

СПРАВОЧНИК

Ю. Г. Гуревич
В. Н. Анциферов
В. Я. Буланов
А. Г. Ивашко

ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ И ИЗОТЕРМИЧЕСКИЕ ДИАГРАММЫ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ

Российская академия наук • Уральское отделение
Институт металлургии

Курганский государственный университет

Институт проблем порошковой технологии и покрытий
Пермского государственного технического университета

Ю. Г. Гуревич, В. Н. Анциферов,
В. Я. Буланов, А. Г. Ивашко

ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ И ИЗОТЕРМИЧЕСКИЕ ДИАГРАММЫ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ

СПРАВОЧНИК

Под редакцией Ю. Г. Гуревича

Гуревич Ю. Г., Анциферов В. Н., Буланов В. Я.,
Ивашко А. Г. **Термокинетические и изотермические диаграммы порошковых сталей**: Справочник / Под ред. Ю. Г. Гуревича. Екатеринбург: УрО РАН, 2001. ISBN 5—7691—1012—0.

Приведено более 180 изотермических и термокинетических диаграмм. Описывается уникальная методика построения диаграмм скоростей распада переохлажденного аустенита. Данные о прокаливаемости, структурах и механических свойствах стали после закалки и отпуска помогут выбрать научно обоснованные режимы термообработки.

Предназначен для инженерно-технических и научных работников, занятых в машиностроении и порошковой металлургии, а также для студентов и аспирантов, специализирующихся в области порошковой металлургии и термической обработки.

Ил. 225. Табл. 58. Библиогр. 151 назв.

ISBN 5—7691—1012—0

Г ПРП-1999—178(99)Д—205 ПБ—2000 © УрО РАН, 2001 г.
8П6(03)1998

ПРЕДИСЛОВИЕ

Применение конструкционных деталей из порошковых сталей — один из основных источников экономии стали и сплавов. Расширение сортамента конструкционных деталей испеченных порошковых сталей в значительной мере зависит от улучшения их термической обработкой. Термическая обработка порошковых сталей еще не нашла широкого применения в практике порошковой металлургии. Это объясняется, с одной стороны, недостатком теоретических данных об особенностях фазовых превращений в порошковых сталях, отличающихся от компактных низкой теплопроводностью, пористостью, химической неоднородностью и повышенной дефектностью кристаллического строения; с другой — отсутствуют простые и надежные установки, позволяющие осуществлять нагрев сталей в безокислительных средах.

Между тем использование термической обработки деталей из порошковых сталей дает возможность не только расширить комплекс их механических составляющих, но и добиться необходимой комбинации заданных свойств. Термическая обработка выгодна и с экономической точки зрения, так как позволяет повысить физико-механические характеристики порошковых сталей без увеличения использования дорогостоящих и дефицитных легирующих элементов.

Установлено, что основные закономерности, наблюдаемые при нагреве и охлаждении компактных сталей, действуют в аналогичных условиях и для порошковых сталей. Но особенности структурного состояния последних не позволяют автоматически применять для них параметры, режимы и технологические процессы термообработки литых и деформированных сталей. Поэтому знание особенности структурных превращений спеченных порошковых сталей с различной пористостью, построение изотермических и термокинетических диаграмм крайне необходимы для улучшения сталей закалкой и отпуском.

В предлагаемом справочнике содержится методика построения как изотермических и термокинетических диаграмм, так и диаграмм скоростей распада аустенита спеченных порошковых сталей с различной пористостью и химической неоднородностью. Приводится около 180 диаграмм распада переохлажденного аустенита для углеродистых и легированных сталей. Эти данные позволяют научно обосновать разработку режимов термообработки в зависимости от состава и исходной структуры деталей из порошковых сталей, а также эффективно прогнозировать особенности фазовых превращений в пористых порошковых сталях при охлаждении после нагрева выше критических температур, после закалки и отпуска. Сведения о структурных и механических свойствах сталей после закалки и отпуска, а также их прокаливаемости дают возможность выбора режимов термообработки с учетом получения желаемого комплекса физико-механических свойств.

До настоящего времени не существует издания, обобщающего все изотермические и термокинетические диаграммы, полученные различными авторами. В данном справочнике использованы технологии создания новых порошков и порошковых сталей, разработки изотермических и термокинетических диаграмм ведущих научных школ порошковой металлургии: пермской (В. Н. Анциферов), курганской (Ю. Г. Гуревич), екатеринбургской (В. Я. Буланов), Санкт-Петербургской (С. С. Ермаков), новочеркасской (Ю. Г. Дорофеев).

Авторы надеются, что предлагаемый справочник будет полезен широкому кругу научных работников, технологам предприятий и всем, кто связан с производством деталей из порошковых сталей.

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ РАСПАДА АУСТЕНИТА В ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ И ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ

В практике металловедческих исследований для изучения распада переохлажденного аустенита применяются приборы самых разнообразных конструкций. При исследовании фазовых превращений в изотермических условиях нашли применение методы: структурный, дюрметрический, электрический, dilatометрический, магнитный. Исследование распада аустенита в стали при непрерывном охлаждении осуществляют также методами термическим и торцевой пробы [1—12].

В работах [1, 6] описаны структурный и дюрметрический методы. С их помощью, а также методом торцевой пробы [5] определяют начало и конец распада переохлажденного аустенита и характер образующихся структур. К недостаткам этих методов, кроме высокой трудоемкости, можно отнести низкую точность определения количества продуктов превращения.

В работах [2, 4] описан термический метод. Он самый простой, в техническом исполнении основан на измерении скорости охлаждения образцов при выделении теплоты в период фазовых превращений. Однако данный метод позволяет определить только температурно-временной интервал превращения переохлажденного аустенита и не несет никакой информации о количественном характере распада. Поэтому рекомендуется [4] использовать его только как дополнительный.

В [4] отмечена высокая точность электрического метода определения начала и конца распада аустенита. При этом фиксируется электрическое сопротивление исследуемого образца. Так как сопротивление зависит не только от фазового состава, но и от структуры сплава, кинетика распада аустенита может быть описана лишь качественно.

Наиболее широко при исследовании распада переохлажденного аустенита применяют dilatометрический метод [4, 7, 13]. Внутренние превращения в металлах и сплавах характеризуются изменением объема и коэффициента линейного расширения. На изучении этих изменений основан dilatометрический метод. Различие моделей dilatометров, применяемых в металлографии, обусловлено методикой определения изменения линейных размеров образцов. В практике исследования фазовых и структурных превращений металлов и сплавов нашел применение дифференциальный dilatометр Шевенара. Схема прибора приведена на рис. 1. Поворот зеркала 1 определялся перемещением кварцевых штанг 2, которые в свою очередь опирались на исследуемый образец 3 и эталон 4. Угол поворота зеркала фиксировался перемещением светового луча 5 по фотографической бумаге 6. В качестве эталона использовался образец из хромоникелькобальтового сплава (пирокс) с известным коэффициентом расширения. Поворот зеркала осуществляется по оси А—В, если изменяется размер образца, и по оси А—С, если изменяется размер эталона. Недостаток dilatометра Шевенара и ему подобных оптических dilatометров (Веффера—Еллингхауза, Кантора и т. д.) заключается в том, что процесс не поддается автоматизации. Поэтому в современных dilatометрах используется, как правило, регистрация абсолютного измерения деформаций с помощью электронных устройств, основанных на применении емкостных индукционных датчиков, а также тензодатчиков.

Этот метод позволяет определять начало и конец распада аустенита с малой устойчивостью. В связи с тем, что задача разделения объемного эффекта превращения и термического изменения размеров очень сложна [1], количественная оценка кинетики распада аустенита трудно осуществима.

