компьютерного управления и обработки экспериментальных данных. Обычное разрежение в рабочей камере спектрометра составляет 10^{-8} Па. Основными фирмами-изготовителями приборов для электронной спектроскопии являются: VG scientific – Fisons instrurnents (Англия); Phisical Electronics (США); Riber (Франция).

Рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия (РФС, ЭСХА). Рентгеноэлектронную спектроскопию применяют как средство изучения электронной структуры поверхности, ее состава, типа химических соединений, степени окисления, характера валентных уровней. Эта информация относится к глубинам 1...2 нм поверхности и благодаря специальным методическим приемам может отражать изменение состояния образца по глубине вплоть до нескольких тысяч ангстрем. Метод рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФС) является универсальным, так как позволяет исследовать все элементы, начиная с лития, а также проводники и диэлектрики, неорганические и органические соединения.

Физические основы метода. В РФС анализируется энергетический спектр электронов, выбитых из атомов поверхностного слоя материала, под действием первичного рентгеновского излучения с энергией квантов порядка 1486,6 и 1253,6 эВ для Al- или Mg-излучения.

Этот процесс представляет собой фотоэффект: поглощение кванта первичного излучения и испускание одного фотоэлектрона. Электронный спектр дает информацию об основных уровнях в атомах и валентной зоне. Каждая полоса на спектре соответствует занятой атомной орбитали изучаемого элемента и отражает потенциал ионизации орбитали. Все линии на спектре характеризуются полушириной, интенсивностью и положением на энергетической шкале. Интенсивность линии связана с сечением ионизации и количеством атомов данного сорта. Ее ширина определяется временем жизни вакансии на данном электронном уровне и инструментальным уширением. Асимметрия формы линии возникает в связи с многообразными процессами потери энергии электронов при их выходе из поверхностных слоев образца.

Количественный анализ химического состава поверхности. РФС применяют для количественного анализа содержания всех элементов за исключением водорода и гелия. Возможности метода ограничены в тех случаях, когда исследуют поверхность гетерофазных образцов. При этом наблюдается неоднородность состава по глубине или в косых сечениях. В этих условиях электронная эмиссия не является изотропной. И только в особых случаях удается исследовать химический состав гетерогенных материалов с ошибкой менее 1 %. Существуют специальные приемы, которые позволяют успешно применять РФС в качестве неразрушающего метода для количественного анализа химического состава гомогенных образцов. Данные о химическом составе получают, сопоставляя интенсивности характеристических линий каждого элемента, используя эталоны чистых веществ, градуировочные графики, вводя поправки на упругое рассеяние и поглощение. В том случае, когда исследуется химический состав тонких микронеоднородностей на поверхности, соизмеримых или меньших глубины выхода фотоэлектронов, необходимо учитывать влияние матрицы.

Построение глубинных профилей является одним из наиболее распространенных методов количественного анализа поверхности. В этом случае применяют ионное травление, которое чередуют со съемкой электронных спектров, получая их набор для различных глубин. Информация в компьютере преобразуется в графики изменения концентрации различных элементов в зависимости от глубины или расстояния от поверхности. В рентгеноэлектронной спектроскопии наряду с данными о химическом составе получают сведения о природе химических связей, поэтому важна проблема предохранения поверхности от деструкции. Ионное травление вызывает эффекты селективного травления, ионной имплантации и ионно-стимулированной десорбции, что влияет на достоверность получаемой информации. По этой причине в случае рентгеноэлектронной спектроскопии ионное травление применяют с осторожностью, используя другие приемы, например методику угловых зависимостей или учета упругого и неупругого рассеяния. Последний метод позволяет рассчитать глубину залегания сегрегации под поверхностью образца на основании одного электронного спектра. Для этого определяют отношение интегральной интенсивности характеристической линии и фона вблизи нее и сопоставляют эту величину с полученной для сплава гомогенного состава.

Исследование электронной структуры и химических связей. Эти задачи являются основными в РФС, и для их решения исследуются так называемые химические сдвиги и многокомпонентная структура спектров.

Для расчетов энергии связи электронов в атомах в РФС применяют основное уравнение, которое следует из закона сохранения энергии:

$$h\nu = E_{\text{кин}} + e\varphi + E_{\text{св}}, \qquad (8.2.1)$$

где $h\nu$ – энергия кванта первичного излучения; $e\varphi$ – работа выхода электрона; $E_{\text{св}}$ и $E_{\text{кин}}$ – энергия связи и кинетическая энергия электрона соответственно.

Многокомпонентная структура спектров. В результате фотоионизации ион может находиться в одном из ряда конечных состояний. Так, удаление одного электрона с заполненной четным числом электронов p-оболочки атома приводит к образованию иона, характеризуемого орбитальным квантовым числом I и обладающего одним неспаренным электроном со спином $\pm 1/2$. В результате может возникнуть спин-орбитальное взаимодействие с образованием двух ионизированных состояний с $I = 3/2$ и $I = 1/2$. Эти состояния обладают различными энергиями, и полоса в электронном спектре, отражающая такую ионизацию, представляет собой дублет.

Выброс электрона из атома, который в начальном состоянии имеет неспаренный электрон (переходные металлы с незаполненной *d*-оболочкой, редкоземельные элементы, актиниды), приводит к образованию иона с двумя неспаренными электронами, что вызывает различные конечные состояния и отражается на спектре в виде мультиплетного расщепления полосы.

Многокомпонентная структура рентгеноэлектронных спектров, которая является следствием процессов, приводящих к различным конечным состояниям иона, позволяет представить электронную структуру многих соединений и сплавов.

Химический сдвиг. Энергия связи остовных электронов изменяется при изменении химического окружения атомов. Эти изменения или химические сдвиги вызываются электростатическим взаимодействием между валентными и остовными электронами и позволяют на основании рентгеноэлектронных спектров вещества судить о его химической структуре и степени окисления иона. В химических соединениях относительные изменения энергии связи остовных электронов вследствие изменения окружения малы (менее 5 %) по сравнению с этой величиной для валентных электронов (до 20 %). Однако абсолютные значения этих изменений часто сопоставимы и оказываются даже больше для внутренних электронов и могут быть зарегистрированы на фотоэлектронных спектрах.

Химический сдвиг определяется как изменение энергии связи электронов в определенном состоянии по сравнению со свободным атомом или чистым компонентом:

$$E_{\text{св}} = E(M) - E(A), \qquad (8.2.2)$$

где $E(M)$, $E(A)$ – энергия связи электрона в молекуле и свободном атоме.

Экспериментально химические сдвиги определяются для всех элементов в соединениях и при наличии донорно-акцепторной связи они могут различаться знаками.

Для сталей и сплавов изменения энергии связи остовных электронов, обусловленные химическим окружением, малы и не вызывают больших эффектов на рентгеноэлектронных спектрах, хотя тоже могут быть замечены и исследованы. Такие явления, как упорядочение, фазовые превращения, изменения плотности дефектов кристаллического строения, образование атмосфер примесных атомов вблизи дислокаций и многие другие не вызывают существенных эффектов на рентгеноэлектронных спектрах. Для их исследования используют иные средства электронной спектроскопии. Данные о химическом сдвиге рентгеноэлектронных линий позволяют определить изменение эффективного заряда атомов в химических соединениях по сравнению с чистым элементом. Наблюдается хорошая корреляция между химическими сдвигами и теплотой образования химических соединений. Представления о химическом сдвиге широко используются при исследовании хемосорбции на поверхности различных металлов и сплавов.

Атомная релаксация. Фотоэлектронная линия на спектре отражает энергию связи и заселенность данного уровня в атоме. При этом существование вакансии на уровне в конечном состоянии оказывает влияние на положение линий на фотоэлектронном спектре. Такое влияние значительнее при Оже-переходе, когда создается двукратно заряженный ион в конечном состоянии. Существование "дырки" на электронном уровне приводит к поляризации атома, что учитывается введением энергии сверхатомной релаксации R_{ea} при расчете энергии связи электронов:

$$E_{\text{св}} = h\nu - E_{\text{кин}} - e\varphi - R_{ea}. \qquad (8.2.3)$$

Энергия сверхатомной релаксации оказывает влияние на величину наблюдаемого химического сдвига. Учитывая, что при Оже-процессе по сравнению с фотоэмиссией возникает не однократно, а двухкратно заряженный ион, ясно, что химические сдвиги Оже-линий больше, чем у фотоэлектронных. Это различие характеризуется так называемым Оже-параметром α:

$$\alpha = 2R_{ea}. \qquad (8.2.4)$$

В РФС Оже-парамстр широко применяют для более точной интерпретации химических сдвигов и определения природы химического окружения атомов. Нахождение этой величины для чистых веществ и их химических соединений позволяет исследовать состояние электронов не только валентных, но и остовных уровней при образовании химических связей.

Спектроскопия Оже-электронов (ОЭС). Спектроскопию Оже-электронов применяют для исследования микронеоднородностей химического состава и распределения элементов на поверхности, а также для получения информации о химическом состоянии этих элементов.

В связи с более глубоким пониманием роли поверхностей раздела в различных явлениях (катализ, адсорбция, коррозия, адгезия, зернограничная хрупкость и т.п.) возрастает значение поверхностно-чувствительных методов электронной спектроскопии. Как результат этих требований, развиваются исследования химических эффектов на Оже-спектрах, разрабатываются методики количественного анализа тонких поверхностных пленок. Конструирование Оже-спектрометров и Оже-микрозондов с высоким пространственным разрешением порядка сотен нанометров дополняет возможности метода и способствует более широкому применению в аналитических целях.

Физические основы метода. В методе ОЭС под действием первичного пучка электронов с энергией E в результате возбуждения атомов на поверхности образцов наблюдается эмиссия вторичных электронов. Малая доля из них (порядка 10 %), так называемых Оже-электронов, покидает образец в результате безрадиационных межорбитальных переходов. При ионизации атома электрон может перейти в невозбужденное состояние без испускания кванта рентгеновского излучения вследствие перехода электрона с более высоколежащего энергетического уровня на образовавшуюся вакансию с выбросом Оже-электрона.

На рис. 8.2.12 представлена схема выхода фотоэлектрона с уровня K и Оже-электрона с уровня L (электрон KLL) под действием внешнего потока излучения. Часто наблюдается

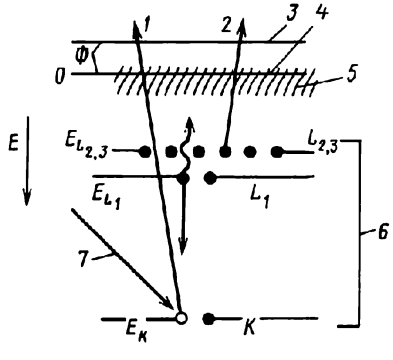


Рис. 8.2.12. Схема энергетических уровней, демонстрирующая процессы Оже- и фотоэмиссии:
1 – фотоэлектрон; *2* – Оже-электрон $KL_1L_{2,3}$; *3* – уровень вакуума; *4* – уровень Ферми; *5* – валентная зона; *6* – внутренние уровни; *7* – поток электронов или рентгеновского излучения; Ф – работа выхода

эмиссия электронов с участием валентной зоны KLV, KVV – переходы и т.п. Несмотря на то что Оже-электроны могут возбуждаться под действием потока рентгеновского излучения, обычно в ОЭС используют электронное возбуждение в связи с тем, что в этом случае выше выход Оже-электронов. Кроме того, единственными дискретными линиями на электронном спектре, возникающими при электронной бомбардировке, являются Оже-линии. Сечение ионизации атомов под действием потока первичного излучения существенно различается в зависимости от его природы. Наибольшее сечение ионизации внутренних уровней атомов под действием потока электронов наблюдается в случае четырехкратного превышения энергии первичных электронов над энергией связи в атоме. На электронных спектрах наблюдается несколько серий Оже-линий. KLL-линии обнаруживаются для элементов, начиная с B. Многие Оже-линии являются слабыми и размытыми и по этой причине спектры представляют в виде первой производной $dN(E) / d(E)$ (рис. 8.2.13).

Количественный анализ в ОЭС. Оценивая возможности ОЭС, как и других методов электронной спектроскопии при проведении количественного анализа химического состава, необходимо отметить, что существует много факторов, которые снижают его точность и воспроизводимость результатов. Этот метод не является стандартным, и его результаты трудно сопоставить со стандартными методами химического анализа. Фундаментальные ограничения метода связаны с анализом образцов гетерогенного состава. Для таких объектов эмиссия электронов является неизотропной, что на практике очень трудно оценить. Другим источником разброса данных является различие между экспериментальными (действительными) и расчетными значениями глубины выхода электронов. Эти различия достигают нередко 36 %. На результаты количественного анализа также оказывают влияние шероховатость поверхности, дифракционные эффекты. По этим причинам ОЭС трудно конкурировать с другими методами анализа химического состава.

Основное и неоспоримое преимущество указанного метода над другими – в его высокой объемной чувствительности. Метод ОЭС, как и многие методы электронной спектроскопии, позволяет анализировать тончайшие слои на поверхности материалов толщиной в несколько атомов, что недоступно другим методам химического, радиоизотопного и спектрального анализа.

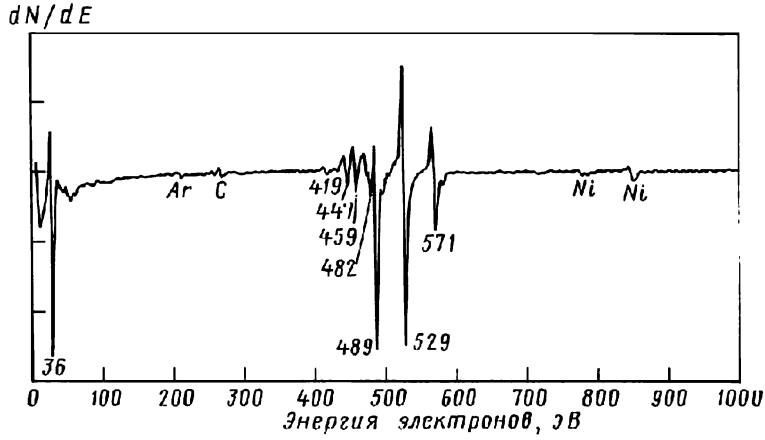


Рис. 8.2.13. Оже-спектр хрома

Для образцов гомогенного состава атомную концентрацию определяют с учетом фактора относительной элементной чувствительности S_j, используя эталонные Оже-спектры для чистых компонентов. При этом пренебрегают влиянием матричных эффектов:

$$C_j = (I_j S_j)(\sum I_j S_j),$$

где C_j – концентрация элемента, ат. %; I_j – интенсивность характеристической линии на спектре для j-го компонента.

Зависимость фактора S от атомного номера элементов приведена в стандартных таблицах или определяется с помощью эталонных спектров от чистых веществ. Это соотношение позволяет определять содержание многих элементов в многокомпонентных сплавах и соединениях. Исключение составляют элементы номеров 25, 26, 45, 46 периодической системы, для которых замечено аномальное изменение плотности при ионной бомбардировке. Точность такого метода выше 30 %. Определение химического состава тончайших поверхностных пленок толщиной, сопоставимой и менее глубины выхода Оже-электронов, проводятся по специальным алгоритмам.

Методы, используемые для послойного анализа поверхности, зависят от того, являются ли интересующие нас глубины сопоставимыми или существенно большими длины свободного пробега электронов, измеряемой от десятков до сотен ангстрем. В первом случае необходимо учитывать экспоненциальный характер ослабления интенсивности сигнала от глубины, что повышает точность определения концентрации элементов в тонких пленках. В том случае, когда исследуемые глубины меньше длины пробега электрона (5,0 нм), используют приемы, в которых учитывают изменение интенсивности края поглощения с изменением кинетической энергии первичных электронов. С ростом энергии первичных электронов увеличивается информация по глубине. В противном случае широко применяют разрушающие методы анализа. Они связаны с ионным травлением или изготовлением косых микрошлифов.

ОЭС высокого разрешения. Изменения в электронной структуре атомов существенно влияют на многие характеристики Оже-спектров: на изменение энергетического положения Оже-линий, определяемого сдвигом остовных уровней в атоме и связанного с изменением его валентного состояния, на изменение формы линии, вызванное перераспределением электронов в валентной зоне, на изменения в форме низкоэнергетической части фона вблизи линии, обусловленные плазмонными потерями в матрице.

Изменение зарядового состояния атомов при образовании химических связей приводит к смещению линий на электронных спектрах. Перераспределение электронной плотности в зависимости от донорно-акцепторных свойств компонентов в химическом соединении определяет величины и знак химических сдвигов линий на электронных спектрах. По мере усиления прочности межатомных связей увеличиваются химические сдвиги. Смещения Оже-линий на спектрах химических соединений по

сравнению с чистыми компонентами могут достигать величины 10...20 эВ.

Распространенной является спектроскопия Оже-переходов с участием валентной зоны. Эта методика является чувствительной для тонких исследований химических межатомных связей, возникающих при адсорбции и сегрегировании.

Спектроскопия потерь энергии электронов (СПЭ) включает в себя различные методы исследования состава и атомной структуры поверхностных пленок, основанные на потери энергии электронами, рассеянными вблизи поверхности или на малых глубинах.

Вибрационная спектроскопия, спектроскопия плазмонных потерь дают уникальные сведения о составе и структуре пленок адсорбатов и могут быть чрезвычайно продуктивными при исследовании тонкопленочных покрытий, окислении, имплантации, катализе. Анализ протяженной тонкой структуры спектров потери энергии рассеянных электронов (EELFS), в том числе Оже-электронов (EELFAS), является новейшим и развивающимся методом исследования пространственного распределения атомов различного сорта на поверхности. Он позволяет определить не только сорт атомов, но и длины химических связей в ближайшем атомном окружении на поверхности в пределах нескольких координационных сфер. Этот метод по праву конкурирует с дифракционными, поскольку позволяет в слоях толщиной в несколько десятков ангстрем определить сорт атомов и межатомные расстояния с точностью до 0,2 Å.

Спектроскопия высокого разрешения энергетических потерь электронов (СПЭВР). Спектроскопия высокого разрешения, исследующая потери энергии медленных электронов (EELS), становится одним из весьма полезных методов для фундаментальных исследований физических и химических явлений на поверхности.

Одна из наиболее важных особенностей СПЭВР связана с высокой поверхностной чувствительностью, позволяющей определять вибрационные энергии адсорбированных атомов и молекул при их концентрации ниже 0,001 монослоя (1 монослой = 10^{15} атомов на 1 $см^2$), а также идентифицировать центры адсорбции, устанавливать структуру поверхности и ближайшее атомное окружение. По сравнению с ОЭС, случайное загрязнение поверхности ограничивает возможности этого метода, несмотря на его высокую чувствительность. Этот метод позволяет обнаруживать следы остаточных газов в камере спектрометра CO и H, в то время как ОЭС не в состоянии непосредственно определять содержание водорода. В большинстве случаев подлежат диагностике сложные группы, включающие C, H, O, F на поверхности различных материалов. При этом исследуются характерные вибрационные моды на спектрах потери энергии электронов в области энергий не выше нескольких электронвольт. Возможности метода ограничиваются качественной информацией. Количественные характеристики могут быть получены на основе динамического моделирования вибрационных спектров, полного учета множественного рассеяния, что связано с объединением расчета и эксперимента. Достоверная информация может быть получена на спектрометрах, снабженных монохроматическими источниками медленных электронов с высоким энергетическим разрешением, достигающим нескольких миллиэлектронвольт и анализаторами энергии с линзами предварительного замедления.

Применение СПЭ для исследования ближайшего атомного окружения. Применение СПЭ для исследования ближайшего атомного окружения на поверхности металлов, сплавов, химических соединениях основано на диэлектрической теории потерь энергии электронов. Эта теория предполагает интерференцию фотоэлектронной волны, возникшей на внутреннем уровне атома, с волнами, упругорассеянными от окружающих атомов.

На электронном спектре вблизи линий упругорассеянных электронов, фото- или Оже-электронов с низкоэнергетической стороны наблюдается протяженный фон. Этот фон возникает в результате множественного рассеяния электронов, вышедших из глубины поверхностных объемов образца. Частично эти электронные волны интерферируют, образуя модулированную структуру фона.

В отличие от фотоэффекта, инициированного рентгеновским или ультрафиолетовым излучениями, при котором происходит полное поглощение энергии кванта, электронное возбуждение внутренних уровней атома вызывает эмиссию фотоэлектронов, характеризуемых определенной энергией связи, но имеющих непрерывный спектр кинетических энергий.

Непрерывный спектр передачи энергии падающих электронов рождает поток фотоэлектронов с кинетическими энергиями, равными или меньшими разности энергий первичных электронов и края полосы поглощения в некотором диапазоне значений, зависящем от энергии первичных электронов. Это свойство взаимодействия первичных электронов с веществом позволяет в обычных Оже-спектрометрах реализовывать уникальные возможности, используемые в методе EXAFS и связанные с применением источников переменной энергии первичного излучения.

Благодаря волновой природе электронов в процессе их упругого рассеяния в ближайшем атомном окружении и при определенных условиях существования их волн в кристаллической решетке, появляется возможность резонанса и антирезонанса, связанного с модуляцией амплитуды волновой функции в данной точке пространства, в частности, в вакуумс или детекторс. Эти условия определяются длиной волны электрона (его энергией) и расстоянием от центра эмиссии до центра рассеяния (межатомным расстоянием в ближайшем окружении). Как результат, интенсивность электронного спектра модулируется.

Фурье-преобразование модуляций на спектрах потерь энергии даст Фурье-интеграл, описывающий ближайшее атомное окружение. Для определения абсолютного значения длины химической связи (ближайшего атомного расстояния) для неизвестных объектов в СПЭ используют фазовый анализ. Для известных объектов при оценке межатомных расстояний используют значения ионных радиусов, находя корреляцию между ними и экспериментальными значениями на функциях радиального распределения. Для нахождения абсолютного координационного числа применяется амплитудный анализ.

Основным достоинством исследований протяженной структуры спектров потери энергии электронов (EELFS, EELFAS) является информация об индивидуальном атомном окружении. При этом становится возможным определение не только межатомных расстояний, но и сорта атомов в ближайшем окружении. Несмотря на то что метод является развивающимся, он доказал свои неоспоримые преимущества при исследовании чистых металлов, аморфных сплавов, химических соединений, сегрегационных явлений.

8.2.5. КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ФРАКТОГРАФИЯ

Количественную фрактографию применяют для определения параметров рельефа и доли того или иного рельефа в строении излома, при определении вязкости разрушения, критической температуры хрупкости, при статистическом анализе плотности распределения включений в изломе, при определении скорости роста усталостных трещин и длительности эксплуатации элементов конструкций с трещинами, при исследовании причин и характера эксплуатационных разрушений, а также для оценки уровня действующих напряжений, которые привели к разрушению конструкции, и для решения многих других задач.

При количественной оценке режима силового (термосилового) нагружения элементов конструкций по фрактографическим признакам исходят из того, что изменение режима или условий внешнего воздействия приводит к изменению напряженно-деформированного состояния материала в окрестности вершины трещины, что, в свою очередь, оказывает влияние на характер и скорость распространения трещины и на формирование того или иного рельефа излома с соответствующими параметрами. Фрактографические исследования связаны с установлением соответствия между рельефом поверхности разрушения и видом силового воздействия, а также условиями нагружения. В то же время в ряде случаев различным условиям нагружения может соответствовать одно и то же строение изломов с близкими параметрами рельефа и, наоборот, при одних и тех же условиях нагружения для разных материалов могут быть получены разные строения изломов.

При исследовании изломов поврежденных элементов конструкций необходимо рассматривать совместно результаты количественной и качественной оценки строения излома, данные по реальным структуре и свойствам металла, данные анализа проектной, конструкторской и эксплуатационной документации, а также результаты лабораторных испытаний, проведенных в условиях, моделирующих эксплуатационные. Даже с учетом сделанных рекомендаций не всегда удается выполнить оценку уровня нагруженности разрушенных элементов конструкций, так как это является одной из наиболее сложных задач.

Процесс роста трещины развивается на разных масштабных уровнях как в случае регулярного (неизменного во времени), так и

нерегулярного нагружения. В последнем случае переходные процессы взаимодействия нагрузок приводят к формированию мезо- и макролиний усталостного разрушения.

Макролинии можно отличить по следующим признакам: они наблюдаются визуально или при увеличениях светового (растрового электронного) микроскопа в пределах 20 крат; пересекают все элементы рельефа, доминируя по всему излому; характеризуют наиболее интенсивно реализованные переходные процессы при перегрузке (группе перегрузок) или длительной разгрузке с низкоамплитудным нагружением, при переходе к нагружению с резко отличающимся коэффициентом асимметрии цикла.

Масштаб рассмотрения мезолинии – от 100 крат и выше; может быть реализован с применением светового, но наиболее эффективно – растрового электронного микроскопа. Мезолинии формируются отдельно в пределах тех фасеток, где наблюдают усталостные бороздки. Они образуются в результате взаимодействия отличающихся друг от друга значений максимальных напряжений (амплитуд напряжений) соседних циклов. Степень отличия величин напряжений соседних циклов меньше, чем для макролиний.

Наиболее характерное проявление мезолинии – передний фронт зоны вытягивания, возникающий в результате перехода к более высокому уровню максимального напряжения. Мезолиния также отвечает временной остановке в развитии трещины, если она произошла в результате перехода к более низкому уровню напряжения, при действии которого трещина не развивалась. Тогда мезолиния представляет собой зону разрыхления материала, вплоть до формирования элементов типа псевдобороздок и строчечности.

Термин "микрофрактография" относится к исследованию изломов с применением электронного микроскопа без выделения мезоскопического масштабного уровня. Однако нижняя граница величин анализируемого параметра рельефа составляет 2...5 нм в зависимости от разрешающей способности микроскопов, а верхняя – несколько десятков микрон. Это – масштабный уровень, который в физике металлов выделен как мезоскопический. Поэтому более правильно исследуемые на верхнем масштабном уровне элементы рельефа изломов относить к мезоскопическому уровню, а на нижнем масштабном уровне – к микроскопическому масштабному уровню, хотя термин "микро" в настоящее время при анализе изломов применяется достаточно часто и на мезоскопическом уровне.

Количественная фрактография при статическом и динамическом нагружении. В случае разрушения материала при статическом (динамическом) нагружении могут быть количественно оценены различные параметры строения изломов:

– определяют периметр и глубину ямок на изломе: однозначной связи между параметрами ямок и механическими свойствами материала не существует, однако путем сопоставления исследуемого излома с изломами других металлических материалов, реализованных в тех же условиях, можно сравнительно судить о пластичности или вязкости разрушения материала (больше размер – выше пластичность или вязкость разрушения);

– оценивают качественно роль сдвиговой компоненты по степени вытянутости ямок при нагружении растяжением и сдвигом по типу II и III; полное "вырождение" ямок, когда они настолько плоские, что не могут быть достоверно идентифицированы, указывает на разрушение в условиях чистого сдвига (или скручивания);

– проводят статистический анализ плотности неметаллических включений в проекции излома на горизонтальную плоскость, определяя качество металла;

– оценивают глубину зоны влияния концентратора напряжения по зависимости "размер ямок – длина трещины в направлении от концентратора напряжения": выход этой зависимости на горизонталь по размеру ямки соответствует границе зоны влияния концентратора напряжений;

– определяют размеры зоны вытягивания (высоту и ширину), формирующейся на границе перехода от зоны усталостной трещины к зоне статического разрушения при испытании на вязкость разрушения;

– оценивают долю вязкой составляющей в изломе при испытании на ударный изгиб для определения критической температуры хрупкости T_{k0} или температуры хрупкости T_{50} по 50%-ной вязкой составляющей в изломе.

Исследование изломов после испытаний на ударный изгиб основано на представлениях об универсальной зависимости строения излома от температуры испытания в связи с изменением ударной вязкости, обусловленной охрупчиванием сталей и сплавов с понижением температуры (рис. 8.2.14).

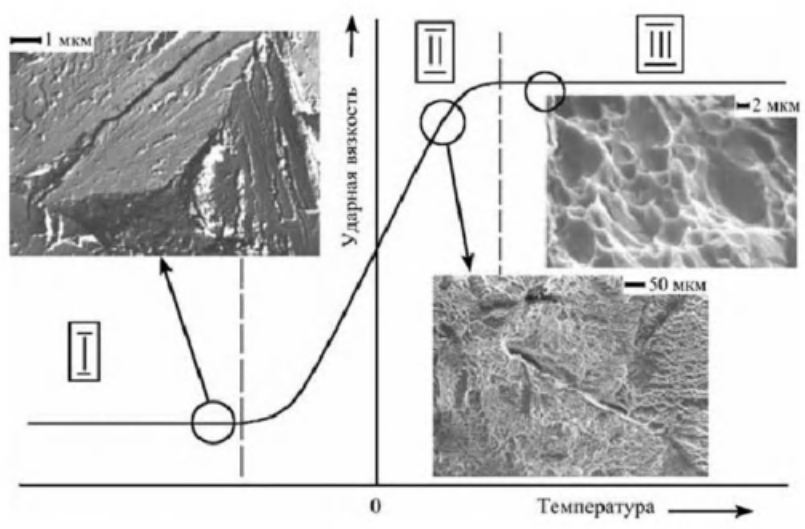


Рис. 8.2.14. Диаграмма вязко-хрупкого перехода при динамическом нагружении образцов при разной температуре окружающей среды и фрактограммы изломов в области I (хрупкое разрушение азотированного слоя стали 38ХМЮА), области II (вязко-хрупкое разрушение той же стали в сердцевине материала) и области III (вязкое разрушение)

В области I реализуется хрупкое разрушение материала, при котором вся энергия упругой деформации после достижения ее критического уровня релаксирует в связи с формированием свободной поверхности. Это специфическое поведение материала в области температур ниже критической температуры хрупкости характерно для любого металлического материала, его структурного состояния, вида и условий внешнего воздействия. Работа разрушения в этом случае полностью определяется суммой затрат энергии на упругое деформирование материала, предшествующее возникновению трещины, и энергией образования свободной поверхности, которая является физической характеристикой материала, не зависящей от вида внешнего воздействия.

При повышении температуры в области II возрастает работа пластической деформации, которая одновременно реализуется как на зарождение, так и на развитие трещины. Область вязко-хрупкого перехода характеризуется сменой доминирующего механизма разрушения при повышении температуры с хрупкого на вязкий.

Область III вязкого разрушения соответствует независимому от температуры поведению материала, пока с ее ростом не будет происходить деградации свойств. Ведущий механизм вязкого разрушения в виде порообразования, приводящий к последующему формированию ямочного рельефа излома, остается неизменным в некотором диапазоне возрастания температуры.

Количественная оценка параметров рельефа излома при однократном приложении нагрузки связана с параметризацией доли однотипных параметров рельефа, по которым можно судить о затратах энергии на процесс разрушения. К таким параметрам относятся ямки, по глубине и периметру которых судят о пластичности или вязкости разрушения материала. В случае вязко-хрупкого перехода, когда в изломе одновременно выявляют участки хрупкого и вязкого разрушения, критическую температуру хрупкости T_{k0} или температуру хрупкости T_{50} определяют по количественной доли вязкого и хрупкого разрушения. С помощью количественной фрактографии может быть дана оценка поверхностной энергии раскалывания материала матрицы в случае хрупкого разрушения вокруг включений применительно к легированным сталям с различным уровнем прочности и вязкости разрушения.

В случае реализации разрушения образца с исходной трещиной в результате перегрузки может быть дана оценка вязкости разрушения материала по геометрии зоны перехода к быстрому разрушению материала. Она является следствием пластического затупления вершины трещины в момент перехода к излому, и ее называют зоной "вытягивания". В зависимости

от вязкости разрушения материала в момент старта трещины размер зоны меняется, и в результате его измерения могут быть оценены затраты энергии на быстрое распространение трещины. Проводимая оценка относится к реакции материала, которая учитывает интегрально влияние температуры, окружающей среды, размеров зоны пластической деформации в вершине трещины к моменту ее старта, условий нагружения (одноосное или многоосное) и другие особенности. Например, в условиях двухосного растяжения с возрастанием только соотношения главных напряжений от –1 до +1, при прочих равных условиях, размер зоны вытягивания меняется в 100 раз.

При повышенных температурах и, например, совместном воздействии растяжения и кручения могут возникать межзеренные разрушения элементов конструкций в результате реализации процесса ползучести, что характерно для жаропрочных сплавов. Вязкое разрушение плосконапряженного материала с интенсивным пластическим течением в разрушаемых микрообъемах сосредотачивается в узких приграничных зонах сплава. В изломе видны характерные элементы вырожденного ямочного рельефа (рис. 8.2.15, *а*) или ступеньки приграничного внутризеренного пластического сдвига (рис. 8.2.15, *б*), что свидетельствует о развитии процесса разрушения во времени. Элементы рельефа излома подобны для одноосного (растяжение) и двухосного (растяжение-кручение) нагружения. При качественном анализе они не могут быть использованы для установления различий в условиях внешнего воздействия, которое существенно влияет на длительность всего процесса накопления повреждений в материале. Это видно по элементам рельефа излома болта (рис. 8.2.15, *в*), поверхность которого не окислена при одноосном растяжении из-за того, что трещина развивалась во внутренних объемах и не успела выйти на поверхность к моменту снятия болта с эксплуатации. Трещина была обнаружена в момент отворачивания болта из болтового стыка. На границах видны мелкие "поры", соответствующие процессу ползучести. Воздействие температуры окисляет излом и декорирует указанные элементы рельефа в результате порообразования.

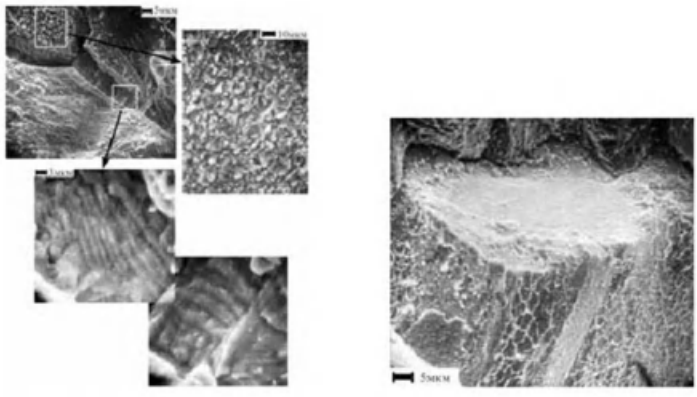
Один и тот же материал после фиксированного режима термообработки в зависимости от условий нагружения (температура, скорость деформации, окружающая среда и др.) может вести себя и как пластичный, и как хрупкий. Это означает, что одинаковой реакции материала в зоне распространения трещины можно добиться различными сочетаниями условий внешнего воздействия.

По мере изменения жесткости напряженного состояния меняется соотношение между размерами ямок на начальном этапе развития стрягивасмой трещины в условиях монотонного растяжения с неизменной скоростью деформации. Изменением жесткости напряженного состояния при различных условиях нагружения можно поддерживать одинаковые затраты энергии в развитии процесса разрушения, которые отвечают идентичному формированию поверхности разрушения не только качественно, но и количественно.

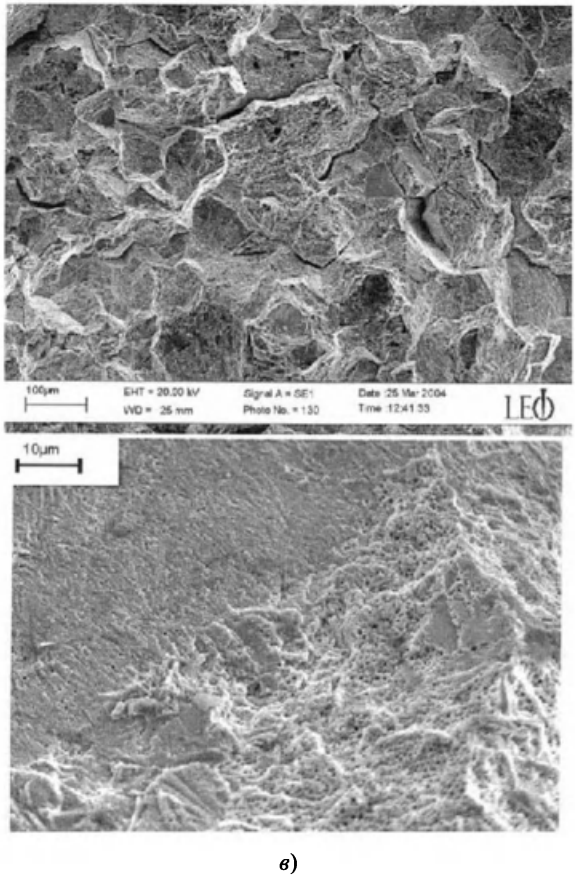
Сочетание низкой скорости деформации и высокой степени стеснения пластической деформации изменяет механизм вязкого разрушения, например, от преимущественного формирования ямочного рельефа в условиях отрыва до вязкого внутризеренного путем сдвига при нарушении сплошности по одной из кристаллографических плоскостей.

Зарождение трещины при совместном кручении и растяжении определяется подобными механизмами для однократного и циклического приложения нагрузки в широком диапазоне сочетания доли сдвига и отрыва. Различие однократной и циклической нагрузки многокомпонентного нагружения может определяться процессами ротационной деформации, которые реализуются в перемычках между первоначально возникающими трещинами (рис. 8.2.16). Развитию именно ротаций в перемычках между мезотуннелями способствует вторая компонента сжатия в плоскости распространяющейся трещины, которая действует вдоль ее фронта. Она вызывает увеличение объема пластически деформируемого материала и препятствует облегченному скольжению в перемычках между мезотуннелями, создавая условия для развитой пластической деформации, порождающей ротации.

Развитие процесса преимущественного сдвига в момент формирования свободной поверхности при неизменной ширине образца нарастает по мере увеличения температуры окружающей среды. В коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т разрушение материала при нагреве до температур 823...873 К сопровождается

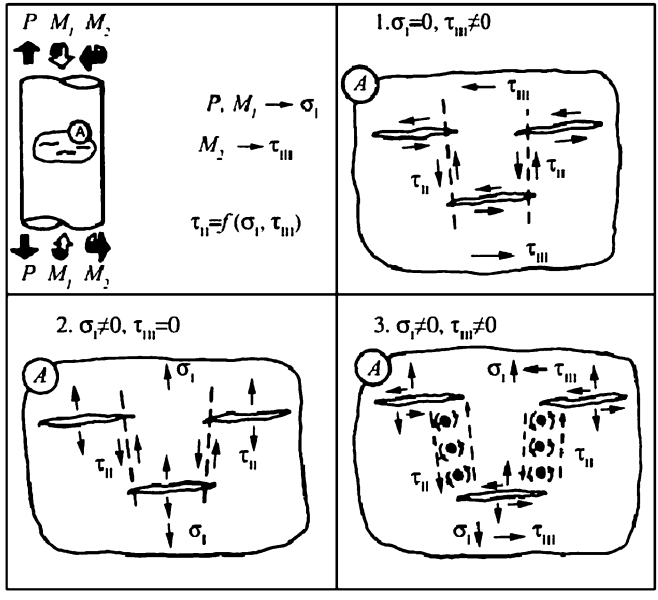


а) *б*)



в)

Рис. 8.2.15. Рельеф (*а*) межзеренного разрушения с "псевдо"-усталостными бороздками, образованными в результате ползучести образцов из жаропрочного сплава ЭИ437БУВД при 650 °С и напряжении 500 МПа в течение 476 ч до разрушения; (*б*) – морфология границ зерен в изломе образцов, подвергнутых совместному растяжению с кручением до разрушения соответственно при 400 МПа и 300 МПа в течение 77 ч при той же температуре, (*в*) – рельеф границ зерен с порами в результате разрушения болта двигателя из жаропрочного сплава ЭИ437Б по механизму ползучести (разрушение внутренних объемов без выхода на поверхность)



а)

б)

Рис. 8.2.16. Схема образования начальных трещин и ступенек на поверхности материала при растяжении, кручении и их совместном воздействии (*а*) и фрактограмма излома (*б*)

уменьшением размера ямок, что свидетельствует о значительном снижении вязкости разрушения за счет частичного плавления эвтектики по границам зерен с последующим смешанным характером вязкого разрушения по прослойкам расплавленной эвтектики в приграничных зонах у основного материала. Скорость деформации при 1123 К увеличивает долю участков излома, отвечающих процессу скольжения с отслаиванием материала по плоскостям скольжения в момент формирования свободной поверхности в сочетании с мелко ямочным рельефом.

Вся совокупность реализуемых ситуаций в условиях эксплуатации должна рассматриваться с единых позиций с привлечением карт или диаграмм областей устойчивого поведения материала, которые называются диаграммами Эшби. Предложенные карты разрушения материалов имеют аналогию с диаграммами состояния, что иллюстрируют представленные на рис. 8.2.17 и 8.2.18 диаграммы для титанового сплава IMI-685 и оксида магния MgO.

Как видно из представленных диаграмм (см. рис. 8.2.18), одновременное изменение температуры и скорости деформации может вызывать:

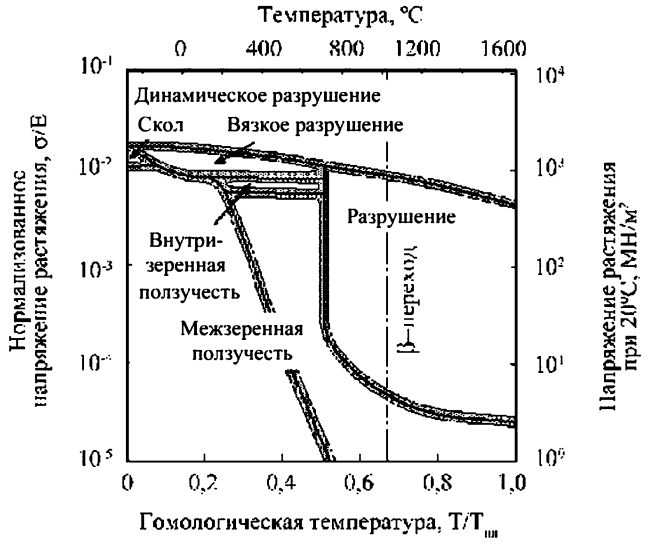


Рис. 8.2.17. Диаграмма разрушения титанового сплава IMI-685 при различных температурно-скоростных условиях нагружения

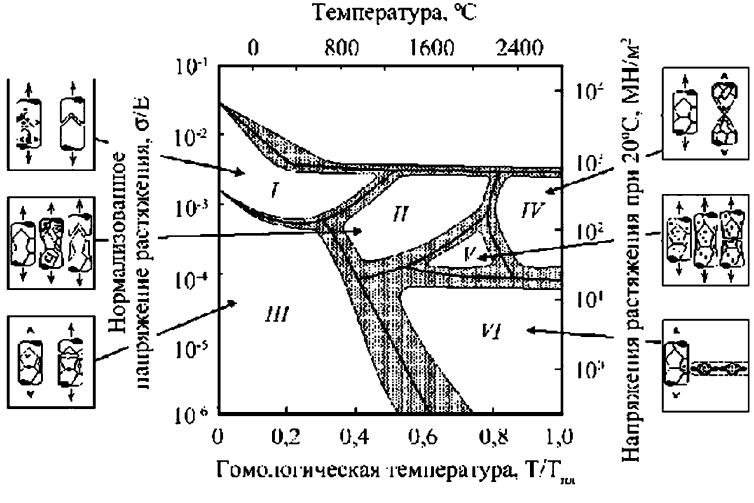


Рис. 8.2.18. Карта областей (I – VI) развития разрушения оксида магния MgO при однократном приложении нагрузки в зависимости от температуры и скорости деформации

I – облегченное скольжение при пластической деформации и зарождение трещины путем сдвига или двойникования;

II – хрупкое межзеренное разрушение с предшествующей внутризеренной пластической деформацией, которая возрастает с ростом гомологической температуры;

III – хрупкое внутризеренное раскалывание материала, для которого не требуется существования пластичности материала до разрушения;

IV – разрушение при полной утрате сечения разрушения в условиях динамической рекристаллизации;

V – внутризеренное разрушение в результате ползучести по механизму роста и коалесценции пор;

VI – межзеренное разрушение по механизму образования и роста пор в результате межзеренной диффузии.

Представленные на диаграммах области неизменного поведения материала с точки

зрения реализации того или иного доминирующего механизма разрушения характерны и типичны для всех сплавов. Смена механизма разрушения возможна только в том случае, когда произошел дискретный переход через границу области и устойчивое поведение материала не может обеспечиваться при сохранении неизменным способа диссипации подводимой энергии к зоне разрушения. В пределах установленных и выделенных на карте областей, механизм разрушения остается неизменным, а, следовательно, независимым от условий внешнего воздействия в пределах выделенного диапазона изменения рассматриваемых параметров.

Применительно к решению обратной задачи анализа поверхностей разрушения, с целью установления числа и значений параметров воздействия в уже реализованном процессе роста трещины диаграммы Эшби удачно иллюстрируют положение об эквивалентности реализуемых процессов разрушения в широком диапазоне сочетания условий внешнего воздействия на материал. Все возможные варианты разрушения по телу или по границам зерен на предложенных картах функционально связаны с относительной температурой $T / T_{пл}$, относительным напряжением σ / E и скоростью приложения нагрузки или скоростью деформации, где $T_{пл}$ – температура плавления материала.

Протекающие в материале процессы в случае эксплуатационных разрушений могут оказаться реализованными не в строгом соответствии с диаграммами или картами Эшби. Это обусловлено существованием критических условий по масштабному уровню протекания процесса эволюции открытых систем в соответствии с принципами синергетики. Рассматриваемый металл представляется как некоторая открытая система, которая в процессе распространения в ней трещины осуществляет непрерывный обмен энергией с окружающей средой, реализуя тот или иной механизм разрушения, присущий ему при многопараметрическом внешнем воздействии в широком диапазоне изменения уровня или величин параметров воздействия. При достижении некоторых критических условий система не может сохранить неизменность процесса или механизма эволюции, и происходит дискретный переход к новому, более сложному процессу эволюции.

Диаграммы Эшби могут быть полезны как при анализе эксплуатационных разрушений, так и при проведении специальных исследовательских работ в связи с возможностью прогнозирования поведения материала в заданных условиях эксплуатации и выполнения необходимых требований, направленных на предотвращение разрушения элемента конструкции с учетом наиболее возможного в этих условиях механизма разрушения.

Количественная фрактография при циклическом нагружении. Применительно к усталостному излому рассматривают распространение трещины на стадиях зарождения трещины, ее стабильного, ускоренного роста и на стадии долома. Количественная фрактография может быть реализована на всех стадиях распространения усталостной трещины.

Существуют три уровня рассмотрения параметров рельефа усталостного излома, используемых в количественной фрактографии:

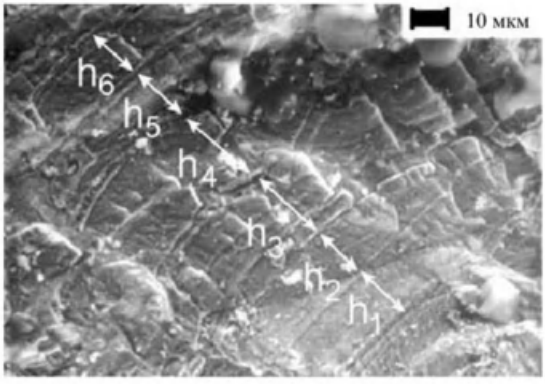
– усталостные бороздки, формирование которых происходит в цикле приложения нагрузки на нисходящей ветви нагрузки;

– мезолинии, отражающие переходы от большего к меньшему уровню напряжений, или характеризующие пластическое затупление в вершине трещины при переходе к большему уровню напряжений на мезоскопическом масштабном уровне;

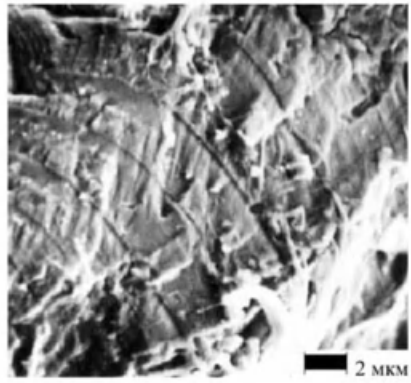
– макролинии, отражающие наиболее интенсивно протекающие переходные процессы на масштабном макроскопическом уровне, а потому наблюдаемые визуально или при увеличении светового микроскопа до 20 крат.

Примеры указанных параметров рельефа излома в виде мезо- и макролиний, а также усталостных бороздок представлены на рис. 8.2.19 и 8.2.20. Помимо указанных выше, используют еще группы параметров рельефа излома, которые регулярно повторяются в направлении распространения трещины. Это группы (блоки) усталостных бороздок близкого шага, группы мезолиний близкого профиля, а также иные параметры рельефа излома, отражающие регулярное повторение режимов нагружения того или иного элемента конструкции.

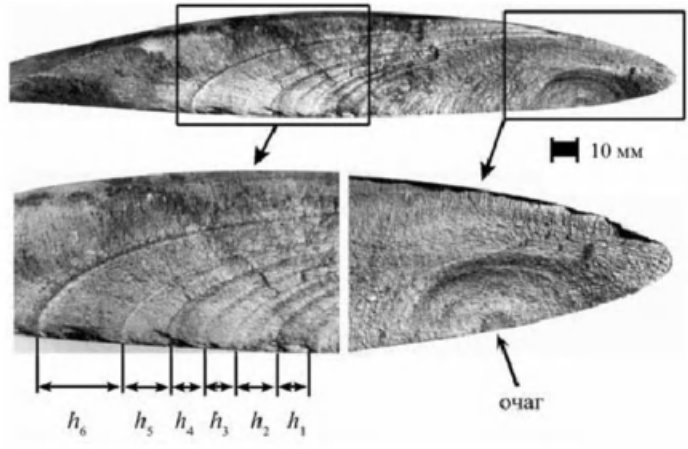
В зависимости от цели проведения измерений выбирают тот масштабный уровень, который характерен для реализованных параметров рельефа излома применительно к проводимым количественным оценкам длительности процесса разрушения и уровня эквивалентного напряжения.



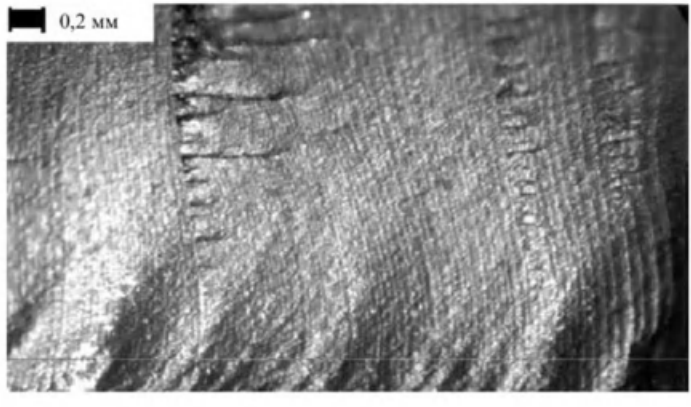
а)



б)

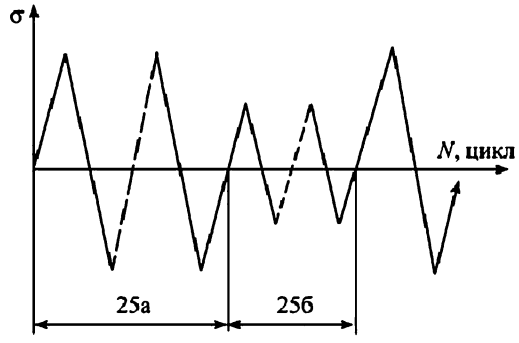


в)

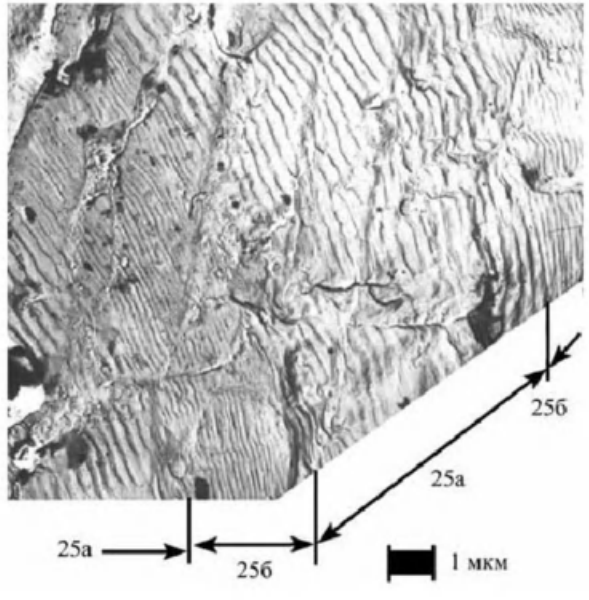


г)

Рис. 8.2.19. Мезолинии (*а*) в изломе усталостно разрушившейся в эксплуатации лопатки двигателя из жаропрочного сплава и (*б*) в изломе кронштейна системы управления самолетом (сплав АК6), а также макролинии усталостного разрушения (*в*) в изломе лопасти воздушного винта самолета (сплав Д1Т) и (*г*) в изломе лопатки компрессора из жаростойкой стали



а)



б)

Рис. 8.2.20. Схема нагружения (*а*) цилиндрического образца из титанового сплава ВТ3-1 и (*б*) фрактограмма его излома, полученная на просвечивающем электронном микроскопе, в зоне перехода от блоков усталостных бороздок большего шага к блоку с меньшим шагом, а далее к блоку с большим шагом (25а и 25б – число циклов с максимальной и минимальной амплитудами соответственно)

На макроскопическом масштабном уровне проводят исследования для определения размеров зон стабильного и нестабильного роста трещины при регулярном режиме нагружения. На этапе стабильного роста трещины у поверхности образца или детали в направлении роста трещины происходит формирование скосов от пластической деформации. Высота и ширина скосов зависят от напряженного состояния и, следовательно, связаны с кинетикой усталостных трещин.

При нерегулярном нагружении, когда распространение усталостной трещины происходит при сочетании разгрузок и перегрузок, а также, когда меняется ориентировка вектора максимального растягивающего напряжения, в изломе наблюдают усталостные макролинии. Каждая усталостная макролиния характеризует положение и геометрию фронта трещины в момент смены режима нагружения. Закономерности формирования усталостных макролиний характеризуют закономерности нерегу-

лярного нагружения, что позволяет по числу указанных линии определять количество смен режимов нагружения.

На мезоскопическом масштабном уровне ($10^{-8}...10^{-6}$) м в качестве основного параметра рельефа, характеризующего скорость распространения усталостных трещин, используют шаг усталостных бороздок. С увеличением коэффициента интенсивности напряжений шаг усталостных бороздок возрастает. Поэтому по предварительно установленной в лабораторных испытаниях зависимости шага усталостных бороздок от коэффициента интенсивности напряжений для данного материала, можно ориентировочно оценивать уровень эквивалентного напряжения для различных зон элементов конструкций. В рассматриваемом диапазоне изменения скорости роста трещин усталостная бороздка характеризует прирост трещины за один цикл нагружения. Тогда

$$\delta = C\Delta K_e^n, \qquad (8.2.6)$$

где δ – шаг усталостных бороздок в метрах за 1 цикл; ΔK_e^n – размах эквивалентного коэффициента интенсивности напряжений, МПа · м$^{1/2}$; C и n – коэффициенты уравнения.

По количеству усталостных бороздок определяют длительность роста трещин в циклах единичного нагружения. Для материалов, в которых формирование усталостных бороздок происходит фрагментарно с увеличением коэффициента интенсивности напряжений, определяют долю площади поверхности, занятой ими. В этом случае скорость распространения трещины может быть охарактеризована по участкам с усталостными бороздками.

В случае доминирования в изломе иных элементов рельефа, чем усталостные бороздки, что, например, характерно для высокопрочных сталей (предел прочности более 1000 МПа) или двухфазных титановых сплавов, необходимо оценить при лабораторном испытании роль других рельефов в средней скорости роста трещины, так как они могут формироваться с меньшей, той же или с большей скоростью, чем усталостные бороздки. Если скорость формирования иных элементов рельефа выше, чем усталостных бороздок, то необходимо определить коэффициент несоответствия на лабораторных образцах с помощью сопоставления результатов по количеству циклов, полученных интегрированием зависимости шага усталостных бороздок от длины трещины и реально зафиксированных в процессе испытания. В дальнейшем этот коэффициент можно использовать для оценки длительности роста трещин по шагу усталостных бороздок в элементах конструкций и образцах, изготовленных из того же материала.

Нерегулярное нагружение приводит к нарушению закономерности последовательного формирования элементов рельефа в направлении роста трещины, которые присущи конструкционным материалам. Элементы рельефа, характерные для одной стадии разрушения, могут сменяться элементами рельефа, характерными для другой стадии. Повторение чередования зон излома с однотипными элементами рельефа указывает на чередование уровня или характера нагрузок (формы цикла нагружения), вызывавших повторяющуюся смену механизма разрушения. На основании этого, например, проводят многократное определение вязкости разрушения материала. Для этого в направлении роста трещины осуществляют последовательно перегрузки материала, приводящие к статическому проскальзыванию трещины, а далее осуществляют циклическое нагружение на первоначальном уровне. В изломе при этом выявляют отчетливое чередование зон с большей и меньшей шероховатостью рельефа. Высокая шероховатость излома (ямочный рельеф) отвечает зоне статического проскальзывания, а низкая – циклическому росту трещины. По величине скачка трещины, по длине трещины в момент статического проскальзывания с учетом уровня нагрузки при однократном разрушении определяют вязкость разрушения материала. Аналогичным образом определяют вязкость разрушения и в условиях двухосного нагружения плоских пластин.

При блочном изменении уровня напряжения и регулярном повторении блока нагрузок в изломе наблюдают блоки усталостных бороздок разного шага (см. рис. 8.2.20). Если малая амплитуда нагрузки в блоке реализует низкий уровень интенсивности напряженного состояния материала, чтобы привести к формированию усталостных бороздок, то ее действие приводит к формированию усталостных мезолиний. Геометрия мезолинии позволяет судить о возможных процессах разрушения материала при ее формировании. В случае перегрузки по отношению к предыдущему

уровню напряжений мезолиния представляет собой выступ, который соответствует зоне пластической деформации вершины трещины в момент перегрузки. Это так называемая зона вытягивания материала (рис. 8.2.21). В случае формирования мезолинии в момент разгрузки материала происходит остановка трещины. Затрачиваемые циклы нагружения разрыхляют материал. Мезолиния в такой ситуации не имеет признаков формирования зоны вытягивания.

Формирование мезолиний происходит с изменением их геометрии в направлении роста трещины при повторяющемся блоке нагрузок в процессе роста трещины. Первоначально меняется морфология рельефа между самими линиями, далее происходит увеличение ширины самой мезолинии и при значительном возрастании коэффициента интенсивности напряжений в направлении роста трещины мезолиния переходит в площадку, отвечающую продвижению трещины за блок приложения переменных нагрузок меньшего уровня (рис. 8.2.22). Расстояние между мезолиниями может достигать десятков и даже сотен микрон, тогда как даже в высокопластичных материалах при низкой частоте приложения нагрузки максимальная величина шага усталостных бороздок, сформированных при единичном цикле нагружения, не превышает 20 мкм.

Скосы, образующиеся на изломе в результате пластической деформации, используют для характеристики скорости роста усталостных трещин. По предварительно полученной в результате испытаний тарировочной зависимости, по измеренным ширине (t_s) и высоте (h_t) скосов (рис. 8.2.23) ориентировочно определяют скорость роста усталостной трещины. Наилучшей информативностью обладает ширина скоса. Установлена однозначная зависимость между коэффициентом интенсивности напряжений и шириной скоса для одноосного и двухосного растяжения (рис. 8.2.24). Поэтому

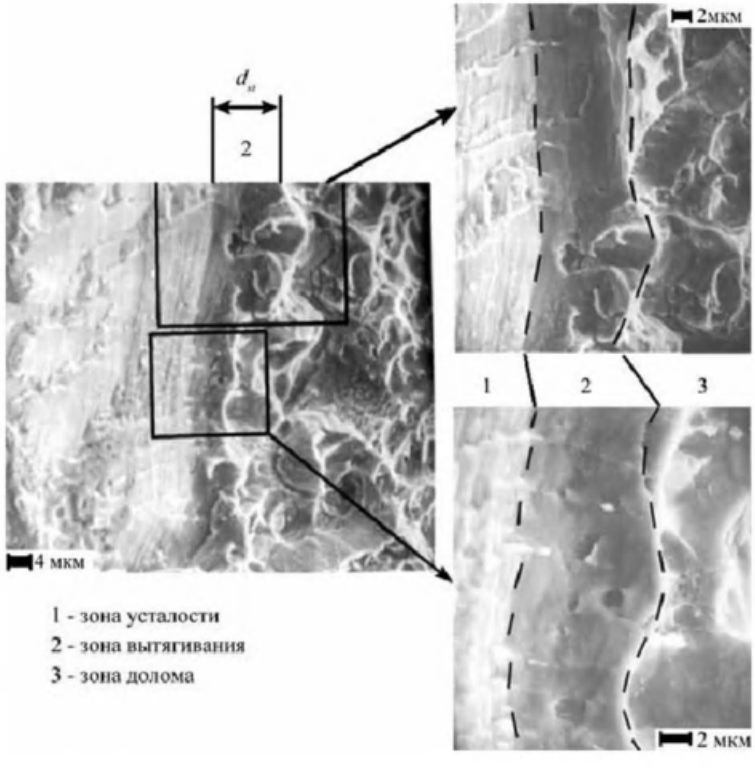
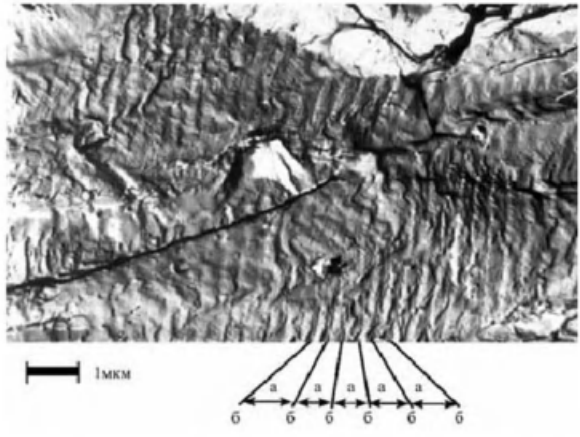
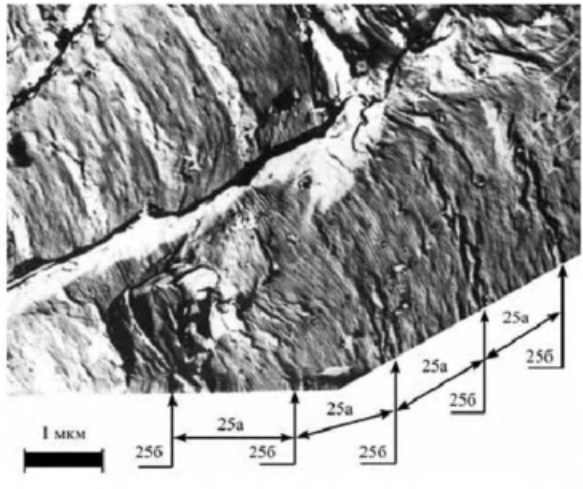


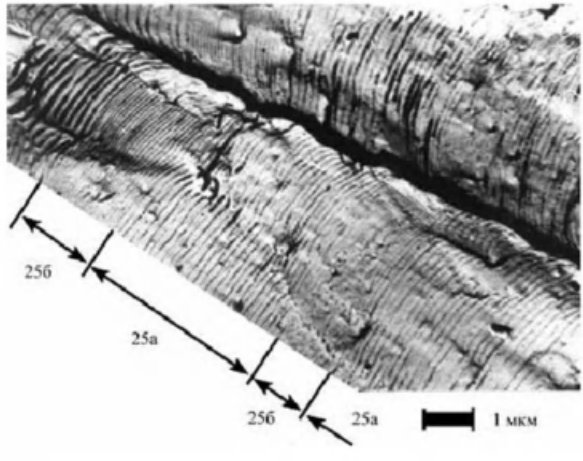
Рис. 8.2.21. Фрактограмма излома кронштейна из алюминиевого сплава АК4-1Т1 системы управления самолетом, разрушившегося в эксплуатации, в зоне перехода к единичному импульсу перегрузки. Указаны последовательно зоны усталостного разрушения, вытягивания (результат пластического затупления вершины трещины), далее участок ямочного рельефа в результате статического проскальзывания трещины, где d_{st} – ширина зоны вытягивания



а)



б)



в)

Рис. 8.2.22. Фрактограммы излома с усталостными мезолиниями в зоне формирования (*а*) псевдоборoздчатого рельефа в алюминиевом сплаве Д1 и на последующих этапах (*б*, *в*) формирования усталостных бороздок. Схема нагружения приведена на рис. 8.2.20, *а*

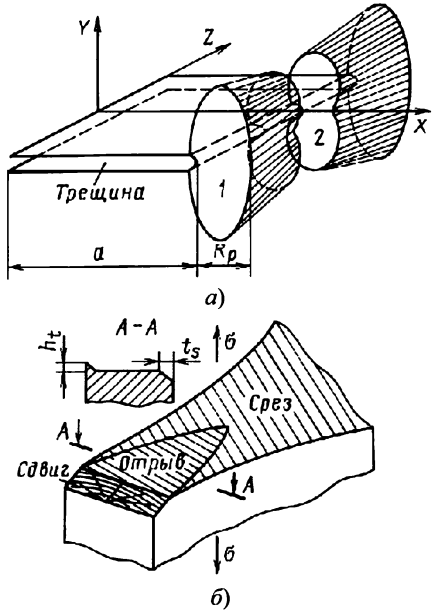


Рис. 8.2.23. Схема формирования зоны пластической деформации в вершине усталостной трещины (*а*) и скосов от пластической деформации у поверхности прямоугольного образца (*б*) на стадиях I и II согласно кинетической диаграмме:

1 – зона у поверхности детали; *2* – зона внутри детали в срединной части фронта трещины, где *a* – длина трещины, R_p – радиус пластической зоны, t_s – ширина скоса

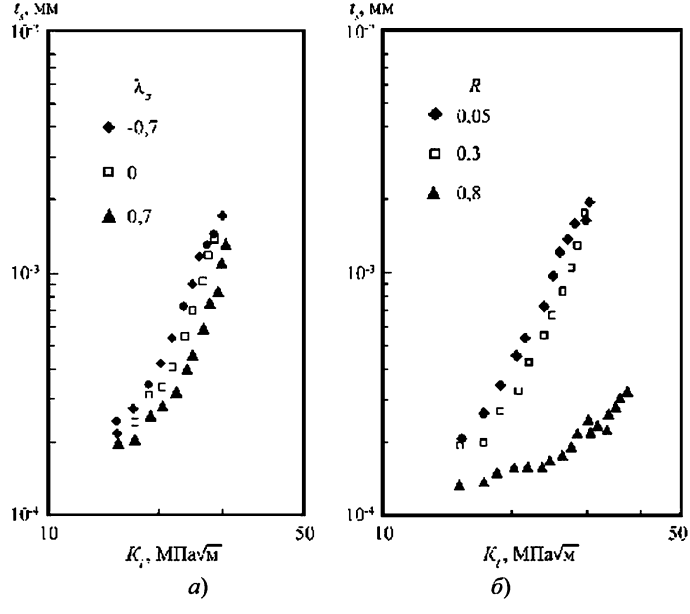


Рис. 8.2.24. Зависимость ширины скоса в результате пластической деформации от коэффициента интенсивности напряжений $K_т$ в прямоугольных образцах из сплава Д16Т, испытанных при двухосном нагружении с $\lambda_\sigma = \sigma_2 / \sigma_1$ при постоянном коэффициенте асимметрии цикла R (*а*) и при двухосном растяжении с разными значениями R (*б*)

по результатам измерения скосов от пластической деформации можно определять уровень эквивалентных напряжений так же, как и по шагу усталостных бороздок.

Результаты измерения шага усталостных бороздок обычно представляют в виде зависимости шага усталостных бороздок от длины трещины или от коэффициента интенсивности напряжений (рис. 8.2.25). Проведение измерений осуществляется в направлении последовательного возрастания шага. Поэтому наиболее подходящими для получения достоверной информации о кинетике трещин являются методы полуавтоматизированного и автоматизированного проведения измерений.

При полуавтоматизированном измерении осуществляется считывание информации о расстоянии между двумя точками, наблюдаемыми на экране видеомонитора. Информация об этом расстоянии с учетом числа усталостных бороздок и увеличении микроскопа воспроизводится на экране видеомонитора микроскопа. Результатом таких измерений является информация о средней величине шага, которую используют для расчета числа циклов нагружения и уровня напряжений.

Двумерное быстрое преобразование Фурье используют в количественной фрактографии для анализа всего изображения фрагмента поверхности с периодической структурой. Каждому периоду на двумерном Фурье-спектре соответствует яркий рефлекс, и его положение определяет шаг периодической структуры (рис. 8.2.26). Расчеты по результатам таких измерений отличаются от реальной длительности роста трещин, зафиксированных в испытании, в пределах 10 %. На отдельных участках

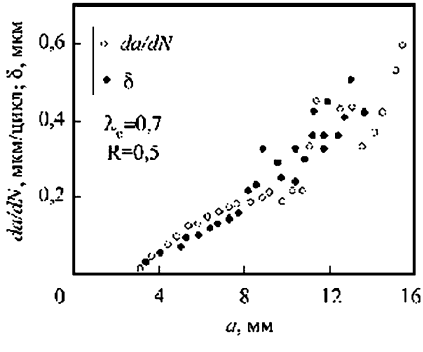
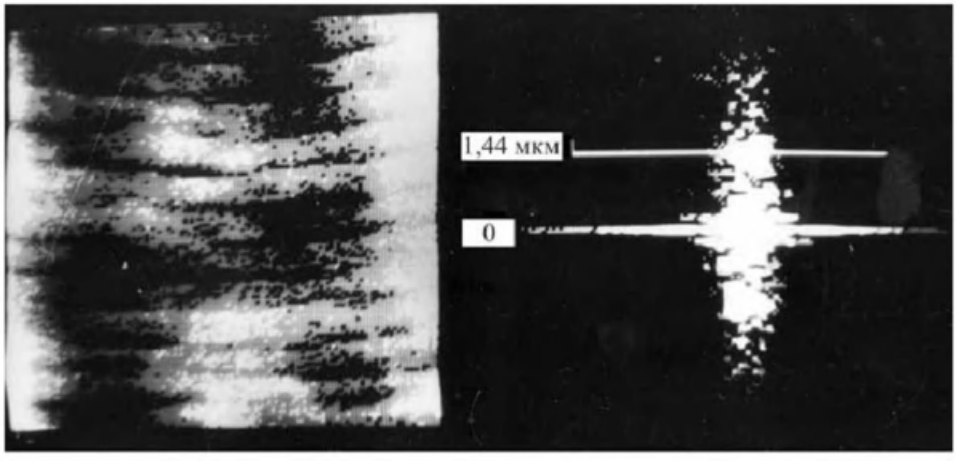


Рис. 8.2.25. Зависимость скорости роста усталостной трещины и шага усталостных бороздок от длины трещины при двухосном растяжении и $R = 0,5$

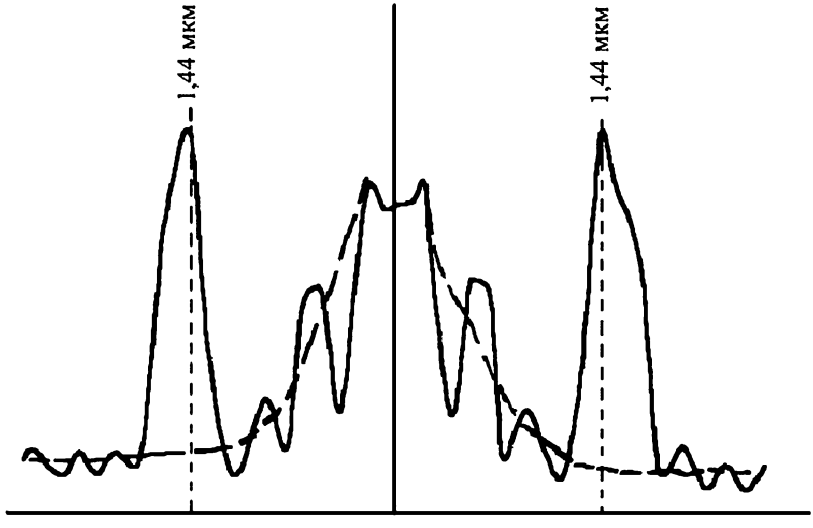
измерений на основе двумерных спектров можно выявить не один, а два и более равноценных максимума периодов для нескольких равнозначных величин шага усталостных бороздок. Использование в этом случае простого осреднения результатов измерений привносит погрешность в получаемый окончательно результат по определению длительности роста трещин.

Программа полностью автоматизированного поиска, анализа и обработки наиболее представительных периодов наблюдаемой части элементов рельефа, в том числе и с усталостными бороздками, осуществляет выбор сектора наиболее вероятных направлений распространения усталостной трещины. Далее проводится двумерный анализ Фурье от изображения объекта и строится интегральный профиль, на котором указаны только три представительных шага периодической структуры (см. рис. 8.2.26). В направлении развития трещины в пределах наблюдаемой площади на экране видеомонитора кроме основного шага может присутствовать более тонкая периодическая структура с меньшим шагом 0,57 и 0,66 мкм, как показано на рис. 8.2.27. Это характерно для процесса формирования усталостных бороздок. При достижении шага усталостных бороздок 1 мкм и далее процесс формирования усталостных бороздок связан с сочетанием актов ротационной деформации и скольжения. Автоматизированный режим измерений малую значимость периодичности рельефа отбрасывает. В этом случае даже при наличии погрешности измерений результат оценки длительности будет получен в запас по отношению к истинному периоду роста трещины, так как измеряются максимальные величины шага.

Стереофрактографический количественный анализ в автоматизированном режиме восстанавливает профиль любого элемента структуры. Реализация этих измерений параметров рельефа излома возможна по разным программам. При наличии в РЭМ двух парных детекторов поступающие сигналы суммируются и вычитаются по специальной программе, на основании чего восстанавливаются количественные характеристики профиля поверхности. Примером такого анализа является восстановленный профиль усталостных бороздок (рис. 8.2.28). Его геометрия свидетельствует о наличии пластического затупления вершины



а) *б*)

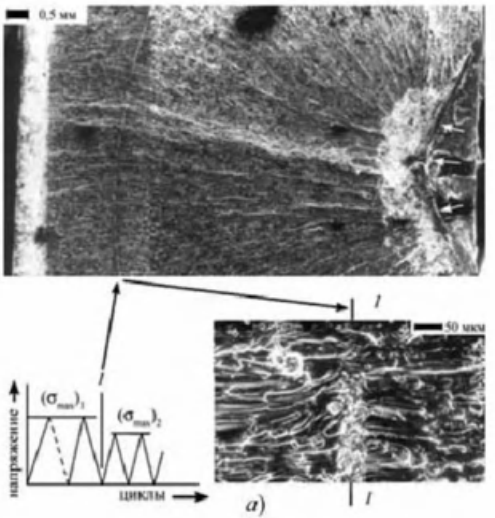


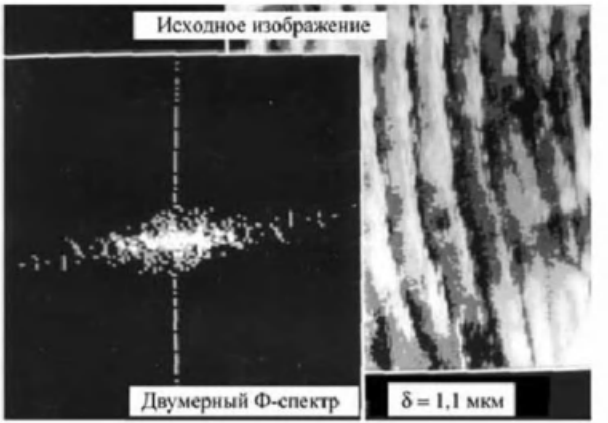
в)

Рис. 8.2.26. Изображение фрагмента излома (*а*) с усталостными бороздками образца из сплава АК6 на экране ЭВМ и его двумерный Фурье-спектр (*б*) с единственным периодом в виде шага усталостных бороздок 1,44 мкм и (*в*) сечение профиля спектра с указанным пиком

трещины в момент формирования профиля бороздки и позволяет провести анализ последовательности механизмов деформации и разрушения материала в результате количественного обсчета параметров рельефа. Метод позволяет измерять размер зоны вытягивания.

Измерения указанных выше параметров рельефа излома позволяют определять скорость распространения усталостных трещин, оценивать длительность работы элемента конструкции на стадии развития трещины, уровень нагруженности конструкции, анализировать физические процессы деформирования и разрушения материала, оценивать или проводить сопоставительную оценку таких механических свойств и характеристик материалов, как пластичность, вязкость разрушения, критическая температура хрупкости или T_{50}.





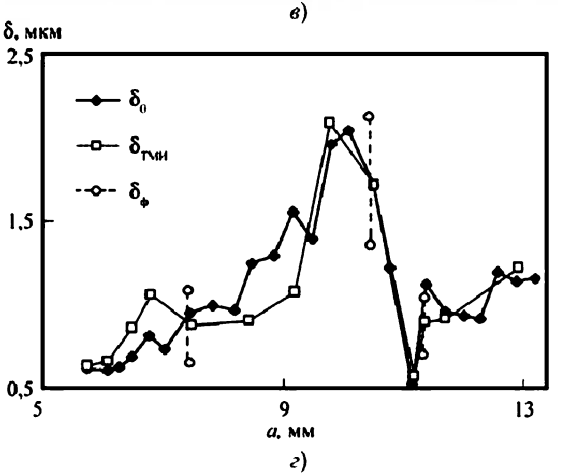


Рис. 8.2.27. Общий вид (*а*) излома образца из сплава АК6 со схемой его нагружения, (*б*, *в*) двумерные Фурье-спектры с оцифрованных участков излома с усталостными бороздками и (*г*) зависимость шага усталостных бороздок от длины трещины, полученная при ручном измерении параметров рельефа с экрана микроскопа (δ_0), по двумерным Фурье-спектрам ($\delta_ф$) и по автоматизированному методу ($\delta_{ТМИ}$) шага в системе автоматизированного анализа изображений

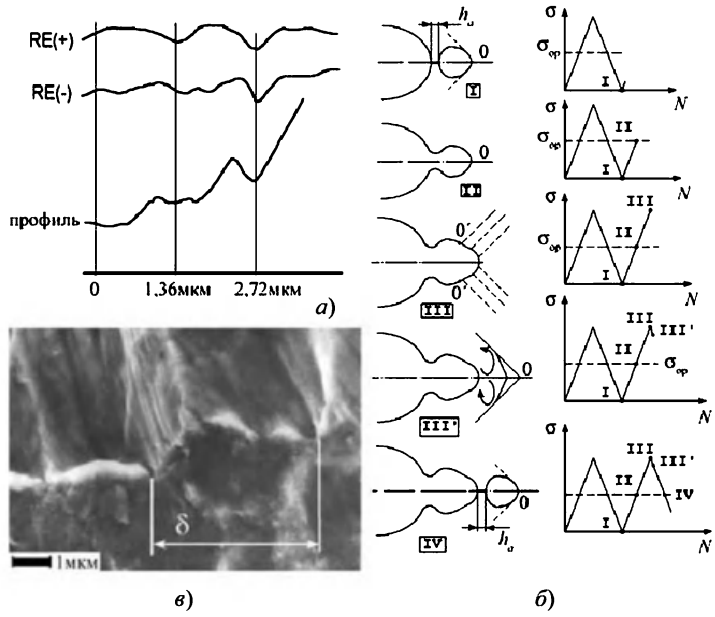


Рис. 8.2.28. Профиль (*а*) усталостных бороздок, воспроизведенный при автоматизированном анализе изображения алюминиевого сплава АК6 с помощью двух парных детекторов, отраженных электронов в виде солнечных батарей; (*б*) – схема последовательности процессов перед вершиной усталостной трещины, приводящая к выявленному профилю усталостной бороздки; (*в*) – пример профиля усталостной бороздки с шагом около 4 мкм, выявленного в изломе титанового сплава ВТ5

8.2.6. КОЛИЧЕСТВЕННАЯ СТЕРЕОСКОПИЧЕСКАЯ ФРАКТОГРАФИЯ

Метод стереоскопической фрактографии. Термин стереоскопия имеет греческое происхождение и означает зрительное восприятие объемности пространства. Рассматривание окружающего пространства одним глазом называют монокулярным видением, двумя – бинокулярным, стереоскопическим, или пространственным видением (зрением). Расстояние между зрачками глаз называется стереоскопическим, или глазным базисом ($B_{гл}$), который находится в пределах от 52 до 74 мм.

При бинокулярном видении создается полное и точное представление о рельефной форме объектов и их пространственном положении. Изображение предметов на сетчатках глаз двумерно, а человек видит мир трехмерным, т.е. он обладает способностью к восприятию глубины пространства или стереоскопическим зрением (стереоэффект). При сепарированном (раздельном для каждого глаза) рассмотрении пары снимков (стереопары), полученной по законам центрального проектирования с двух различных точек, возникает искусственный стереоэффект. В этом случае непосредственно глазами или с помощью специальных оптических приборов наблюдается не реальный объект, а его объемное изображение, называемое стереоскопической моделью.

Пространственное видение связано с явлениями конвергенции глаз и диспарантности (несоответствия) изображений на сетчатках обоих глаз. Под *конвергенцией* понимают способность глаз одновременно изменять положение сходящихся зрительных осей, чтобы удерживать изображение предмета на сетчатке глаз по мере изменения действительного расстояния до этого предмета. При конвергенции зрительные оси пересекаются под определенным углом θ – углом конвергенции, называемым иногда параллактическим углом, величина которого зависит от расстояния между объектом и наблюдателем. Под явлением *диспарантности* понимают различие между изображениями одного и того же предмета на сетчатках двух глаз в один и тот же момент времени. При большой диспарантности возможно двоение изображения, а при малой диспарантности восприятия объемности не происходит из-за параллельности оптических осей глаз.

Методики ориентирования и количественной обработки стереопар. Точное, не искаженное представление об объекте по его стереомоделям можно получить только в том случае, если известны и учтены величины, называемые в теории стереофотограмметрии элементами ориентирования, определяющие положение пространственной системы координат снимков стереопары относительно принятой системы отсчета. Положение каждого снимка в пространстве однозначно определяется девятью элементами ориентирования – тремя элементами внутреннего и шестью элементами внешнего ориентирования. Элементы внутреннего ориентирования определяют положение центра проекции относительно снимка. Эти элементы позволяют восстанавливать по снимку связку проектирующих лучей, существующую в момент стереосъемки. Геометрический смысл процесса внутреннего ориентирования именно в том и состоит, чтобы каждый снимок стереопары установить относительно центра проектирования в такое положение, которое он занимал относительно центра стереофотосъемки. При стереоскопических измерениях снимки всегда предварительно ориентируют для получения стереоэффекта или для получения ориентированной стереомодели в заданном масштабе. Если элементы внутреннего ориентирования определяют положение центра проекции, то элементы внешнего ориентирования определяют положение связки лучей в момент фотографирования. К ним, в частности, относят координаты точки фотографирования и угол поворота снимка. На практике часто применяют другие элементы внешнего ориентирования и вводят угол конвергенции – вертикальный (горизонтальный) угол между направлениями оптической (электронной) оси в концах базиса.