В работах [1—3, 8—11] описаны магнитные методы исследования превращений при термической обработке. Достаточно высокая чувствительность магнитных свойств к изменению фазового состава стали обеспечивает необходимую надежность. Кроме того, намагниченность удобна при измерении характеристик пористой стали, поскольку ее изменение — линейная функция пористости. Намагниченность насыщения однородных сплавов определяется их составом, а гетерогенных — составом и количеством ферромагнитной фазы. Весьма важно, что намагниченность насыщения не зависит от дисперсности присутствующих фаз, макро- или микронапряжений, изменения плотности

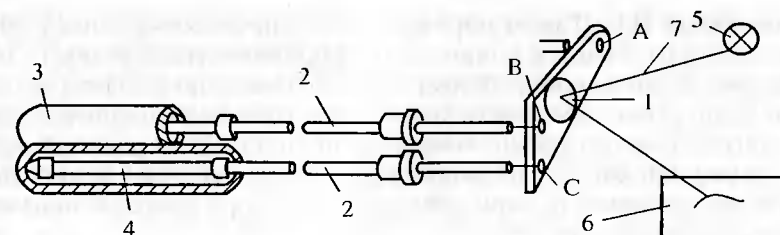


Рис. 1. Схема dilatометра Шевенара [4].
1 — зеркало, 2 — кварцевые штанги, 3 — образец, 4 — эталон, 5 — световой луч, 6 — фотобумага, 7 — источник света

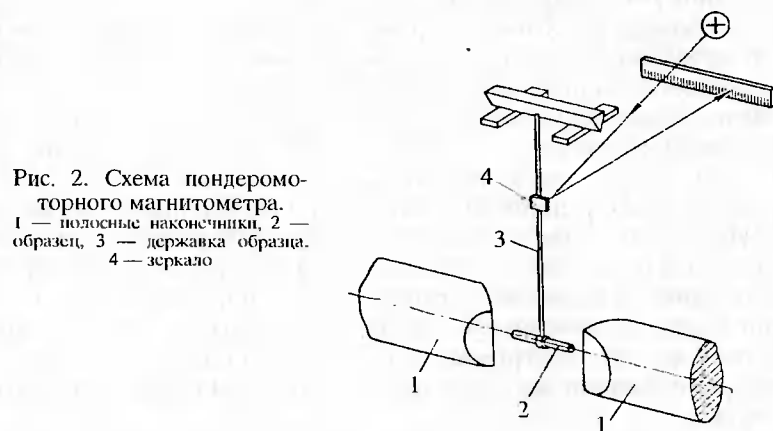


Рис. 2. Схема пьезоэлектрического магнитометра.
1 — пьезоэлектрические датчики, 2 — образец, 3 — державка образца, 4 — зеркало

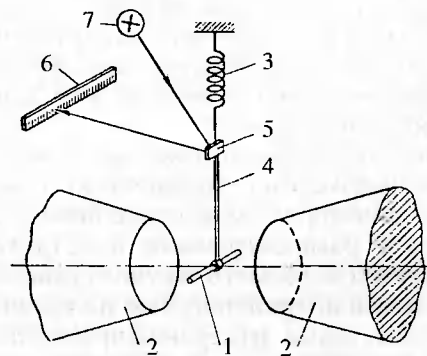


Рис. 3. Схема анизометра Акулова.
1 — образец, 2 — пьезоэлектрические датчики, 3 — компенсирующие пружины, 4 — державка образца, 5 — зеркало, 6 — шкала, 7 — осветитель

дислокаций [11]. Таким образом, если в процессе фазовых превращений изменяется количество ферромагнитной фазы, то изменение намагниченности насыщения сплавов позволяет с высокой точностью определить количество этой фазы. Кроме этого, магнитный метод обеспечивает принципиальную возможность непрерывной регистрации процесса превращения и оценки степени превращения на всем его протяжении при непрерывном нагреве и охлаждении [45].

Магнитный метод фазового анализа стали основан на том, что α -железо ниже температуры Кюри ($\Theta = 1043$ К) ферромагнитное, а γ -железо при этих температурах парамагнитное. Поэтому при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении ниже Θ намагниченность исследуемого образца в магнитном поле возрастает пропорционально количеству образовавшейся α -фазы и может быть измерена в переменном или постоянном магнитном поле.

В практике фазового анализа используются различные конструкции магнитометров [3, 6, 8—11]. По характеру измерительных схем можно выделить четыре группы магнитометров. К первой относятся приборы, использующие баллистический метод. Измерение намагниченности основано на регистрации количества электричества, протекающего в измерительной катушке при изменении магнитного потока, проходящего через ее поперечное сечение (например, при внесении образца, коммутирование тока в цепи электромагнита и т. д.). Баллистические магнитометры обладают высокой инерционностью и невысокой точностью.

Ко второй группе относятся пондеромоторные магнитометры. Принцип действия их основан на перемещении образца в неоднородном постоянном магнитном поле под действием пондеромоторных сил. Величина этих сил пропорциональна объему образца, намагниченности и градиенту магнитного поля. Схема магнитометра Штейнберга приведена на рис. 2.

К приборам третьей группы относятся анизометры. Измерение намагниченности основано на измерении механического момента образца, помещенного в одномерное магнитное поле электромагнита. Наиболее широкое распространение в металлографических лабораториях получил анизометр Акулова (рис. 3).

Анизометры обладают меньшей инерционностью по сравнению с баллистическими магнитометрами, измерения проводятся непрерывно. В то же время в анизометрах и пондеромоторных магнитометрах измерение намагниченности сопряжено с меха-

ническим перемещением образцов, что является причиной малого быстродействия прибора.

Четвертую группу приборов представляют дифференциальные магнитометры. Магнитная схема их разработана Р. Ш. Шкляром и А. А. Поповым [8]. Для повышения чувствительности и уменьшения инерционности магнитометра в работе [9] рекомендуется использовать в качестве измерителя магнитного потока феррозондовый датчик из пермаллоя. В работе [10] обращается внимание на то, что применение электромагнитов для создания постоянного магнитного поля в рабочем зазоре является причиной большой инерционности прибора (более 1 с). Поэтому предложено заменить электромагниты постоянными магнитами, благодаря применению которых быстродействие прибора увеличилось до 0,3 с, что позволяет изучать распад аустенита в низколегированных сталях и порошковых материалах [12, 13]. Кроме этого, феррозондовый датчик выполнен из ферритов большого сечения, что несколько увеличивает чувствительность магнитометра (до 5 % количества ферромагнитной фазы).

На рис. 4 приведена схема автоматизированного измерительного комплекса, построенного на основе быстродействующего магнитометра конструкции КМИ. Он состоит из двух Ш-образных магнитопроводов 1, создающих с помощью постоянных магнитов 2 три контура для магнитных потоков Φ_1 , Φ_2 , Φ_3 . Для изменения магнитных потоков Φ_1 и Φ_3 используют магнитный шунт 3. В левом плече магнитопроводов выполнено отверстие для камеры охлаждения 5, в которой помещается исследуемый образец 4. В зазоре среднего плеча магнитопровода помещен датчик 6, измеряющий разность потоков Φ_2 и Φ_3 . Расположение магнитов выбрано так, чтобы размагничивающий фактор магнитной системы был минимальным ($\sigma = 2,3$) [14].

В зазоре левого стержня напряженность магнитного поля равна 870 кА/м, что обеспечивает линейность зависимости магнитного потока Φ_2 от количества ферромагнитной фазы в исследуемом образце [15]. В среднем плече магнитные потоки Φ_2 и Φ_3 взаимокompенсируются, поэтому уровень напряженности магнитного поля составляет 10^{-3} — 10^{-4} А/м. В связи с этим измерение магнитного потока проводили при помощи дифференциального феррозондового датчика высокой чувствительности (10^{-5} — 10^{-7} А/м).