Стереофотограмметрическая задача определения рельефа поверхности может решаться двумя методами: универсальным методом, т.е. путем непосредственных промеров геометрических соотношений на пространственной модели объекта, и дифференцированным методом, т.е. путем вычислений, производимых на основе косвенных измерений, когда базис между точками съемки известен заранее или легко определяется с достаточной точностью. При использовании дифференцированного метода стереофотограмметрии вместо восстановления пространственной модели производят лишь измерение параллаксов на парных снимках. Обрабатывая результаты этих измерений по законам, устанавливающим связь между изображениями и предметом, получают необходимые данные о его форме, размерах и взаимных превышениях.

В ряде случаев, когда не предъявляются особенно высокие требования к точности измерений, геометрическое определение формы и размеров изучаемых объектов выполняется с достаточной быстротой простейшими средствами стереофотограмметрии. Измерения пространственных соотношений в стереоскопическом изображении с большей точностью могут быть сделаны при помощи стереоскопа и особых стереоскопических масштабных сеток или стереоскопических шкал. Для точного анализа пространственных соотношений, зафиксированных на стереопарах, существует ряд более или менее сложных измерительных приборов.

В основу действия стереофотограмметрических приборов, и в том числе стереокомпараторов, положен принцип визуального определения геометрического положения точек объекта путем наблюдения за оптическим совмещением пространственной марки со стереоскопической моделью объекта, восстановленной по его снимкам. Поскольку при работе со стереофотограмметрической аппаратурой используется одновременное сочетание измерительных и опознавательных свойств стереоскопического зрения, то это способствует повышению достоверности и уменьшению погрешности при получении качественной и количественной информации о пространственных соотношениях объекта. Современные стереокомпараторы являются приборами плоскостного типа, позволяющими с точностью до 0,005 мм и даже выше измерять параллаксы точек на изображениях стереопар.

Искажения стереоизображений и ошибки стереофотограмметрических измерений. При наблюдении пространственной картины в стереоприборах возможные ошибки в определении геометрической формы видимого изображения зависят от большого количества причин, главными из которых являются ошибки определения элементов внутреннего и внешнего ориентирования снимков, а также ошибки измерения снимков (приборные и субъективные) и погрешности обработки результатов этих измерений. Приборные ошибки измерения снимков должны быть сведены к возможному минимуму, поскольку на стерео-

компараторах координаты и параллаксы точек стереопары измеряются с точностью, соответствующей разрешающей способности фотопленки и фотопластинки. Субъективные же ошибки трудно точно разделить между собой, поэтому их следует оценивать суммарно и статистически. Для среднеквадратичной ошибки определения превышений m_h обычно используют следующую формулу:

$$m_h = \sqrt{\left(\frac{z}{b}\right)^2 m_{\Delta P}^2 + \left(\frac{h}{b}\right)^2 m_b^2 + \left(\frac{h}{z}\right)^2 m_z^2},$$

где z – высота фотографирования (рабочее расстояние электронного микроскопа); b – базис стереосъемки; h – превышение (разность высот поверхности фотографирования); $m_{\Delta P}$ – ошибка определения разности продольных параллаксов; m_b – ошибка определения базиса; m_z – ошибка определения высоты фотографирования (рабочего расстояния).

Среднеквадратичная ошибка определения превышений увеличивается при увеличении высоты фотографирования и ошибок, из которых наиболее сильное влияние оказывает ошибка $m_{\Delta P}$ разности продольных параллаксов. Поэтому в первом приближении можно принять, что

$$m_h = m_{\Delta P}\frac{z}{b}.$$

Практика получения стереопар с помощью электронных микроскопов и оценка превышений рельефа поверхности. Получение стереоснимков (стереопар) в электронном микроскопе чаще всего осуществляется путем поворота рассматриваемого объекта на угол конвергенции по отношению к оси прибора. Возможно также получение снимков стереопары поворотом на угол конвергенции осветительной системы, а не исследуемого объекта. Но так как во втором случае используется внеосевая часть объектива, то достаточно резкое изображение можно получать только для очень малых углов конвергенции. Известны также методы получения стереопар в растровых (РЭМ) и просвечивающих (ПЭМ) электронных микроскопах при плоскопараллельном смещении объекта или его вращении вокруг вертикальной оси прибора и неизменном положении источника и центральной оси пучка электронов.

Наиболее распространенным из указанных методов является метод конвергентной стереосъемки. Для уменьшения погрешностей последующей оценки превышений, связанных с определением элементов ориентирования и деформацией стереоскопического изображения модели микрорельефа, конвергентную съемку стереопар как в ПЭМ, так и в РЭМ стараются выполнять, наклоняя макроскопическую поверхность разрушения объекта (или поверхность реплики) на определенный угол (половину угла конвергенции в обе стороны от положения нормального к пучку первичных электронов). Если условия оптимального контраста изображения требуют выполнения конвергентной съемки при определенном предварительном наклоне макроизлома (обычно на 30…45°), то при каждой такой съемке для учета искажений увеличения в любом направлении, помимо горизонтального, необходимо фиксировать не только угол конвергенции, но и значения рабочего расстояния, линейного увеличения по горизонтали и угла наклона макроизлома.

Разномасштабность снимков или увеличение изображения M в каком-либо направлении рассчитывают по формуле:

$$M = M_0 \frac{1}{\sqrt{1 + \cos^2\alpha\ \mathrm{tg}^2\gamma}},$$

где M_0 – увеличение при нулевом угле наклона исследуемой макроповерхности объекта, соответствующее показанию индикатора увеличений РЭМ; α – угол, измеренный на экране РЭМа или на фотографии, между направлением, в котором оценивается увеличение, и направлением, перпендикулярным оси наклона объектодержателя (предметного столика), т.е. направлением, перпендикулярным горизонтальным строкам растра; γ – угол наклона исследуемой макроповерхности объекта относительно плоскости, перпендикулярной оптической оси.

При оценке превышений микрорельефа h по стереопарам чаще всего используют приближенную формулу:

$$h \cong \frac{\Delta P}{2M\sin\theta},$$

где ΔP – разность продольных параллаксов; M – увеличение; θ – половина угла конвергенции.

Практические приложения метода количественной стереоскопической фрактографии. Возможности фрактографического анализа, связанные с исследованием поверхности изломов, существенно расширяются с применением метода стереоскопической фрактографии. Этот метод позволяет получать принципиально новые результаты, в том числе и количественные, при анализе переходных зон вытягивания (рис. 8.2.29), профилей поверхностей вязких (рис. 8.2.30), хрупких, усталостных (рис. 8.2.31) изломов и шероховатости поверхностей в зоне предразрушения материала, при оценке площади поверхности разрушения и связанной с ней истинной и эффективной поверхностной энергии. Получаемые методом стереофрактографии результаты особенно важны как для экспертизы повреждений, так и для прогнозирования поведения тел с трещинами усталости, а также установления режима температурно-силового воздействия и уровня пластической деформации при разрушении. Так, стереофрактографический анализ ямочных изломов позволил установить, что отношение глубины к диаметру ямок является мерой локальной степени деформации, а следовательно, и прочности.

Измерение методом стереофрактографии фактического профиля поверхности усталостного разрушения на двух противоположных участках излома и сопоставление характера их сопряженности позволили предложить физически обоснованную модель роста усталостных трещин и механизма формирования бороздок. Из этих данных следует, что продвижение трещины за цикл нагружения состоит из двух последовательных этапов – сдвига и пластического затупления трещины. Предложенные модели объясняют экспериментально установленный факт уменьшения отношения высоты бороздки к ее шагу с ростом амплитуды нагрузки, а также открывают пути к использованию этих характеристик для экспертной оценки коэффициента интенсивности напряжений (КИН) в любой точке усталостного излома.

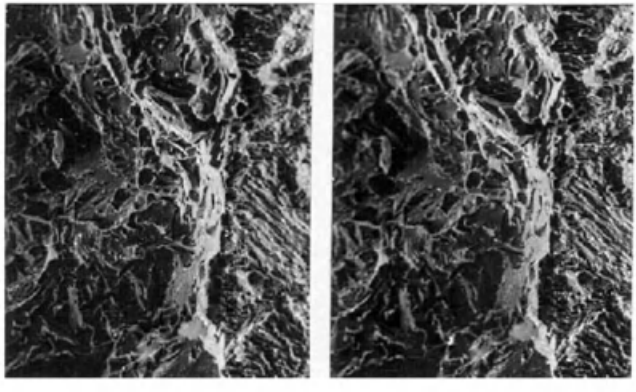


Рис. 8.2.29. Стереопара зоны вытягивания в корпусной стали 15Х2НМФА

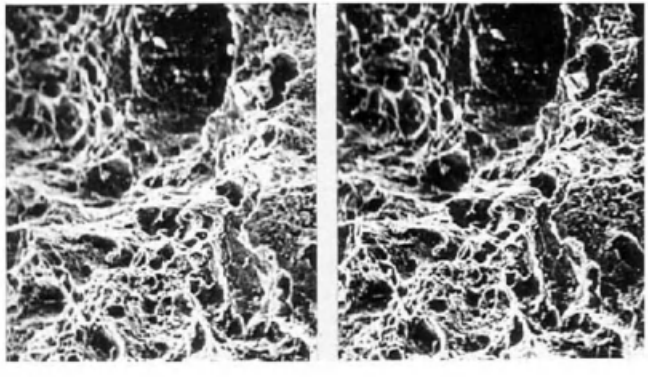
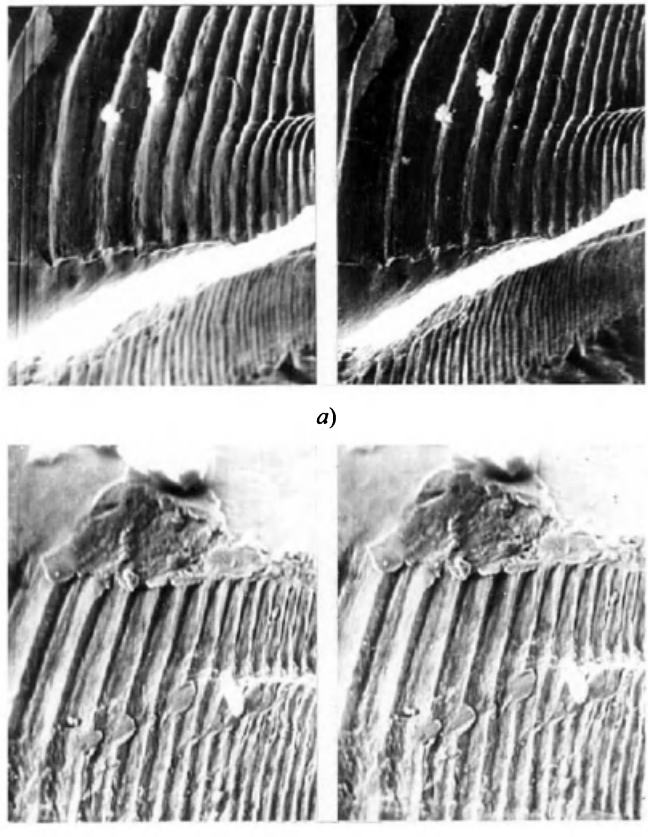


Рис. 8.2.30. Стереопара поверхности излома стали 15Г2АФДпс с вязким ямочным рельефом разрушения



а)

б)

Рис. 8.2.31. Две стереопары (*а*, *б*) с сопряженных участков усталостного излома поликристаллического никеля

По данным анализа стереопар, полученным в процессе выявления влияния режима испытания на форму и геометрические параметры профиля макроизлома и профиля усталостных бороздок, установлено, что площадь свободной поверхности усталостных изломов (без учета вклада микрорельефа полос скольжения) в 30...40 раз больше площади поверхности идеального скола для образцов идентичного сечения. Анализ стереомоделей формы профиля бороздок показал, что малым и средним значениям КИН диаграммы усталостного разрушения и пониженным температурам соответствует форма профиля бороздок, близкая к треугольной, а большим КИН и нормальной температуре – близкая к трапецисдальной. Количественные стереофрактографические измерения шага и высоты усталостных бороздок показали более сильную зависимость от температуры высоты бороздок при малых и средних КИН, а при больших КИН, наоборот, шаг возрастает интенсивнее высоты.

Стереофрактографические исследования зоны вытягивания, формирующейся перед вершиной усталостной трещины при ее статическом раскрытии, обнаружили, что геометрические параметры этой зоны (ширина и высота) достаточно устойчиво коррелируют с основными характеристиками трещиностойкости материала, определяемыми методами механики разрушения. На примере корпусной стали при низких температурах испытания установлена четкая линейная корреляционная связь между высотой зоны вытягивания и трещиностойкостью, определяемой по раскрытию вершины трещины. Стереофрактографические исследования переходных зон при скачках усталостных трещин позволили установить характер влияния температурно-силовых факторов на структурные и геометрические осо-

бенности этих зон, дать их количественное и пространственное описание, предложить модель их формирования по механизму сдвига вдоль контура максимальных повреждений и показать принципиальную возможность использования размеров переходных зон в качестве параметров для оценки КИН вблизи критических значений.

На основе использования стереоскопической электронной фрактографии можно получать принципиально новые данные, способствующие не только дальнейшему развитию теоретических представлений по проблеме разрушения, но и расширяющие возможности практической диагностики и экспертизы различных видов разрушения. Практическая ценность метода стереофрактографии возрастает благодаря потенциальной возможности его применения к решению иного класса задач, в том числе задач оптимизации влияния технологических и иных параметров производственного процесса на формирование структуры и удельной свободной поверхности тонких магнитных пленок или пленок, применяемых при изготовлении электрических конденсаторов.

Существенное снижение трудоемкости обработки данных стереоскопической фрактографии достигается за счет применения прецизионных стереокомпараторов с автоматической системой записи информации и расчетом превышений микрорельефа на ЭВМ с использованием специальных пакетов прикладных программ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Анализ** поверхности методами Оже- и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии / под ред. Д. Бриггса, М.П. Сиха; пер. с англ. – М.: Мир, 1987. – 598 с.

2. **Иванова В.С.** Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов. – М.: Наука, 1992. – 160 с.

3. **Механика** разрушения и прочность материалов: справочное пособие. В 4 т. / под ред. В.В. Панасюка. – Киев: Наукова Думка, 1988 – 1990.

4. **Панин В.Е.** Основы физической мезомеханики // Физическая мезомеханика. – Т. 1(1). – 1998. – С. 5 – 22.

5. **Шанявский А.А.** Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций. Синергетика в инженерных приложениях. – Уфа: Монография, 2003. – 830 с.

6. **Шанявский А.А., Сасов А.Ю.** Квантово-механическая природа кинетики усталостных трещин в металлах // Известия АН СССР. – Металлы. – № 3. – 1989. – С. 123 – 131.

7. **Шанявский А.А., Сасов А.Ю.** Фурье-фрактографический автоматизированный РЭМ-анализ периодической структуры усталостных бороздок // ФХММ. – № 1. – 1990. – С. 65 – 70.

8. **Ashby M.F.** Materials selection in mechanical design // Pergamon Press. – Oxford. – 1992.

9. **Bicbler C.H., Pippan R.** Direct observation of the formation of striations // Engineering Against Fatigue. Eds. J.H. Beynon, M.W. Brown, R.A. Smith, T.C. Lindley and B.Tomkins. – 1999. – P. 211 – 218.

10. **Fatigue and Fracture** of Engineering Materials and Structures. Guest editors K.-H. Schwalbe and I. Milne. – V. 16 (11). – 1993. – P. 1135 – 1284.

11. **Fox-Rabinovich G.S., Kovalev A.I., Wainstein D.L.** Investigation of self organization mechanism in complex TiN-based coating during working of cutting tools, using EELFAS and AES methods // Joumal of Electron spectroscopy and related Phenomena. – V. 85. – 1997. – P. 65 – 72.

12. **Isbli H., Choi S.J., Tohgo K.** AFM fractography of fatigued aluminum alloy // Progress in Mechanical Behaviour of Metals (Eds. Ellins P., Provan, James W.). Proc. ICM8. Victoria B.C. Canada. – May 16 – 21. – V. 1. – 1999. – P. 73 – 78.

13. **Kolednik O.** A contribution to Stereophotogrammetry with the Scanning Electron Microscope // Practical Metallogr. – 1991. – 18. – P. 562 – 573.

14. **Kovalev A.I., Wainstein D.L., Fox-Rabinovich G.S.** Investigation of atomic and electronic structure of films generated on a cutting tool surface // Journal of Electron Spectroscopy and Related Phenomena. – V. 105. – 1999. – P. 63 – 75.

15. **Nisblda, Sbln-Icbl.** Failure analysis in engineering applications / Printed and , bound in Great Britain by Thomson Litho Ltd., Kilbride, Scotland Typest by Vision Typesetting. – Manchester, 1992. – 211 p.

16. **Rodriguez-Ibabe J.M.** The role of microstructure in toughness behaviour of microalloyed steels // Materials Science Forut. Trans. Techn. Publications, Switzerland. – V. 284 – 286. – 1998. – P. 51 – 62.

17. **Sasov A.Yu., Shaniavski A.A.** Processing of scanning electron microscope images on basis of fast Fourier-transformation // Scann. Microsc. – V. 2(2). – 1988. – P. 827 – 834.

18. **Shaniavski A.A., Koronov M.Z.** Shear lips on fatigue fractures of aluminium alloy sheets subjected to biaxial cyclic loads at various R-ratios // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. – V. 17. – 1994. – P. 1003 – 1013.

19. **Shaniavski A.A., Losev. A.I., Banoy M.D.** Development of fatigue crackind in aircraft engine compressor disks of titanium alloy Ti-6Al-3Mo-2Cr // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. – V. 21. – 1998. – P. 297 – 313.

20. **Shaniavski A.A., Losev A.I.** The effect of loading waveform and microstructure on the fatigue response of titanium aero-engine compressor disk alloys // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. – V. 26. – 2003. – P. 329 – 342.

21. **Shaniavski A.A., Toushentsov.** In-service cracks growth in shafts of aircraft structures under simultaneous rotation or torsion and bending // "Fracture frot defects" (Eds, Brown, M.W., de 10s Rios, and Miller, K.J.). Proc. 12-th Biennial Conf. Fract. – ECF-12. Chameleon Press LTD. – London. UK. – 1998. – P. 199 – 204.

22. **Varkoly L., Zuidema J., Varkolyova B., Chalupova M.** Fatigue failures of materials / TU Delf. Netherlands. – 1998. – 235 p.

Глава 8.3

СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ ПРИ ОДНОКРАТНОМ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

8.3.1. СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ СТАЛЕЙ ПРИ ОДНОКРАТНОМ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Сравнение материалов по микролокальной деформации в процессе разрушения качественно оценивасмой по виду излома, следует вести в одинаковых по напряженно-деформированному состоянию (НДС) условиях. Влияние объемности напряженного состояния на характер разрушения и строение излома видно при микрофрактографическом анализе изломов образцов из стали 30ХГСНА диаметрами 40 и 8,5 мм (рис. 8.3.1). В образцах диаметром 8,5 мм ($\sigma_в$ = = 1810 МПа, ψ = 52 %) разрушение в центре дна чашечки ни в макро-, ни в микромасштабе не выглядело хрупким. В образцах диаметром 40 мм ($\sigma_в$ = 1870 МПа, ψ = 35 %) при макрохрупком центре дна чашечки разрушение также проходило по механизму ямочного разрыва, но с малой степенью пластической деформации.

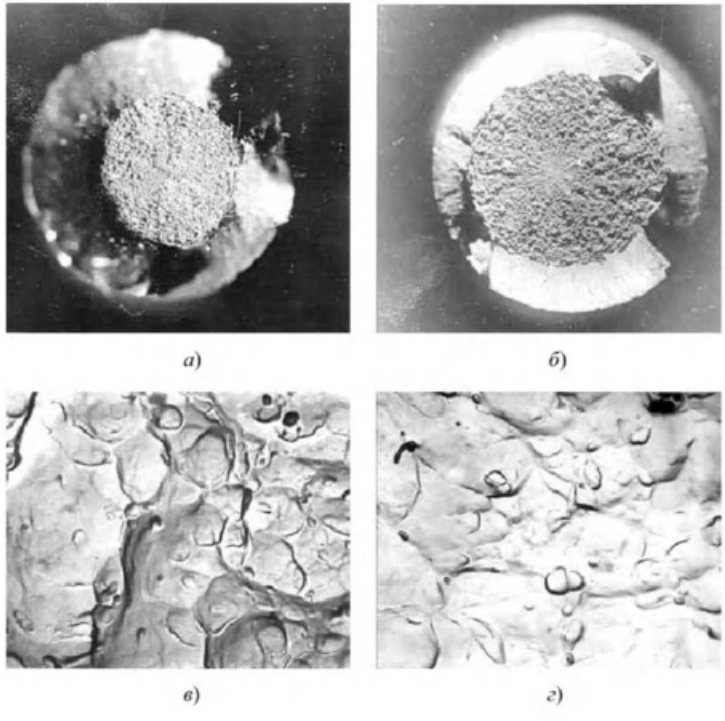


Рис. 8.3.1. Макро- и микростроение изломов при однократном растяжении гладких образцов из стали 30ХГСА, диаметрами 8,5 (*а* – ×6,5; *в* – ×10 000) и 40 мм (*б* – × 1,5; *г* ×10 000)

В плоских образцах из стали Х15Н5Д2Т (с молибденом) толщиной 35 мм для определения K_{1c} наблюдался менее пластичный ямочный рельеф в центре образца под усталостной трещиной, относительная доля боковых скосов значительно меньше по сравнению с образцами сечением 10×11 мм для определения *КСТ*. Снижение локальной пластичности для стали Х15Н5Д2Т было выявлено в большей степени в состоянии коагуляционного старения, когда материал обладает высокой способностью к торможению разрушения в условиях сосредоточенной деформации (T = 525 °С, $\sigma_в$ = 1340 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 1210 МПа, K_{1c} = 47 МПа·м$^{1/2}$, *КСТ* = 0,59 мДж/м^2), чем в состоянии фазового старения (T = 425 °С, $\sigma_в$ = 1310 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 1080 МПа, K_{1c} = = 37 МПа·м$^{1/2}$, *КСТ* = 0,47 мДж/м^2 (рис. 8.3.2). Причина достаточно частого несоответствия хрупкого эксплуатационного излома вязкому излому образцов, вырезанных из той же детали и испытанных в лабораторных условиях, заключается в ограниченной способности материала к локальной пластической деформации в условиях "жесткого" нагружения. Это означает, что излом, аналогичный эксплуатационному, может быть получен при лабораторных испытаниях образцов только в условиях, моделирующих НДС рассматриваемой зоны элемента конструкции.

Наиболее общая черта практически всех изломов заключается в неоднородности их строения. Однородными изломами можно считать лишь весьма хрупкие изломы металлов (например, изломы углеродистых сталей при низких температурах).

Для *вязкого излома* характерным является внутризеренное разрушение с ямочным микростроением. При рассмотрении поверхности пластичного излома в электронном микроскопе видно ямочное, в оптическом – грубо ямочное строение (рис. 8.3.3).

Механизм образования такого рельефа следующий: при достижении предельных состояний в локальных объемах на участках, представляющих собой препятствия для непрерывности деформации, зарождаются микропустоты (границы зерен, субграницы, частицы избыточных и упрочняющих фаз, места скопления дислокаций и т.д.). По мере увеличения напряжений микропустоты растут, сливаются, что приводит к полному разрушению с образованием на изломе углублений в виде ямок, соединенных между собой перемычками. Относительно микромеханизма пластичного внутризеренного разрушения существует следующее представление: гомогенные материалы

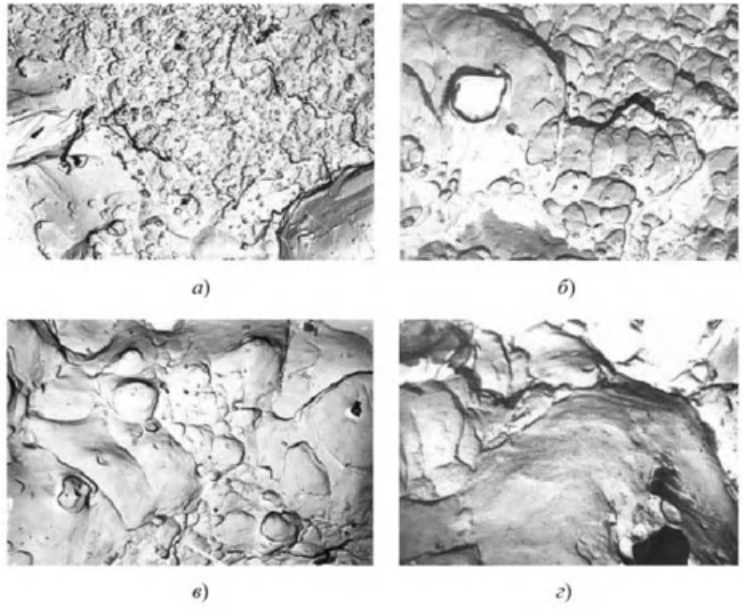


Рис. 8.3.2. Фрактограмма стали Х15Н5Д2Т после старения при 425 °С (*а*, *б*) и 525 °С (*в*, *г*). Образцы для определения K_{1c} (*а*, *в*) и *КСТ* (*б*, *г*), ×2250

имеют тенденцию к преимущественному разрушению по механизму расщепления плоскостей скольжения или при разновидности этого механизма – вытягивания, в остальных случаях вязкое разрушение осуществляется путем возникновения, роста и слияния микропустот – по механизму ямочного разрыва. В первом случае материал обладает малым сопротивлением касательным напряжениям, во втором – более высоким.

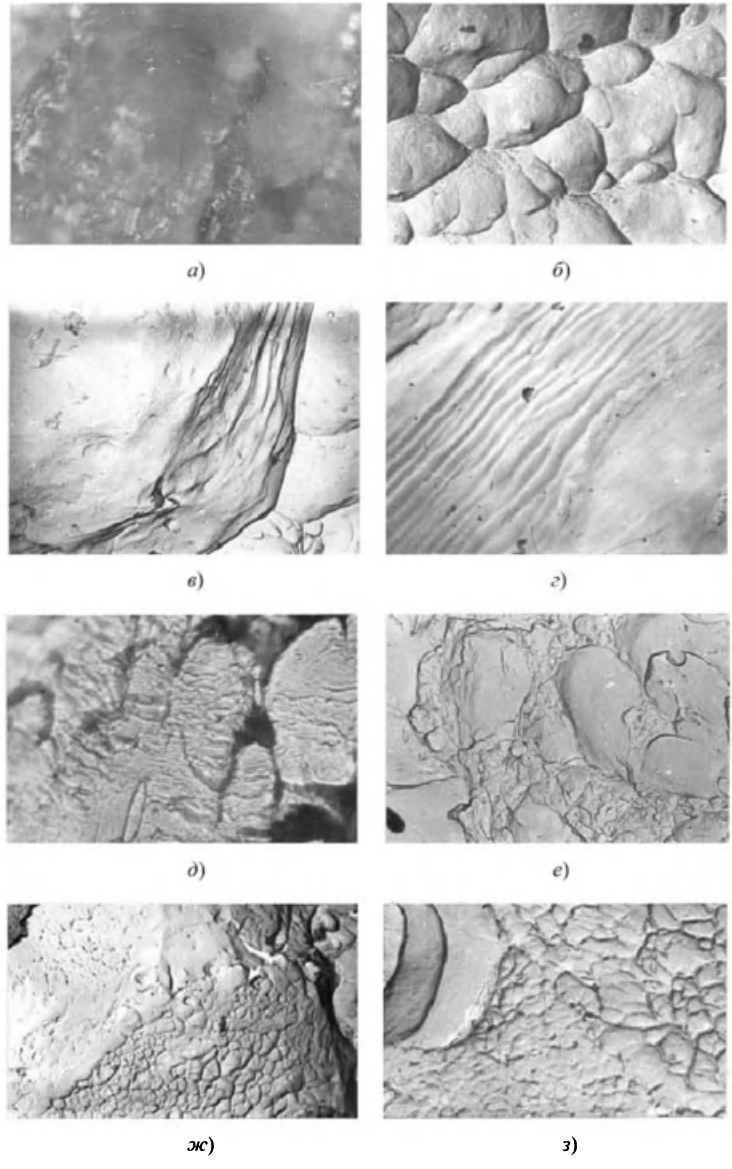


Рис. 8.3.3. Микростроение изломов при разрушении по механизму ямочного разрыва:
а – ямочный рельеф, сплав АК41-Т1, оптический микроскоп, ×635; *б* – ямки без следов скольжения, сплав ВТ23, ×6500; *в* – следы скольжения на стенках ямок, сплав АК41-Т1, ×5500; *г* – серпентинное скольжение, сплав АК41-Т1, ×5500; *д* – параболические ямки, сплав ВТ22, ×635; *е* – смесь мелких и крупных ямок, сталь типа марейджинг, ×6000; *ж* – ямочный рельеф на границах зерен, сплав В93, ×5500; *з* – сотовый рельеф, сплав АК41-Т1, ×6500

Исследование фрактограмм однократного разрушения дает возможность определить его последовательность: в первую очередь возникают микронадрывы вокруг более резких структурных концентраторов, какими часто являются частицы избыточной фазы, карбиды, посторонние включения. По мере развития пластической деформации поры вокруг этих частиц растут, что приводит к образованию крупных ямок. Рост пор ослабляет материал и приводит к увеличению эффективных напряжений вокруг более мелких частиц в перемычке (шейке) между крупными ямками. Такими частицами могут быть выделяющиеся в процессе распада твердого раствора упрочняющие фазы. Внутренние перемычки – шейки – разрушаются при этом с образованием более мелкодисперсного рельефа. Размер первичных ямок зависит от свойств окружающего частицу материала, размеров и расположения более мелких частиц. Эти частицы определяют окончательный долом, а начало разрушения и время развития процесса разрушения в значительной степени определяются частицами избыточной фазы (или другими резкими структурными концентраторами).

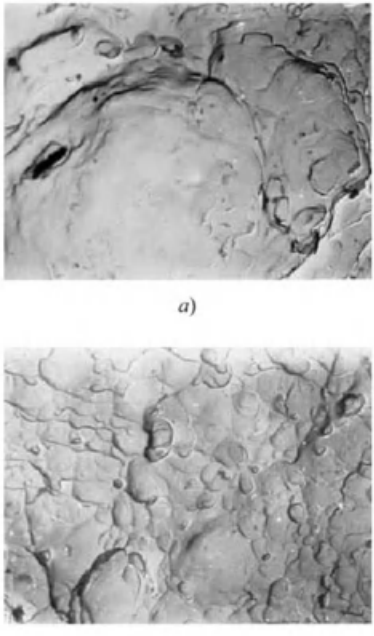
Однофазные сплавы или чистые металлы имеют в изломах крупные ямки и в меньшем количестве, чем многофазные сплавы. Поскольку рост ямок осуществляется в результате утяжки перемычек между ними, различная способность к микролокальной деформации определяет их различную глубину. На стенках ямок могут наблюдаться следы пластической деформации в виде волнистости, что наряду с глубиной ямок является свидетельством высокой пластичности при разрушении. Протяженность и глубина ямок обычно связаны между собой однозначно. Однако часто бывают нарушения этой связи. Сравнительный анализ изломов после однократного нагружения сплава Д16 в естественно состаренном состоянии (Т) и искусственно состаренном (Т1) показал, что протяженность и число ямок одинаково, а глубина в сплаве Д16Т больше. Форма ямок определяется напряженным состоянием и направлением разрушающих усилий. В условиях объемного напряжения возникают равноосные ямки, от действия касательных напряжений вытянутые, параболические, направленные на ответных половинках излома в разные стороны. При однократном внецентренном растяжении образуются параболические ямки, направленные в одну сторону на обеих половинках образца. При однократном кручении часто параболические ямки перемежаются с равноосными, наблюдаются участки, сглаженные при вытягивании.

Кроме условий нагружения форма ямок в значительной степени определяется также характером "инициатора" зарождения разрушения. Так, вытянутое включение может вызвать формирование вытянутой по форме ямки. На размер ямок большое значение оказывает термическая обработка, технология изготовления полуфабриката и многие другие факторы. Например, при естественном старении алюминиевых сплавов в изломах наблюдаются, в основном, круглые пластичные ямки, при старении на максимальную прочность может преобладать сотовый рельеф, а при коагуляционном старении – ямки среднего размера. Разрушение по механизму ямочного разрыва может проходить не только в теле зерна, но и по приграничным зонам, по границам субзерен. Межзеренный излом по механизму ямочного разрыва характеризуется более мелким рельефом, чем внутризеренный (рис. 8.3.3, *ж*). Изменение какого-либо фактора, влияющего на характер разрушения (структурные и внешние условия нагружения: температура, скорость и т.д.) может привести к изменению геометрии ямок.

Относительно влияния размера зерна на размер ямок нет четкого мнения. Для сплава АК4-1 при размере зерна 17 мкм средний размер ямок при ударном изгибе образца с трещиной составляет 10 мкм, при размере зерна 55 мкм – 17 мкм, 250 мкм – 30 мкм, т.е. размер ямки меньше размера зерна, но тем больше, чем крупнее зерно.

В материале данного состава и структуры форма и размер ямок могут зависеть от скорости приложения нагрузки. Для стали 30Х2ГН2ВМ было получено увеличение степени пластической деформации при ударном изгибе по сравнению со статическим (рис. 8.3.4). Возникновение пластичного излома в эксплуатации обычно означает, что материал до разрушения выдержал нагрузку, соизмеримую с пределом прочности.

Хрупкие изломы возникают от действия нормальных напряжений. Хрупкое разрушение может иметь как внутризеренный, так и межзеренный характер, приводя, соответственно, к образованию кристаллического или зернистого излома.

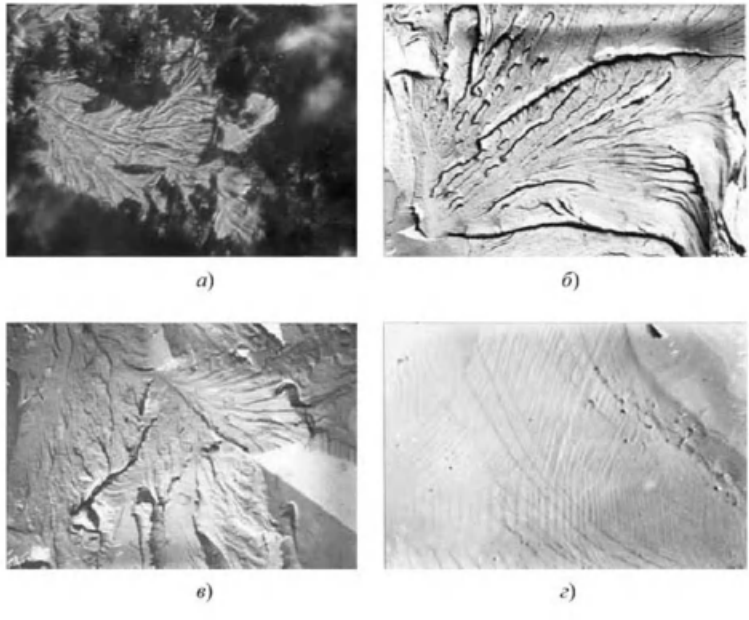


а)

б)

Рис. 8.3.4. Электронные фрактограммы стали 30Х2ГСН2ВМ (отпуск 200 °С) при ударном (*а*) и статическом (*б*) изгибе, ×6500

Хрупкое внутризеренное разрушение (внутрикристаллический скол) связано с кристаллографическими плоскостями, поэтому образуются кристаллические фасетки, которые при малых увеличениях выглядят как очень гладкие блестящие участки, однако уже при увеличениях оптического микроскопа на них обнаруживается рисунок, как правило, в виде расходящихся лучей (рис. 8.3.5, *а*) или характерный ручьистый узор (рис. 8.3.5, *б*). Соединение фасеток происходит или хрупко вдоль второй плоскости отрыва (рис. 8.3.5, *в*), или с большей или меньшей долей пластической деформации. При очень хрупких разрушениях на поверхности фасеток могут наблюдаться линии Вальнера, представляющие собой системы пересекающихся искривленных параллельных ступенек (рис. 8.3.5, *г*). Линии Вальнера образуются вследствие взаимодействия фронта трещины и фронта упругой волны, отраженной от какого-либо дефекта или препятствия для развития разрушения. При микрофрактографическом анализе они часто обнаруживаются на поверхностях разрушения твердых и хрупких включений, например, интерметаллидных фаз титановых сплавов.



а) *б*)

в) *г*)

Рис. 8.3.5. Вид хрупких фасеток:
а – сталь 35ГЛ, ×320; *б* – гранулированный титановый сплав ВТ18/ВТ21Л 50 %, ×1250;
в – хрупкое соединение фасеток, сплав ВТ22, ×2000; *г* – линии Вальнера, сплав ВТ21Л, ×6500

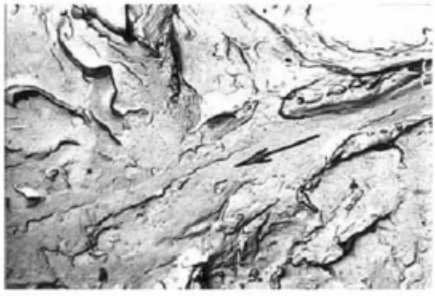


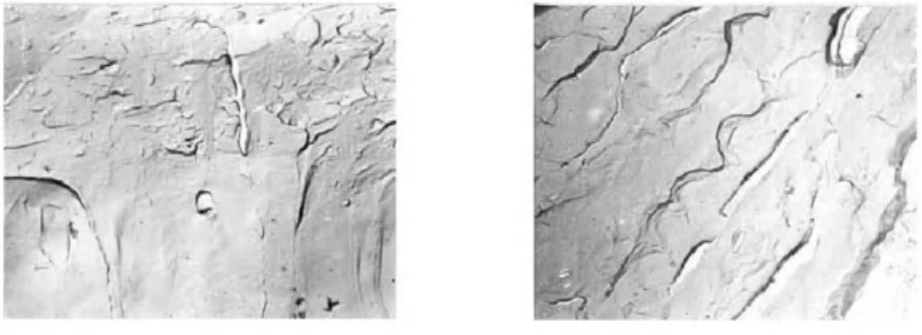
Рис. 8.3.6. Электронная фрактограмма стали 38ХМЮА, ударный изгиб. Стрелкой показано направление разрушения, ×8000

Ступеньки, образующие ручьистый узор, могут быть резко очерчены, линии ручейкового узора расположены под разными углами. В этом случае разрушение более хрупкое, чем при формировании ступенек с плавными очертаниями, имеющими извилистую траекторию. В стали 30Х3ВА при испытании на ударный изгиб образцов с трещиной при –70 °С при первом виде ступенек работа разрушения составляла 0,06 МДж/м^2, в стали 38ХМ10А при втором виде ступенек – 0,19 МДж/м^2.

Хрупкие фасетки вытянуты по направлению микроразрушения, которое может не совпадать с направлением магистральной трещины (рис. 8.3.6). Внутрикристаллический скол (отрыв) по определенной кристаллографической плоскости является характерным для практически полностью хрупкого разрушения. Несколько менее хрупкое разрушение происходит с формированием фасеток квазиотрыва. Фасетки квазиотрыва не связаны с кристаллографическими плоскостями. В этом случае разрушение определяется элементами структуры материала (границами раздела мартенситных пластин) и проходит со значительно большей пластической деформацией. Как правило, в материале происходит хрупкий подрыв с формированием фасетки квазиотрыва, а затем разрушение может развиваться даже со значительной пластической деформацией. При этом формируется крупная ямка от крупного дефекта в виде фасетки квазиотрыва (рис. 8.3.7, *а*). На поверхности фасеток квазиотрыва наблюдаются элементы, свидетельствующие о небольшой пластической деформации, например "язычки" (рис. 8.3.7, *б*).

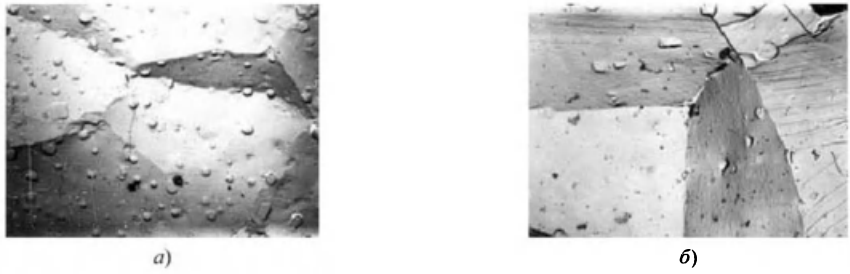
Ряд конструкционных сплавов, например, алюминиевые сплавы, не склонны к разрушению с формированием хрупких фасеток, в то время как в сталях этот вид разрушения встречается довольно часто. Кристаллографическая решетка материала в значительной степени определяет склонность к хрупкому разрушению. Для алюминиевых сплавов низкая энергоемкость разрушения проявляется при формировании сотового, малопластичного рельефа.

К категории хрупких разрушений относится межзеренное разрушение без заметных признаков пластической деформации на границах. Такое разрушение часто обусловлено охрупчиванием границ зерен, частицами хрупкой фазы (рис. 8.3.8, *в*), примесями, повышенным содержанием водорода, влиянием среды, прижогами и т.п. В ряде случаев наблюдается хрупкое разрушение в литых жаропрочных сплавах по ветвям дендритов (рис. 8.3.9, *а*, *б*).