Конструкция дифференциального феррозондового датчика представлена на рис. 5. Он состоит из двух ферритовых сердеч-

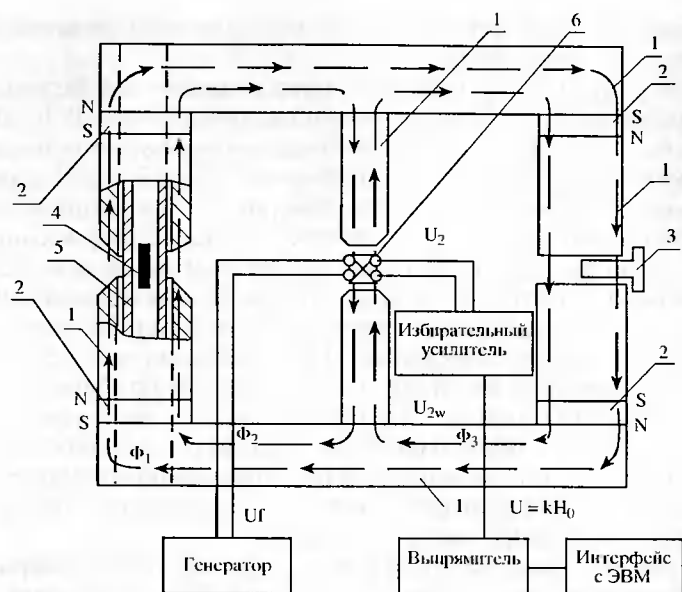


Рис. 4. Схема дифференциального магнитометра конструкции КМИ.
1 — Ш-образный магнитопровод, 2 — постоянные магниты, 3 — магнитный шунт, 4 — образец, 5 — камера охлаждения, 6 — феррозондовый датчик

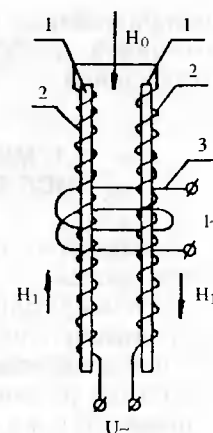
ников 1, на которые намотаны первичные обмотки 2, соединенные последовательно так, чтобы векторы напряженности магнитных полей в сердечниках H_1 были направлены встречно и равны по абсолютным величинам. Вторичная обмотка 3 охватывает оба сердечника.

Как показано в [16], во вторичной обмотке при наличии внешнего поля с напряженностью H_0 возникает ЭДС, равная:

$$E = w \cdot s \cdot W_2 \{ 6 \cdot b \cdot H_0 [-2 \cdot H_2 H_m \cos wt + H_m^2 \sin 2wt] + \\ + [-(e_a H_m + 3 \cdot e_b H_0^2 H_m + 0,75 \cdot H_m^2 \sin wt + 3 \cdot e_b H_2^2 H_m) \cos wt + \\ + 3 \cdot e_b H_2^2 H_m \sin 2wt + 0,75 \cdot H_m^3 \sin 3wt] \}, \quad (1)$$

где b — безразмерный коэффициент, зависящий от материала сердечника; s — площадь поперечного сечения сердечника, m^2 ; W_2 — количество витков во вторичной обмотке, шт.; w — циклическая частота токов возбуждения, $1/c$; e_a , e_b — безразмерные коэффициенты, учитывающие неидентичность сердечников.

Рис. 5. Схема дифференциального феррозондового датчика.
1 — ферритовый сердечник, 2 — первичная обмотка, 3 — вторичная обмотка



Как видно из уравнения (1), именно вторая гармоника несет полезную информацию о напряженности магнитного поля H_1 в среднем плече магнитометра (см. рис. 4). Использовали феррозондовый датчик без постоянного подмагничивания, причем из общего спектра выходного ЭДС феррозонда выделяли вторую гармонику, что позволило резко улучшить соотношение сигнал/помехи [17].

При изучении кинетики распада переохлажденного аустенита магнитометрическим методом необходимо учитывать быстродействие магнитометра, а также функциональную зависимость показаний магнитометра от количества ферромагнитной фазы образца. Последнее обусловлено тем, что магнитный поток Φ_2 линейно зависит от количества ферромагнитной фазы образца только при высокой напряженности магнитного поля в зазоре левого плеча магнитометра (см. рис. 4).

Зависимость величины выходного сигнала от площади сечения ферромагнитного образца показана на рис. 6.

Как следует из графика, при исследовании кинетики распада аустенита в образцах сечением до 90 мм^2 наблюдается хорошая (не ниже 0,5 %) линейность показаний магнитометра в зависимости от количества ферромагнитной фазы.

Быстродействие магнитометра определяется реакцией магнитной системы и временем переходных процессов электронной системы магнитометра. Время переходных процессов магнитометра соизмеримо со временем извлечения ферромагнитного образца из измерительной системы и составляет $7 \cdot 10^{-2} \text{ с}$. Такое быстродействие позволяет количественно изучать кинетику фазовых

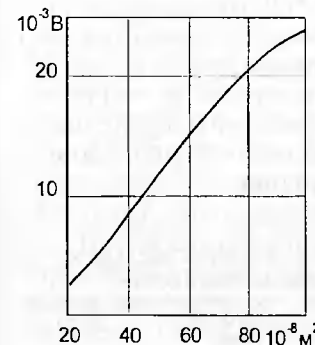


Рис. 6. Зависимость измерительной системы магнитометра от площади сечения образца

превращений в порошковых сталях с низкой устойчивостью аустенита, а также кинетику распада при высоких скоростях охлаждения.

1.1. МЕТОДИКА МАГНИТОМЕТРИЧЕСКОГО ИССЛЕДОВАНИЯ РАСПАДА АУСТЕНИТА

Устройство для нагрева и охлаждения образцов в магнитометре показано на рис. 7. Образец нагревали в кварцевой камере до температуры аустенизации и выдерживали 300 с. В камеру подавали очищенный аргон (точка росы -20°C). Как показали эксперименты, газовая атмосфера, состоящая из аргона и продуктов разложения масла, предохраняет как от обезуглероживания, так и от науглероживания образцов.

После нагрева образец охлаждали в рабочем пространстве магнитометра. Время передачи образца из зоны нагрева в зону охлаждения не превышало 0,2 с. Показания прибора существенно изменяются при изменении положения образца в рабочем пространстве магнитометра.

Наиболее сложный вопрос при построении термокинетических диаграмм — изменение скорости охлаждения образцов в широких пределах. Самый простой и часто употребляемый способ варьирования скоростью охлаждения — это изменение сред охлаждения и размеров образцов. Средние скорости охлаждения в интервале температур $800\text{—}500^{\circ}\text{C}$ для образцов толщиной 2 мм составляли $1000\text{—}500^{\circ}\text{C/s}$ (вода), $200\text{—}60\text{ K/s}$ (масло), $30\text{—}20^{\circ}\text{C/s}$ (аргон), $10\text{—}2^{\circ}\text{C/s}$ (охлаждение с печью). Размер поперечного сечения образца должен обеспечить равномерное его охлаждение. В этом случае критерий Bi не превышал 0,1. В табл. 1 приведены предельные толщины образцов из стали ПК40, удовлетворяющие этому условию.

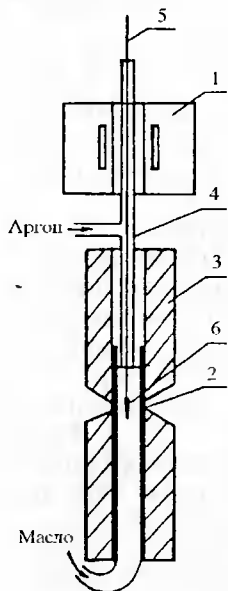


Рис. 7. Схема устройства для изучения распада аустенита при непрерывном охлаждении.

1 — печь, силикатная; 2 — емкость с маслом; 3 — левый стержень магнитопровода; 4 — камера с атмосферой аргона; 5 — держатель образца; 6 — образец

Таблица 1

Предельная толщина образцов в зависимости от скорости охлаждения и пористости

Пористость, %	Предельная толщина образца при охлаждении в средах, мм		
	Вода	Масло	Аргон
0	0,8—2,0	4,0—12,0	80—200
10	0,6—1,6	3,2—9,2	64—160
20	0,5—1,3	2,6—7,8	52—130
30	0,4—1,0	2,0—6,0	40—100

Таблица 2

Скорость охлаждения образца в зависимости от толщины оболочки из этилсиликата

Количество слоев	Средняя скорость охлаждения в интервале температур $500\text{—}800^{\circ}\text{C}$, $^{\circ}\text{C/s}$	
	Масло	Аргон
3	100	20
5	70	10
10	40	4

Для изменения скорости охлаждения образцов использовалась оболочка из этилсиликата. В табл. 2 приведена скорость охлаждения образца сечением $0,2 \cdot 10^{-2} \times 5,5 \cdot 10^{-2}$ м в интервале температур $500\text{—}800^{\circ}\text{C}$ различным количеством слоев этилсиликата.

Для исследования кинетики распада переохлажденного аустенита в изотермических условиях образец охлаждался в расплаве олова, нагретого до температур $270\text{—}500^{\circ}\text{C}$ (рис. 8).

Температуру образца измеряли с помощью хромель-алюмелевой термопары, которую приваривали непосредственно к образцу. Термо-ЭДС контролировали с помощью прибора КСП-3. Регистрация производилась на ЭВМ с использованием аналогово-цифрового преобразователя (АЦП) Ф4222 и разработанного интерфейса. Для того чтобы изменение сопротивления термопары в процессе опыта не оказывало влияния на показания, использовали повторитель на операционном усилителе с большим входным сопротивлением.

Время считывания сигналов с блока АЦП ограничено снизу временем преобразования аналогового сигнала в цифровой код, которое составляет 8 мкс. Малое время считывания сигнала позволяет, с одной стороны, уменьшить ошибку за счет увеличения

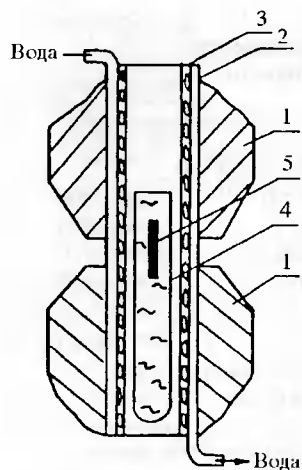


Рис. 8. Схема устройства для изучения распада аустенита в изотермических условиях.
1 — наконечники левого стержня магнитопровода, 2 — водоохлаждаемый кожух, 3 — печь, сопротивления трубчатая, 4 — смкость с расплавом олова, 5 — образец

объема выборки, а также применять линейную интерполяцию для расчета количества превращенной фазы и температуры. С другой стороны, это резко увеличивает объем оперативной памяти, используемой для хранения считываемой информации. Например, для хранения информации о процессе превращения аустенита за 100 с требуется от 100 до 200 кБайт в зависимости от способа записи чисел. Точность пред-

ставления значений температуры и количества превращенного аустенита определяется рядом составляющих:

- относительной погрешностью определения этих характеристик (для хромель-алюмелевой термопары она составляет 0,75 %, а для магнитометра экспериментальная оценка погрешности — 0,5 %);

- погрешностью преобразования аналогового сигнала в цифровой код (используемый аналогово-цифровой преобразователь имеет класс точности 0,5);

- погрешностью представления числа в цифровом коде, которая соответствует половине значения младшего разряда (так как цифровой код АЦП 8-битовый, относительная ошибка составляет 0,4 %);

- машинной точностью представления числа с плавающей запятой — 10^{-6} %.

Исходя из изложенного выше, относительная погрешность составляет:

- при определении температуры 1,65 %;

- при определении количества превращенного аустенита 1,4 %.

Учитывая высокую аппаратную погрешность в определении количества превращенного аустенита, считывание сигналов с аналогово-цифрового преобразователя проводили с интервалом 0,1—0,5 с.

Оценка относительной погрешности конечно-разностной аппроксимации скорости превращения для S-образных кривых

превращения при таком времени считывания сигналов составила 1,2 %. Объем резервированной оперативной памяти, необходимой для хранения данных температуры и объема превращения, составляет 360 кБайт.

1.2. МЕТОДИКА ОБРАБОТКИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ И ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММ РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА

В процессе охлаждения образца в рабочем пространстве магнитометра автоматически в ЭВМ считываются сигналы, пропорциональные температуре $P_t(I)$ и количеству ферромагнитной фазы $P_\phi(I)$.

Время превращения регистрируется программно через равные промежутки времени. Данные $P_t(I)$ и $P_\phi(I)$ считываются в ячейки памяти в двоичном коде во временных узлах. Номер I характеризует время записи данных от начала эксперимента. Обработка экспериментальных данных проводится по следующему алгоритму.

1. Расчет температуры с использованием экспериментально построенной градуировочной функции K_T :

$$T(I) = [P_t(I) - P_t(0)]K_T + T_0. \quad (2)$$

2. Определение времени начала отсчета t_0 (температура образца равна температуре A_{c3}):

$$t_0 = I \cdot t_s, \text{ если } T(I) = T_c;$$

$$t_0 = t_s \left[\frac{(I+1) \ln \left(\frac{T_i}{T_c} \right) - I \ln \left(\frac{T_{i+1}}{T_c} \right)}{\ln \left(\frac{T_i}{T_{i+1}} \right)} \right], \text{ если } T(I) \neq T_c, \quad (3)$$

где $T_i = T(I) - T_0$; T_c — критическая температура (A_{c1} или A_{c3}); t_s — время между считываниями сигнала; I — номер узла, в котором $T(I) > T_c > T(I+1)$.

3. Построение градуировочной зависимости магнитной проницаемости от температуры (K_T). Магнитная проницаемость образца определяется проницаемостью ферромагнитных фаз, составляю-

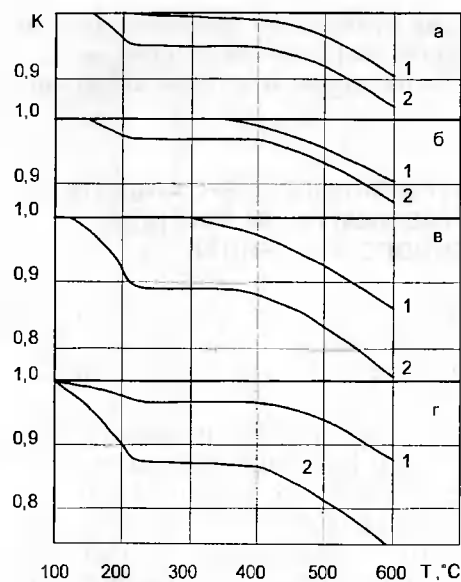


Рис. 9. Зависимости градуировочных функций от температуры некоторых марок порошковых сталей (1 — K_m , 2 — K_r). а — ПК50ДЗ, ПК40Н2М, ПК30Н2М, ПК30ДЗ; б — ПК15Н2М; в — ПК70ДЗ, ПК70Д10, ПК70Н1; г — ПК150Д2

щих сплав. В стали присутствуют две ферромагнитные фазы: Fe_α — железо ($\Theta_K = 770^\circ C$) и цементит ($\Theta_K = 210^\circ C$). Построение градуировочной функции в этих случаях сводится к определению отношения магнитной проницаемости тарировочного образца, имеющего две фазы — феррит и цементит — при различных температурах,

к магнитной проницаемости образца при комнатной температуре (рис. 9). Для температур выше $700^\circ C$ поправочный коэффициент вычисляли, согласно формуле Вейса [15]:

$$K_f(T) = \sqrt{4,3 \left(1 - \frac{T}{\Theta_K} \right)}, \quad (4)$$

где $\Theta_K = 1043 K$ — температура Кюри феррита; T — температура образца, K .