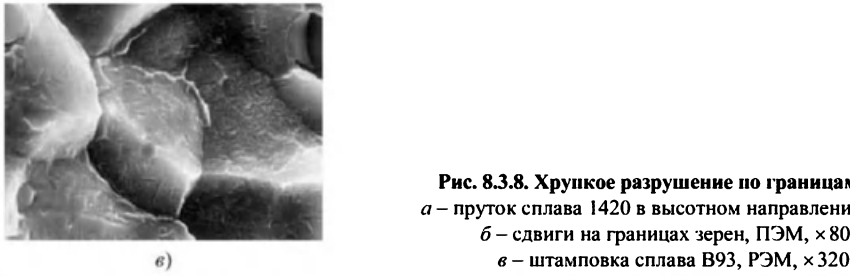


а) *б*)

Рис. 8.3.7. Фасетки квазиотрыва:
а – развитие пластичной зоны от фасетки квазиотрыва, ×8500;
б – поверхность хрупкой фасетки с "язычками" (сталь Х15Н5Д2Т), содержание водорода 3 с^3/100 г, ×1000



а) *б*)



в)

Рис. 8.3.8. Хрупкое разрушение по границам зерен:
а – пруток сплава 1420 в высотном направлении, ×3000;
б – сдвиги на границах зерен, ПЭМ, ×8000;
в – штамповка сплава В93, РЭМ, ×3200



а) *б*)

Рис. 8.3.9. Хрупкое разрушение по границам ветвей дендрита в литом жаропрочном сплаве, растровый электронный микроскоп:
а – вид излома, ×65; *б* – хрупкое разрушение частиц на границах ветвей дендритов, ×635

8.3.2. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ИСПЫТАНИЯ И СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ НА СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ ЧУГУНОВ

Классификацию чугунов проводят по разным признакам, в том числе, по форме включений графита. Различают серый чугун с пластинчатым графитом, ковкий чугун с хлопьевидным, нитевидным или компактным графитом, чугун с вермикулярным графитом и высокопрочный чугун с шаровидным графитом. Структура чугунов и условия испытания оказывают большое влияние на их сопротивление различным видам нагружения. Высокопрочные чугуны с шаровидным графитом имеют высокий комплекс технологических, механических и эксплуатационных свойств.

Микроструктура и механические свойства высокопрочных чугунов ферритного (чугун II) и феррито-перлитного (чугун I и III) классов приведены в табл. 8.3.1, 8.3.2.

При температуре испытания 77 К в условиях статического нагружения, а также при $T = 293$ К и более низких температурах в условиях испытания на ударный изгиб для всех трех марок чугуна было характерно хрупкое внутризеренное разрушение (рис. 8.3.10) с образованием вторичных микротрещин в окрестности включений, уходящих вглубь образца. Поверхность разрушения состояла из фасеток скола (рис. 8.3.10, 8.3.11), элементы вязкого разрушения не обнаружены. Глобули графита в большинстве рассечены, неразрушенными в основном остались те из них, где трещина прошла по касательной к поверхности глобуля. Схема развития хрупкого разрушения представлена на рис. 8.3.12. В условиях, когда матрица склонна к хрупкому разрушению (при низких температурах испытания или при ударном нагружении), концентрация напряжений в окрестности графитовых включений приводит к возникновению микротрещин около глобулей

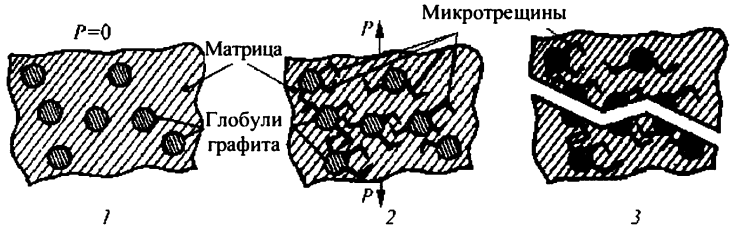


Рис. 8.3.12. Последовательность развития хрупкого разрушения чугунов с шаровидным графитом

в начальные моменты нагружения, так как пластическое деформирование матрицы затруднено (рис. 8.3.12, поз. *2*). В последующем магистральная трещина с большой скоростью проскакивает на всю толщину образца, при этом некоторые из образовавшихся в начальный момент нагружения микротрещин сливаются (рис. 8.3.12, поз. *3*), что может облегчать и ускорять процесс окончательного разрушения.

С повышением температуры испытаний механизм разрушения изменяется, площадь, занимаемая фасетками скола в изломах, падает (рис. 8.3.11). Для ферритного чугуна II температурный интервал хрупко-вязкого перехода при статическом нагружении, определяемый по 50%-ной вязкой составляющей, располагается вблизи 20 °С. Это хорошо согласуется с характером микрорельефа изломов: приблизительно в одинаковой степени отмечаются признаки хрупкого (фасетки скола) и вязкого (ямки) разрушения (рис. 8.3.13, *а*). В тоже время ферритно-перлитные чугуны в этих условиях разрушались более хрупко (рис. 8.3.13, *б*). На поверхности изломов появляются неразрушенные графитовые включения, расположенные в углублениях, похожих на кратеры. Наружная поверхность "кратеров" покрыта ямками вязкого разрушения (рис. 8.3.13, *а*). На этой же фрактограмме хорошо видно, что при разрушении произошла декогезия матрицы и графитового глобуля.

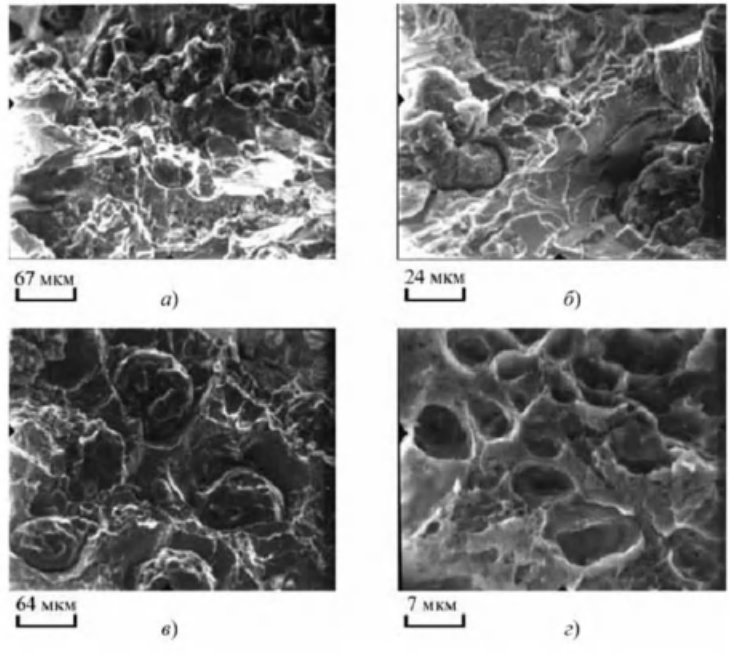


Рис. 8.3.13. Поверхность разрушения высокопрочных чугунов с шаровидным графитом после испытаний при статическом нагружении при температурах 293 К (*а*, *б*) и 523 К (*в*, *г*):
а, *в*, *г* – ферритный чугун II; *б* – феррито-перлитный чугун I

8.3.1. Микроструктура высокопрочных чугунов

Тип чугуна	Степень сфероидизации графита, %	Средний диаметр графитовых включений, мкм	Число включений на мм^2	Среднее расстояние между включениями, мкм
I	65...75	50	100	35
II	70...85	110	20	92
III	90...95	40	100	57

8.3.2. Механические свойства чугунов при 20 °С

Тип чугуна	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$	Предел прочности $\sigma_в$	Относительное удлинение δ	Относительное сужение ψ	Ударная вязкость $a_н$, кДж/м	Твердость НВ
	МПа		%			
I	560	585	1,2	6,3	24,5	190…240
II	440	500	11,5	12,1	38,3	140…160
III	432	505	6,7	8,7	30,6	95…105

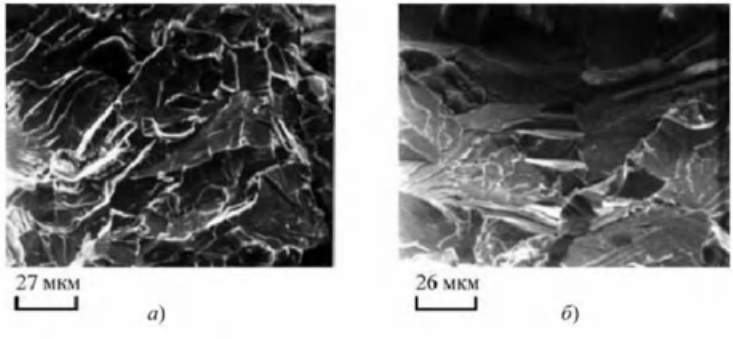


Рис. 8.3.10. Поверхность разрушения высокопрочного ферритного чугуна II после испытаний при статическом нагружении при температуре 77 К (*а*) и испытаний на удар при температуре 293 К (*б*)

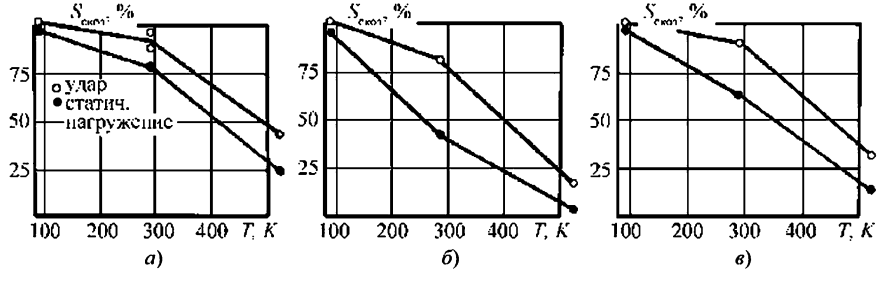


Рис. 8.3.11. Зависимость площади, занимаемой сколом в изломах, от температуры испытаний высокопрочных чугунов I (*а*), II (*б*), III (*в*) при ударе и статическом нагружении

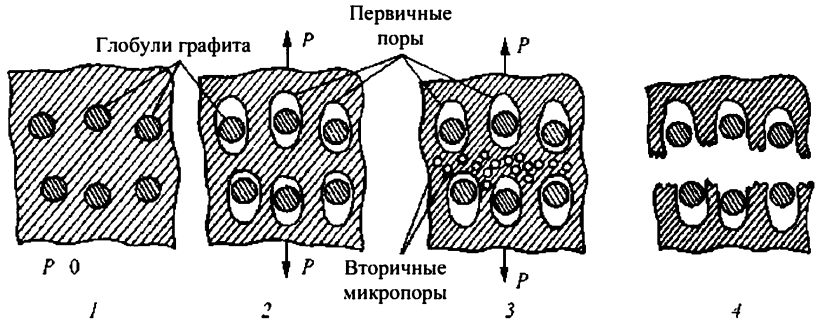


Рис. 8.3.14. Последовательность развития вязкого разрушения чугунов с шаровидным графитом

При температуре испытаний 523 К поверхность разрушения носила в основном вязкий характер, хотя имелись и признаки хрупкого разрушения, особенно в феррито-перлитных чугунах. В ферритном чугуне она сплошь состояла из упомянутых кратеров и напоминала соты, на дне каждой из ячеек свободно лежали глобули графита (рис. 8.3.13, *в*). Перемычки между ячейками были покрыты ямками вязкого разрушения. Декогезия глобулей графита и матрицы выражена еще сильнее.

Наличие подобного рельефа при разрушении ферритных чугунов наглядно свидетельствует в пользу версии о существенном влиянии концентрации напряжений, возникающей в окрестности глобулей, с учетом этого последовательность микропроцессов разрушения при формировании такого рельефа можно представить в виде показанном на рис. 8.3.14. Вначале происходит декогезия включений и матрицы, а также рост первичных пор, центрами зарождения которых являются глобули (рис. 8.3.14, поз. *2*). В последующем эти поры образуют ячейки сот. Их постепенное подрастание сопровождается зарождением и развитием в материале перемычек новых вторичных пор (рис. 8.3.14, поз. *3*, рис. 8.3.13, *г*). Они значительно меньше первичных, так как минимальный размер последних определяется диаметром глобуля графита. Когда те и другие поры достигают критических размеров, происходит их коалесценция с разрывом перемычек между ячейками, в результате чего образуются две поверхности разрушения.

Влияние скорости нагружения на микромеханизмы разрушения иллюстрирует сопоставление фрактограмм (рис. 8.3.13, *а* и 8.3.10, *б*) ферритного чугуна II, разрушенного при комнатной температуре соответственно при статическом и ударном нагружении. Переход к удару существенно повышал склонность к хрупкому разрушению. Что касается влияния структуры и химического состава на характер разрушения, то наибольшую склонность к вязкому разрушению при одинаковых условиях испытаний проявлял ферритный чугун II, наиболее хрупким оказался феррито-перлитный чугун I, в котором марганца содержалось почти в два раза больше, чем в чугуне III. Для каждого из них была характерна общая тенденция – понижение температуры испытаний и увеличение скорости нагружения приводило к охрупчиванию металла.

При нагружении графитовые глобули создают концентрацию напряжений, являясь зародышами разрушения. При этом, если имеются благоприятные условия для пластического деформирования матрицы, вокруг глобулей развиваются сферические полости, при достижении последними критических размеров перемычки между ними разрушаются и на поверхности образуется так называемый сотовый рельеф (рис. 8.3.13, *в*). Если же из-за тех или иных причин пластическое деформирование матрицы затруднено, в окрестности глобулей первоначально возникают хрупкие микротрещины, в последующем некоторые из них сливаются, облегчая развитие магистральной трещины.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Жегина И.П., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б.** Способность к торможению разрушения сплавов алюминия с литием в зависимости от структурных и технологических факторов // Технология легких сплавов. – 1999. – № 5. – С. 11 – 15.

2. **Жегина И.П., Лукин В.И., Иода Е.Н., Грушко О.Е., Котельникова Л.В.** Разрушение сварных соединений алюминий-литиевых

сплавов. Атлас фрактограмм / под общей ред. Е.Н. Коблова. – М.: ФГУП ВИАМ, 2006. – Ч. 1, 115 с.; ч. 2, 146 с.

3. **Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В.** Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. – М.: Изд-во МИСИС, 2007. – 259 с.

4. **Красовский А.Я., Калайда В.В., Крамаренко И.В. и др.** Трещиностойкость высокопрочных чугунов с шаровидным графитом // Проблемы прочности. – 1984. – № 8. – С. 44 – 50.

5. **Красовский А.Я., Калайда В.В., Крамаренко И.В.** Циклическая трещиностойкость чугунов с шаровидным графитом // Проблемы прочности. – 1985. – № 5. – С. 12 – 17.

6. **Петраков А.Ф., Беляков Л.Н., Покровская И.Г., Жегина И.П.** К вопросу о надежности новой высокопрочной стали ВКС-9 // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1999. – № 2. – С. 13 – 15.

7. **Фридляндер И.Н., Сенаторова О.Г., Жегина И.П., Сидельников В.В.** Влияние различных мелких добавок на структуру и свойства листов из высокопрочных сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu / Сб. Авиационные материалы и технологии. – М.: ФГУП ВИАМ, 2002. – С. 10 – 15.

8. **Krasowsky A.J., Kramarenko I.V., Kalaida V.V.** Fracture Toughness of Nodular Graphite Cast Irons Under Static, Impact and Cyclic Loading // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. – 1987. – 10, N 3. – P. 223 – 237.

Глава 8.4

СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

8.4.1. ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ ИЗЛОМОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРУЖЕНИЯ

Для квазиравновесных структур с увеличением скорости нагружения наблюдается уменьшение энергоемкости процесса разрушения. На этом основаны методики определения критической температуры хрупкости по строению изломов ударных образцов.

Схема излома образца из углеродистой стали, испытанного на ударный изгиб (ГОСТ 9454), представлена на рис. 8.1.6 и показано строение различных зон излома после динамического нагружения.

Ширина выделенных на изломе зон с преимущественным механизмом разрушения (т.е. макро- и микрорельеф излома) ударных образцов, определяется энергией, затрачиваемой на разрушение и оцениваемой при проведении испытаний на копрах с записью диаграммы деформирования. Использование диаграммы деформирования позволяет оценить нагрузку, при которой начинается общая текучесть ударного образца, зарождение и развитие вязкой и хрупкой трещины (рис. 8.4.1), и работу разрушения, соответствующую различным стадиям и механизмам разрушения (рис. 8.4.2).

С понижением температуры испытания, а также с увеличением размера зерна относительная ширина зоны стабильного роста трещины с вязким ямочным рельефом снижается.

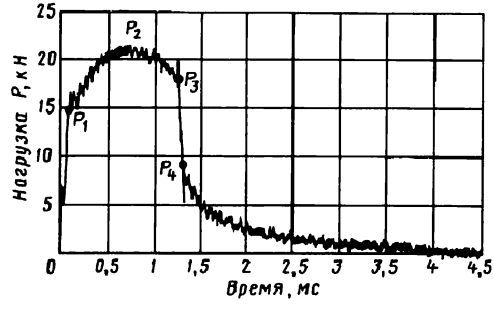


Рис. 8.4.1. Диаграмма деформирования ударного образца с выделенными нагрузками, соответствующими началу общей текучести (P_1), достижению максимума на кривой нагрузки (P_2), началу нестабильного хрупкого разрушения (P_3) и затупления трещины (P_4)

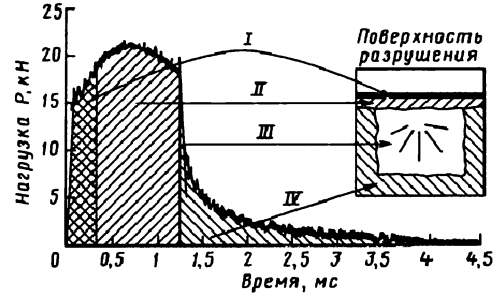


Рис. 8.4.2. Взаимосвязь энергии динамического разрушения с макрорельефом поверхности разрушения ударного образца:
I – зарождение вязкой трещины; *II* – развитие вязкой трещины; *III* – зарождение и развитие хрупкого разрушения; *IV* – образование зоны сдвига

В области полного хрупкого разрушения вблизи надреза обнаруживается лишь небольшая зона сдвигового разрушения.

Влияние скорости нагружения на микрорельеф изломов определяется ее влиянием на локальное напряженное состояние в вершине трещины, которое, в свою очередь, зависит от уровня действующих нагрузок, от структуры и связанных с ней механических свойств материала, от геометрии образца или детали. Если сочетание этих факторов не приводит к смене вязкого разрушения хрупким (при испытании материалов с объемноцентрированной решеткой), то на изломе обнаруживаются ямки, являющиеся характерной особенностью вязкого разрушения. Однако конфигурация ямок с увеличением скорости нагружения меняется: их глубина уменьшается, а диаметр растет, и микрорельеф излома приближается к "сотовому". В таком случае можно говорить о малоэнергоемком вязком разрушении. Изменения геометрии ямок связаны со снижением пластичности материала при увеличении скорости нагружения и с уменьшением зоны пластической деформации в вершине трещины.

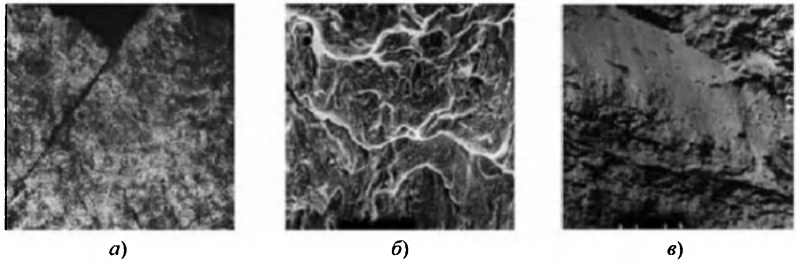
При значительных скоростях нагружения в материалах средней и высокой прочности на стадии высокоскоростной деформации образуются полосы адиабатического сдвига. Их появление, т.е. переход от изотермического процесса деформации к адиабатическому, вызвано локальным нагревом материала в области полосы сдвига, который быстро сменяется ее охлаждением соседними объемами материала. В результате в узкой полосе локализованной деформации, как следует из ряда работ, происходит фазовое превращение, образуется отпущенный мартенсит, и твердость в этой области растет. Поскольку полоса не поддается травлению, на микрошлифе она имеет вид белой полосы, по которой на следующей стадии разрушения развивается сдвиговая трещина (рис. 8.4.3, *а*), оставляя на изломе участок сдвигового или сглаженного микрорельефа (рис. 8.4.3, *б*, *в*).

Если критическая температура хрупкости материала близка температуре испытания, увеличение скорости нагружения приводит либо к началу вязко-хрупкого перехода, либо к увеличению доли хрупкого разрушения. Рост скорости нагружения вызывает сдвиг критической температуры хрупкости в сторону положительных температур. Это выражается в уменьшении размера вязкой зоны l_c за счет увеличения области хрупкого разрушения, образованной по механизмам внутризеренного скола (см. рис. 8.1.13) или межзеренного (см. рис. 8.1.11) разрушения. При значительном влиянии скорости нагружения зона вязкого разрушения исчезает, и на изломе остается лишь начальный сдвиговый участок (зона l_o), за которым следует область хрупкого разрушения.

При максимальных скоростях нагружения трещина начинает ветвиться, шероховатость поверхности разрушения растет и фрактографическое описание осложняется.

У сталей со структурами сорбита и троостита, а также с феррито-перлитной структурой излом при ударном изгибе (при скорости деформирования 20 мм/мин) менее энергоемкий, чем при статическом изгибе (скорость деформирования 0,2 мм/мин), причем на поверхности разрушения наблюдаются элементы квазискола и скола.

Для сталей со структурами мартенсита и нижнего бейнита обнаруживается иная закономерность – склонность к хрупкому разрушению увеличивается с уменьшением скорости деформирования. При динамическом изгибе среднеуглеродистых сталей со структурой



а) *б*) *в*)

Рис. 8.4.3. Полоса адиабатического сдвига на шлифе образца из среднеуглеродистой стали (*а*) и поверхность разрушения (*б*, *в*), образованная трещиной, развивающейся по полосе:
(*а*) ×80; (*б*) ×180; (*в*) ×150

мартенсита излом имеет ямочное строение, в то время как при статическом изгибе наблюдаются значительно менее энергоемкие, т.е. менее глубокие ямки, участки квазискола и межзеренного разрушения.

Высокоуглеродистые стали (ШХ15) при динамическом изгибе имеют в основном ямочное строение изломов, однако встречаются и фасетки скола, а при статическом изгибе на фоне ямок (менее энергоемких, чем при динамическом изгибе) наблюдаются участки межзеренного и межблочного разрушения. Микростроение изломов стали ШХ15 отражает присущую ей склонность одновременно к двум видам хрупкости, обусловленным высоким содержанием углерода, хладноломкости (скол в изломах при динамическом изгибе) и охрупчиванию при задержанном разрушении (межзеренное разрушение при статическом изгибе).

У сталей с мартенситной структурой уменьшение скорости нагружения вызывает качественно иное охрупчивание (появление участков межзеренного строения) в сравнении с наблюдаемым для феррито-перлитных структур при повышении скорости деформирования (появление участков хрупкого скола).

Изучение строения изломов сталей со структурой нижнего бейнита, полученных при статическом и динамическом изгибе, показывает, что снижение скорости деформирования ведет к появлению участков квазискола с меньшей, чем при динамическом изгибе утяжкой, т.е. с меньшей энергоемкостью разрушения.

Усиление склонности к хрупкому разрушению с уменьшением скорости нагружения при испытании свойственно материалам, предрасположенным к задержанному разрушению, каковыми являются стали со структурами мартенсита и нижнего бейнита. Это связано с присущими этим структурам остаточными локальными микронапряжениями. Подобный эффект, т.е. увеличение вязкости материалов с увеличением скорости нагружения, сопровождаемое ростом глубины ямок на поверхности разрушения, обнаруживают и материалы с гексагональной плотноупакованной решеткой.

8.4.2. МИКРОФРАКТОГРАФИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА СТРОЕНИЯ ХРУПКИХ ИЗЛОМОВ

Для анализа поверхности усталостных и ударных изломов при отсутствии локализованной вязкой зоны в вершине надреза и при развитии смешанного вязко-хрупкого разрушения А.П. Гуляевым был развит метод определения порога хладноломкости по данным локального исследования поверхности изломов образцов, основанный на оценке доли фасеток скола и участков вязкого разрушения. В дальнейшем этот метод получил развитие в разных направлениях исследований и оценки технического состояния оборудования.

Микрофрактографические параметры поверхности хрупкого разрушения

При исследовании строения поверхности хрупких изломов применяют следующие параметры их оценки:

1. Размер фасетки транскристаллитного скола (ФТС) $d_ф$. Под ФТС понимают относительно плоский участок поверхности хрупкого разрушения, при переходе через границу которого происходит изменение ориентации плоскости разрушения и (или) направления распространения трещины. Величину ФТС характеризуют средним значением длины (наибольшего размера) L_1 и ширины (размер в перпендикулярном направлении) L_2 фасетки: $d_ф = (L_1 + L_2)/2$.

2. Истинный размер фасетки транскристаллитного скола $d'_ф$, который учитывает влияние наклона плоскости транскристаллитного скола относительно макроплоскости излома при определении размера ФТС. Величину $d'_ф$ оценивают по зависимости: $d'_ф = d_ф/\cos\alpha$, где α – угол наклона плоскости транскристаллитного скола к макроплоскости поверхности излома.

3. Размер (условный диаметр) зерна феррита d, который определяют как среднее значение наибольшей длины L_1 (в плоскости шлифа) и наибольшей ширины L_2 (в перпендикулярном направлении) зерна феррита.

4. Коэффициенты формы $k_ф$ ФТС и $k_з$ зерен феррита, которые характеризуют отношение длины к ширине L_1/L_2 соответственно фасетки транскристаллитного скола и зерна феррита.

5. Отношение размера фасетки к размеру зерна $d_ф/d$.

6. Размер пакета реек мартенсита $d_п$ (в его сечении плоскостью фольги), который определяют как среднее значение от размера пакета вдоль реек L_1 и наибольшего размера (ширины) L_2 в поперечном (перпендикулярном) направлении. Форму пакета реек характеризуют коэффициентом формы $k_п = L_1/L_2$.

7. Локальные направления распространения микротрещин транскристаллитного скола ТС находят по ручейковым узорам ФТС. В качестве угла разориентации между направлением распространения магистральной трещины и направлением микротрещины ТС принимают угол θ, образуемый вектором, исходящим из точки зарождения микротрещины ТС и совпадающим с направлением распространения, и вектором с направлением распространения магистральной трещины. Угол θ определяют с точностью не ниже 8°. В качестве нулевой точки отсчета (θ = 0°) принимают положение совпадения направления распространения микротрещины ТС и макротрещины.

8. Приведенная доля межзеренного разрушения $F_м$ определяется отношением доли межкристаллитной составляющей в изломе $f_м$ к доле площади хрупкой зоны излома, которая занята фасетками межзеренного разрушения (ФМР) и ФТС:

$$F_м = \frac{f_м}{f_м + f_m},$$

где f_m – доля поверхности излома, занятая ФТС.

9. Ориентацию оси ФТС (по L_1) относительно направления распространения магистральной трещины определяют с помощью угла φ, образуемого вектором, совпадающим с направлением распространения магистральной трещины, и вектором, восстановленным в месте пересечения фронта макротрещины с ближайшим (со стороны направления распространения макротрещины) концом длинной оси ФТС и направленным вдоль этой оси.

10. Отношение $d_ф / d_{фт}$, где $d_{фт}$ – среднее значение $d_ф$ в интервале $T_{исп} = -196...+100$ °С.

11. Доля ТС, ориентированных в интервале углов θ, %.

12. Вероятность зарождения очагов скола у смежных участков, %.

13. Доля направлений распространения микротрещин транскристаллитного скола в интервале углов θ, %.

Влияние структуры и химического состава стали на строение изломов

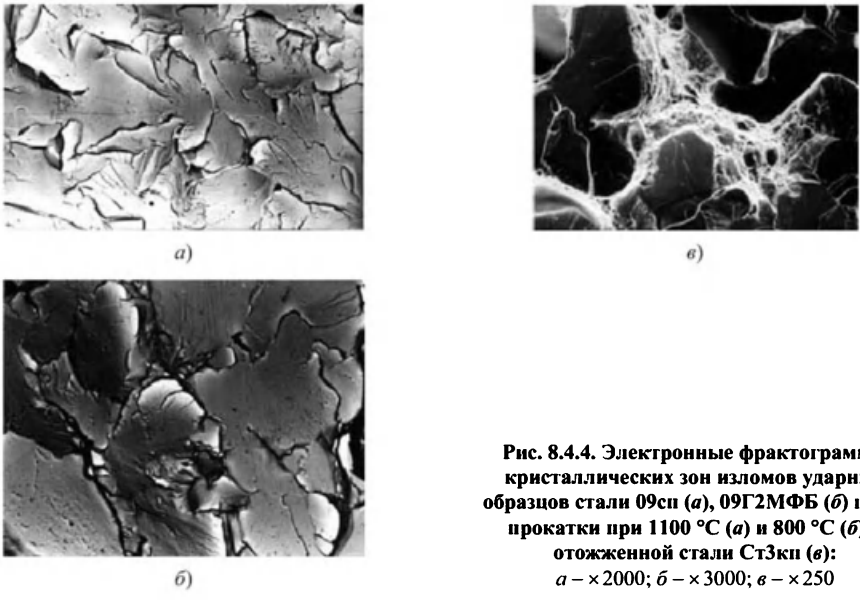
Влияние структуры и химического состава на строение хрупких изломов показано на сталях 09сп, 09Г2, 09Г2ФБ, 09Г2МФБ, характеристики структуры которых приведены в табл. 8.4.1.

В стали 09Г2 при понижении температуры прокатки от 1100 до 700 °С размер зерна феррита d изменяется относительно слабо d = = 23...24 мкм. Дополнительное легирование стали 09Г2 ванадием и ниобием приводит к существенному изменению структуры стали. В стали 09Г2ФБ возникли участки бейнита, объемная доля которого возрастает с понижением температуры прокатки (см. табл. 8.4.1). Кроме того, в зернах феррита видны дисперсные выделения карбонитридов. В стали 09Г2МФБ заметно возрастает объемная доля бейнита.

Согласно электронно-фрактографическим исследованиям, поверхность разрушения хрупких зон изломов (температура испытания образцов соответствовала появлению в изломе 40...65 % волокна) образована ФТС и небольшими участками ямок (рис. 8.4.4, *а*, *б*). Подобное строение поверхности хрупкого разрушения свойственно и низкоуглеродистым кипящим и спокойным сталям. Типичная структура поверхности разрушения стали Ст3кп приведена на рис. 8.4.4, *в*.

8.4.1. Характеристики структуры сталей

Марка стали	Температура прокатки, °С	Объемная доля перлита, %	Диаметр зерна феррита d, мкм	Коэффициент формы зерна k_3	Объемная доля бейнита, %
09сп	1100	8	45,1 ± 3,4	1,83 ± 0,08	0
	700	7	22,5 ± 2,1	1,81 ± 0,07	0
09Г2	1100	14	23,9 ± 1,6	1,79 ± 0,08	0
	700	9	22,7 ± 2,1	2,16 ± 0,17	0
09Г2ФБ	1100	14	19,4 ± 1,5	1,85 ± 0,11	0,5
	700	9	20,7 ± 1,8	1,76 ± 0,08	13,5
09Г2МФБ	1100	3	14,8 ± 1,9	–	55,1
	800	0	14,3 ± 1,6	–	60,0



а) *в*) *б*)

Рис. 8.4.4. Электронные фрактограммы кристаллических зон изломов ударных образцов стали 09сп (*а*), 09Г2МФБ (*б*) после прокатки при 1100 °С (*а*) и 800 °С (*б*) и отожженной стали Ст3кп (*в*):
а – ×2000; *б* – ×3000; *в* – ×250

8.4.2. Характеристики микротрещин хрупкого транскристаллитного скола

Марка стали	Температура, °С		$d_ф$, мкм	$k_ф$	Вероятность обнаружения очагов скола у смежных участков, %				
	прокатки	испытания			ФТС	ФТС по перлиту	ФМР	Ямки	Не идентифицирован
09сп	1100	+70	30,9 ± 1,4	1,80 ± 0,06	90,5	4,8	0	0	4,8
		+20	21,4 ± 1,8	1,78 ± 0,09	–	–	–	–	–
		–196	18,5 ± 1,4	198 ± 0,13	–	–	–	–	–
	700	+50	12,9 ± 2,7	1,97 ± 0,20	70,0	7,8	0	13,3	8,9
		0	10,7 ± 0,9	1,77 ± 0,11	75,7	5,4	0	15,5	3,4
		–196	14,7 ± 1,4	1,86 ± 0,12	86,2	8,0	2,6	3,2	0
09Г2	1100	+50	13,0 ± 0,9	1,78 ± 0,09	–	–	–	–	–
		0	14,3 ± 2,1	1,59 ± 0,13	81,3	5,1	6,5	7,1	0
		–196	10,8 ± 0,8	1,73 ± 0,07	–	–	–	–	–
	700	+30	10,8 ± 0,8	1,86 ± 0,10	82,6	4,5	4,8	8,1	0
		0	10,8 ± 0,8	1,69 ± 0,10	82,9	2,9	5,4	8,8	0
		–196	9,4 ± 0,9	1,73 ± 0,10	–	–	–	–	–
09Г2ФБ	1100	+90	13,4 ± 1,0	1,72 ± 0,07	–	–	–	–	–
		+40	13,5 ± 0,7	1,97 ± 0,08	–	–	–	–	–
	700	+100	8,4 ± 0,7	1,91 ± 0,11	80,8	2,6	1,3	12,8	2,6
		+40	10,7 ± 0,9	1,86 ± 0,09	81,9	2,1	1,3	10,1	4,6
		–196	11,4 ± 1,1	1,88 ± 0,09	81,2	2,9	0,6	10,6	4,7
09Г2МФБ	1100	+100	10,1 ± 0,9	1,86 ± 0,08	82,4	1,4	1,4	11,3	3,6
		+20	9,2 ± 1,0	1,71 ± 0,10	84,5	0	2,1	8,5	4,9
	800	+50	10,0 ± 0,6	1,92 ± 0,06	84,0	0	0	13,8	2,1
		+20	9,1 ± 0,6	1,84 ± 0,07	89,9	0	0,9	7,4	1,8
	700	+20	9,6 ± 0,7	1,78 ± 0,07	–	–	–	–	–

Анализ расположения очагов зарождения микротрещин транскристаллитного скола (ТС) показывает, что перлит не является местом предпочтительного зарождения хрупких микротрещин (табл. 8.4.2). Вероятность обнаружения очагов зарождения трещин у смежных ФТС по перлиту не превышает объемной доли перлита в сталях. Увеличение степени легирования стали и снижение температуры прокатки, уменьшая содержание перлита в стали с феррито-перлитной структурой, сопровождается уменьшением вероятности зарождения микротрещин транскристаллитного скола у смежных колоний перлита.

Влияние способа раскисления и размера зерна феррита на строение хрупких изломов сталей Ст3сп и Ст3кп показано в табл. 8.4.3. Структура сталей Ст3сп и Ст3кп представляет собой механическую смесь зерен феррита и перлита, несколько вытянутых вдоль направления прокатки. С целью устранения возможного влияния наклона плоскости транскристаллитного скола относительно макроплоскости излома определяли истинный размер ФТС d'_{Φ}. В крупнозернистом феррите 85 % всех трещин отклонены от макроплоскости излома не более, чем на 15 %. При исследовании ориентации микротрещин использовали цилиндрические образцы, подвергнутые одноосному растяжению.

Из гистограммы распределения разориентации плоскости микротрещин транскристаллитного скола по отношению к плоскости макроизлома следует, что средний угол отклонения составляет 8°. Отсюда видно, что $d'_{\Phi} = \dfrac{d_{\Phi}}{0{,}98}$. Относительная погрешность определения d'_{Φ} составляет 2 %, что ниже относительной погрешности определения размера ФТС – 5 %. Следовательно, оценка истинного размера ФТС по значениям d_{Φ} достоверна. Плотность дислокаций в зернах феррита в сталях Ст3сп и Ст3кп с варьированием d в интервале от 8,2 до 61,0 мкм практически не меняется. Во всех исследуемых состояниях наблюдается квазиоднородное распределение дислокаций. Изменение отношения d_{Φ} / d для этих сталей от величины d не связано с изменением дислокационной структуры.

8.4.3. Структура и влияние температуры испытания $T_{исп}$ на отношение d_{Φ} / d низкоуглеродистых и низколегированных сталей

Марка стали	Режим термообработки	Структура	d_{Φ} / d		
			$T_{исп} = -196$ °С	$T_{исп} = T_{10}$	$T_{исп} = T_{50}$
Ст3сп	Н 1200 °С	Ф + П	0,56 ± 0,06	0,46 ± 0,05	0,42 ± 0,05
	Н 6890 °С	Ф + П	0,76 ± 0,08	–	0,70 ± 0,08
Ст3кп	Н 1200 °С	Ф + П	0,57 ± 0,09	0,68 ± 0,11	0,70 ± 0,11
	Н 890 °С	Ф + П	0,70 ± 0,09	1,11 ± 0,13	0,92 ± 0,11
09сп	ГК, $T_{кп}$ = 1100 °С	Ф + П	0,41 ± 0,06	0,47 ± 0,08	0,69 ± 0,08
	ГК, $T_{кп}$ = 700 °С	Ф + П	0,65 ± 0,10	0,48 ± 0,09	0,57 ± 0,17
09Г2	ГК, $T_{кп}$ = 1100 °С	Ф + П	0,49 ± 0,09	0,60 ± 0,13	0,54 ± 0,07
	ГК, $T_{кп}$ = 700 °С	Ф + П	0,43 ± 0,09	0,48 ± 0,08	0,48 ± 0,08
09Г2ФБ	ГК, $T_{кп}$ = 1100 °С	Ф + П + Б (1 %)	–	0,70 ± 0,09	0,69 ± 0,11
	ГК, $T_{кп}$ = 700 °С	Ф + П + Б (13 %)	0,56 ± 0,09	0,52 ± 0,09	0,41 ± 0,07
09Г2МФБ	ГК, $T_{кп}$ = 1100 °С	Ф + П + Б (55 %)	–	0,70 ± 0,11	0,77 ± 0,13
	ГК, $T_{кп}$ = 800 °С	Ф + П + Б (55 %)	–	0,62 ± 0,10	0,69 ± 0,11

Примечание: Н – нормализация, ГК – горячая прокатка, $T_{кп}$ – температура конца прокатки, З – закалка, У – улучшение, Ф – феррит, П – перлит, Б – бейнит, М – мартенсит, T_{50} / T_{10} – температура испытаний, при которой в изломах стандартных образцов типа Шарпи наблюдается 50 % (10 %) вязкой составляющей.

Между $d_ф$ и d существует тесная связь (см. табл. 8.4.3). Отношение $d_ф / d$ изменяется в узком диапазоне значений 0,5…0,7. Аналогичное соотношение $d_ф / d$ получено для крупнозернистых (57…61 мкм) сталей Ст3кп и Ст3сп. Таким образом, в сталях Ст3сп, Ст3кп, 09сп, 09Г2 и 09Г2ФБ в каждом втором-третьем зерне имеет место изменение плоскости транскристаллитного скола. Поскольку стали 09сп, 09Г2 и 09Г2ФБ не обнаруживают развитой субструктуры (дислокационных ячеек и субзерен), то снижение отношения $d_ф / d$ до 0,5…0,7 не связано с их влиянием на зарождение в зернах феррита нескольких микротрещин транскристаллитного скола.

Методом наименьших квадратов установлено, что в феррито-перлитных сталях между $d_ф$ и d существует тесная корреляционная связь (коэффициент корреляции R = 0,96, величина критерия Стьюдента T = 16,4). С достоверностью более 99,9 % можно утверждать, что эта связь имеет вид:

$$d_ф = 0{,}3 + 0{,}6d.$$

В предположении о степенной или показательной зависимости $d_ф$ от d получены более низкие значения коэффициента корреляции и критерия Стьюдента R и T. График линейной зависимости $d_ф$ от d проходит практически через начало координат, и эта зависимость может быть описана приближенной формулой $d_ф = 0{,}6d$.

Влияние длительных выдержек при повышенных температурах на микрофрактографические признаки охрупчивания сталей. Влияние длительных выдержек на микрофрактографическое строение изломов образцов после испытания на динамический изгиб рассмотрено применительно к низколегированным сталям, широко применяемым в различных отраслях промышленности.

Образцы из стали 12ГН2МФАЮ (закалка с отпуском 920 °С, вода; 680 °С 1,5 ч), подвергнутые испытаниям на ударный изгиб после выдержек при 340 и 450 °С в течение 500 и 1000 ч соответственно, имеют субзеренно-ячеистую структуру, возникшую в результате интенсивного развития полигонизационных процессов при высоком отпуске (рис. 8.4.5). Границами субзерен и ячеек служат чаще всего границы бывших реек мартенсита: внутри субзерен и ячеек $\rho = 1 \cdot 10^9 \ldots 8 \cdot 10^9$ см$^{-2}$. По результатам статистических измерений величина $d_п$ в термоулучшенной стали в участках, сохранивших развитую систему ориентированных в направлении $[111]_\alpha$ субграниц бывших реек мартенсита, составляет 6,8 ± 1,7 мкм.



Рис. 8.4.5. Дислокационная структура термоулучшенной стали 12ГН2МФАЮ, × 12 000

8.4.4. Строение хрупких зон изломов ударных образцов из стали 12ГН2МФАЮ

Состояние	T_{50}, °С	$T_{исп}$, °С	Доля структурных составляющих, %			Вероятность обнаружения очагов скола у смежных участков, %		
			ТС	МР	Ямки	ТС	МР	Ямки
Исходное термоулучшенное	–35	–20	75,9 ± 9,1	7,8 ± 3,5	16,3 ± 5,6	92,9	6,5	0,6
		–40	77,4 ± 8,7	8,1 ± 2,9	14,5 ± 4,5	93,1	5,9	1,0
Выдержка при 340 °С 500 ч	–10	–40	70,4 ± 3,6	15,7 ± 2,3	13,9 ± 4,0	79,9	18,5	1,6
Выдержка при 450 °С 1000 ч	+30	0	42,0 ± 5,6	42,6 ± 6,9	15,4 ± 4,0	53,2	45,6	1,2

Поверхность разрушения хрупких зон изломов стали 12ГН2МФАЮ представлена перемежающимися ФТС, ФМР и участками ямочного рельефа. Длительная выдержка при 340 и 450 °С приводит к увеличению в изломе доли межкристаллитной составляющей $f_м$, определяемой по доли поверхности, занятой ФМР, и к повышению T_{50} (табл. 8.4.4). Одновременно с ростом $f_м$ в изломе возрастает частота обнаружения очага зарождения трещины транскристаллитного скола у смежной ФМР. Частота зарождения микротрещин механизму транскристаллитного скола у границы с вязкой составляющей мала (0,6...1,6 %) и практически не зависит от режима термообработки.

В образцах из стали 12ГН2МФАЮ после 1000 ч выдержки при 450 °С ФМР образуют участки значительной протяженности, среди которых видны колонии ФТС (рис. 8.4.6). Размер колонии ФТС в стали в улучшенном состоянии составляет 7,07 ± 4,80 мкм (выборка по 13 колониям). В среднем каждая третья колония

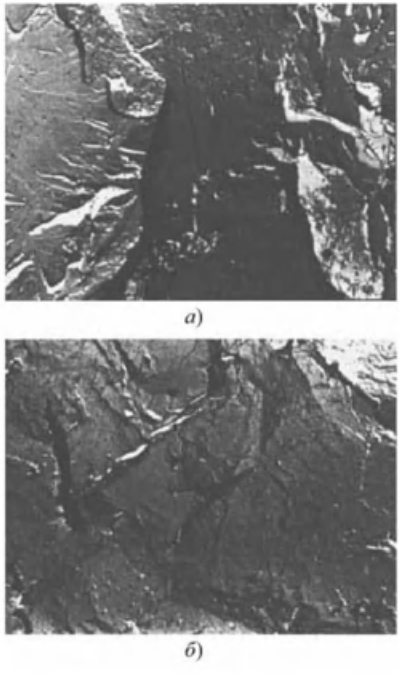


Рис. 8.4.6. Электронные фрактограммы кристаллических зон изломов ударных образцов стали 12ГН2МФАЮ в улучшенном состоянии после дополнительной выдержки в течение 1000 ч при T = 450 °С (*б*):
а – ×1600; *б* – ×2200

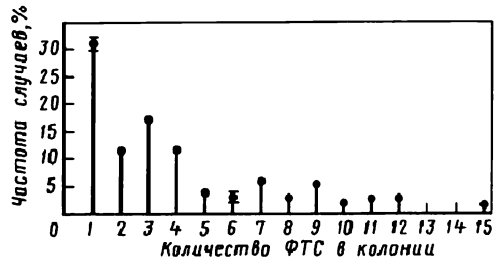


Рис. 8.4.7. Гистограмма распределения количеств ФТС в колонии, окруженной массивом ФМР; сталь 12ГН2МФАЮ после выдержки в течение 1000 ч при T = 450 °С

ФТС состоит из одной фасетки (рис. 8.4.7). Вероятность обнаружения в колонии двух, трех и более фасеток существенно меньше (в 2-3 раза меньше для колоний из 2, 3 и 4-х фасеток). Наличие дополнительных максимумов на гистограмме при количестве фасеток, кратных трем, определенно указывает на тенденцию ФТС образовывать колонии из трех фасеток (по крайней мере, не больше 4-х).

Количество ФТС в этом случае соответствует количеству бывших пакетов реек мартенсита в бывшем зерне аустенита.

Анализ фрактограмм хрупких зон изломов стали 10ХСНД со структурой сорбита отпуска показывает, что ФТС в среднем окружают 3-4 фасетки, у границ одной из них и наблюдается зарождение микротрещин ТС (рис. 8.4.8). Учитывая, что в среднем в пределах исходного зерна аустенита образуется 3...5 пакетов реек мартенсита или бейнита, на плоском сечении поликристалла для ФТС следует ожидать 5...6 смежных с ней ФТС. Следовательно, в термоулучшенной стали 10ХСНД по микромеханизму ТС разрушается большая часть бывших зерен аустенита.

Проявляют свое общее происхождение и бывшие пакеты реек мартенсита, очаг зарождения трещин ТС в которых наблюдается у ФМР (рис. 8.4.8). Принимая во внимание наличие смежной ФМР, которая как минимум на одну фасетку уменьшает количество окружающих ее (смежных с ней) ФТС, можно утверждать о наличии полного совпадения гистограмм распределения количества смежных ФТС, зарождение микротрещин ТС в которых отмечено у ФТС и ФМР.

Одной из особенностей распространения трещины ТС является ее предпочтительное распространение вдоль оси, совпадающей с направлением наибольшего размера L_1 сечения эле-

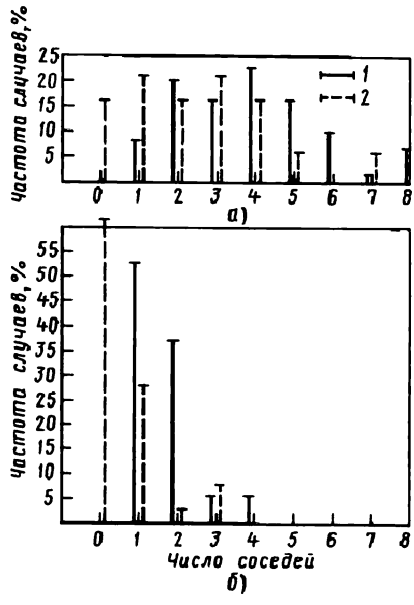


Рис. 8.4.8. Гистограмма распределения по количеству смежных ФТС, очаг зарождения трещины в которых наблюдается у границы с ФТС (*1*) и ФМР (*2*), в стали 10ХСНД-Ш в улучшенном (*а*) и охрупченном (*б*) состояниях

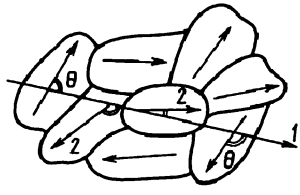


Рис. 8.4.9. Схема определения угла θ:
1 – направление распространения макротрещины;
2 – направленное распространения хрупких транскристаллитных сколов

мента структуры – вдоль оси вытянутости ФТС. Локальные направления распространения микротрещин ТС находят по ручейковым узорам ФТС (рис. 8.4.9). Угол θ определяют с точностью не ниже 8°. В качестве нулевой точки отсчета, т.е. когда θ = 0°, принимают случай совпадения направления распространения микротрещины ТС и макротрещины. Отсчет углов проводят по часовой стрелке. Часто при анализе картины разрушения с целью упрощения ее трактовки (когда основной интерес вызывает встречное или попутное к направлению распространения макротрещины продвижение микротрещин ТС) используют сверстку углов. При этом отсчет углов θ проводят как по часовой, так и против часовой стрелки до значений θ = 180°.

Гистограммы распределения по углу разориентации (по абсолютной величине) между направлением распространения микротрещины ТС и направлением вдоль длинной оси ФТС L_1 имеют максимум при $|\theta - \varphi| = 0...10°$ (рис. 8.4.8). Подобная закономерность свойственна как для встречных ($90° < \theta < 270°$), так и для попутных ($270° < \theta < 90°$), по отношению к направлению распространения макротрещины, микротрещин ТС. После выдержки при 450 °С в течение 1000 ч, вызывающей охрупчивание стали 12ГН2МФАЮ и сдвиг $T_к$ на 65 °С (доля межзеренного разрушения в хрупких зонах излома возросла от 8 до 42 %), наблюдается заметное размытие гистограммы в область больших значений $|\theta - \varphi|$. Величина максимума частотности в интервале $|\theta - \varphi| = 0...10°$ существенно уменьшается по сравнению с улучшенным состоянием.

Оценка значений коэффициента ранговой корреляции Спирмена R^* для связи коэффициента формы ФТС $k_ф$ с абсолютным значением угла взаимной разориентации $|\theta - \varphi|$ для стали 12ГН2МФАЮ в улучшенном и охрупченном состояниях показала тенденцию к увеличению значений $k_ф$ с уменьшением значений $|\theta - \varphi|$ в образцах в улучшенном состоянии.

Сегрегация вредных примесей типа фосфора и его химических аналогов по границам зерен приводит к увеличению в хрупких изломах доли межзеренного разрушения. Подобная ситуация развивается в условиях обратимой отпускной и тепловой хрупкости. Особенностью разрушения сталей с феррито-перлитной и сорбитной структурами является существование широкого интервала температур, в пределах которого доля межзеренного разрушения не зависит от температуры испытания. Типичная количественная картина строения излома образца из стали 10ХСНД-Ш в охрупченном состоянии (сдвиг $T_к$ на 120 °С: с –20 °С до +100 °С), вызванном выдержкой при 450 °С в течение 1000 ч (рис. 8.4.10).

Доля микровязкого разрушения в хрупких изломах уменьшается с понижением температуры испытания. Аналогичная картина наблюдается для стали 09Г2С.

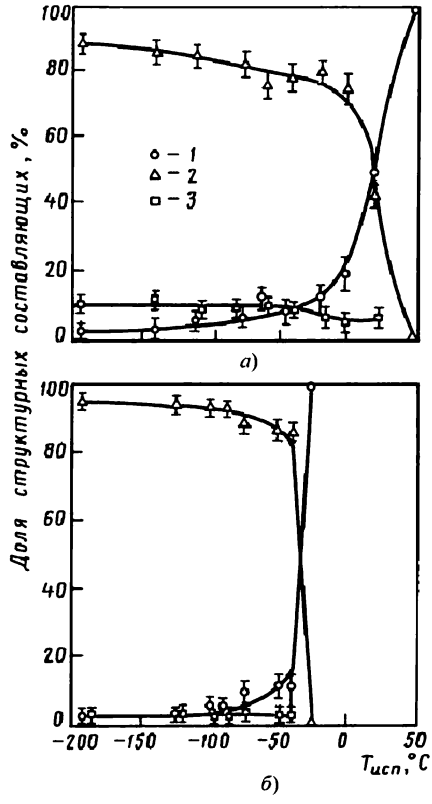


Рис. 8.4.10. Изменение доли участков излома, занятого ямками (*1*), ФТС (*2*) и ФМР (*3*), в зависимости от температуры испытания на ударную вязкость:
а – сталь 10ХСНД после улучшения;
б – сталь 09Г2С после нормализации

Если оценивать долю межзеренного разрушения относительно только хрупких составляющих излома, то выявляется отсутствие ее температурной зависимости. В этом случае приведенная доля межзеренного разрушения $F_м$ определяется отношением $f_м / (f_м + f_т)$, позволяющим оценить вероятность скачков микротрещин вдоль границ кристаллитов (зерен, пакетов реек, субзерен) по отношению к общему числу скачков микротрещин по хрупкому механизму. Присутствие в хрупких изломах микровязких участков (линия *3* на рис. 8.4.10) в состоянии существенным образом изменить соотношение числа скачков элементарных хрупких микротрещин, проходящих по телу и границам кристаллитов.

Тесная связь доли межзеренного разрушения в хрупких изломах со степенью охрупчивания конструкционных сталей в условиях теплового старения открывает перспективу диагностирования технического состояния конструкций по строению хрупких изломов металла. Методика определения степени межзеренной хрупкости закреплена в РД 03-421-01.

Хрупкое межкристаллитное разрушение наблюдается в материалах, в которых вследствие сегрегации вредных примесей (P, As, S, Sn), выделений по границам зерен частиц второй фазы (карбидов и др.), адсорбции водорода, формирования цепочки пор, ослабляются границы кристаллитов (зерен). Наиболее общий случай – смешанный тип разрушения, когда фасетки транскристаллитного скола чередуются с фасетками хрупкого межкристаллитного разрушения. В этом случае доля межкристаллитного разрушения, рассчитанная в результате статистической обработки данных, будет являться мерой снижения когезивной прочности границ кристаллитов.

Ослабление когезивной прочности границ кристаллитов в процессе выдержек при повышенных температурах приводит к увеличению сдвига критической температуры хрупкости $\Delta T_к$ (РД 03-421-01, РД 03-380-00). Значение $\Delta T_к$, связанное с величиной межкристаллитного охрупчивания стали, устанавливается по соотношению

$$\Delta T_к = \Delta T_к^0 + B(F_м^э - F_м^и),$$

где $F_м^и$ и $F_м^э$ – приведенные доли межкристаллитной составляющей в изломе в исходном состоянии и после эксплуатации или специальных испытаний; B – коэффициент пропорциональности, зависящий от вида межкристаллитного разрушения: $B = 3{,}0$ °C / % для межзеренного разрушения по границам бывших зерен аустенита в сталях, структура которых образовалась по сдвиговому механизму превращения, и $B = 1{,}04$ °C / % для межсубзеренного разрушения в сталях, структура которых образовалась по сдвиговому механизму превращения, и межзеренного разрушения в сталях, испытавших диффузионное превращение; $\Delta T_к^0$ – постоянная материала, зависящая от типа структуры: для сталей с ферритной или феррито-перлитной структурой $\Delta T_к^0 = 10$ °C; со структурой мартенсита, бейнита, сорбита и троостита $\Delta T_к^0 = 20$ °C.

В низколегированных сталях длительная выдержка при повышенных температурах вследствие межзеренного охрупчивания при термическом старении приводит к сдвигу $\Delta T_к$ и, соответственно, к сдвигу зависимостей $K_{Ic} = f(T)$ в область более высоких температур.

Определив доли межкристаллитной составляющей в изломе образцов или микропроб металла оборудования в исходном состоянии ($F_м^и$) и после эксплуатации ($F_м^э$), можно оценить сдвиг $\Delta T_к$ и построить зависимость характеристики статической трещиностойкости $K_{Ic} = f(T)$ с учетом выявленного сдвига $\Delta T_к$. Построение температурной зависимости $K_{Ic}([K_1])$ с учетом сдвига $\Delta T_к$ вследствие термического старения стали, а также с учетом сдвигов, вызванных другими повреждающими факторами, предусмотрено нормативным документом ПНАЭ Г-7-002-86.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Ботвина Л.Р.** Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности. – М.: Наука, 2008. – 334 с.

2. **Горицкий В.М.** Вязко-хрупкий переход в сталях со структурой мартенсита и бейнита // Физика металлов и металловедение. – 1987. – № 4. – С. 801 – 810.

3. **Горицкий В.М.** Диагностика металлов. – М.: Металлургиздат. – 2004. – 408 с.

4. **Горицкий В.М.** Критерий разрушения сталей, склонных к распространению хрупких микротрещин по границам кристаллитов // Проблемы прочности. – 1987. – № 4. – С. 37 – 43.

5. **Горицкий В.М.** Связь фрактографических параметров хрупкого излома со структурой термоулучшенной низколегированной стали // Физика металлов и металловедение. – 1982. – № 2. – С. 315 – 325.

6. **Горицкий В.М.** Тепловая хрупкость сталей. – М.: Металлургиздат, 2007. – 384 с.

7. **Горицкий В.М.** Фрактографическое исследование особенностей зарождения и распространения микротрещин транскристаллитного скола в термоулучшенных сталях // Проблемы прочности. – 1981. – № 10. – С. 71 – 76.

8. **Горицкий В.М., Хромов Д.П.** Влияние температуры испытания на фрактографические характеристики хрупкого разрушения низкоуглеродистых и низколегированных сталей // Физика металлов и металловедение. – 1984. № 1. – С. 154 – 163.

9. **Горицкий В.М., Хромов Д.П.** Структура и количественная фрактография хрупких изломов малоуглеродистых и низколегированных сталей // Физика металлов и металловедение. – 1983. – № 6. – С. 116–117.

10. **Дроздовский Б.А., Проходцева Л.В., Жегина И.П., Герчикова Н.С.** Влияние скорости нагружения на характеристики разрушения и микростроение изломов // ФХММ, 1985.

11. **Методические указания** по проведению диагностирования технического состояния и определению остаточного срока службы сосудов и аппаратов: РД 03-421-01. – 2002. – Серия 03. – Вып. № 17. – 136 с.

12. **Связь вязкости** разрушения с фрактографическими характеристиками хрупких изломов термоулучшенной стали // А.А. Астафьев, В.М. Горицкий, Г.Р. Шнейдеров и др. – Проблемы прочности. – 1989. – № 4. – С. 18 – 21.

13. **Штремель М.А., Авдеенко А.М., Кузько Е.И.** О развитии вязкого разрушения как самоорганизации с вырождением размерности // Физика твердого тела. – 1995. – № 12. – С. 3158 – 3161.

14. **Bohme W.W.** Results of a DVM round robin on instrumented Charpy testing // Proc. Charpy centenary conf., France, Poiters, 2 – 5 oct. 2001. Eds. D. Francois and A. Pineau. – V. 1. – P. 29 – 36.

15. **Pook L.P.** Crack paths. Witpress Southampton, Boston. – 2002. – 154 p.

Глава 8.5

СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

8.5.1. ЗОНАЛЬНОСТЬ СТРОЕНИЯ ИЗЛОМОВ

Развитие разрушения происходит на трех масштабных уровнях одновременно: микроскопическом, мезоскопическом и макроскопическом. Ведущий процесс разрушения, определяющий ту или иную зону излома, реализуется на одном из масштабных уровней. Поэтому зональность излома, которую можно однозначно выделить, например, на мезоскопическом масштабном уровне, не удается выявить для некоторых этапов процесса роста трещины на масштабном макроскопическом уровне.

В случае макроскопического анализа излома визуально или при увеличениях светового микроскопа до ×100 о различии в зонах (механизмах) разрушения судят по резкой смене шероховатости рельефа излома, по изменению цвета (в случае изменения температурного режима нагружения) или по смене интенсивности его окисления в случае активного влияния на разрушение коррозионной среды. Мезоскопический масштабный уровень отвечает масштабу наблюдения рельефа излома и его параметров в интервале увеличений ×100...10 000 с применением методов электронной микроскопии. На этом масштабном уровне разделяют зоны излома на основании выделения типичных параметров рельефа для ведущего механизма роста трещины в пределах рассматриваемой зоны разрушения.

Микроскопический масштабный уровень отвечает параметрам рельефа излома, расстояние между которыми находится в пределах до 0,04 мкм. На этом масштабном уровне изучения рельефа излома не проводят выделение зон разрушения, а детально изучают те параметры рельефа, которые на предыдущих масштабных уровнях характеризовали ведущий механизм разрушения.

В случае регулярного нагружения, когда внешнее воздействие является неизменным во времени по уровню действующих параметров нагружения, их интенсивности, а также остается неизменным температурный режим нагружения и состав окружающей среды, последовательность смены механизмов разрушения и, следовательно, зон излома является устойчивой и типичной для всех конструкционных материалов.

Зональность строения изломов при регулярном циклическом нагружении связана со стадийностью процесса усталостного разрушения, который разделяют на два периода – зарождения и распространения трещины. В зависимости от условий внешнего воздействия (уровня номинального напряжения, температуры, окружающей среды, геометрии образца и других факторов) соотношение между ними может изменяться в широком диапазоне, оказывая существенное влияние на процесс разрушения, реализацию ведущих механизмов разрушения, что находит свое отражение в макро- и микрорельефе поверхности разрушения.

В общем случае регулярного циклического нагружения принято рассматривать следующие зоны излома: очаг разрушения, где зарождается и первоначально распространяется трещина, далее последовательно участок стабильного и участок нестабильного (ускоренного) роста трещины с окончательным переходом к зоне долома (быстрому разрушению). На всех этапах роста трещины в пластичных материалах происходит формирование скосов от пластической деформации в зоне у поверхности образца или детали, которые наиболее заметны на масштабном макроскопическом уровне на этапе ускоренного нестабильного разрушения и в зоне долома.

Процесс усталостного разрушения является самоорганизованным. Наиболее полно характерные стадии процесса усталостного разрушения проявляются при многоцикловом нагружении большинства пластичных конструкционных материалов и, в особенности, алюминиевых сплавов. Для гладкого образца определяющей стадией в общей долговечности является стадия зарождения трещины, а для образца с предельно острым концентратором напряжений – стадия распространения трещины.

Существует ряд пороговых напряжений σ_a, определяющих границы областей, в пределах которых реализуются подобные закономерности накопления повреждений и разрушения материалов. Их можно выделить на обобщенных усталостных кривых σ_a–N (σ_a – амплитуда напряжения, N – число циклов нагружения) (рис. 8.5.1). При этом кривая усталости может быть представлена в виде отрезков прямых, проведенных через центры рассеяния долговечностей, соответствующих одному определенному макромеханизму разрушения. В диапазоне пороговых напряжений σ_a реали-

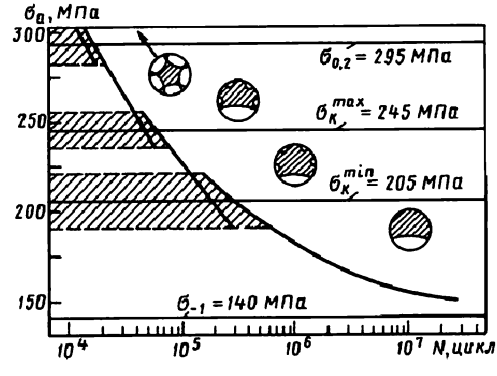


Рис. 8.5.1. Кривая усталости, построенная с учетом изменения макромеханизма разрушения (сплав АМг6)

зуются указанные выше закономерности, что проявляется в соответствующем строении макрорельефа поверхности разрушения образцов:

при $\sigma_a \geq \sigma_к^{max}$ реализуется многоочаговое развитие усталостной трещины с преимущественным развитием трещины от одного из очагов;

в переходной области ($\sigma_к^{min} \leq \sigma_a \leq \sigma_к^{max}$) происходит распространением одной усталостной трещины при нескольких нераспространяющихся малых трещинах;

при $\sigma_a \leq \sigma_к^{min}$ усталостное разрушение происходит за счет развития одноочаговой магистральной трещины.

Фрактографический анализ изломов показывает, что развитие усталостной трещины в области многоцикловой усталости для ряда конструкционных материалов (сталей низкой и средней прочности, алюминиевых сплавов и др.) в общем случае можно представить в виде трех стадий (рис. 8.5.2). Первая стадия включает в себя образование и рост микротрещин в пределах одного или нескольких зерен в наиболее благоприятных плоскостях скольжения под действием максимальных касательных напряжений. Вторая стадия – стабильный субкритический рост магистральной усталостной трещины, развитие которой происходит в направлении, перпендикулярном главным растягивающим напряжениям. Третья стадия связана с нестабильным, ускоренным ростом усталостной трещины, характеризующимся возникновением пластической нестабильности в вершине трещине, приводящей к долому или нестабильности разрушения. Все три стадии определяют различия в формировании основных трех зон (*1* – *3*) усталостного излома.

На кинетических диаграммах усталостного разрушения ($da/dN - \Delta K$), построенных в области многоцикловой усталости, отчетливо выявляются характерные участки, связанные со стадийностью развития усталостной трещины, закономерности роста которой определяются реализацией соответствующего, ведущего, механизма разрушения.

Типичное многоцикловое разрушение реализуется при $\sigma_a \leq \sigma_к^{min}$. Первоначально развитие трещины происходит в зоне очага разрушения. В начальный период роста трещины в гладком образце скорость ее развития падает с ростом ΔK, что характерно для малых трещин, развивающихся вблизи поверхности образца. Преобладающими на этой стадии (стадии *1*) являются сдвиговые механизмы разрушения (рис. 8.5.3, *а*, *б*).

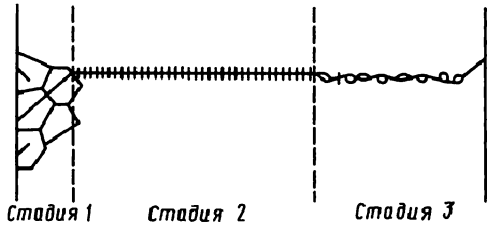
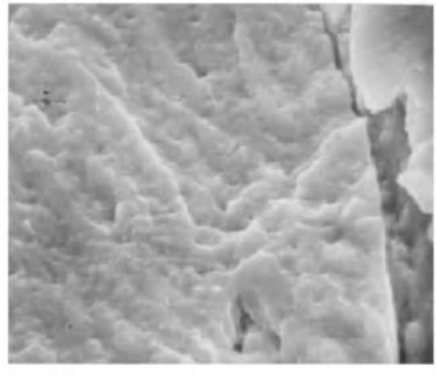


Рис. 8.5.2. Стадии развития усталостной трещины (схема)



а)



б)

Рис. 8.5.3. Сдвиговой механизм разрушения в области очага зарождения трещины (*а* – ×1000) и строчечный микрорельеф при $da/dN < 10^{-8}$ м/цикл для алюминиевого сплава (*б* – ×10 000)

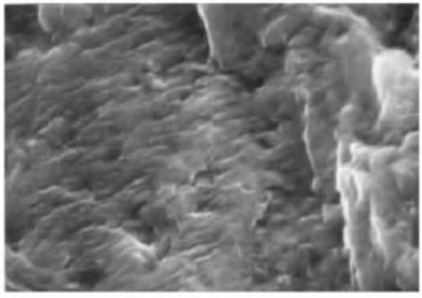


Рис. 8.5.4. Псевдобороздчатый рельеф для алюминиевого сплава (×10 000)

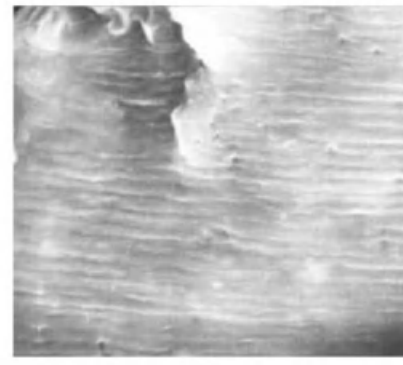
Далее, при переходе ко второму участку диаграммы (для сплава АМг6 при 6,0 МПа·м$^{1/2}$ ≤ ≤ ΔK ≤ 8,0 МПа·м$^{1/2}$), в изломе, в основном, проявляется псевдобороздчатый рельеф (рис. 8.5.4). В начале второго участка имеет место строчечность (см. рис. 8.5.3, *б*). Происходит формирование мезотуннелей.

При переходе ко второму участку и на всем его протяжении (стадия *2*) появляются вязкие усталостные бороздки, свидетельствующие о том, что развитие трещины на этой стадии проходит по механизму микроотрыва (рис. 8.5.5).

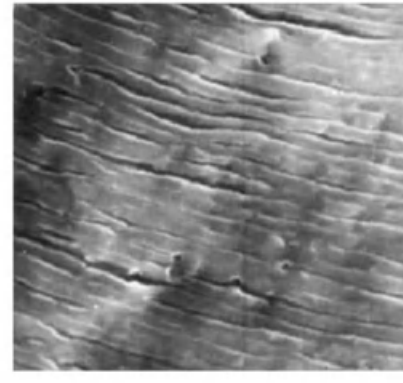
Достижение $\Delta K = K_{1s}$ отвечает наступлению микропластической нестабильности, что сопровождается значительными изменениями значений скорости из-за процесса растрескивания материала (образования вторичных трещин в направлении роста магистральной трещины, рис. 8.5.5, *б*), появлением на фоне усталостных бороздок элементов неразвитого ямочного рельефа.

Микрорельеф на стадии ускоренного роста трещины (стадия *3*) характеризуется наличием, наряду с усталостными бороздками, элементов ямочного рельефа, доля которого возрастает по мере приближения к зоне долома (стадия *4*).

Переход в область $\sigma_к^{min} \le \sigma_a \le \sigma_к^{max}$ вызывает изменение в последовательности смены стадий роста трещины – отсутствует второй участок на диаграмме и строчечный рельеф в изломе. Вслед за первым участком, где микрорельеф поверхности разрушения практически не изменяется и остается сдвиговым, сразу наступает стадия стабильного роста трещины с характерными вязкими усталостными бороздками. Нестабильность процесса усталостного разрушения в этой области связана с наличием



а)



б)

Рис. 8.5.5. Усталостные бороздки на стадии *2* роста усталостной трещины:
а – при квазиупругом (×6000);
б – упругопластическом росте трещины (×6000)

малых усталостных трещин, которые слабо развиваются в процессе роста магистральной трещины, но количество их при этом увеличивается. Все эти процессы определяют зональность строения излома.

Результаты испытаний на усталость гладких образцов были сопоставлены с результатами стандартных испытаний на циклическую трещиностойкость плоских образцов с центральным надрезом. Характер зависимостей $da/dN - \Delta K$ близок к традиционной *S*-образной кривой, при этом, как и при испытании гладких образцов в области многоцикловой усталости, происходила подобная смена макро- и микрорельефа поверхности разрушения.

Возрастание уровня приложенного номинального напряжения вплоть до предела текучести материала приводит к начальному росту трещины в очаге разрушения с высоки-

ми скоростями, что не позволяет реализовать всю возможную последовательность ведущих механизмов разрушения. Поэтому с возрастанием уровня циклического нагружения происходит уменьшение числа зон, которые могут быть сформированы в изломе при развитии трещины. Предельная ситуация – формирование одной зоны разрушения (макро) с высокой шероховатостью.

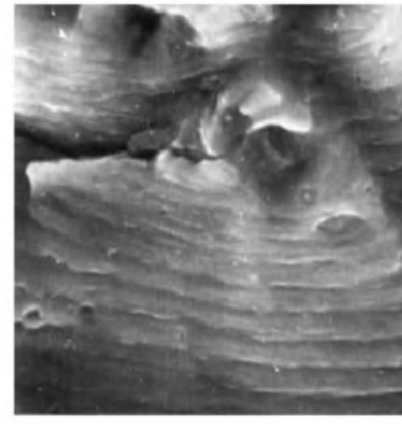
Также, как и для гладких образцов, достижение значения $K = K_{1s}$ (отвечающее наступлению микропластической нестабильности) приводит к появлению микрорастрескивания и неразвитого ямочного рельефа на фоне усталостных бороздок, к резким колебаниям скорости роста трещины.

На стадии ускоренного роста трещины реализуется ямочно-бороздчатый рельеф (рис. 8.5.6, *а*), переходящий в ямочный в зоне долома (рис. 8.5.6, *б*).

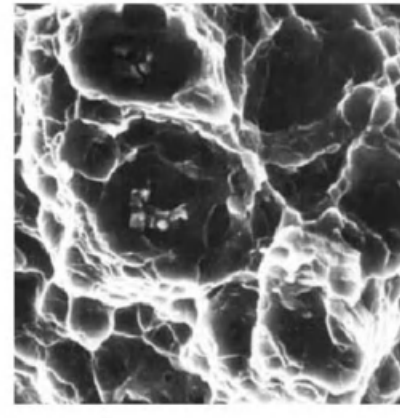
Нерегулярное нагружение характеризует множество зон, в которых могут доминировать механизмы разрушения разного масштабного уровня. Однотипные механизмы (зоны одинакового рельефа) могут многократно повторяться в направлении роста трещины. Например, последовательным уменьшением уровня напряжения можно добиться постоянства коэффициента интенсивности напряжений, что соответствует постоянству скорости роста трещины. В этом случае на поверхности излома после выхода на режим будет сформирована не только всего одна зона усталостного разрушения, но и параметры рельефа излома по величине будут приблизительно одинаковыми. Незначительные различия могут наблюдаться только в результате локальной неоднородности свойств материала и в области перехода к долому.

Многообразие изменений в условиях и режимах нагружения будет приводить к формированию множества зон излома, границы между которыми будут определяться переходами от одного ведущего механизма разрушения к другому. Ведущие механизмы разрушения (в типичных зонах излома) будут теми же самыми при нерегулярном нагружении, как и в случае регулярного (стационарного) нагружения.

Переход в процессе роста трещины к резкому снижению уровня напряжения вызывает остановку трещины на некоторое время, после чего происходит ее зарождение с формированием нового очага разрушения, медленным подрастанием с последовательным



а)



б)

Рис. 8.5.6. Микрорельеф поверхности разрушения на стадии ускоренного роста усталостной трещины (*а* – ×3000) и в зоне долома (*б* – ×3000)

увеличением скорости и переходом к нестабильному разрушению.

Зональность излома может возникать и в результате различий по химическому составу отдельных зон материала, например, в результате поверхностного азотирования, цианирования или цементирования. Граница смены шероховатости излома (в макромасштабе) и ведущих параметров рельефа (на мезоскопическом масштабном уровне) происходит при переходе от поверхностного слоя, насыщенного диффундирующими элементами, к основному материалу. В пределах указанных поверхностных слоев разрушение происходит более хрупко, что определяет макроскопически более низкий уровень шероховатости излома в пределах слоя. В пределах узкой зоны

перехода шероховатость резко возрастает при неизменном уровне циклического нагружения.

Реализация условий испытаний, обеспечивающих автомодельность процесса усталостного разрушения, позволяет обусловить определенную последовательность смены микрорельефа излома, определяющую стадийность процесса усталостного разрушения: строчечный – псевдобороздчатый – бороздчатый (усталостные бороздки), отвечающий квазиупругому и упругопластическому росту трещины – смешанный (ямочно-бороздчатый) – ямочный рельеф.

Указанная последовательность смены микрорельефа соблюдается, в основном (с определенными изменениями и отклонениями), для всех конструкционных сталей и сплавов, склонных к образованию усталостных бороздок на стадии стабильного роста усталостной трещины. По этому признаку стали и сплавы разделяют на три типа: 1) образующие усталостные бороздки на большей площади излома; 2) образующие усталостные бороздки на отдельных участках излома; 3) не образующие усталостных бороздок.

К первому типу относятся алюминиевые, титановые, жаропрочные сплавы, низкопрочные пластичные стали ферритного и аустенитного класса. Ко второму типу относятся стали средней прочности, а к третьему типу – стали со структурой мартенсита и дисперсионно-твердеющие высокопрочные стали.

Для сталей третьего типа характерна следующая последовательность фрактографических признаков: бороздчатоподобный скол – межзеренный скол – скол – ямочный рельеф, причем с увеличением доли микрорельефа статического типа скорость трещины возрастает.

8.5.2. ЗОНА ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИНЫ

В области многоцикловой усталости период зарождения усталостной трещины состоит из трех основных стадий: 1) стадии циклической микротекучести (микропластической деформации в благоприятно ориентированных зернах); 2) стадии циклической текучести (негомогенной макроскопической деформации); 3) стадии циклического упрочнения (разупрочнения), характеризующейся резким повышением плотности дислокаций, формированием дислокационной ячеистой структуры и образованием в локальных областях субмикротрещин порядка нескольких микрон. За стадией циклического упрочнения (для пластичных материалов) или разупрочнения (для высокопрочных сталей и сплавов) следует период развития образовавшейся субмикротрещины и дальнейшего распространения усталостной микротрещины.

Зону зарождения усталостной трещины принято характеризовать фокусом и очагом разрушения. Фокус – точка излома, в которой происходит первоначальное образование свободной поверхности. Очаг разрушения – весьма малая часть поверхности излома, прилегающая к фокусу, в которой происходит первоначальное развитие усталостной микротрещины.

В конструкционных материалах существует структурная неоднородность и неоднородность ориентировок кристаллографических плоскостей скольжения при переходе от одного зерна к другому. Поэтому для всех материалов существует неравномерность процесса пластической деформации, который реализуется перед возникновением усталостной трещины. Зона материала, где реализуется максимальное стеснение пластической деформации, является зоной первоначального возникновения усталостной трещины. Положение очага разрушения зависит от уровня напряжения и масштабного уровня накопления дефектов в материале (макро-, мезо- или микромасштаб) (рис. 8.5.7).

В области напряжений выше предела текучести материала при отсутствии концентраторов напряжений зарождение трещины реализуется под поверхностью. Доля периода роста трещины в общей долговечности материала составляет около 100 %. Это область повторно статического разрушения в пределах 100 циклов.

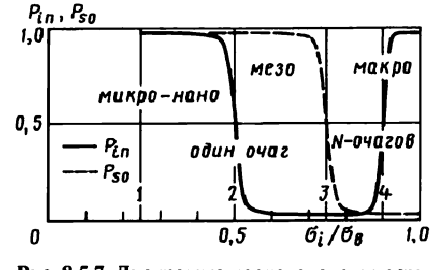


Рис. 8.5.7. Диаграмма последовательности переходов в расположении очагов усталостного разрушения с разной вероятностью по поверхности P_s и под поверхностью P_{in} образца по мере увеличения уровня напряжения для разных масштабных уровней разрушения:
1 – $\sigma_{w2}/\sigma_в \approx 0{,}3$; *2* – $\sigma_{w1}/\sigma_в \approx 0{,}5$; *3* – $\sigma_{0.2}/\sigma_в \approx 0{,}7\ldots0{,}8$; *4* – $\sigma_{N_f=10^3}/\sigma_в \approx 0{,}9$

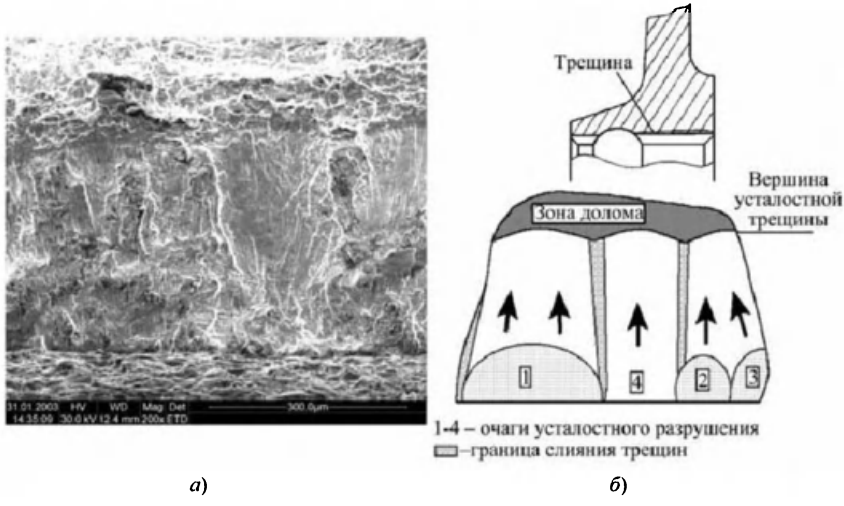


Рис. 8.5.8. Рельеф излома (*а*) и его схема (*б*) в случае многоочагового зарождения трещины по впадине шлиц в ступице диска компрессора из сплава ВТ3-1 двигателя Д-30КУ. Разрушение реализовано в области малоцикловой усталости

По мере уменьшения уровня напряжения в области малоцикловой усталости очаг разрушения перемещается на поверхность элемента конструкции. Происходит переход зарождения трещины от одного очага к нескольким рядом расположенным очагам (рис. 8.5.8). Очаг разрушения представляет собой протяженную поверхность излома около поверхности образца или детали с несколькими фокусами, свидетельствующими о возникновении трещин одновременно на разных участках поверхности. Поэтому такую ситуацию характеризуют как многоочаговое малоцикловое усталостное разрушение.

По мере снижения уровня напряжения происходит уменьшение числа очагов, и с переходом в область многоцикловой усталости имеет место развитие трещины с поверхности от одного очага разрушения. В сплавах с развитой субструктурой зарождение трещины может происходить по межфазным границам. Так, например, в титановых сплавах зарождение трещины может происходить по границам пластинчатой структуры применительно к двухфазным структурам и по плоскостям скольжения применительно к монофазным сплавам. Для высокопрочных сталей характерно зарождение трещин по границам зерен. Реализация механизма межзеренного разрушения существенно зависит от состава окружающей среды, наличия зернограничных сегрегаций, коэффициента асимметрии цикла, степени водородного охрупчивания. С возрастанием степени агрессивности окружающей среды, увеличением количества вторичных фаз по границам зерен, коэффициента асимметрии цикла и степени охрупченности материала в приграничных областях повышается вероятность зарождения и дальнейшего развития усталостной трещины по границам зерен. Оказывают влияние также температура, скорость деформирования (или частота нагружения), электрохимические параметры состояния металла. Повышение агрессивности коррозионной среды не всегда вызывает интенсификацию коррозионных процессов по границам зерен, так как в результате воздействия агрессивной среды может происходить сильное затупление вершины трещины или, при высокой скорости растворения металла, смена доминирующего механизма разрушения на механизм общей коррозии, при котором развитие повреждений будет происходить не за счет зарождения и развития трещин.