При мартенситном превращении градуировочная функция K_m определяется по формуле

$$K_{m(T)} = \begin{cases} \frac{K_f(T)}{K_f(483)} & \text{для } T \leq 483 K, \\ 1 & \text{для } T > 483 K, \end{cases} \quad (5)$$

где T — температура, K .

Если присутствует остаточный аустенит, то градуировочная функция умножается на коэффициент $(1 - \alpha_a)$, где α_a — количество остаточного аустенита. В том случае, если в стали присут-

ствует структурно свободный цементит, применяется градуировочная функция K_c :

$$K_{c(T)} = \begin{cases} \frac{K_f(T) - K_f(483)}{K_f(T_0) - K_f(483)} & \text{для } T \leq 483 K, \\ 0 & \text{для } T > 483 K. \end{cases} \quad (6)$$

4. Расчет поправочного коэффициента η_ϕ :

$$\eta_\phi = \frac{100}{P_\phi(293)}, \quad (7)$$

при этом

$$K_m(T_z)\alpha_f + K_m(T_z)\alpha_m(1 - \alpha_a) + K_r(T_z)\alpha_p + K_c\alpha_c = \eta_\phi \cdot P_\phi(T_z), \quad (8)$$

где T_z — температура, при которой закончилось фазовое превращение; α_f — количество структурно свободного феррита при комнатной температуре; α_m — количество мартенсита при комнатной температуре; α_a — количество остаточного аустенита при комнатной температуре; α_p — количество перлита при комнатной температуре; α_c — количество структурно свободного цементита.

Коэффициенты α_f , α_m , α_a , α_p определяются металлографическим методом, а α_c — магнитным.

5. Количество структурно свободного феррита определяется по формуле

$$\Lambda_f = \begin{cases} \frac{P_\phi(T)\eta_\phi}{K_m(T)} \quad \forall T \geq T_f (K_m(T_f)\alpha_f = P_\phi(T_f)\eta_\phi), \\ \alpha_f \quad \forall T < T_f, \end{cases} \quad (9)$$

где T_f — температура начала ферритного превращения.

6. Количество перлита определялось исходя из зависимости

$$\Lambda_p = \begin{cases} \frac{P_\phi(T)\eta_\phi - K_m(T)\alpha_f}{K_\phi(T)} \quad \forall T_p \leq T \leq T_f, \\ \alpha_p \quad \forall T < T_p, \\ 0 \quad \forall T > T_f, \end{cases} \quad (10)$$

где T_p определялось из уравнения

$$(K_\phi(T_p)\alpha_p = P_\phi(T_p)\eta_\phi - K_m(T_p)\alpha_f). \quad (11)$$

7. Количество мартенсита равно

$$\Lambda_p = \begin{cases} \frac{P_\phi(T)\eta_\phi - K_m(T)\alpha_f - K_\phi(T)\alpha_p - K_c(T)\alpha_c}{K_m(T)}, & \forall T_0 \leq T \leq T_m, \\ 0 & \forall T > T_m, \end{cases} \quad (12)$$

где $T_m = M_n$ (температура начала мартенситного превращения), если $\alpha_p = 0$, в противном случае $T_m = T_p$.

Определение скорости распада аустенита осуществляется конечно-разностной аппроксимацией на основании экспериментальных данных о количестве превращенной фазы. Проводили статистическую обработку экспериментальных данных либо аппроксимацией В-сплайнами с применением метода наименьших квадратов, либо методами непараметрической регрессии.

Используя такие данные, как время, температура и количество превращенного аустенита, строили термокинетические и изотермические диаграммы. Линии на этих диаграммах соединяли точки начала и конца превращения, а также точки с одинаковым количеством аустенита. С помощью данных времени, температуры и скорости распада переохлажденного аустенита строили диаграммы скоростей распада аустенита. Для этого соединяли точки с одинаковыми скоростями превращения, т. е. кривые на диаграмме скоростей показывают линии изоскорости.

ИЗОТЕРМИЧЕСКИЕ И ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ ДИАГРАММЫ

2.1. УГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ

2.1.1. ПК40 [18]

Стали изготавливали механическим смешиванием железного порошка марки ПЖ2М2, порошков никеля, хрома и молибдена, а также карандашного графита. В качестве связки использовали стеарат цинка. Максимальные размеры частиц железного порошка 160 мкм, легирующих элементов — 40 мкм. Шихту смешивали в конусном смесителе вместимостью 15 л в течение $1,44 \cdot 10^4$ с. Для определения химического состава и качества смешивания отбирали пять проб. Шихту считали годной, если отклонение химического состава по углероду и легирующим элементам не превышало ± 5 %.

Опытные образцы порошковых сталей получали однократным прессованием и спеканием, а также горячей штамповкой. Плотность (пористость) образцов после спекания определяли гидростатическим и магнитным методами [15]. Образцы порошковых сталей пористостью 10 и 17 % (плотностью 6500 и 7000 кг/м³) получали при давлении прессования 600—700 МПа и последующим спеканием в восстановительной атмосфере при 1523 К (1250 °С) в течение $(10,8—21,6) \cdot 10^3$ с. Образцы пористостью 0,5—3,0 % (плотностью 7600—7800 кг/м³) получали горячей штамповкой спеченных по указанному режиму прессовок пористостью 17 % (плотностью 6500 МПа). Нагрев заготовок до 1420 К (1150 °С) осуществляли токами высокой частоты в течение 15 с. Горячую штамповку проводили при давлении 800—1000 МПа. После штамповки заготовки охлаждали в масле. Образцы отжигали в атмосфере аргона при 1373 К (1100 °С) в течение $7,2 \cdot 10^3$ с. Содержание кислорода в образцах после спекания

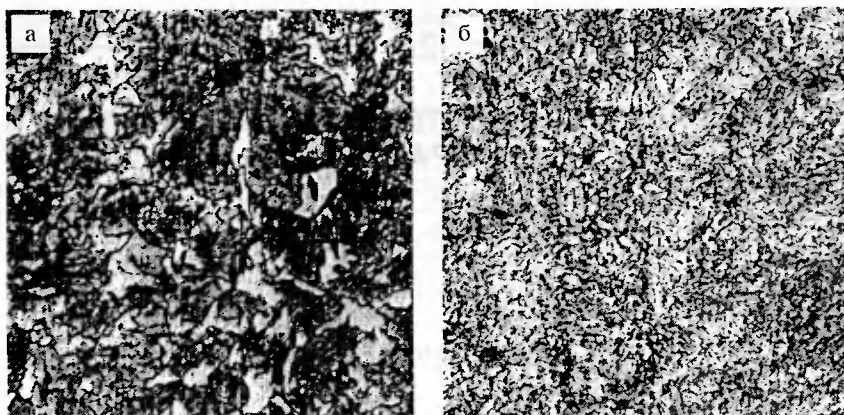


Рис. 10. Микроструктура стали ПК40 ($\times 500$).
а — после спекания (пористость 17 %), б — после горячей штамповки

составляло 0,11—0,15 %, а после штамповки и отжига — 0,05—0,12 %. Действительный размер аустенитного зерна у всех исследованных сталей соответствовал 8—9 баллам шкалы ГОСТ 5639—65. Химический состав стали ПК40 пористостью 0,5—18 % следующий, мас. %: С — 0,37—0,41, Mn — 0,55—0,72, Si — 0,45—0,55, S — 0,05, P — 0,05, O₂ — 0,25.

Структура стали после спекания и штамповки приведена на рис. 10, критические точки — в табл. 3. Структурные составляющие и твердости сталей после охлаждения с различными скоростями от температуры аустенитизации даны в табл. 4.