Возникновение трещины с поверхности образца или детали сопровождается образованием в очаге разрушения излома минимальной шероховатости с лучами, исходящими из фокуса излома (рис. 8.5.9). Это – основной признак, по которому можно установить место зарождения трещины при многоцикловой усталости, когда уровень циклических нагрузок существенно меньше предела текучести материала (см. рис. 8.5.7) и зона зарождения тре-



Рис. 8.5.9. Вид поверхности образца (*а*) в зоне зарождения усталостной трещины в алюминиево-медном сплаве BS L65 после испытаний в течение $1{,}65 \times 10^6$ циклов в зоне нанесения повреждения от фреттинга и (*б*) участок поверхности в зоне зарождения трещины в образце из сплава ВТ3-1, испытанном при отнулевом циклическом растяжении и температуре 350 °С. Стрелками указано направление сдвига при растяжении образца

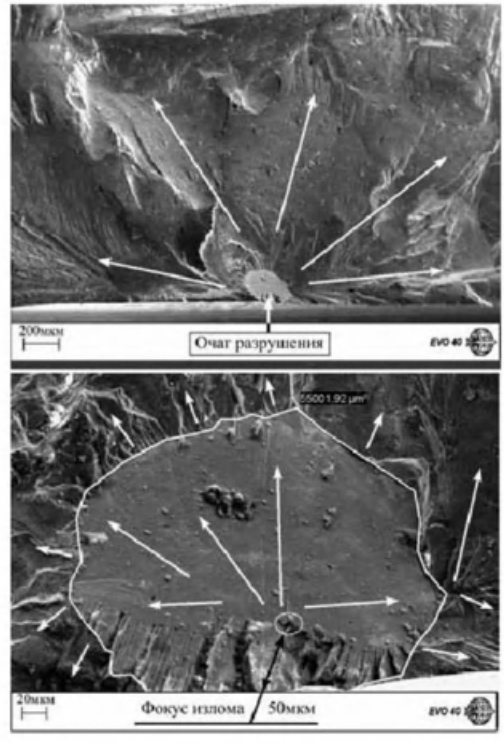


Рис. 8.5.10. Возникновение усталостной трещины в турбинной лопатке из жаропрочного сплава ЖС6К:
а – общий вид сверхмногоциклового излома;
б – очаг разрушения в виде фасетки чистого сдвига (расстояние фокуса излома от поверхности лопатки – 50 мкм)

щины одна. По поверхности образца могут быть сформированы ступеньки (рис. 8.5.9, *б*), которые обусловлены зарождением трещины в разных плоскостях скольжения при наличии нескольких фокусов. Формирование очага разрушения при начальном распространении трещины происходит путем слияния отдельных, первичных, зон разрушения в одну магистральную трещину.

При дальнейшем снижении уровня напряжения происходит переход в область сверхмногоцикловой (более раннее название "гиперцикловой") усталости, что сопровождается перемещением очага разрушения под поверхность образца, в область долговечностей более $10^8 \ldots 10^9$ циклов. Возникновение усталостной трещины происходит с образованием очага разрушения типа "рыбий глаз". Трещина, как правило, стартует от включения, характерного для исслсдуемого материала, а также может зарождаться на границе зерен или внутри зерна. В турбинной лопатке из жаропрочного сплава ЖС6К при наработке около 10^{10} циклов фокус очага зарождения трещины располагался на границе зерен с удалением от поверхности на глубину 50 мкм и образованием гладкой фасетки очага разрушения (рис. 8.5.10). Дальнейший рост трещины сопровождался формированием рельефа излома аналогичного тому, который наблюдают при разрушении в области многоцикловой усталости.

Очаг разрушения под поверхностью может быть также выявлен и в области малоцикловой усталости при поверхностном упрочнении образца (рис. 8.5.11). Такая ситуация обусловлена наличием остаточных сжимающих напряжений в поверхностном слое, которые препятствуют зарождению трещины с поверхности образца. Поэтому наличие одного очага

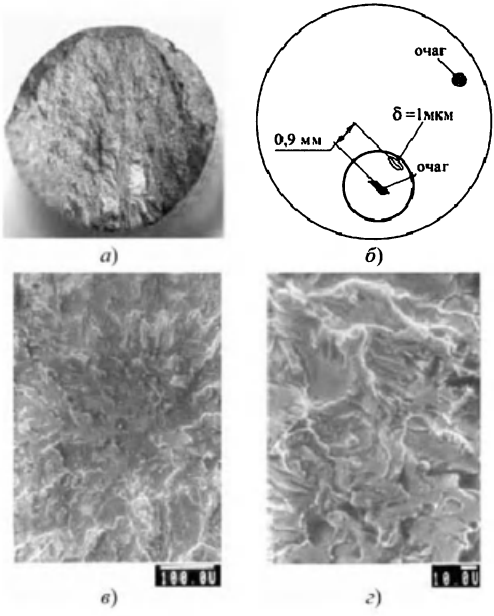


Рис. 8.5.11. Общий вид (*а*) излома поверхностно упрочненного образца из титанового сплава Ti-6Al-2Sn-4Zn-2Mo-0,1Si, его схема (*б*), а также фасеточный рельеф излома в очаге разрушения (*в*) и на удалении от него (*г*). Указан шаг усталостных бороздок δ. Нагружение осуществлено в течение 2300 циклов при трапецеидальной форме цикла с выдержкой 1 мин при максимальном уровне напряжения

разрушения под поверхностью не позволяет однозначно судить о том, в какой области усталости произошло разрушение образца или детали. Нужны дополнительные сведения об условиях нагружения при эксплуатации и данные о состоянии поверхности образца или детали.

Расположение очага разрушения зависит от условий нагружения детали. Например, при двухстороннем изгибе круглого образца с концентратором в виде выточки имеются два фокуса излома, расположенные практически напротив друг друга по диаметру образца. Циклическое растяжение этого же образца приводит к возникновению трещины вдоль всего концентратора в виде выточки. При наличии небольшой несоосности, что может иметь место при закреплении образца, трещина возникнет только в одной зоне выточки. Все это позволяет на практике, при анализе причин зарождения усталостных трещин в элементах конструкций, решать вопрос о том, соответствовала ли схема нагружения детали при зарождении трещины той, что была предусмотрена при проектировании конструкции. Применительно к деталям, представляющим собой пары трения, может быть решен вопрос о наличии посторонних частиц, попадание которых между поверхностями контакта создает повышенную концентрацию напряжений и приводит к смещению фокуса излома относительно участка с естественным возникновением трещины от внешних нагрузок.

Возникновение усталостной трещины в металле может быть обусловлено наличием в нем различных неоднородностей вплоть до дефектов металлургического и технологического характера. Размеры зоны материала с дефектом могут быть весьма значительны, и рельеф очага разрушения не отражает в этом случае естественного процесса возникновения усталостной трещины, что характерно для бездефектного материала. Примером образования очага разрушения значительных размеров может служить излом диска компрессора из титанового сплава ВТ8 (рис. 8.5.12). В процессе металлургического производства материала в поверхностном слое диска возникло газовое включение типа нитрида титана. Размер этого включения составил по поверхности 20 мм, а по глубине около 10 мм. От этого очага разрушения в последующем развилась за время эксплуатации усталостная трещина.

Зона зарождения усталостной трещины является основным источником информации о причине зарождения разрушения в элементах конструкции в условиях эксплуатации, и по морфологии рельефа очага разрушения можно решить вопрос, какова была роль дефектов материала в образовании усталостной трещины. Поэтому при анализе рельефа излома необходим обязательный анализ морфологии рельефа очага разрушения с привлечением методов электронной микроскопии. Зарождение трещины может происходить по границам зерен, межфазным границам, на границе включений или упрочняющих частиц. Без специального анализа морфологии рельефа очага, микрорентгеноспектрального анализа элементного состава не может быть решен вопрос о причине зарождения усталостной трещины, в том числе и в случае расположения очага под поверхностью. Это тем более относится к тем ситуациям, когда образец или деталь были предварительно подвергнуты поверхностному пластическому деформированию.

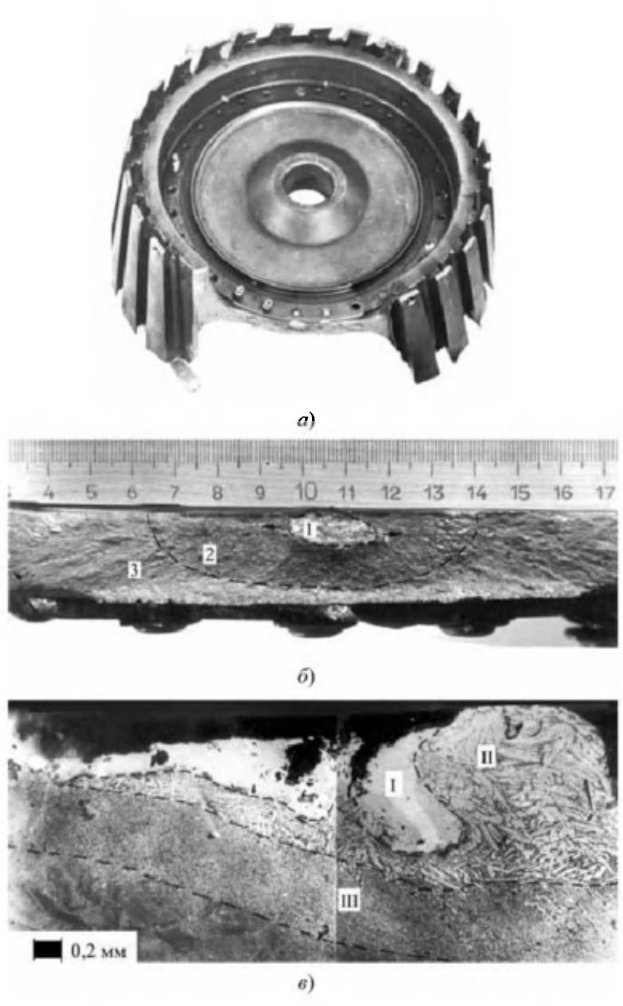


Рис. 8.5.12. Общий вид разрушенного диска (*а*) 1-й ступени компрессора низкого давления двигателя из титанового сплава ВТ8, рельеф его усталостного излома (*б*), образованный от дефекта материала в виде включения TiN, и структура материала в зоне нитридного включения (*в*):
1, *2*, *3* – последовательно зоны дефекта, усталости и долома;
I, II, III – различные структуры азотированного слоя

8.5.3. ЗОНА СТАБИЛЬНОГО РОСТА ТРЕЩИНЫ

Механизмы разрушения. Факторы, влияющие на относительную протяженность зоны стабильного роста трещины. Развитие усталостных трещин в элементах конструкций, деталях или образцах сопровождается последовательной сменой ведущих механизмов разрушения. На рис. 8.5.13 приведена кинетическая диаграмма усталостного разрушения с соответствующим каждой стадии строением излома, обусловленным ведущими механизмами разрушения.

На стадии I (см. подраздел 8.5.2) развитие усталостных трещин происходит с формированием элементов рельефа, отражающих доминирование сдвиговых процессов, характеризуемых, в большинстве случаев, образованием строчечного или бороздчатого рельефа. Сдвиговые процессы доминируют, как правило, при скоростях роста усталостных трещин менее $(2\ldots4)\cdot10^{-8}$ м/цикл (см. рис. 8.5.13). Стабильный рост усталостной трещины на стадии II реализуется непосредственно за зоной очага разрушения. Стадия стабильного роста трещины характеризуется разрушением по

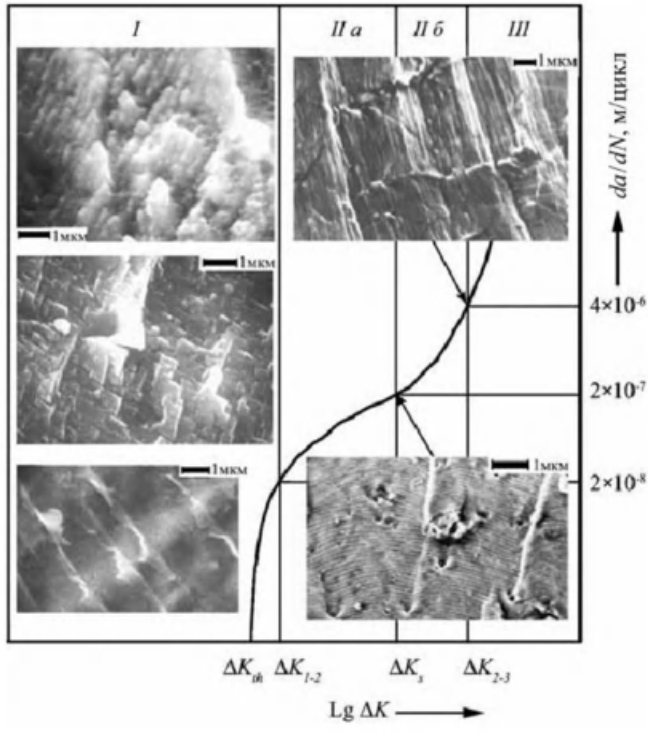


Рис. 8.5.13. Диаграмма для вязко-хрупкого перехода при статическом (динамическом) нагружении образцов при разной температуре окружающей среды и фрактограммы изломов в области I (хрупкое разрушение азотированного слоя стали 38ХМЮА), области II (вязко-хрупкое разрушение той же стали в сердцевине материала) и области III (вязкое разрушение сплава АВТ)

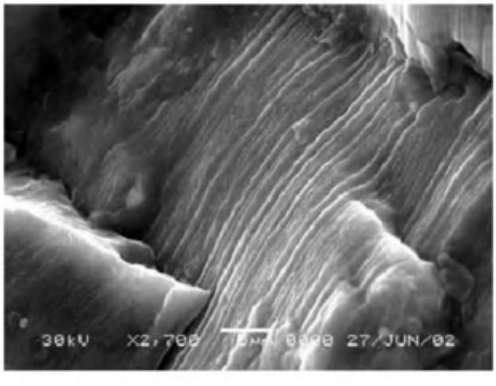


Рис. 8.5.14. Усталостные бороздки на участке излома кронштейна навески носового обтекателя самолета АН-124, сплав АК6; изображение получено в РЭМ фирмы Jeol

механизму образования усталостных бороздок. При этом на стадии II*а* реализуется квазиупругий рост трещины, а на стадии II*б* упругопластический рост трещины. Тичные усталостные бороздки на изломах образцов, испытанных при циклическом нагружении, приведены на рис. 8.5.13, 8.2.20, 8.2.22. Характерный вид усталостных бороздок на поверхности эксплуатационного излома кронштейна навески носового обтекателя самолета АН-124 показан на рисунке 8.5.14.

На этой стадии, помимо образования усталостных бороздок, могут иметь место и другие механизмы разрушения: неразвитый ямочный рельеф, отдельные элементы статического разрушения, траковые следы, но они, как правило, не являются доминирующими и их проявление носит локальный характер.

Траковые следы представлены на рис. 8.5.15. Они были получены при разрушении азотированного слоя стали 38ХМЮА в условиях образца и его разрушения после 10^5 циклов. Представленная последовательность линий отражает последовательность "вытаскивания" из одной части излома включения и его перемещения в условиях сдвига вдоль плоскости излома с последующим внедрением в отвст-

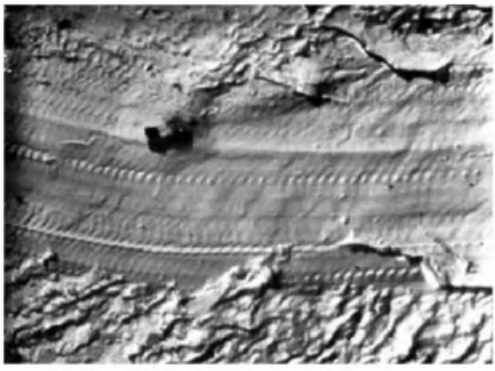


Рис. 8.5.15. Траковые следы, полученные при разрушении азотированного слоя стали 38ХМЮА, ×7000

ную часть излома. Повторение такого "вытаскивания" включения и внедрение его последовательно то в одну, то в другую часть излома приводит к перемещению включения по направлению роста трещины. В изломе от такого процесса остаются элементы рельефа, названные "траковыми следами".

В большинстве случаев распространение усталостных трещин происходит внутризеренно, но наблюдается также и межзеренное развитие трещин, которое было выявлено в латуни, в высокопрочных сталях.

Зона стабильного роста трещины обычно занимает превалирующее место в изломе. Однако в процессе разрушения, в зависимости от напряженно-деформированного состояния металла, уровня его свойств, состава и параметров окружающей среды, частоты нагружения, могут быть последовательно реализованы все или отдельные стадии роста трещины.

Так, например, при коэффициенте асимметрии цикла $R > 0{,}8$ для ряда материалов исключается вторая стадия – стадия стабильного роста трещины, и нестабильное разрушение будет реализовываться сразу же после процесса сдвигообразования. Поэтому вслед за псевдобороздчатым рельефом в изломе будут выявляться признаки развития трещины, отвечающие нестабильному разрушению. Частота нагружения также может оказывать влияние на развитие процесса разрушения и формирование поверхности излома. При возрастании частоты нагружения до 1000 Гц скорость протекания процессов деформации и разрушения в пределах пластической зоны перед вершиной трещины такова, что в материале не успевают реализовываться ротационные процессы деформации и разрушения (ротация – в смысле круговое движение, вращение). Поэтому в этом случае не происходит перехода к стадии формирования усталостных бороздок, и развитие трещины реализуется преимущественно по механизму сдвигообразования. Такое разрушение характеризуют по сглаженным фасеткам излома как квазихрупкое.

При малоцикловой усталости, когда скорость роста трещины у очага разрушения составляет порядка 10^{-7} м/цикл и более, не реализуется, как правило, первая стадия роста. В этом случае процесс разрушения материала будет, в основном, связан с развитием трещины на второй стадии, когда доминируют ротационные процессы в области вершины трещины. При дальнейшем нагружении будет происходить переход к стадии III и к долому.

В сплавах на основе алюминия, титана, никеля, в низкопрочных сплавах железа, а также в магниевых сплавах воздействие даже слабоактивной окружающей среды приводит к доминированию процессов ротационной неустойчивости, которые обеспечивают формирование усталостных бороздок (см. рис. 8.5.13).

Шаг усталостных бороздок как фрактографическая характеристика микроскопической скорости роста трещины. Шаг усталостных бороздок δ_s, определяемый при исследовании изломов на электронном микроскопе, является важной характеристикой, позволяющей оценить скорость распространения усталостной трещины в изделии или в образце, длительность работы изделия с трещиной и, при наличии данных по условиям эксплуатации, – ориентировочный уровень действовавших напряжений.

Поскольку усталостная бороздка образуется за один цикл нагружения, получаем, что шаг бороздки численно равен микроскопической скорости роста трещины. В общем случае макроскопическая скорость роста трещины da/dN и δ_s связаны между собой следующей зависимостью:

$$da/dN = g_{\text{v}}\,\delta_s,$$

где g_{v} – коэффициент, имеющий размерность 1/цикл.

В зависимости от условий эксплуатации или испытаний g_{v} может быть равен больше или меньше единицы. Если $g_{\text{v}} < 1$, то форми-

рование усталостной бороздки сопровождается сопутствующими механизмами разрушения, проявление которых происходит с меньшей скоростью (не за 1 цикл, а за группу циклов), что имеет место при низких значениях ΔK, и средняя макроскопическая скорость роста трещины будет меньше шага бороздок. При $g_v > 1$ сопутствующие механизмы (статического разрушения, хрупкого проскальзывания) реализуются с разрушением материала за один цикл нагружения на величину большую, чем шаг усталостной бороздки, в результате чего средняя макроскопическая скорость роста трещины будет больше шага бороздок. При $g_v = 1$ наблюдается или практическое отсутствие сопутствующих механизмов разрушения, или они не приводят к изменению макроскорости трещины относительно формирования усталостных бороздок за 1 цикл нагружения.

Процедура определения скорости роста усталостной трещины, длительности ее распространения, ориентировочной оценки действовавших напряжений по результатам фрактографических исследований изложена в МР-189-86 "Метод оценки сопротивления металлических материалов усталостному разрушению по шагу усталостных бороздок".

Механизмы формирования усталостных бороздок. Процесс туннелирования трещин. Известен ряд моделей, объясняющих образование усталостных бороздок. Согласно модели Лэйрда–Смита, заостренная в сжимающей части цикла трещина раскрывается во время цикла растяжения, а пластическая деформация, развивающаяся у ее вершины, инициирует распространение трещины в направлении максимальных сдвиговых напряжений. В свою очередь область пластической деформации перемещается в плоскости трещины и при очередном цикле сжатия происходит разветвление вершины трещины.

Модель Форсайта и Ридера основана на зарождении в области трехосного растяжения впереди фронта трещины микропустот. В процессе их образования происходит притупление вершины трещины, при этом возникает перемычка, которая затем разрушается.

Формирование усталостных бороздок происходит под действием двух полуциклов нагружения – растяжения (восходящая ветвь нагрузки) и снижения нагрузки, поэтому профиль усталостной бороздки в значительной степени зависит от того, какой процесс доминирует в каждом из полуциклов. Формирование систем скольжения с высокой плотностью дислокаций, сопровождающих формирование усталостных бороздок, было продемонстрировано методами просвечивающей электронной микроскопии. Системы скольжения располагаются под углом 45° к поверхности излома. Профиль и ширина блоков полос скольжения, которые наблюдали на поверхности образца, коррелируют с профилем и шагом усталостных бороздок. Профиль усталостной бороздки совпадает с ячеистой дислокационной структурой, а в долевом направлении (вдоль бороздки) указанная дислокационная структура имеет вид полосовой дислокационной структуры.

Процесс пластического затупления вершины трещины (в полуцикле нагружения) и разрушения материала или закрытия вершины трещины (на нисходящей ветви нагрузки) приводят к формированию каждой усталостной бороздки в каждом цикле приложения нагрузки. В полуцикле разгрузки происходит подготовка материала перед вершиной трещины к последующей реализации процессов деформации и разрушения.

Широкий спектр профилей бороздок (треугольный, трапецеидальный с несимметричным профилем и др.) продемонстрирован при исследовании металлов на различной основе (рис. 8.5.16). Усталостные бороздки могут состоять из площадки, которая испещрена более мелкими бороздками (рис. 8.5.16, *ж*, *з*, *и*). Их формирование объясняется множественным скольжением и сколами, которые присущи процессу пластической деформации и квазихрупкого разрушения наклепанного материала соответственно.

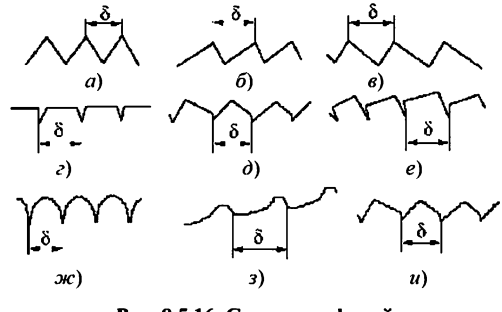


Рис. 8.5.16. Схемы профилей усталостных бороздок

Пластическое затупление вершины усталостной трещины на восходящей ветви нагрузки реализуется, когда шаг усталостных бороздок достигает величины около 10^{-6} м (около 1 мкм). Это соответствует окончанию II стадии стабильного роста трещины для многих металлов. Снижение частоты нагружения и переход в область малоцикловой усталости сопровождаются возрастанием предельного шага бороздок до 10^{-4} м (100 мкм) для пластичных материалов (никелевые сплавы, аустенитные стали). Пластическое затупление вершины трещины реализует морщинистую поверхность (формируемую пересекающейся системой полос скольжения) как часть профиля усталостной бороздки (см. рис. 8.5.1, *з*), а на нисходящей ветви формируется вторая часть профиля бороздки. Такой механизм был предложен Красовским и Степаненко на основе исследования стереопар применительно к шагу усталостных бороздок до 50 мкм применительно к никелевому сплаву.

Формирование асимметричного треугольного профиля связывают с вращением небольшого объема материала от сформированных в предыдущем цикле полос скольжения по системе (110) в сплавах на основе алюминия.

Механизм Лейерда–Пеллу, широко используемый для объяснения формирования усталостной бороздки в цикле нагружения, был уточнен при стереофрактографическом исследовании Бичлера и Пипана на образцах из Cr-Ni стали с пределом текучести 890 МПа (рис. 8.5.17). На восходящей ветви полуцикла нагружения (рис. 8.5.17, *а – в*) происходит частичное пластическое затупление вершины трещины с ее раскрытием путем скольжения, и эта часть поверхности представляет собой профиль усталостной бороздки. На нисходящей ветви нагружения та часть поверхности, что была образована за счет сдвиговой деформации, полностью "захлопывается". В последующем цикле она будет раскрыта и будет соответствовать профилю усталостной бороздки.

Процесс туннелирования трещин. Из-за структурной неоднородности металлических материалов в локальных микрообъемах (различия в свойствах фаз, размере и ориентированности зерен, диффузии элементов, различной технологической наследственности и др.) наблюдается различная степень повреждаемости этих локальных объемов при циклическом нагружении. В связи с чем в зонах фронта трещины, где был реализован максимально возможный уровень поглощенной энергии, после исчерпания пластической деформации наблюдалось продвижение трещины в локальном объеме. В других же зонах фронта трещины отмечается запаздывание разрушения, что создает предпосылки для реализации процесса туннелирования усталостных трещин. Этот процесс заключается в первоначальном распространении трещины по наиболее подготовленным микрообъемам (мезотуннелям) с последующим разрушением (с запаздыванием по времени) перемычек между туннелями.

При мезотуннелировании характерно чередование затрат энергии на образование самих мезотуннелей и на разрушение перемычек между ними. При низком уровне напряжений расстояние между мезотуннелями велико, что

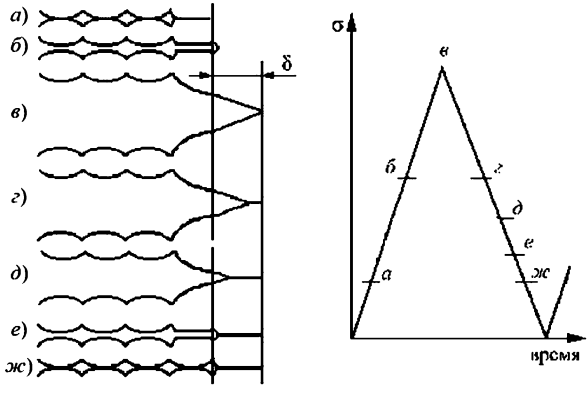


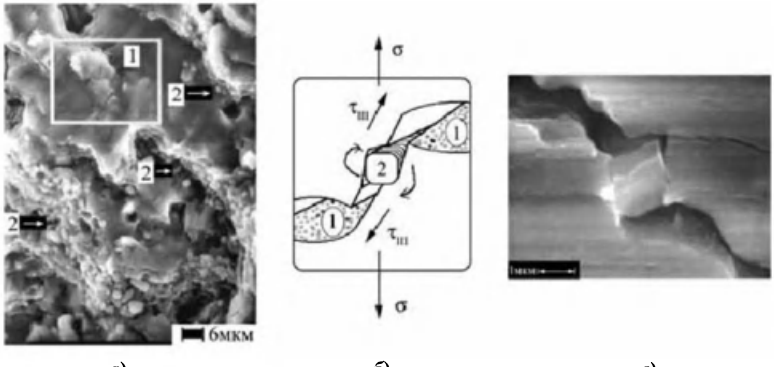
Рис. 8.5.17. Схема формирования профиля усталостных бороздок по Бичлеру и Пипану последовательно на восходящей (*а – в*) и нисходящей (*г – ж*) ветвях цикла нагружения; δ – шаг усталостных бороздок

приводит при продвижении трещины к разрушению перемычек по механизму поперечного сдвига K_{III} (см. рис. 8.5.19, *б*). Разрушение перемычек сдвигом является предпочтительным на микроскопическом уровне роста трещины в том случае, когда при разрушении материала внутри мезотуннеля и при формировании зоны пластической деформации перед вершинами туннелей доминируют процессы скольжения. Наряду с доминирующим механизмом разрушения (скольжением) на этой стадии имеют место и ротационные процессы (в ограниченном объеме), которые обеспечивают завершение процесса "отсоединения" поверхностей, по которым это скольжение было реализовано.

По мере увеличения длины трещины и возрастания коэффициента интенсивности напряжений происходит уменьшение числа мезотуннелей и упорядоченное чередование процессов разрушения материала в мезотуннелях и в перемычках между ними.

Переход на вторую стадию разрушения (мезоуровень) сопровождается формированием усталостных бороздок. Разрушение перемычек при этом может происходить путем сдвига и с помощью ротаций объемов материала. На начальной стадии формирования усталостных бороздок ротации в перемычках маловероятны, поскольку масштабный уровень для реализации этого процесса является еще недостаточным, чтобы возможно было формирование сферических частиц. По мере увеличения длины трещины, возрастания коэффициента интенсивности напряжений и повышения скорости роста трещины возникает ситуация, когда формирование сферических частиц становится возможным (рис. 8.5.18). Возникновение крутящих моментов приводит к тому, что первоначально по границам объемов, испытывающих ротации, формируется свободная поверхность в виде цепочки цилиндров. Вновь сформированные частицы не имеют интенсивной обкатки, поэтому сохраняют свой размер, близкий к первоначально образованной цилиндрической частице (характерный размер $\approx 2 \cdot 10^{-6}$ м). В дальнейшем они подвергаются обкатке при контакте берегов трещины, что приводит к созданию эллипсовидных или сферических частиц (см. рис. 8.5.18).

Этот переход происходит на мезоуровне – на границе подуровней I и II (рис. 8.5.19). Рассматриваемые подуровни разграничены масштабом около 0,2 мкм. Это размер фрагментированной структуры, при достижении которого дальнейшая деформация происходит в результате нарастания разориентировок при сохранении среднестатистического размера фрагмента ячеистой и/или полосовой дислокационной структуры. Помимо этого возрастает множественное скольжение, что обусловливает формирование перед вершиной мезотуннеля не одной, а нескольких дислокационных трещин, а также интенсификацию процесса ветвления трещины. Это в свою очередь приводит к нарушению принципа однозначного соответствия, и усталостные бороздки становятся "составными" (см. рис. 8.5.13, переход от стадии II*б* к III). Происходит также нарастание процесса статического проскальзывания трещины.



а) *б*) *в*)

Рис. 8.5.18. Цилиндрические и сферические частицы (*а*) в изломе образца алюминиевого сплава АК6, расположенные на перемычках (*2*) между площадками (*1*), сформированными при мезотуннелировании трещины; схема образования этих частиц (*б*) и вид сформованной частицы до ее обкатки с поверхности образца из сплава Д16Т (*в*)

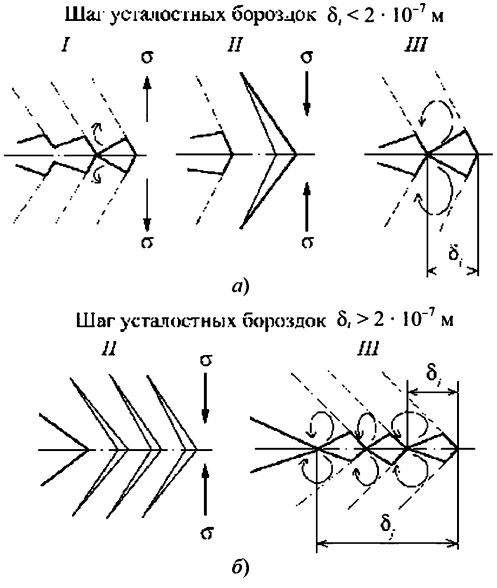


Рис. 8.5.19. Последовательность процессов у вершины усталостной трещины, связанная с ротациями объемов материала в момент формирования профиля усталостных бороздок (*а*) на этапе квазиупругого и (*б*) упругопластического разрушения

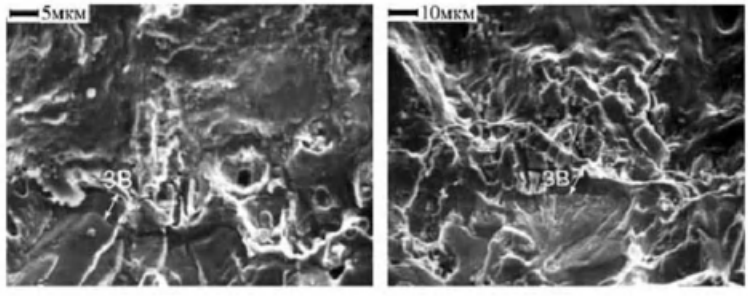
Вдоль фронта трещины в силу неоднородности свойств материала и развитого процесса мезотуннелирования возникают локальные зоны перенапряжений, в которых происходит интенсивное нагружение материала перед вершиной мезотуннеля по отношению к предыдущим циклам нагружения. Результатом этого является возможность пластического затупления вершины трещины или ее локального проскальзывания. Особенно это касается зон повышенной концентрации напряжений вокруг включений. В случае затупления вершины трещины ситуация аналогична рассмотренной выше с перенапряжением материала в каждом последующем цикле нагружения от внешнего воздействия. В случае локального статического проскальзывания ямки в виде пор зарождаются от включений на восходящей ветви нагрузки перед вершиной трещины, и перемещение вершины трещины связано с разрушением перемычки между порами и вершиной мезотуннеля.

Все перечисленные процессы сопровождаются формированием скосов от пластической деформации, в результате чего при последующем нагружении возникает контактное взаимодействие по формируемым поверхностям, что приводит к торможению процесса разрушения материала у поверхности и к доминированию распространения трещины в срединной части образца или элемента конструкции. В свою очередь это приводит к эффекту макротуннелирования фронта трещины. В мезотуннелях ситуация почти аналогична, поэтому усталостные бороздки имеют выпуклость в сторону магистрального (или локального) направления перемещения фронта трещины.

В момент перехода через значение $K_{2\text{-}3}$, которое обусловливает переход к стадии III развития трещины (масштабному макроскопическому уровню деформации и разрушения материала), начинается нестабильное подрастание фронта трещины.

Влияние нестационарного нагружения на строение изломов и механизм разрушения. Нерегулярное нагружение элементов конструкций в эксплуатации приводит к замедлению или ускорению роста трещины на отдельных участках ее развития, что сопровождается изменением строения изломов и формированием переходов от одного вида рельефа излома к другому.

После перегрузки в процессе испытания образцов нарушается монотонность формирования скосов от пластической деформации. Высота и ширина скосов постепенно уменьшаются, а после подроста трещины на некоторое расстояние параметры скосов снова возрастают. При этом в срединной части излома, которая не меняет своей ориентировки после перегрузки, наблюдается формирование зоны статического проскальзывания с ямочным рельефом или зоны более сглаженного рельефа при резком снижении скорости роста трещины после перегрузки (рис. 8.5.20). Такая ситуация характерна для сквозных трещин при одноосном и двухосном растяжении и при растяжении-сжатии. При превышении вязкости разрушения материала в момент перегрузки происходит статическое проскальзывание трещины после пластического затупления ее вершины, что выражено в формировании зоны вытягивания в виде уступа с последующим более сглаженным рельефом излома. Сразу же за зоной статического проскальзывания может наблюдаться зона выраженного контактного взаимодействия берегов усталостной трещины, в частности, для алюминиевых сплавов она бывает черного цвета. На возникновение контактного взаимодействия и,



а) *б*)

Рис. 8.5.20. Фрактограммы изломов крестообразных образцов из стали Д16Т в зоне однократной одноосной (*а*) и двухосной (*б*) перегрузки в условиях растяжения–сжатия при разных параметрах цикла нагружения и уровне перегрузки при $\sigma_1 = 100$ МПа, $R = 0{,}3$:
а – $Q_0 = 2{,}5$; $\lambda_\sigma = 0$ и *б* – $Q_0 = 2{,}1$; $\lambda_\sigma = -1{,}0$

следовательно, на появление на изломе участков черного цвета с продуктами контакта в виде плснок и/или мелкодисперсного порошка (см. рис. 8.5.20) оказывают влияние величина коэффициента асимметрии цикла и соотношение главных напряжений при двухосном растяжении. Под действием высокого уровня сжимающих остаточных напряжений после перегрузки происходит контактирование берегов усталостной трещины и их взаимное перемещение по локальным площадкам. По мере возрастания соотношения главных напряжений происходит уменьшение зоны статического проскальзывания трещины, что связано с возрастанием значения вязкости разрушения материала.

При стационарном режиме нагружения сталей возможен процесс контактного взаимодействия берегов трещины и формирование продуктов фреттинга вплоть до остановки трещины. Это типичная ситуация в области скоростей роста трещины менее 10^{-8} м/цикл при преимущественно сдвиговом механизме процесса.

Зависимости длины трещины от числа циклов нагружения подобны при всех сочетаниях параметров цикла нагружения и идентичны таковым при одноосной перегрузке. После перегрузки трещина переориентируется, и ее движение происходит в направлении к плоскости излома, расположенной в срединной части образца. После перегрузки в материале возникают остаточные напряжения вдоль всего фронта трещины. Одна из компонент этих напряжений действует в поперечном направлении по отношению к плоскости образца и ориентирована вдоль фронта трещины. Она обеспечивает нагружение материала в этом направлении по типу K_{III}. После перегрузки величина этой компоненты возрастает в результате локальной пластической деформации в перемычках между мезотуннелями, в том числе и на макроуровне – в пределах скосов от пластической деформации (рис. 8.5.21). При отсутствии вертикального перемещения (раскрытия) может быть реализовано только разрушение материала у поверхности под действием компоненты K_{III}. Величина скоса после перегрузки уменьшается в направлении роста

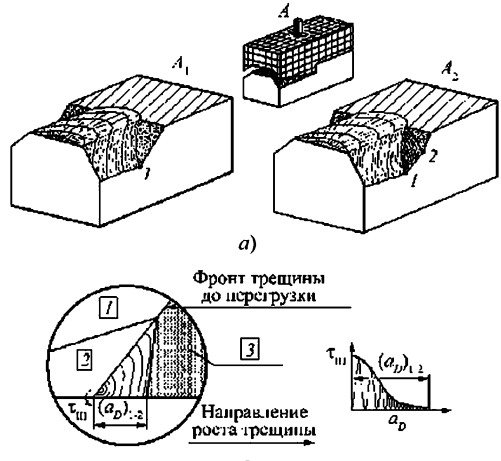


Рис. 8.5.21. Схема (*а*) топографии рельефа излома (A_1) к моменту перегрузки и (A_2) после нее и (*б*) схема возникновения схватывания по скосам от пластической деформации после перегрузки на участке $(a_D)_{1-2}$, приводящего к частичной или полной остановке роста трещины:
1 – зона усталостного разрушения;
2 – скос от пластической деформации;
3 – зона неразрушенного материала

трещины. В рассматриваемой плоскости фронт трещины нагружен сжимающими напряжениями, и разрушение материала в пределах скосов происходит с замедлением. Влияние сдвиговой компоненты уменьшается в связи с разрушением материала и продвижением трещины, а влияние закрытия трещины от компоненты K_I нарастает. Чем ближе расположение плоскости трещины к перпендикулярному по отношению к оси сжимающего напряжения, тем значительнее оно влияет на снижение темпов роста трещины. Амплитуда взаимного перемещения поверхности скосов от пластической деформации постепенно уменьшается и возникает явление схватывания. После прекращения взаимного перемещения наблюдается остановка трещины.

В срединной части образца трещина не развивается и останавливается сразу же после перегрузки. Возникновение схватывания по скосам от пластической деформации приводит к тому, что новое продвижение трещины у поверхности образца в пределах скосов от пластической деформации реализуется только после того, как в срединной части образца произойдет некоторое продвижение трещины. Схватывание, возникшее при низкоамплитудных вибрациях, не устраняется без дополнительного усилия. Оно возникает в результате страгивания трещины в срединных слоях. У поверхности создается требуемый уровень перенапряжения материала, при котором становится возможным преодоление напряжения схватывания по поверхности скосов от пластической деформации.

Интенсивность задержки трещины и длительность периода ее остановки перед последующим стабильным разрушением после перегрузки обусловлены интенсивностью схватывания по поверхности скосов от пластической деформации. Это позволяет проводить расчет величины участка медленного подрастания трещины в пределах уменьшения параметров скосов и тем самым повысить точность определения длительности задержки трещины. Расчет пригоден для широкого диапазона соотношений главных напряжений, а одноосные перегрузки являются лишь частным случаем этой задачи при сохранении подобия механизмов разрушения на всех этапах стабильного роста трещины.

8.5.4. ЗОНА НЕСТАБИЛЬНОГО РОСТА ТРЕЩИНЫ

Стабильное развитие усталостной трещины реализуется до тех пор, пока скачок трещины в цикле нагружения ограничен размером зоны пластической деформации. Переход к нестабильному росту трещины происходит тогда, когда величина скачка трещины в цикле нагружения превышает размеры зоны пластической деформации, формирующейся перед вершиной трещины.

Нестабильный рост усталостной трещины обусловлен все большим участием механизма статического проскальзывания в процессе разрушения. Число участков статического проскальзывания вдоль фронта трещины увеличивается, а число участков с сохранением механизма стабильного развития разрушения резко убывает. Интенсивность повышения скорости роста трещины с увеличением ее длины зависит от условий нагружения и от уровня пластичности материала, которые влияют на увеличение относительной доли участков статического проскальзывания трещины при дальнейшем нагружении.

При стационарном режиме внешнего воздействия соотношение между зонами стабильного и нестабильного роста трещины зависит от уровня номинального напряжения. Чем выше уровень напряжений, тем продолжительнее стадия нестабильного роста трещины по отношению к другим стадиям процесса разрушения. В этом случае по соотношению зон стабильного и нестабильного роста трещины в изломе может быть дана оценка уровня напряжений, действовавших в образце или детали. В реальных условиях эксплуатации режим нагружения детали, как правило, является нестационарным, поэтому только по размеру зоны нестабильного роста трещины или по соотношению длин зон стабильного и нестабильного роста трещины нельзя судить о нагруженности детали.