Для порошковых сталей ПК40 пористостью 17 % температура начала мартенситного превращения составляет до 375 °С. При охлаждении со скоростью 500 °С/с сталь закаливается на мартенсит. Уменьшение скорости до 250 °С/с вызывает образование сорбито-трооститной структуры в интервале 853—633 К с небольшим количеством мартенсита. Охлаждение со скоростями, не превышающими 100 °С/с, обеспечивает превращение аустенита по типу первой ступени, когда процессу образования феррито-карбидной смеси различной дисперсности предшествует процесс выделения избыточного феррита (рис. 11, 12).

Микроструктура стали после охлаждения с различными скоростями приведена на рис. 13. Уменьшение пористости стали ПК40 до 10 % закономерно приводит к снижению критической точки M_n до 360 °С. При охлаждении со скоростью 500 °С/с эта

Таблица 3

Критические точки

Марка стали	Плотность, кг/м ³ Пористость, %	Температура, °С		
		Ac ₁	Ac ₃	аустенитизация
ПК40	7580/0,5	746	805	860
ПК40	7034/10	742	800	860
ПК40	6490/17	738	795	860

Таблица 4

Влияние скорости охлаждения на структуру и твердость сталей ПК40 с различной пористостью (3—17 %)

Пористость, %	V _{охла} , °С/с	Структурные составляющие, %					Твердость HV
		Ф	П	С	Т	М	
3	500	—	—	—	—	100	555
	150	—	—	—	10	90	477
	100	—	—	—	28	42	415
	60	—	—	30	45	30	331
	20	30	—	70	—	—	229
	10	40	—	60	—	—	146
10	500	—	—	—	—	100	514
	150	—	—	—	40	60	331
	100	15	—	65	—	20	255
	60	20	—	80	—	—	192
	20	35	25	40	—	—	156
	10	50	50	—	—	—	131
17	500	—	—	—	—	100	331
	250	—	—	—	80	20	255
	100	15	—	85	—	—	192
	60	25	25	50	—	—	137
	20	40	60	—	—	—	75
	10	50	50	—	—	—	65

сталь также приобретает мартенситную структуру. Уменьшение скорости охлаждения до 150 °С/с приводит к образованию сорбито-трооститной структуры в интервале 350—550 °С, а ниже 350 °С оставшийся аустенит превращается в мартенсит. При скорости охлаждения 100 °С/с образуются феррито-сорбитная структура в интервале 625—575 °С и небольшое количество

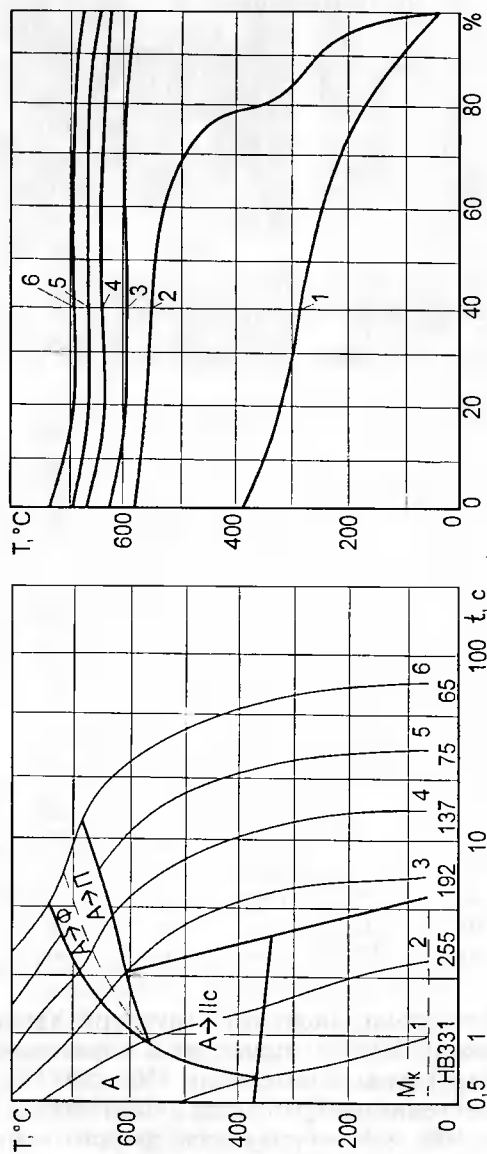


Рис. 11. Термокинетическая диаграмма стали ПК40 (пористость 17 %)

Рис. 12. Зависимость между объемом превращенного аустенита и температурой распада в стали ПК40 (пористость 17 %) (цифры у кривых соответствуют кривым охлаждения термокинетической диаграммы)

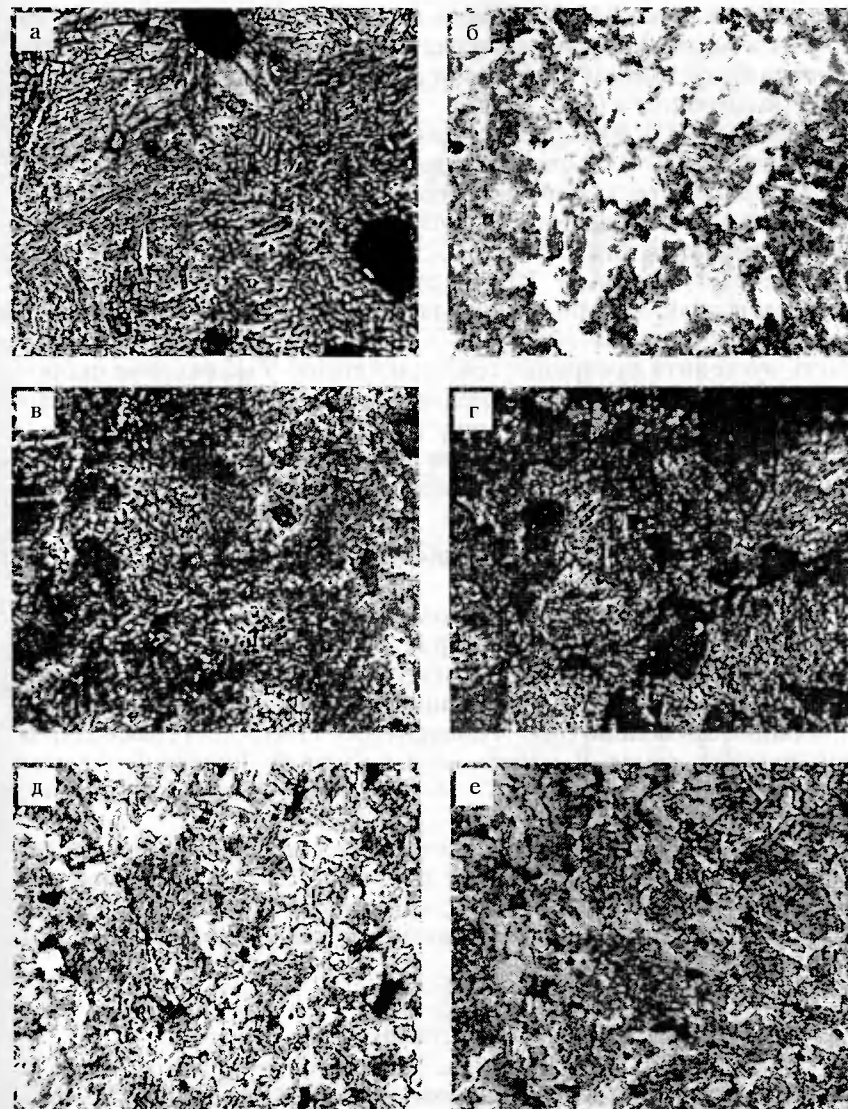


Рис. 13. Микроструктура стали ПК40 (пористость 17 %) после охлаждения с различными скоростями, °C/c ($\times 1500$).
а — 500, б — 250, в — 100, г — 60, д — 20, е — 10

мартенсита ниже 330 °С. Уменьшение скорости охлаждения до 60 °С/с и менее приводит к распаду аустенита по типу первой ступени с образованием феррито-перлитной структуры разной степени дисперсности (рис. 14, 15).

Для стали ПК40 пористостью 0,5 % критическая точка M_n соответствует 350 °С. При охлаждении со скоростью 500 °С/с эта сталь приобретает мартенситную структуру. С уменьшением скорости охлаждения до 150 °С/с в интервале 477—344 °С образуется троостит, ниже 342 °С оставшаяся часть аустенита превращается в мартенсит. При охлаждении со скоростью 100 °С/с температурный интервал распада аустенита на троостит расширяется и составляет 525—340 °С, ниже 340 °С нераспавшаяся часть аустенита превращается в мартенсит. Уменьшение скорости охлаждения до 20 °С/с и менее приводит к образованию феррито-сорбитной структуры (рис. 16, 17).

Механические свойства стали приведены в табл. 5, 6, количественные характеристики прокаливаемости — в табл. 7 [18].

2.1.2. ПК45 [20]

Сталь изготавливали на основе железного порошка ПЖ4М2 [19]. Для получения стали с пористостью 6—8 % использовали двукратное прессование с промежуточным отжигом, а с пористостью 14—28 % — однократное двухстороннее прессование. Спекание проводили при температуре 1150 °С. Температуры критических точек и начала мартенситного превращения порошковой стали ПК45 с 14—16 %-й пористостью следующие, °С: A_{c1} — 742, A_{c2} — 687, A_{c3} — 827, M_n — 358.

В работе [20] приводятся изотермические диаграммы распада переохлажденного аустенита для стали ПК45 с различной пористостью (рис. 18, 19), а также термокинетические диаграммы (рис. 20—22). Для сравнения приводится диаграмма кованой стали 45 (рис. 23).

2.1.3. ПК80

Сталь изготавливали на основе железного порошка ПЖ4М2 [22—24]. Для получения стали с пористостью 6—8 % использовали двукратное прессование и промежуточный отжиг, с пористостью 14—28 % — однократное двухстороннее прессование. Спекание проводили при температуре 1150 °С. Температуры

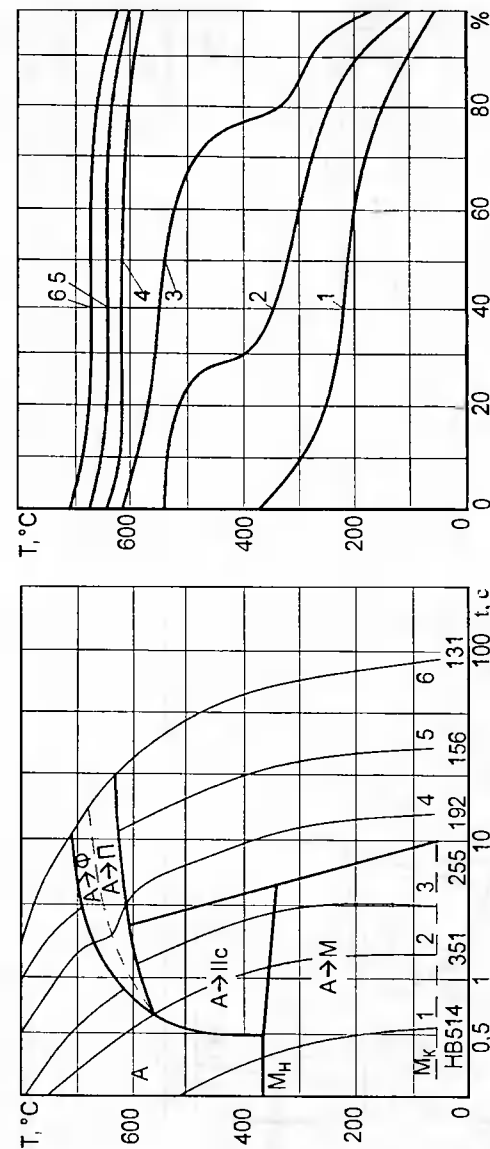


Рис. 14. Термокинетическая диаграмма стали ПК40 (пористость 10 %)

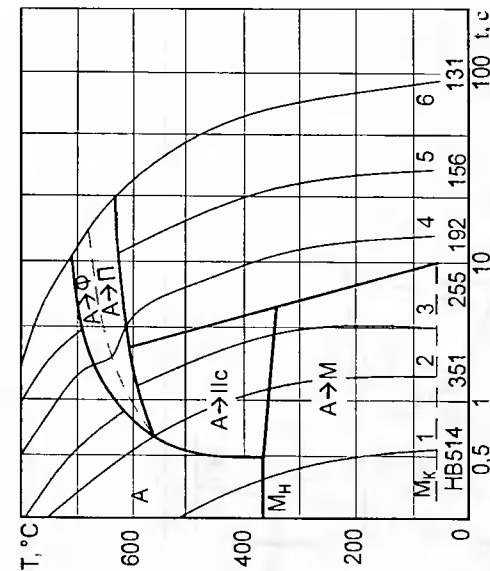


Рис. 15. Зависимость между объемом превращенного аустенита и температурой распада в стали ПК40 пористостью 10 % (цифры у кривых соответствуют кривым охлаждения термокинетической диаграммы)

Таблица 5

Параметры закалки сталей с различной пористостью

Пористость, %	$T_{\text{з}}$, К	Среда охлаждения	НВ после закалки
17	1123	Вода	321—340
10	1123	Вода	495—512
0,5	1123	Вода	532—555

Таблица 6

Механические свойства стали ПК40 после закалки и отпуска

Пористость, %	$T_{\text{отп}}$, °С	Механические свойства					
		НВ	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	ψ , %	КС-10, МДж/м ²	КСУ-10, МДж/м ²
17	180—220	286—311	520—560	—	—	0,7—0,9	—
10	200—250	387—418	1080—1120	—	—	1,6—1,9	—
0,5	200—250	418—444	1400—1520	3—5	14—16	—	1,0—1,2
	300—350	262—286	950—1150	7—9	22—25	—	2,0—2,5
	600—650	183—207	650—700	13—15	35—38	—	4,0—4,5

Таблица 7

Количественные характеристики прокаливаемости порошковой стали ПК40

Пористость, %	Расстояние от торца до зоны мартенсита, мм		Критический диаметр $D_{\text{к}}$, соответствующий заданному количеству мартенсита, при закалке в воде, мм	
	100 %	50 %	100 %	50 %
17	0,5	1,5	3	5
10	0,8	2,0	5	8
0,5	1,5	3,0	10	15

Таблица 8

Температуры критических точек порошковой стали ПК80 с различной пористостью, °С

Пористость, %	$A_{\text{с1}}$	$A_{\text{г1}}$	$M_{\text{н}}$
0*	748	653	240
8—10	742	663	266
14—16	738	676	300
26—28	733	688	340 С

* Компактная сталь У8.