Для конструкционных материалов с низкой и средней прочностью, в которых стабильный рост трещины сопровождается формированием в изломе усталостных бороздок, переход к нестабильному разрушению характеризуется чередованием зон с элементами статического проскальзывания и блоками усталостных бороздок. На этом этапе роста трещины шаг усталостных бороздок существенно отста-

ет от средней величины скорости роста трещины, фиксируемой по боковой поверхности образца. Такое несоответствие определяется возрастающей ролью в развитии разрушения механизма статического проскальзывания.

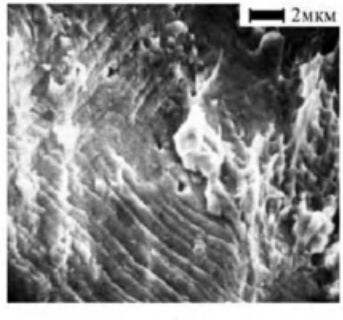
Рельеф зон статического проскальзывания может характеризоваться различными параметрами. В области температур выше критической температуры хрупкости, когда разрушение происходит вязко, статическое проскальзывание приводит к формированию ямочного рельефа. В области температур ниже критической температуры хрупкости происходит формирование фасеток скола. При этом усталостные бороздки не могут быть сформированы, поскольку для их формирования должна быть реализована пластическая деформация.

Для высокопрочных сталей переход к нестабильному развитию трещин сопровождается чередованием межзеренного проскальзывания и приграничного разрушения с формированием ямочного рельефа. Это ситуация смешанного вязко-хрупкого разрушения, когда работа пластической деформации реализована не в полной мере, и имеются участки хрупкого разрушения материала. Вязкое нестабильное развитие разрушения полностью реализуется в приграничных зонах с формированием ямочного рельефа даже в такой высокопрочной стали, как ШХ15.

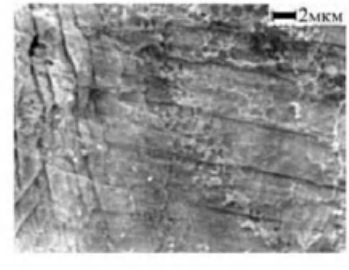
В двухфазных сталях с мартенситоферритной структурой происходит чередование механизмов хрупкого скола в мартенсите и вязкого внутризеренного разрушения, с формированием ямочного рельефа – в феррите. Вязкое разрушение ферритной фазы способствует локальной задержке роста трещины, поэтому доля зоны нестабильного разрушения возрастает по отношению к остальным зонам поверхности разрушения двухфазных сталей.

Уменьшение частоты нагружения приводит к возрастанию протяженности зоны нестабильного роста трещины. Это обусловлено возможностью релаксирования энергии при подрастании трещины за счет более полного совершения работы пластической деформации. Такую же роль играет и температура. С ее повышением длина участка нестабильного роста трещины увеличивается при прочих равных условиях. Сочетание низкой скорости деформации и высокой температуры приводит к активизации процессов внутризеренного скольжения. В результате этого может происходить преимущественный рост трещины путем квазискола. Такая ситуация характерна, например, для развития нестабильного разрушения в жаропрочных сплавах на никелевой основе. Участок нестабильного роста трещины имеет развитый, шероховатый рельеф, который в микрообъеме представляет собой пересекающиеся фасетки, образованные ростом трещины по пересекающимся плоскостям скольжения внутри зерна (рис. 8.5.22).

При испытании образцов из ($\alpha + \beta$)-титановых сплавов с пластинчатой структурой в области низких частот нагружения нестабильное разрушение может происходить по межфазным границам при трапецеидальной форме цикла. Морфология рельефа излома этих сплавов на этапе нестабильного разрушения состоит из участков внутризеренного вязкого разрушения с ямками и участков фасеточного



а)



б)

Рис. 8.5.22. Микрорельеф излома с пересекающимися системами внутризеренного скольжения (*а*) на начальном этапе роста трещины при монотонном растяжении образца из жаропрочного сплава ЭИ 698 при его нагреве на 650 °С и (*б*) на этапе нестабильного роста усталостной трещины в диске турбины двигателя из того же сплава; разрушение в процессе эксплуатации

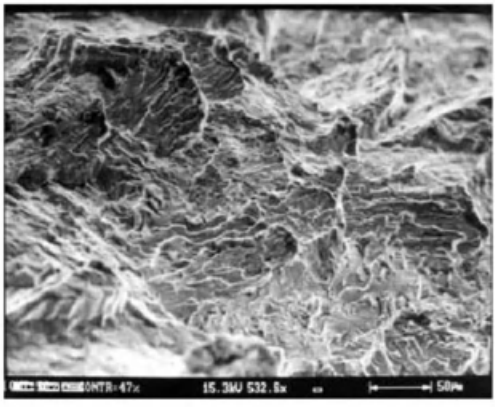


Рис. 8.5.23. Сочетание элементов рельефа в виде пластинчатой структуры и едва выраженных ямок в изломе диска компрессора из титанового сплава ВТ3-1 на начальном этапе нестабильного роста усталостной трещины

рельефа, отражающего пластинчатую или глобулярную структуру материала (рис. 8.5.23). В монофазных титановых сплавах формируются фасетки внутризеренного квазискола.

Развитие усталостных трещин в элементах конструкций в условиях эксплуатации может происходить не только в направлении увеличения коэффициента интенсивности напряжений, но и его уменьшения. Например, в дисках компрессоров газотурбинных двигателей трещина распространяется из зоны наибольших напряжений в районе шлиц в ступичной части по направлению к ободной части диска. Перемещение в шлицевом соединении ограничено. Поэтому в направлении распространения трещины происходит уменьшение коэффициента интенсивности напряжений или он почти не меняется по мере продвижения трещины. В результате длина зоны нестабильного развития трещины может достигать нескольких десятков миллиметров, что составляет более 50 % всей длины зоны усталостного разрушения дисков.

Этап нестабильного роста усталостной трещины может быть использован для описания кинетики усталостного разрушения с точки зрения оценки нагруженности образца или детали только при стационарном режиме нагружения. Применительно к условиям эксплуатации следует учитывать условия нерегулярного нагружения и свойства материала, что в совокупности влияет на механизм нестабильного разрушения и определяет протяженность зоны нестабильного роста трещины.

8.5.5. СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ ПРИ КОРРОЗИОННОЙ УСТАЛОСТИ

На процесс формирования строения изломов оказывает влияние большое количество факторов: условия механического нагружения и напряженно-деформированное состояние; состав и параметры коррозионной среды; структура и свойства материала. В результате взаимодействия системы "металл–среда" и механического фактора нагружения можно получить различные изменения скорости роста усталостных трещин по сравнению с испытаниями на воздухе и, соответственно, обусловливающие их отличия в строении изломов. Разделить элементы рельефа излома, характеризующие роль каждого из указанных факторов, не представляется возможным. Каждый из них вносит интегрально свой вклад в механизм разрушения.

Для одного и того же материала доминирующий фактор может изменяться в зависимости от других факторов. При высоком уровне ΔK преобладающее влияние оказывает механический фактор, при низком уровне ΔK превалирующее влияние оказывает коррозионная среда, проявляющаяся и как временной фактор, степень влияния которого зависит от продолжительности контакта с раскрытой вершиной трещины. Среди механических факторов помимо уровня действующих напряжений большую роль играют коэффициент асимметрии цикла, частота нагружения, форма цикла (синусоидальная, треугольная, трапецеидальная, пилообразная с медленным подъемом и быстрым спадом нагрузки и, наоборот, с быстрым подъемом и медленным спадом).

Химический состав среды (в том числе содержание ионов водорода, хлора, присутствие кислорода, сероводорода и др.) оказывает одно из наиболее значимых влияний на скорость роста усталостных трещин в широком диапазоне изменения частоты нагружения и коэффициента асимметрии цикла, что определяет интенсивность взаимодействия и тип реакций в системе "металл–среда". Воздействие коррозионно-активной среды на кинетику усталостных трещин соответствует в полной мере *синергетической* ситуации, в которой именно взаимное влияние среды и параметров цикла нагружения на поведение материала в вершине трещины определяет эффект в реализации того или иного механизма ее продвижения.

В обзорах по механизмам распространения коррозионно-усталостных трещин в малоуглеродистых сталях, сталях аустенитного и мартенситного классов показано, что могут иметь место следующие процессы в области вершины трещины:

– локальное анодное растворение металла, при котором продвижение трещины происходит из-за локального электрохимического растворения металла в вершине трещины, являющейся анодом, по отношению к берегам трещины и гладкой поверхности, являющимися катодом;

– взаимодействие металла с ионами водорода, приводящее к наводораживанию, ослаблению межатомных связей и, соответственно, к водородной хрупкости, а также к хрупким разрушениям формирусмых гидридов, к снижению возможности реализации пластической деформации, что приводит к локальной декогезии по границам охрупченных зон;

– адсорбционное снижение прочностных свойств за счет адсорбции поверхностно-активных веществ высоконапряженным металлом в зоне перед вершиной трещины, приводящее к снижению поверхностной энергии и облегченному протеканию процесса разрушения;

– движение генерирусмых вакансий у вершины трещины, приводящее к упрочнению материала и, в результате этого, к хрупкому раскалыванию;

– формирование оксидов в вершине трещины, сопровождающееся механическими эффектами.

По мере роста трещины или в связи с изменением параметров цикла нагружения могут меняться виды реализуемого рельефа излома в связи с изменением доминирующего механизма роста трещины.

Каждый фактор играет не всегда однозначную роль в кинетике трещин и формировании определенной морфологии рельефа. Это может быть обусловлено и эффектом закрытия трещины, который на разных этапах развития трещины в большей или в меньшей мере активизирует коррозионно-усталостное разрушение материала. Эффект закрытия усталостной трещины обусловлен многими причинами. Проявление его заключается в том, что открытие трещины происходит не сразу после начала приложения напряжений растяжения, а после того как значение ΔK превысит величину ΔK_{op}, при достижении которой начинается перемещение берегов трещины.

То, что в течение определенного времени трещина остается закрытой, снижает интенсивность воздействия окружающей среды из-за отсутствия ее доступа к вершине трещины, однако в узком щелевом пространстве между берегами трещины меняется кислотность среды (показатель pH уменьшается), что увеличивает агрессивное действие коррозионной среды.

Влияние коррозионной среды проявляется по-разному для сталей и сплавов в зависимости от их химического состава и микроструктуры.

В сталях мартенситного класса при различных условиях воздействия коррозионно-активной среды увеличение размаха коэффициента интенсивности напряжений приводит к возрастанию доли излома, образованного в результате межзеренного скола. Снижение частоты нагружения способствует проявлению механизма межзеренного разрушения при более низких значениях коэффициента интенсивности напряжений. Водная среда активизирует процесс роста трещин в высокопрочных сталях по границам исходных аустенитных зерен.

В алюминиевых сплавах, как и в низкопрочных сталях, при испытаниях на воздухе реализуется процесс формирования в изломе усталостных бороздок. Переход к агрессивной среде (например к 3%-ному раствору NaCl в воде), приводит к появлению в изломе продуктов окисления в виде плен. Они наиболее плотно закрывают поверхность излома в области низких скоростей роста трещины на первой стадии ее распространения (см. подраздел 8.5.1). При последующем росте трещины ситуация формирования поверхности разрушения развивается неоднозначно для сплавов на различной основе. Для алюминиевых сплавов процесс формирования усталостных бороздок сохраняется (рис. 8.5.24). При этом минимальная величина шага усталостных бороздок, начиная с которого процесс их формирования реализуется, возрастает в несколько раз по сравнению со скоростью роста трещин на воздухе.

Для низкоуглеродистой стали переход к агрессивной среде не меняет внутризеренного характера роста трещин. Работа пластической деформации, реализуемая у кончика трещины в цикле нагружения, снижается, в результате охрупчивания материала геометрия усталостных бороздок трансформируется, и они приобретают более резкие грани и меньшую высоту, то есть происходит формирование хрупких

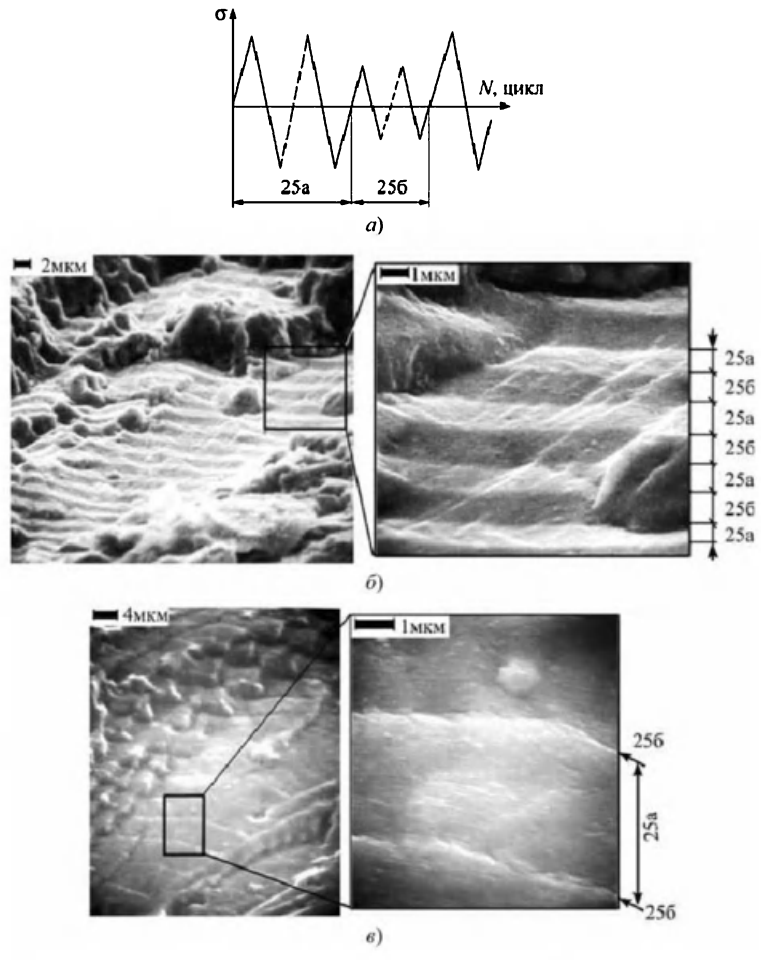


Рис. 8.5.24. Схема (*а*) нагружения образцов при двух уровнях чередующихся циклических нагрузок через 25 циклов в среде 3%-ного раствора NaCl в воде, (*б*) усталостные мезолинии в изломе образца из сплава АВТ и (*в*) усталостные бороздки в изломе образца из сплава Д1Т

усталостных бороздок. Появляются дополнительные элементы вязкого разрушения материала в виде ямок, перемежающиеся с зонами хрупких усталостных бороздок.

Снижение частоты приложения нагрузки даже при комнатной температуре и стандартной влажности 70…80 % сопровождается возрастанием длительности нахождения вершины трещины в раскрытом состоянии. Следствием этого является более продолжительное воздействие окружающей среды в вершине трещины, где выделяется большое количество тепла в зоне пластической деформации. Локальный нагрев вызывает диссоциацию паров воды обычной воздушной среды, что сопровождается выделением свободного водорода и кислорода. Оба элемента проникают в материал, вызывая его охрупчивание и формируя оксиды. В зависимости от сродства материала с выделяющимися в результате диссоциации паров воды элементами (ионами) могут быть сформированы многообразные продукты взаимодействия, а также разное количество элементов (ионов) может проникнуть внутрь самого материала и уже там образовать продукты взаимодействия или остаться в виде молекул, например, на границах раздела зерен, субзерен или фаз. Поэтому при воздействии окружающей среды на рост трещины может быть реализован процесс внутризеренного разрушения, межзеренного и смешанного разрушения по телу и по границам зерен. По мере

снижения частоты нагружения, например с 5,5 до 0,5 Гц, может происходить переход от внутризеренного квазискола к межзеренному разрушению.

Построенные карты областей неизменного вида разрушения указывают на существование для исследованных сталей при определенных условиях нагружения предельной частоты нагружения 0,05 Гц, ниже которой во всем диапазоне коэффициента интенсивности напряжений происходит межзеренное разрушение материала (рис. 8.5.25). Выше этой частоты имеет место сочетание внутри- и межзеренного разрушения. Аналогичное влияние оказывает и коэффициент асимметрии цикла R. При $R \geq 0{,}83$ имеет место только межзеренное разрушение. Ниже этого коэффициента асимметрии цикла развитие трещины в коррозионной среде происходит смешанно с доминированием внутризеренного и межзеренного разрушений.

Снижение частоты приложения нагрузки усиливает влияние среды и вызывает переход к развитию усталостной трещины по границам зерен. Активизируется ветвление трещин, выраженное множественным растрескиванием поверхности излома на фоне камневидного рельефа при межзеренном росте трещин.

Этот эффект имеет место до достижения определенной (минимальной) частоты нагружения. Последующее снижение частоты приводит к нарастанию такого слоя продуктов окисления, который препятствует последующему проникновению среды к вершине трещины, и тем самым может даже сохраняться механизм роста трещины, характерный для развития разрушения материала на воздухе. Такая ситуация возможна на первой стадии роста трещин с низкой скоростью.

В области низких скоростей роста трещины реализуется интенсивный процесс образования окислов у вершины трещины, и применительно к сталям возникают условия автокаталитического процесса их образования даже в испытаниях на воздухе. Данный эффект связан с малым раскрытием трещины и значительным выделением тепла у кончика трещины в результате интенсивной пластической деформации. Трещина распространяется внутризеренно, и рельеф излома имеет признаки морфологии рельефа в виде строчечности или псевдоборозд с участками большей или меньшей площади между ними, которые покрыты пленками оксидов. Интенсивность образования этих пленок столь велика, что при постоянной величине коэффициента интенсивности напряжений в цикле нагружения в направлении роста трещины происходит ее затухание. Трещина останавливается в результате того, что из-за эффекта закрытия берегов трещины возникает контактное взаимодействие ответных частей излома за вершиной трещины (по уже сформированной поверхности излома), частичное разрушение оксидной пленки и ее новое нарастание. Такой процесс "автокаталитического" образования оксидов повторяется многократно с образованием толстого слоя оксидов. Они препятствуют раскрытию вершины трещины, что приводит к ее остановке.

Применительно *к титановым сплавам* формирование поверхности разрушения в агрессивной среде происходит по границам раздела фаз или по приграничным зонам, а в монофазных материалах может быть реализовано по плоскостям скольжения. Определяющая роль в механизме разрушения при коррозионной усталости отводится водороду. Перед

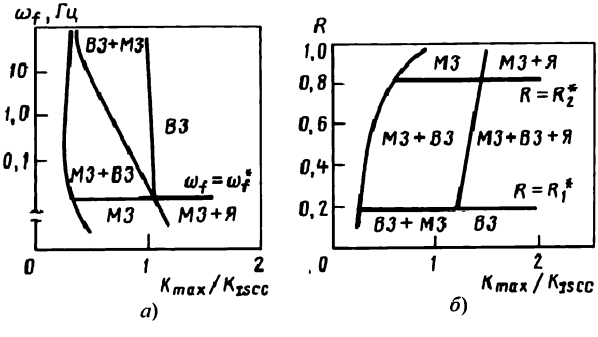


Рис. 8.5.25. Карты областей формирования внутризеренного (ВЗ) и межзеренного (МЗ) рельефа излома при коррозионной усталости (*а*) в зависимости от частоты нагружения и (*б*) коэффициента асимметрии цикла

вершиной трещины образуются гидриды по границам раздела и это способствует межфазному или межзеренному разрушению. В изломе выявляют два вида элементов рельефа: фасеточный, свидетельствующий о росте трещины по границам раздела, и скольный внутризеренный, соответствующий росту трещин по плоскостям скольжения. Эти элементы могут чередоваться в процессе развития разрушения. Возрастание процентного содержания водорода в окружающей среде снижает пластичность, способствует охрупчиванию границ зерен, увеличивает локальную концентрацию напряжений и может даже приводить к перераспределению легирующих элементов. В результате этого в зонах металла у кончика трещины, где преобладает каждый из перечисленных механизмов разрушения, формируются элементы рельефа типа квазискола, межзеренного проскальзывания, внутризеренного скола или межфазового развития трещины. Преобладание одного из перечисленных механизмов разрушения в значительной мере определяется соотношением легирующих элементов. Слои оксидов при росте трещины в изломах титановых сплавов не выявляют. Даже при наличии выраженных образований соединений водорода (гидридов) имеются достаточно значительные участки излома без оксидов или гидридов, по наличию которых может быть установлен факт коррозионного влияния окружающей среды на рост трещины.

В титановых сплавах влияние окружающей среды выражено в механизмах охрупчивания материала в связи с проникновением водорода в область около вершины трещины, что в большей степени характерно для механизмов влияния окружающей среды на рост трещин в сталях. Особенно заметно влияние коррозионной среды на разрушение титановых сплавов в случае длительной выдержки материала под нагрузкой в условиях эксплуатации, что характерно, например, для дисков компрессоров двигателей гражданской авиации. Однако необходимо учитывать чувствительность структуры материала по границам пластинчатой, глобулярной или моноструктуры при испытании на длительную прочность, а уже затем давать оценку роли окружающей среды в кинетике трещин. Для структурно чувствительных к выдержке под нагрузкой титановых сплавов роль окружающей среды в кинетике трещин может оказаться значительной.

Применительно *к магниевым сплавам*, из которых изготавливают несиловые элементы авиационных конструкций, усталостные разрушения на воздухе деталей в условиях эксплуатации сопровождаются сильным окислением излома. Исследования этих сплавов на воздухе и в вакууме показали, что усталостные бороздки формируются в изломе магниевых сплавов в вакууме, тогда как на воздухе они не формируются. Этот эффект обусловлен тем, что процесс окисления материала даже на воздухе без активного воздействия на материал в вершине трещины продуктов распада в виде кислорода, водорода и др. вызывает резкое изменение механизма разрушения. Отсутствие окислительной среды позволяет реализовать процесс ротационной пластической деформации при развитии трещины, что приводит к формированию усталостных бороздок в вакууме.

При коррозионно-усталостном разрушении ведущую роль в формировании излома играют процессы межзеренного или межфазного развития разрушения, а также процесс охрупчивания сталей и сплавов, что способствует появлению фасеток хрупкого скола и квазискола, а также меняет характер усталостных бороздок, преобразуя их из вязких в хрупкие.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Иванова В.С.** Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов. – М.: Наука, 1992. – 160 с.

2. **Иванова В.С., Шанявский А.А.** Количественная фрактография. Усталостное разрушение. – Челябинск: Металлургия, 1989. – 400 с.

3. **Кунавин С.А.** Анализ точек бифуркаций процесса усталостного разрушения алюминиевых сплавов / Синергетика и усталостное разрушение металлов: сб. науч. тр. – М.: Наука, 1989. – С. 176 – 190.

4. **Кунавин С.А., Чудина О.В.** Сопротивление разрушению низкоуглеродистых сталей, легированных при лазерном нагреве последующей химико-термической обработкой // Механика разрушения материалов и конструкций: сб. тр. международной конференции. – Беласток, 2001. – С. 153 – 161.

5. **Мальков А.В., Колачев Б.А.** Синергетика разрушения металлов при водородной хрупкости // Самоорганизующиеся и фрактальные структуры: сб. науч. тр. – Уфа, 1990. – С. 15 – 34.

6. **Панин В.Е.** Основы физической мезомеханики // Физическая мезомеханика. – 1998. – Т. 1. – С. 5 – 22.

7. **Шанявский А.А., Лосев А.И.** Методы анализа эксплуатационной циклической долговечности дисков газотурбинных двигателей: обзорная информация. – М.: ЦНТИГА, 1991. – 72 с.

8. **Шанявский А.А.** Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций. Синергетика в инженерных приложениях. – Уфа, 2003. – 830 с.

9. **Atkinson J.D., Yu, J.** The role of dynamic strain-ageing in the environment assisted cracking observed in presser vessel steels // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. 20(1), 1997. – P. 1 – 12.

10. **Jakubowski M.** Fatigue crack propagation in austenitic stainless steel under low frequency loading and water conditions // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. – 1998. – Vol. 21, N. 8. – P. 937 – 946.

11. **Komotori J., Shimizu M.** // In: Engineering against fatigue / Eds. J.H. Beynon, M.W. Brown, T.C. Lindley, R.A. Smith and B. Tomkins, A.A. Balkema. – Rotterdam: Brookfield, 1999. – P. 133 – 140.

12. **McClintock F.A.** Considerations for fatigue crack growth relative to crack tip displacement // In: Engineering Against Fatigue / Eds. J.H. Beynon, M.W. Brown, T.C. Lindley, R.A. Smith and B. Tomkinsf, A.A. Balkem. – Rotterdam: Brookfield, Netherlands, 1999. – P. 227 – 242.

13. **Panasyuk V.V., Ratych, Petranuk I. Ya.** Basic diagrams of cyclic crack growth resistance of titanium alloys // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. – 1994. – Vol. 17, N l. – P. 25 – 38.

14. **Panin V.E.** Overview on mesomechanics of plastic deformation and fracture of solids // Theor. Appl. Fract. Mech. 30. – 1998. – P. 1 – 11.

15. **Romaniv O., Voldemarov A.** Corrosion fatigue growth resistance of steels: general consideration of problem // In: Proc. Sixth Intern Fatigue Congress Fatigue'96 / Eds G. Lutjering and H. Nowack. – Berlin, Germany, 1996. Vol. 1. – P. 673 – 678.

16. **Sakai T., Takeda M., Shiozawa K., Ohi Y., Nakajiama M., Nakamura T., Oguma N.** // In: Proc. Seventh Intern. Fatigue Congress Fatigue'99, 8-12 June, 1999, Beijing, P.R. Chaina, Higher Education Press, Beijing, P.R. Chaina, 1999. – Vol. 1. – P. 573 – 578.

17. **Shaniavski A.A.** Synergetical models of fatigue-surface appearance in metals: the scale levels of self-organization, the rotation effects, and density of fracture energy // PROBAMAT – 21st Century: Probabilities and Materials, Kluwer Academic Publisher, Netherlands, 1998. – P. 11 – 44.

18. **Shaniavski A.A., Orlov E.F.** Fracture surface development in an overloaded D16N Al-Alloy subjected to biaxial loading. A fractographic analysis // Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. 20. – 1997. – P. 151 – 166.

Глава 8.6

СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ СТАТИЧЕСКИХ НАГРУЗОК

Механизмы длительного статического разрушения определяются комплексным влиянием напряженно-деформированного состояния, температуры, технологии изготовления, микроструктуры и свойств материала, геометрии и формы образцов или изделий, коррозионной активности среды. Во многих случаях характеристики жаропрочности и механизмы разрушения являются определяющими при выборе материала для конструкций (например, для паропроводов, котлов, лопаток турбин и компрессоров авиационных и стационарных двигателей и др.). Статическая составляющая почти всегда присутствует при длительном циклическом нагружении. В то же время даже невысокий уровень амплитуды циклического нагружения может оказывать дополнительное повреждающее влияние на длительную статическую прочность материала.

8.6.1. ВЛИЯНИЕ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР НА СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ

При длительном воздействии статических нагрузок в условиях повышенных температур и относительно высоких напряжений разрушение происходит практически по всем механизмам, характерным для однократного разрушения и, в частности, по механизму образования ямочного рельефа. В изломах при этом часто наблюдается интенсивное вытягивание ямок перед разрывом перемычек и наличие на их стенках следов сильной пластической деформации. В сплавах с однофазной структурой или с небольшим количеством вторичных фаз разрушение может происходить и путем сдвига плоскостей с образованием ступе-

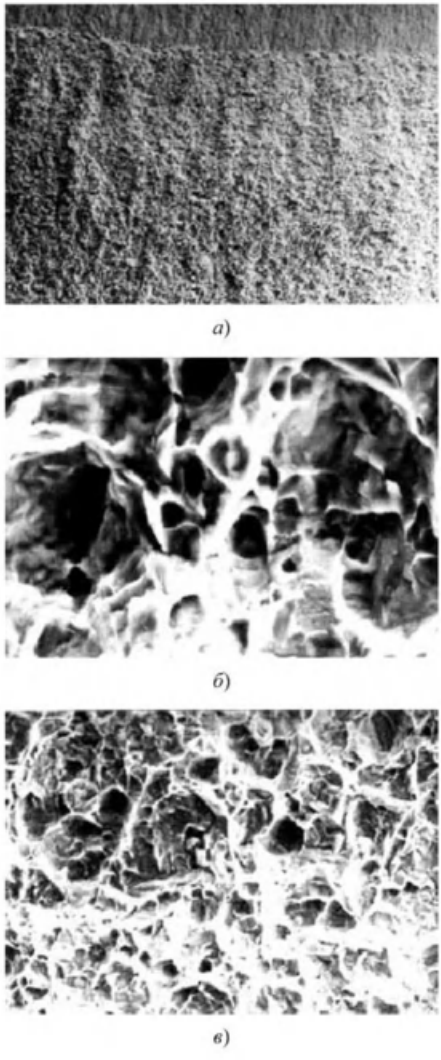


Рис. 8.6.1. Строение излома образца из титанового сплава ВТ8:
а – макростроение; *б* – микростроение зоны усталостного роста трещины; *в* – микростроение границы длительного статического и однократного разрушения (статический изгиб образца с исходной усталостной трещиной при $K = 64$ МПа·м$^{1/2}$, $dl/dt = 10^{-4}$ м/ч, $T = 450$ °С)

нек (скольжением), которые сглаживаются затем сильной пластической деформацией.

При испытании образцов с концентратором напряжений в виде надрезов и исходных усталостных трещин из титанового сплава ВТ8 на статический изгиб при температуре 450 °С и напряжении $\sigma_o^{\text{нетто}} = 220$ МПа в изломе наблюдалось несколько зон, отличающихся шероховатостью (рис. 8.6.1, *а*). При этом разрушение происходило по механизму образования, роста и слияния микропустот. На стенках ямок видны следы пластической деформации (рис. 8.6.1, *б*). Пластичность ямочного рельефа в зоне длительного разрушения несколько ниже (рис. 8.6.1, *в*), чем в доломе. При испытании на длительную прочность псевдо-α-сплава ВТ18У в изломе, наряду с ямочным рельефом, встречаются участки сглаживания или вытягивания. При более низком уровне напряжений разрушение этого сплава при той же температуре (600 °С) происходит с образованием квазисколов и участков межфазного разрушения по границам бывшего β-зерна (рис. 8.6.2, *а*, *б*).

Аналогичная картина наблюдалась при исследовании образцов из алюминиевого сплава АК4-1Т1 после штамповки [3]. При температуре 175 °С разрушение образцов с надрезом и без него полностью внутризерен-

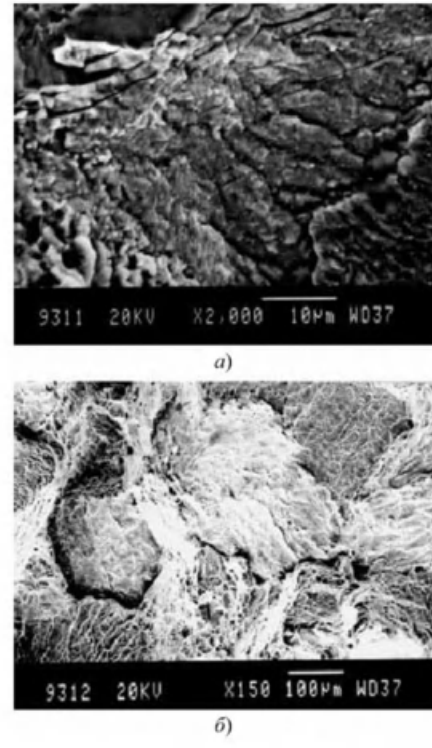


Рис. 8.6.2. Микростроение излома образца из сплава ВТ18У. Испытание на длительную прочность при σ = 350 МПа, $T = 600$ °С, $t = 166$ ч:
а – квазисколы; *б* – участок межфазного разрушения по границе бывшего β-зерна

ное (рис. 8.6.3, *а*, *б*), и происходило по механизму ямочного разрыва, а при температуре 250 °С в гладких образцах отмечается значительная доля межзеренного разрушения по механизму ямочного разрыва. При этом пластичность ямочного рельефа меньше. В образцах с надрезом доля межзеренного излома меньше, меньше и пластичность (рис. 8.6.3, *в*, *г*).

При испытании жаропрочных сталей и сплавов на никелевой основе в условиях повышенных температур и напряжений часто имеет место смешанный механизм разрушения: межзеренный с участками разделения по плоскостям скольжения и внутризеренный с участками ямочного рельефа (рис. 8.6.4, *а*, *б*).

Такой характер разрушения при повышенных температурах наблюдается в условиях, при которых не происходит существенных изменений микроструктуры и фазового состава сплавов. Механизм пластической деформации реализуется путем переползания и поперечного скольжения дислокаций на межфазных поверхностях раздела.

В процессе эксплуатации под действием нестационарных напряжений и температур возникают изменения структурного и фазового состояний сплавов, которые ухудшают их механические свойства. Например, в титановых жаропрочных сплавах происходит дораспад β-фазы с образованием мелкодисперсных фаз:

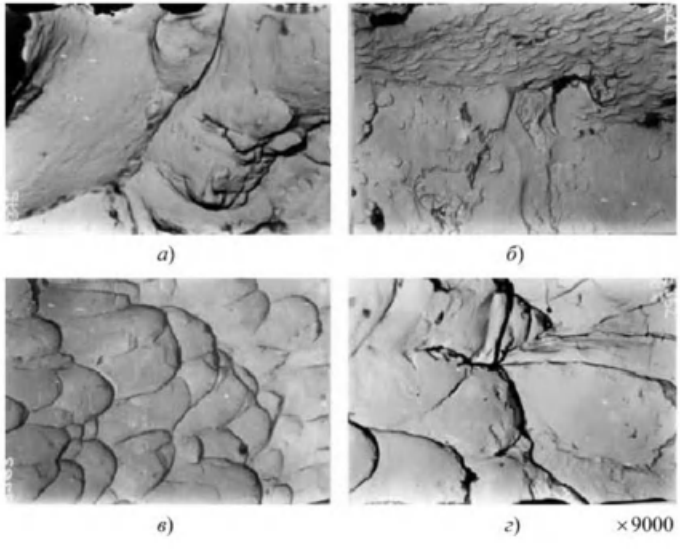


Рис. 8.6.3. Микрофрактограммы образцов из сплава АК4-1Т1 с надрезом (*а*, *г*) и без надреза (*б*, *в*), испытанных при температурах 175 °С (*а*, *в*) и 250 °С (*б*, *г*), ×9000

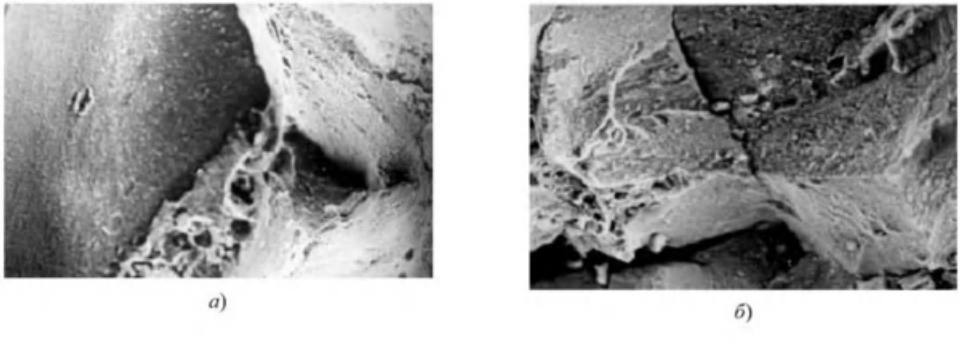


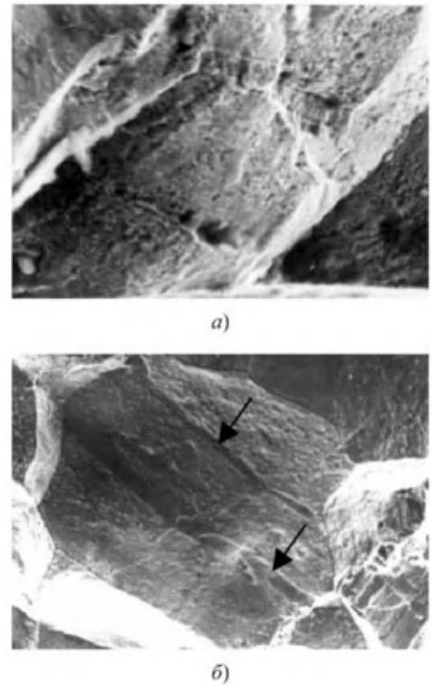
Рис. 8.6.4. Микрофрактограммы образцов из сплава ЭИ698ВД, испытанных при σ = 720 МПа, *Т* = 600 °С, *t* = 166 ч

α- и α_2- (Ti_3Al), а также интерметаллидов. В сплавах на никелевой основе в процессе длительной эксплуатации происходит укрупнение частиц упрочняющей γ′-фазы и ее вытягивание в направлении, перпендикулярном приложенной нагрузке, перераспределение легирующих элементов между γ- и γ′-фазами, частичный распад монокарбидов с образованием двойных карбидов, боридов, ТПУ и других фаз, возникновение микропористости по границам зерен.

Разрушение при высоких температурах под действием длительно приложенных нагрузок большинства сплавов на никелевой основе и жаропрочных сталей происходит по границам зерен или по субграницам. Это является основным признаком воздействия длительно приложенной нагрузки и высокой температуры. Разрушение происходит как путем скольжения (сдвига) по границе зерна, так и путем отрыва. В ряде случаев пластическая деформация может происходить путем двойникования. На вскрытой поверхности границ зерен можно видеть выходы линий скольжения или двойникования (рис. 8.6.5).

При анализе причин разрушения диска турбины из сплава ЭИ698 ВД был обнаружен в изломе лишь незначительный участок размером в два зерна с признаками малоцикловой усталости (рис. 8.6.5, *а*). Остальная часть высокотемпературного разрушения имела межзеренный характер (рис. 8.6.5, *б*). Образцы из диска, испытанные на длительную прочность, показали значения предела длительной прочности ниже требований технических условий. Исследование микроструктуры обнаружило наличие большого количества двойников и разнодисперсные выделения упрочняющей γ′-фазы, что характерно для недогрева диска при деформации.

Механизм разрушения сплавов на никелевой основе с монокристальной структурой, полученной путем направленной кристаллизации или путем монокристального литья, имеет свои особенности. Характер разрушения монокристаллов существенно зависит от кристаллографического направления оси образца и при длительных испытаниях разрушение происходит с образованием плоских фасеток, в центре которых расположена пора или частица. Форма фасеток зависит от аксиальной ориентации монокристалла. В монокристаллах с ориентацией [001] образуются фасетки квадратной формы,



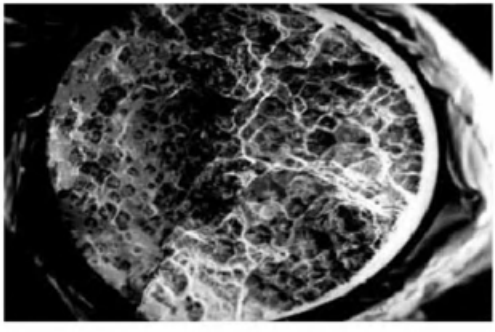
а)

б)

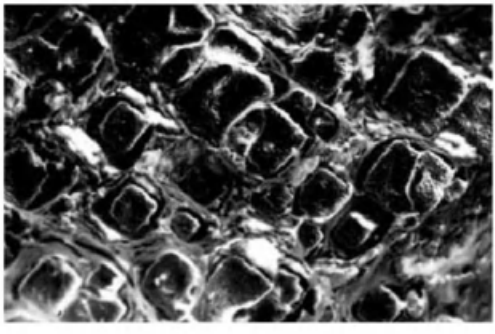
Рис. 8.6.5. Микростроение излома диска из сплава ЭИ698 в очаге разрушения (*а*) и на расстоянии 2 мм от него (*б*); разрушение при эксплуатации (стрелками показаны двойники)

часто, с закругленными углами (рис. 8.6.6, *в*). В монокристаллах с ориентацией [111] фасетки имеют треугольную форму. Соединение фасеток происходит путем ямочного отрыва или сдвига (рис. 8.6.6, *б*). Все фасетки в изломе одинаково ориентированы, разворота фасеток друг относительно друга не наблюдается. Подобная морфология фасеток обусловлена анизотропией скорости распространения микротрещин. Площадь излома, занятая фасетками – "розетками", зависит от уровня напряжений и температуры испытаний. С повышением температуры увеличивается степень окисления излома, фасетки приобретают более округлую форму (рис. 8.6.7). Свойства монокристальных жаропрочных сплавов на никелевой основе и строение их изломов наряду с другими факторами во многом определяются размером и характером дисперсии исходной пористости и пористости, образовавшейся в процессе гомогенизации и в процессе нагружения. В литейных сплавах на никелевой основе идентификация излома длительного статического разрушения затруднена из-за сложных очертаний

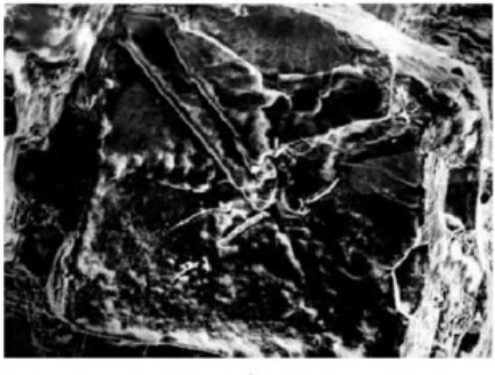
границ зерен. Макроскопически изломы этих сплавов имеют дендритное строение. Межзеренный характер разрушения литейных сплавов на никелевой основе может быть подтвержден на основе металлографического анализа шлифов, выполненных в плоскости, перпендикулярной излому.



а)



б)



в)

Рис. 8.6.6. Фасетки квадратной формы в изломе монокристаллов с ориентациями [001] и после испытания на длительную прочность

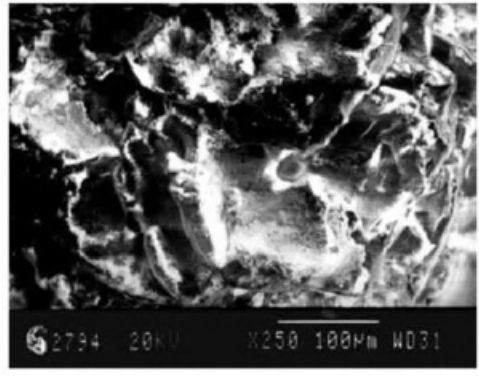


Рис. 8.6.7. Фасетки округлой формы в изломе монокристалла никелевого сплава после испытания на длительную прочность при $T = 1000$ °С, $\sigma = 350$ МПа

Особенности образования межзеренного излома в условиях длительного воздействия высоких температур и напряжений используются при оценке степени поврежденности материала лопаток, накапливаемой в процессе эксплуатации.

Характерными признаками разрушения под действием длительных статических нагрузок при повышенных и высоких температурах являются: отсутствие четко выраженного фокуса изломов, множественность возникающих в процессе нагружения трещин, их большая окисленность по сравнению с трещинами статического долома и для большинства материалов – межзеренный характер разрушения. Межзеренное разрушение встречается и при однократном нагружении и в некоторых случаях циклического нагружения (например, на титановом β-сплаве ВТ15, в сплаве на никелевой основе ЭП 975 и др.).

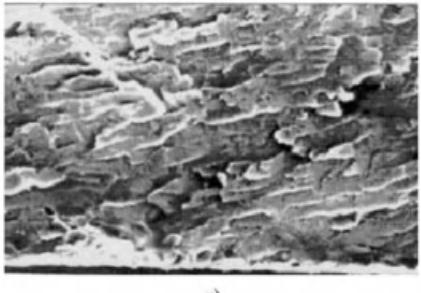
8.6.2. ВЛИЯНИЕ ЗАПАСА УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ В СИСТЕМЕ НА СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ

Склонность к замедленному (задержанному) разрушению проявляется у металлических материалов в тех случаях, когда в условиях достаточно податливой системы напряжения со временем не релаксируют и исходные макро- и микротрещины постепенно развиваются, приводя иногда к взрывообразному разрушению.

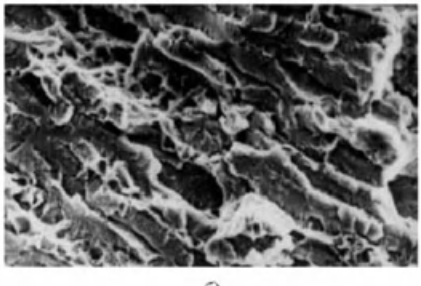
В эксплуатации довольно часто встречаются случаи преждевременного разрушения конструкций из сталей, сплавов на алюминиевой и титановой основах при их длительном

хранении в собранном состоянии, во время технологического процесса (например, при длительном разрыве между сваркой и отжигом под действием остаточных напряжений) и в местах концентраторов напряжений.

Как правило, разрушение, особенно массивных деталей, происходит под действием большого запаса упругой энергии (ЗУЭ). Например, имело место разрушение шаробаллона из титанового сплава ВТ6, которое произошло при гидравлическом испытании. Баллон разрушился на множество частей с оглушительным звуком и повреждением бокса для испытаний отлетевшими осколками. Разрушение началось в замковой части сварного соединения по основному металлу в месте наличия концентратора напряжений. Разрушение – внутризеренное, произошло путем образования квазисколов и сколов (рис. 8.6.8, *а*). При этом содержание водорода составляло 0,003 % при максимально допустимом его содержании в сплаве 0,015 %. Другие примеси также соответствовали требованиям ТУ. Такое разрушение удалось воспроизвести при испытании на консольный изгиб подвешенным грузом об-



а)



б)

Рис. 8.6.8. Микростроение изломов:
а – шаробаллона из сплава ВТ6 в начальной зоне разрушения; *б* – образца 10×20 мм с исходной усталостной трещиной, вырезанного из разрушенного шаробаллона, испытанного при $K_0 = 66$ МПа·м$^{1/2}$

разцов 10×20×60 мм с исходной усталостной трещиной (рис. 8.6.8, *б*).

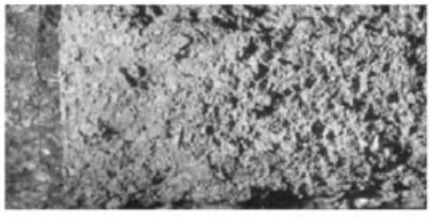
Я.М. Потак получил временную зависимость прочности стали 30ХГСА в закаленном (без отпуска) состоянии при осевом растяжении только при испытании образцов с надрезом. При испытании гладких образцов склонность к замедленному разрушению не проявилась. Склонность к замедленному разрушению стали 30ХН3А в закаленном состоянии проявляется тем резче, чем меньше жесткость способа нагружения, т.е. чем больше доля касательных напряжений. Например, при кручении замедленное разрушение более вероятно, чем при изгибе. При длительном нагружении на растяжение с перекосом 12° болтов из стали 30ХГСА в состоянии закалки 1200 °С без отпуска увеличение податливости нагружающего устройства с $0{,}1 \cdot 10^{-4}$ до $0{,}3 \cdot 10^{-4}$ мм/МПа приводит к тому, что отношение разрушающей нагрузки при кратковременном разрушении к величине нагрузки при длительном испытании увеличивается с 1,47 до 4. При этом с увеличением податливости уменьшается время до возникновения трещины, увеличивается скорость разрушения, уменьшается макропластичность излома, что выражается в меньшей шероховатости и некоторой притертости излома. На титановом сплаве ВТ6 было проведено исследование влияния способа нагружения (при постоянной нагрузке и при постоянном смещении) и запаса упругой энергии (ЗУЭ) при длительном статическом нагружении образцов в виде двухконсольной балки (ДКБ) толщиной 25 мм с боковыми канавками на скорость роста трещины и микростроение излома. Запас упругой энергии при испытании с постоянной нагрузкой изменяли путем подключения различного количества тарельчатого типа пружин в специальном приспособлении. Образцы испытывали с исходной усталостной трещиной. При испытании с постоянным смещением за величину K_{Isch} принимали величину коэффициента интенсивности напряжений, соответствующую остановке трещины при скорости роста $6 \cdot 10^{-5}$ м/ч; при испытании под действием постоянно приложенной нагрузки – при скорости роста трещины $1 \cdot 10^{-5}$ м/ч. Увеличение ЗУЭ в этом случае с 8,8 до 1390 Дж при нагружении в упругой области привело к увеличению K_{Isch} с 76,9 МПа·м$^{1/2}$ до 100,8 МПа·м$^{1/2}$, и увеличению времени до начала роста трещины. В процессе ее роста шероховатость изломов

изменяется. С уменьшением скорости роста трещины (при v = const, $A_{упр}$ = 8,8 Дж) вблизи остановки шероховатость увеличивается (рис. 8.6.9, *а*); с увеличением скорости роста трещины (испытание при P = const, $A_{упр}$ = = 1390 Дж) увеличиваются боковые скосы, макропластичность (рис. 8.6.9, *б*) и шероховатость излома вблизи долома.

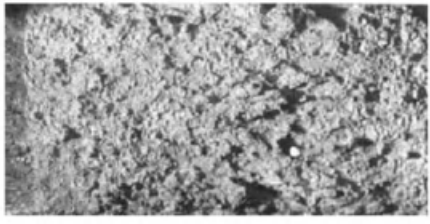
При малых скоростях роста трещины (рис. 8.6.10, *а* и 8.6.11, *а*) разрушение происходит в основном путем образования квазисколов. На фасетках квазисколов виден рисунок, напоминающий структуру сплава. Расстояние между полосками на фасетках соизмеримо с расстоянием между пластинами α-фазы. Кроме того, в изломах встречаются отдельные участки ямочного разрушения (см. рис 8.6.10, *б* и 8.6.11, *в*, *г*). С увеличением скорости роста трещины количество фасеток квазисколов уменьшается.

Запас упругой энергии (ЗУЭ) определяется податливостью системы и нагрузкой. Податливость системы представляет собой отношение упругой деформации частей машины, приспособления и образца к нагрузке. Например, для образца ($b = t$; $l = 4b$), испытываемого при изгибе сосредоточенной нагрузкой:

$$ЗУЭ = \lambda P^2 / 2 = 256 K_{Ic}^2 t^2 / Ey^2,$$

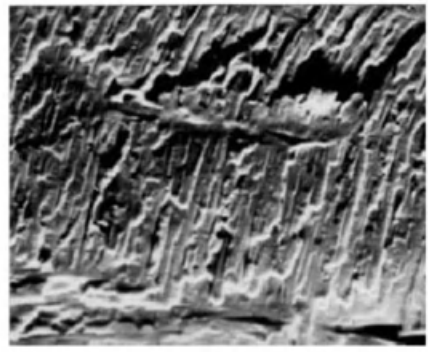


а)

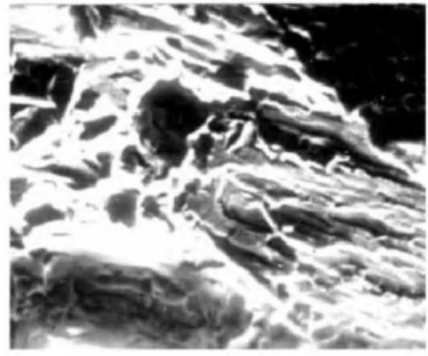


б)

Рис. 8.6.9. Макростроение изломов ДКБ-образцов из сплава ВТ6ч, испытанных при:
а – P = const, $A_{упр}$ = 1390 Дж, ×15;
б – V = const, $A_{упр}$ = 8,8 Дж, ×15



а)



б)

Рис. 8.6.10. Микростроение излома ДКБ-образца из сплава ВТ6ч после отжига при 800 °С, 1 ч, воздух, и при 750 °С, 8 ч, в вакууме при испытании с постоянным смещением v = const, $A_{упр}$ = 8,8 Дж, ×400:
а и *б* – $dl/d\tau = 4{,}2 \cdot 10^{-8}$ м/мин, K = 74,4 МПа·м$^{1/2}$;
в – $dl/d\tau = 1{,}7 \cdot 10^{-7}$ м/мин, K = 77,5 МПа·м$^{1/2}$

где t – толщина образца; K_{Ic} – критический коэффициент интенсивности напряжений; E – модуль упругости; y – коэффициент формы образца; λ – податливость системы; P – нагрузка.

При одинаковых скоростях разрушения ($1{,}0 \cdot 10^{-5}$ м/ч) в изломе образца, испытанного при v = const и $A_{упр}$ = 8,8 Дж, выявляется больше участков разрушения по механизму квазискола, чем в изломе образца, испытанного при P = const и $A_{упр}$ = 1390 Дж. В этих условиях в доломе образца (P = const и $A_{упр}$ = = 1390 Дж) преобладает разрушение путем разделения по плоскостям скольжения или вытягивания, а также по механизму образования крупных ямок со следами пластической

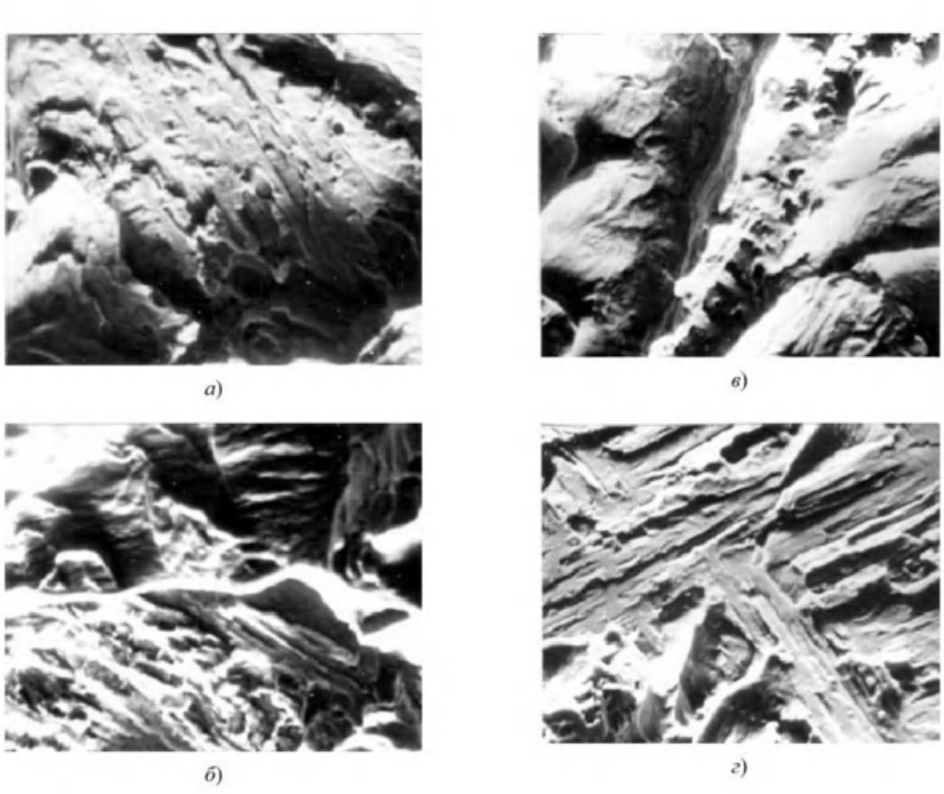


Рис. 8.6.11. Микростроение излома ДКБ-образца из сплава ВТ6ч после отжига при 800 °С, 1 ч, охлаждение на воздухе и при 750 °С, 8 ч в вакууме, ×450. Испытание при P = const (с пружинами), $A_{упр}$ = 1390 Дж:
а – $dl/d\tau = 8 \cdot 10^{-8}$ м/мин, $K = 99$ МПа·м$^{1/2}$; *б* – $dl/d\tau = 1{,}7 \cdot 10^{-7}$ м/мин, $K = 102$ МПа·м$^{1/2}$;
в и *г* – $dl/d\tau = 2{,}2 \cdot 10^{-6}$ м/мин, $K = 136$ МПа·м$^{1/2}$

деформации на их стенках. Участки разрушения по структурным составляющим – более вязкие, чем при малых скоростях разрушения. Мелкие ямки зарождаются на границах пластин α-фазы.

Характер излома при малых скоростях роста трещины объясняет исследование траектории трещины в интервале скоростей роста трещины $2{,}4 \cdot 10^{-7} \ldots 2{,}1 \cdot 10^{-7}$ м/ч (рис. 8.6.12). Вблизи вершины трещины (в зоне пластической деформации) наблюдается образование нескольких трещин, которые затем сливаются с магистральной путем дорыва перемычек с образованием ямочного рельефа в изломе. Вблизи трещин видны отдельные поры, образовавшиеся на границе пластин α-фазы (на межфазных границах). Развитие трещины в основном происходит поперек пластин α-фазы, на отдельных участках совпадая с ними; в ряде случаев трещина отклоняется от своего направления на границе колонии α-пластин.

Наибольшее влияние запас упругой энергии оказывает на скорость роста движущейся трещины. При испытании образцов из сплава ВТ6ч после отжига 800 °С, 1 ч увеличение ЗУЭ с 1185 до 2690 Дж привело к уменьшению времени до разрушения с 201 ч до 1 мин. При этом макропластичность излома увеличилась: больше зона пластической деформации в боковой канавке, большую долю излома занимают боковые скосы. Такое аномальное поведение титановых псевдо-α- и α + β-сплавов, а также ряда сплавов на алюминиевой основе и сталей, связано с уменьшением пластичности излома с понижением скорости нагружения. Испытание ДКБ образцов толщиной 25 мм из сплава ВТ6ч со структурой переходного типа на приспособлении податливостью 70 м/МПа и 10 м/МПа (при P = const) также показали существенную зависимость времени инициирования трещины, макро- и микростроения изломов от податливости системы. При одинаковом исходном значе-

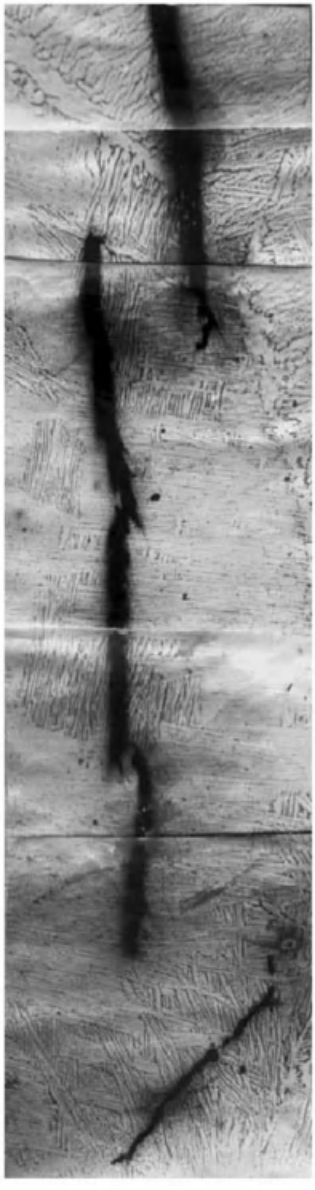


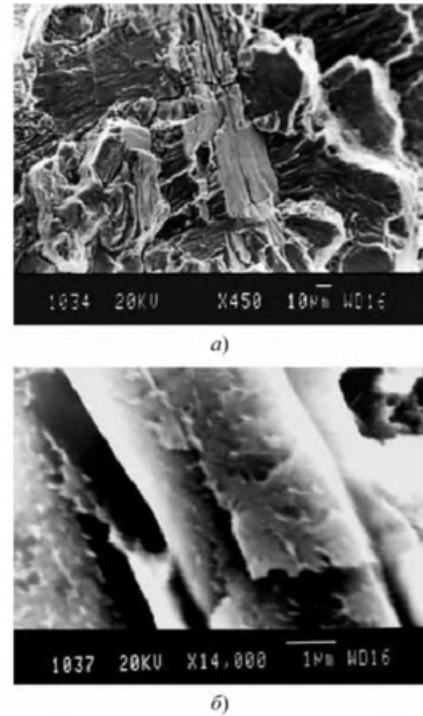
Рис. 8.6.12. Характер распространения трещины при испытании ДКБ-образца из сплава ВТ6ч после вакуумного отжига при v = const и $A_{упр}$ = 8,8 Дж, ×200

нии коэффициента интенсивности напряжений (исходное значение, оцененное в условиях плоской деформации K_{I0} = 96…99 МПа · м$^{1/2}$) при λ = 70 м/МПа время до начала роста трещины составляло 220 ч, при λ = 12 м/МПа – около 1000 ч. Скорость роста трещины в первом случае составляла $8{,}5 \cdot 10^{-6}$ м/ч, во втором – $5{,}4 \cdot 10^{-7}$ м/ч. Запас упругой энергии в первом случае составлял 1740 Дж, во втором – 287 Дж.

В изломе на начальной стадии роста трещины преобладали фасетки скола и квазискола (рис. 8.6.13, *а*, *б*). Доля излома, занятая фасетками скола и квазискола, больше в образцах, испытанных с малым ЗУЭ (95 и 85 % соответственно при K_{I0}, равном 105 МПа·м$^{1/2}$).

При малом ЗУЭ образовалось несколько мелких трещин, не получивших дальнейшего развития. Разрушение на этом этапе происходило в основном по α-фазе с образованием фасеток сколов.

В образцах с глобулярной α-фазой так же как в титановом сплаве с пластинчатого типа микроструктурой, трещина ветвится; в зоне пластической деформации образуются поры, трещины, которые затем сливаются с магистральной, часто по механизму пластичного разрушения. Разрушение проходит в большинстве случаев через глобули α-фазы, иногда совпадая с границами α- и β-фаз.



а)

б)

Рис. 8.6.13. Микростроение изломов образцов из сплава ВТ6ч со структурой переходного типа: *а* и *б* – $dl/d\tau = 2{,}2 \cdot 10^{-9}$ м/ч, K = 54,5 МПа·м$^{1/2}$

Повышение вязкости излома с увеличением ЗУЭ в системе отмечал Шимелевич И.Л. Он показал, что нулевые значения работы развития трещины при статическом изгибе стали можно получить при полностью волокнистом изломе.

Наиболее часто для оценки склонности к замедленному разрушению (ЗР) используют упругие кольца Трояно податливостью $0{,}25 \cdot 10^{-7}$ м/МПа. Испытание образцов из титановых сплавов ВТ1-0 и ОТ4-0 не позволили оценить влияние водорода на время до разрушения при длительном действии нагрузки, так как происходила релаксация напряжений. Увеличение податливости нагружающего устройства с $0{,}25 \cdot 10^{-7}$ до $75 \cdot 10^{-7}$ м/МПа позволило это сделать. Разрушение в зоне ЗР сплава ОТ4-0 с 0,05 % водорода происходило в основном путем скола по кристаллографическим плоскостям. Такое увеличение податливости колец привело, по данным Зиловой Т.К. и Новосильцевой Н.И., к уменьшению времени до разрушения образцов из алюминиевого сплава АЦМ с 40 до 4,5 ч и уменьшению макропластичности изломов – уменьшению шероховатости, пластичности в надрезе. Различное поведение материалов при понижении скорости нагружения, связанное с кристаллической решеткой, структурным состоянием, содержанием вредных примесей, особенно водорода, приводит к различному их поведению в условиях действия повышенного запаса упругой энергии при длительном воздействии постоянных нагрузок. Но во всех случаях увеличение запаса упругой энергии в системе испытательная машина–образец приводит к резкому увеличению скорости разрушения и является опасным в условиях эксплуатации или хранения конструкций.

8.6.3. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРОВ И ФОРМЫ ОБРАЗЦОВ НА СТРОЕНИЕ ИЗЛОМОВ

Изменение формы образцов из титанового сплава ВТ6ч в различном структурном состоянии приводит к существенному изменению склонности к замедленному разрушению, характеризуемой отношением K_{sch} / K_c^*, где K_{sch} – пороговое значение коэффициента интенсивности напряжений при длительном приложении статической нагрузки, связанное с диффузией водорода в зону разрушения.

Измерение длины трещины в процессе испытания можно определить методом измерения разности потенциалов.

Коэффициент интенсивности напряжений в начальный период нагружения K_0, когда $l = l_0$, задается, как правило, в зависимости от K_c^* (K_c^* – условный коэффициент интенсивности напряжений, определяемый при однократном нагружении).

Под действием длительно приложенной нагрузки испытывали образцы на консольный изгиб толщиной 10 мм с исходной усталостной трещиной при этом $l / b = 0{,}27$ и 0,5; $t / b = 1$ и $t / b = 2$, где l – длина трещины, b – высота образца. Минимальные значение K_{sch} определенные на базе 1000 ч, получены на образцах 10×20 мм при $l / b = 0{,}5$, максимальные на образцах 10×10 мм и $l / b = 0{,}27$. Исследование изломов образцов 10×20 мм $l / b = 0{,}5$ и образцов 10×10 мм $l / b = 0{,}27$ мм показало, что в изломах образцов 10×20 мм относительная длина зоны замедленного разрушения (ЗР) больше. Во всех исследованных образцах при различных значениях K_c^* наблюдается зона вытягивания, связанная со страгиванием трещины. При близких значениях K_0 / K_c^* на образцах 10×20 мм она несколько больше, чем на образцах других типов (10...14 мкм и 7...10 мкм соответственно (табл. 8.6.1).

При одинаковых текущих значениях K и близкой скорости роста трещины различие в строении излома невелико. Несколько менее пластичные изломы получены на образцах 10×20 мм и $l / b = 0{,}5$, чем на образцах 10×10 мм и $l / b = 0{,}27$ (табл. 8.6.2). При изменении формы образцов из сплава с одинаковой микроструктурой и фазовым составом микростроение излома определяется в основном скоростью роста трещины. Чем меньше K и скорость роста трещины, тем больше в изломе фасеток скола и квазискола. Изменение микроструктуры приводит к более существенному изменению микростроения изломов по сравнению с изменением формы образцов (см. табл. 8.6.2). Например, при испытании сплава с пластинчатой формой α-фазы, по сравнению со сплавом с α-фазой глобулярного типа, при одинаковом значении K больше скорость роста трещины, при этом в изломе значительно меньше участков квазискола и большая доля излома занята ямочным рельефом.

8.6.1. Результаты испытаний образцов различной формы на консольный изгиб под действием постоянно приложенной нагрузки (сплав ВТ6ч)

Размер образца	K_c^*	K_0	$\sigma_{дл} / \sigma_{нетто}$	τ, ч
	МПа·м$^{1/2}$			
10×10 мм; l / b = 0,27	88,7	66,2	0,76	> 1000
10×10 мм; l / b = 0,5	81,9	66,7	0,76	23,83
10×20 мм; l / b = 0,5	106,7	73,3	0,75	18,7

Примечание: l – длина трещины; b – высота образца.

8.6.2. Микростроение изломов образцов из сплава ВТ6ч после испытания на консольный изгиб постоянно подвешенным грузом

Режим термической обработки	Размеры образца, мм		K_c^*	$K_{sc_н}$	K	$dl/d\tau$, м/ч	Площадь, занимаемая тем или иным рельефом, %			
	$b \times t$	l/b	МПа·м$^{1/2}$				Скол	Квази-скол	Ямки	Вытягивание
800 °С; 1 ч; охлаждение на воздухе, пластинчатая структура	10×10	0,27	89	66,7	58 70 80	$1{,}2 \cdot 10^{-7}$ $4 \cdot 10^{-5}$ $1 \cdot 10^{-3}$	20 0 0	70 45 28	8 50 52	2 5 20
	10×10 10×20	0,5 0,5	82 107	58 57	70 55 71 86,5 93	$9 \cdot 10^{-4}$ $2{,}2 \cdot 10^{-7}$ $1{,}8 \cdot 10^{-5}$ $3{,}7 \cdot 10^{-5}$ $> 1{,}6 \cdot 10^{-3}$	0 39 0 0 0	40 50 50 41 10	46 9.4 48 54 67	14 1.6 2 5 23
	10×10 10×20	0,5 0,5	85 100,5	60 77,5	– 95	– $1{,}45 \cdot 10^{-2}$	– 0	– 4	– 71	– 25
То же + + 750 °С; 8 ч; вакуум, пластинчатая структура	10×20	0,5	86	56	67 73 85	$6{,}7 \cdot 10^{-5}$ $5{,}6 \cdot 10^{-4}$ $1 \cdot 10^{-3}$	30 0 0	39 27 8	30 70 90	1 2 2
То же, глобулярная структура	10×20	0,5	86	56	67 73 85	$6{,}7 \cdot 10^{-5}$ $5{,}6 \cdot 10^{-4}$ $1 \cdot 10^{-3}$	30 0 0	39 27 8	30 70 90	1 2 2

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Дроздовский Б.А., Проходцева Л.В., Жегина И.П., Герчикова Н.С.** Влияние скорости нагружения на характеристики разрушения и микростроение изломов // ФХММ. – 1985. – № 6. – С. 26 – 31.

2. **Дроздовский Б.А., Проходцева Л.В., Новосильцева Н.И.** Трещиностойкость титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1983. – 192 с.

3. **Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б.** Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. – М.: Машиностроение, 1997. – 336 с.

СПРАВОЧНОЕ ИЗДАНИЕ

Агамиров Л.В., Алимов М.А и др.

МАШИНОСТРОЕНИЕ. ЭНЦИКЛОПЕДИЯ

Том II-1

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА. ИСПЫТАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Редактор *Е.М. Нуждина*
Художественный редактор *Т.Н. Галицына*
Корректоры *В.О. Кабанова, Т.И. Масальская*
Инженеры по компьютерному макетированию:
Т.Ю. Зотова, М.Н. Рыжкова, Т.А. Сынкова, М.А. Филатова

Сдано в набор 09.09.2009 г. Подписано в печать 02.08.2010 г. Формат 70×100 $^{1}/_{16}$.
Бумага офсетная. Гарнитура Times NR. Печать офсетная.
Усл. печ л. 69,55. Уч.-изд. л. 92,39. Тираж 500 экз. Заказ

ООО "Издательство "Машиностроение" 107076, Москва, Стромынский пер., 4

Оригинал-макет подготовлен в Издательско-полиграфическом центре ГОУ ВПО ТГТУ
392000, Тамбов, Советская, 106, к. 14

Отпечатано ГУП ПГШ "Типография "Наука" РАН,
121099, г. Москва, Шубинский пер., 6

ISBN 978-5-94275-535-5

9 785942 755355

НАУЧНО-СЕРТИФИКАЦИОННЫЙ УЧЕБНЫЙ ЦЕНТР МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И РЕСУРСА КОМПОНЕНТОВ ЯДЕРНОЙ ТЕХНИКИ
129281 г.Москва ул. Летчика Бабушкина, д.32, корп.2, тел./факс (499) 503-95-29, testm@orc.ru

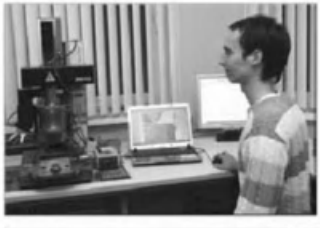
ЦМиР ЦЕНТР МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И РЕСУРСА

ООО «НСУЦ «ЦМиР» проводит работы по расчетно-экспериментальному продлению срока службы и оценке остаточного ресурса оборудования, трубопроводов зданий и сооружений атомных станций.

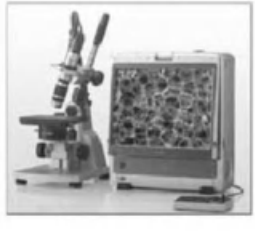
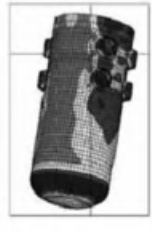
ВИДЫ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ

- Проведение работ по оценке качества материалов, включая микроструктурный и химический анализ, определение механических свойств, измерение характеристик твердости в нано-, микро-, мини-, макродиапазоне с записью диаграмм индентирования, измерения электромагнитных свойств и ферритной фазы, ультразвуковой контроль с использованием метода фазированных решеток, акустико-эмиссионный контроль.
- Проведение научно-исследовательских работ по определению механизмов и причин дефектообразования, анализу влияния старения материалов на эксплуатационные характеристики, разработке компенсирующих мероприятий по снижению повреждения и увеличению срока безопасной эксплуатации оборудования.
- Проведение поверочных прочностных расчетов.
- Разработка, изготовление, аттестация современных методов, методик и приборных средств натурного контроля состояния материалов оборудования на стадии изготовления, эксплуатации и ремонта.

Центр располагает аттестованным уникальным испытательным и диагностическим оборудованием, парком полномасштабных тест-образцов с реалистичными дефектами и главное командой опытных высококвалифицированных специалистов, среди которых инженеры-практики, доктора и кандидаты технических наук.





ОАО НПО «ЦЕНТРАЛЬНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ ТЕХНОЛОГИИ МАШИНОСТРОЕНИЯ»

Институт Материаловедения

Отдел прочности и эксплуатации материалов и конструкций в машиностроении

Экспериментальная база отдела насчитывает более 50 единиц современного оборудования и является одной из крупнейших в РФ. Имеются электрогидравлические машины зарубежных фирм "ШЕНК", "МФЛ", "МТС", "Инстрон", "Цвик" и уникальное оборудование, разработанное специалистами отдела. На базе отдела создана Испытательная лаборатория, аккредитованная в международной системе обеспечения качества ИСО 9001-2000 Федеральным Агентством по техническому регулированию и метрологии РФ и Морском регистре.

Лаборатории механических свойств, расчетов и испытаний при динамическом нагружении

• Механические испытания образцов, моделей, элементов конструкций (основной металл и сварные соединения) при статическом и циклическом нагружении с максимальным усилием до 1000т на воздухе и при наличии агрессивных сред, автоклавные циклические и статические испытания при низких скоростях деформирования, а также динамические испытания при температурах от - 196 до 1000 °С.



Рис.1 Испытательная машина РС.10.ОС фирмы «Schenck», P_{max} 10000 кН (1000 т)

• Определение механических свойств и твердости, испытания на мало- и многоцикловую усталость (в т.ч. при двухчастотном нагружении), циклическую и статическую трещиностойкость при разных видах нагружения.

• Оценка качества материалов и технологий производства по результатам контроля технического состоянии оборудования и решение вопросов продления ресурса. Обоснование работоспособности оборудования с дефектами.

• Подбор и разработка конструкционных материалов с новыми заданными свойствами. Биметаллы и триметаллы. Защита конструкций от кислотно-агрессивных, температурных и климатических воздействий. Создание высокопрочных корпусных конструкций для реализации технологических и лабораторных процессов, основанных на применении энергии взрыва при использовании взрывчатых веществ эквивалентной мощностью до 50кт ТЭ. Получение наноструктур, сварка, компактирование.

• Расчёт напряжённого состояния элементов оборудования при статическом, циклическом и динамическом нагружении с использованием современных пакетов программ на основе метода конечных элементов. Расчёты на прочность с применением методов механики разрушения. Разработка нормативной документации (НД) в области прочности.

тел.: (495) 675-81-45, 675-81-26, факс: (495) 675-89-05 e-mail: kazantsev_a_g@mail.ru

Лаборатория циклической трещиностойкости

• Работы в обоснование продления проектного срока службы оборудования. Моделирование длительного эксплуатационного воздействия термическим и термодеформационным старением, в том числе в условиях одноосного и объемного напряженного состояния (на специальном стенде при действии внутреннего давления). Прогнозирование механических свойств и характеристик статической и циклической трещиностойкости на продлеваемые сроки эксплуатации.



Рис.2 Испытательная машина РС.400S фирмы «Schenck». P_{max} 400 кН (40 т)

• Испытания на циклическую трещиностойкость и сопротивление усталости на воздухе при комнатной и повышенных температурах, в водных средах разного состава при Т=20°С, в высокотемпературных водных средах при повышенном давлении (автоклавные испытания). Определение характеристик циклической трещиностойкости в широком диапазоне изменения R, в том числе, в припороговой области и до скорости роста трещин 10-11 м/цикл. Испытания выполняются в комплексе с металлографическими исследованиями, исследованиями тонкой структуры и фрактографией.



• Расчетно-экспериментальное обоснование допустимых размеров технологических и эксплуатационных дефектов в оборудовании.

Рис.3 Автоклавный комплекс

тел.: (495) 675-85-26, факс. (495) 675-89-05 e-mail: emamaeva@akado.ru

ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» 115088, Москва, Шарикоподшипниковская, 4

ОАО НПО «ЦЕНТРАЛЬНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ ТЕХНОЛОГИИ МАШИНОСТРОЕНИЯ»

Институт Материаловедения

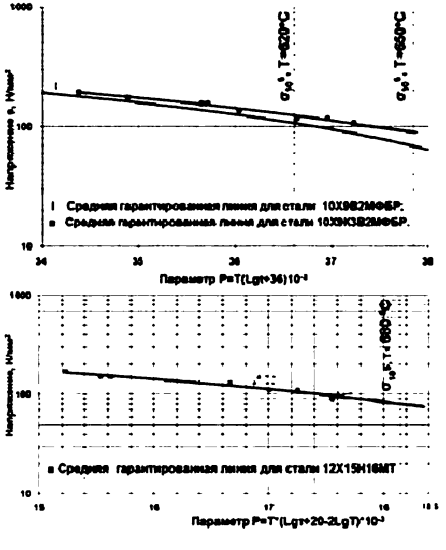
Отдел трубных и экономно-легированных сталей осуществляет:

- разработку новых материалов для объектов тепловых и атомных электростанций (котлы, трубопроводы пара и горячей воды, арматура ТЭС, реакторы, пароперегреватели, трубопроводы и др. оборудование АЭС);
- разработку режимов и технологии термической обработки сталей и сплавов;
- определение расчетных характеристик материалов, включая длительную прочность, ползучесть, термическую усталость и др.;
- разработку тех. документации на поставку полуфабрикатов (трубы, листы, поковки и др.);
- техническое диагностирование и определение остаточного ресурса эксплуатации.

Институт располагает уникальным оборудованием для испытания на длительную прочность, ползучесть и термическую усталость.

В 2006-2010 гг. в институте разработаны новые наноструктурированные стали для оборудования тепловых блоков с суперсверхкритическими параметрами – Р ≥ ≥ 30 МПа, Т=620-680 °С:

- хромистые мартенситные стали марок 10Х9В2МФБР и 10Х9К3В2МФБР для пароперегревателей котлов и трубопроводов с рабочей температурой 620–650°С;
- хромоникелевая аустенитная сталь 12Х15Н16МТ для пароперегревателей котлов с рабочей температурой до 680 °С.



тел.: (495) 675-81-33, факс. (495) 675-87-37
e-mail: in_material@mail.ru

Лаборатория средств нагрева и технологии термической и химико-термической обработки. Карбонитрация

Поверхностное упрочнение деталей машин и инструмента в расплавах солей, синтезированных из аммоноуглеродных соединений.

Карбонитрированный слой имеет толщину 0,01–0,6 мм, поверхностную твердость 450–1200 HV, обеспечивает повышение износостойкости в 3–10 раз, снижение коэффициента трения в 1,5–5 раз, повышение коррозионной стойкости в 1,5–2 раза.

Технология жидкостной карбонитрации может быть использована взамен азотирования и гальванического хромирования.



Рис. 1. Пробка шаровая, сталь 09Г2С, 40Х13, 12Х18Н10Т

Хромонитридное упрочнение

Двухстадийная, не имеющая аналогов, технология последовательного насыщения хромом (в порошковой смеси) и азотом предназначена для аустенитных сталей и никелевых сплавов и используется для упрочнения деталей паровых турбин, водяных насосов, лопаток газовых турбин, механизмов, работающих в жидкометаллических средах, продуктах сгорания топлива, серосодержащих и других агрессивных средах.

Хромонитридный слой имеет толщину до 250 мкм с твердостью 750-950 HV и позволяет повысить задиростойкость в среде пара (до 650°С) в 5-20 раз, окалиностойкость в воздушной, паровой газовых средах при 700-900°С в 5 и более раз, эрозионную и кавитационную стойкость (категория высокой стойкости), коррозионную стойкость (уровень высокохромистых сталей и сплавов).



Рис. 2. Детали клапана регулирования (штоки, втулки) сталь ЭИ-612 (ХН35ВТ) турбины К-300-240 после хромонитридизации

тел.: (495) 981-14, факс: (495) 675-87-21
e-mail: info@termohim.com

МЕТОДИЧЕСКОЕ И МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ БЕЗОПАСНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ОБОРУДОВАНИЯ АЭС

Методическое и материаловедческое обеспечение безопасной эксплуатации оборудования АЭС является одним из ведущих направлений деятельности научно-производственного комплекса НПК-6 "Материалы и вопросы безопасности энергетических установок" ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей" и ООО "Инженерный центр конструкционных материалов "Прометей-Атом". Наши исследования и разработки в течение многих лет занимают лидирующие позиции в области обеспечения безопасной эксплуатации и продления ресурса элементов оборудования атомных энергетических установок (АЭУ) различных типов. Эффективная деятельность в решении широкого спектра научно-методических и материаловедческих задач обеспечивается силами коллектива трех лаборатории: лаборатории прочности и ресурса энергетического оборудования, лаборатории испытаний облученных конструкционных материалов и лаборатории сопровождения эксплуатации АЭУ.

ОСНОВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ ДЕЯТЕЛЬНОСТИ

- *Разработка новых концепций и подходов для оценки прочности и долговечности конструкционных материалов с позиций физики прочности и механики разрушения.*
- *Разработка методик и нормативных документов для прогнозирования изменения служебных характеристик материалов АЭС с учетом условий их эксплуатации.*
- *Разработка методик и нормативных документов для анализа текущего состояния и оценки остаточного ресурса элементов оборудования АЭС, разработка компенсирующих мероприятий, обеспечивающих продление срока службы элементов оборудования АЭС.*
- *Экспертиза причин повреждения и разрушения элементов оборудования АЭС, разработка конструктивно-технологических мероприятий и средств предотвращения повреждений.*
- *Комплексное экспериментальное исследование физико-механических свойств и служебных характеристик конструкционных материалов в необлученном и облученном состоянии.*

КОМПЛЕКС ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Экспериментальный комплекс позволяет выполнять большой спектр исследований физико-механических свойств материалов в необлученном состоянии и облученных материалов с радиоактивностью до 12000 Кюри. Семнадцать объединенных в единую технологическую цепочку "горячих" камер позволяют производить замкнутый цикл материаловедческих исследований от разделки массивных кусков радиоактивного материала и изготовления из них различных образцов до всестороннего изучения структуры и физико-механических свойств материалов в диапазоне температур от -196°С до +600°С:



- *определение стандартных механических свойств;*
- *определение параметров вязкости разрушения и ударной вязкости;*
- *определение параметров циклической трещиностойкости;*
- *определение параметров усталости и ползучести;*
- *определение параметров коррозионно-механической прочности;*
- *определение радиационного распухания;*
- *определение уровня нейтронной активности материала;*
- *проведение фрактографических исследований.*

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», НПК-6 "Материалы и вопросы безопасности энергетических установок"
191015, Санкт-Петербург, Шпалерная ул. д. 49
Тел.: (812) 274-11-01, Факс: (812) 274-11-01
E-mail: kar@prometey2.spb.su

ООО "Инженерный центр конструкционных материалов "Прометей-Атом"
191015, Санкт-Петербург, Шпалерная ул. д. 49
Тел.: (812) 274-12-08, Факс:(812) 274-12-08
E-mail: prometey-atom@mail.ru