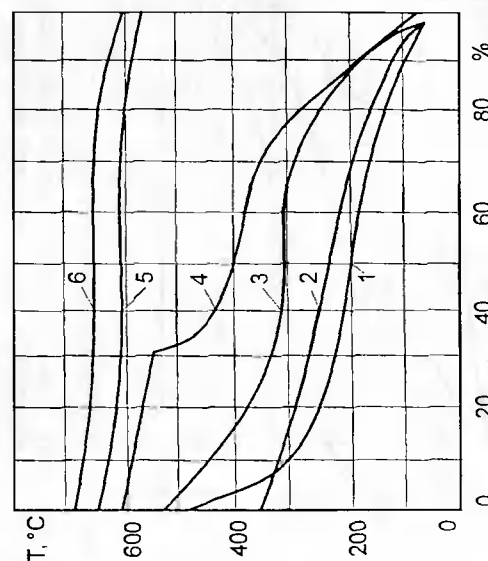


Рис. 16. Термокинетическая диаграмма стали ПК40 (пористость 0,5 %)

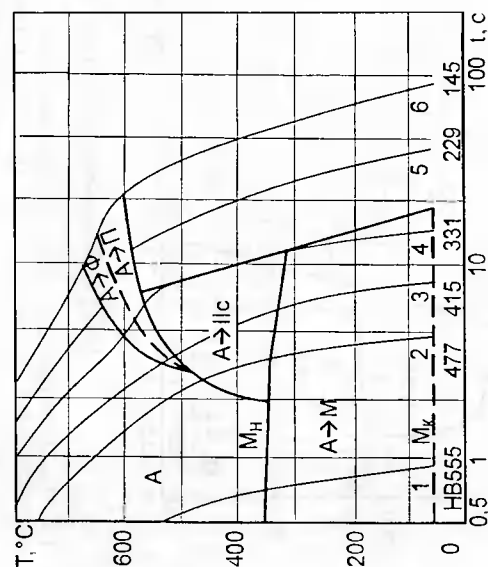


Рис. 17. Зависимость между объемом превращенного аустенита и температурой распада в стали ПК40 пористостью 0,5 % (цифры у кривых соответствуют кривым охлаждения термокинетической диаграммы)

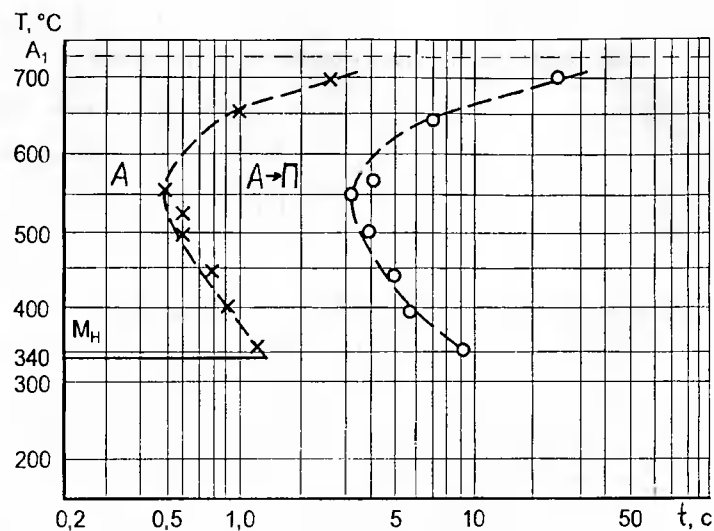


Рис. 18. С-образные кривые изотермического превращения переохлажденного аустенита стали ПК45 с 6—8 %-й пористостью

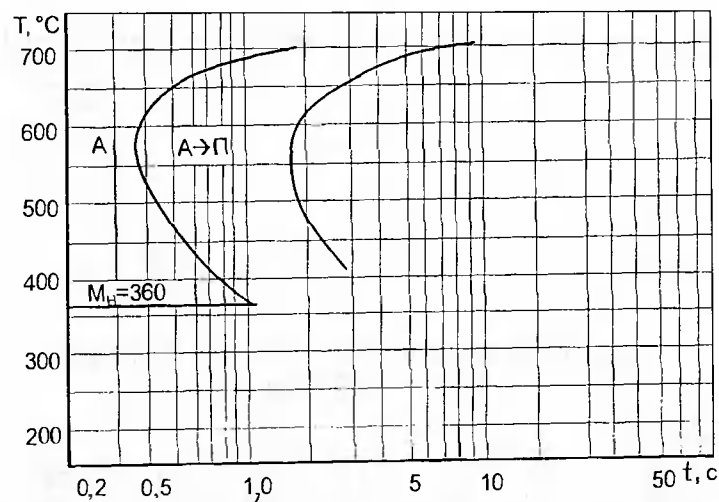


Рис. 19. С-образные кривые изотермического превращения переохлажденного аустенита стали ПК45 с 26—28 %-й пористостью

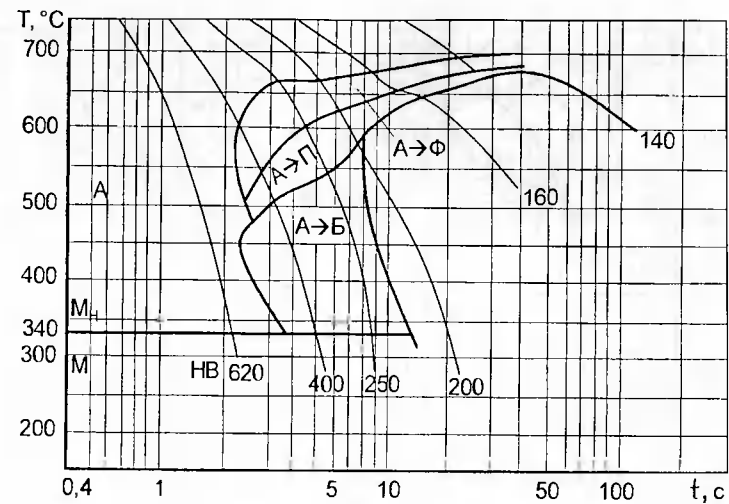


Рис. 20. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали с содержанием 0,4—0,45 % С и 6—8 %-й пористостью

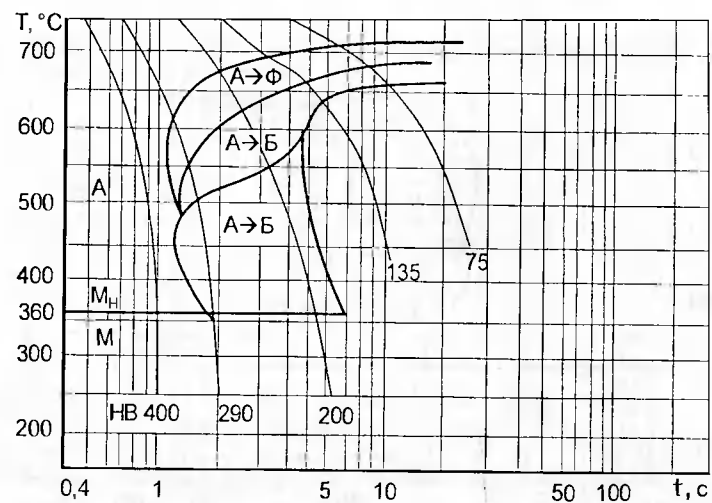


Рис. 21. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали с содержанием 0,4—0,45 % С и с 14—16 %-й пористостью

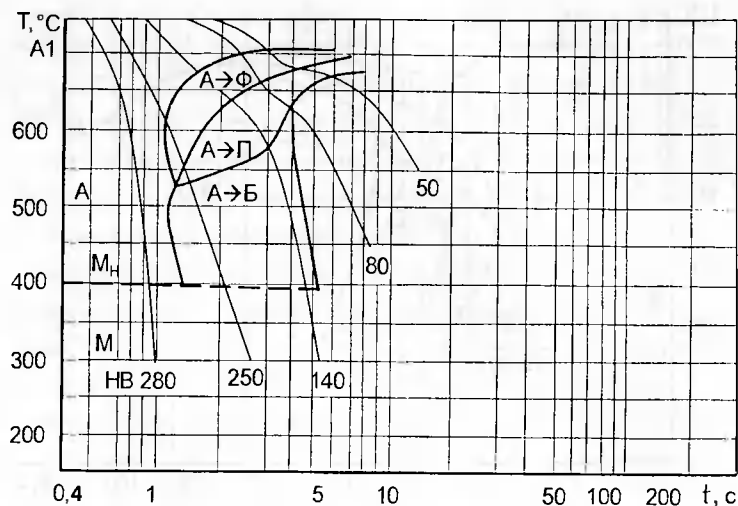


Рис. 22. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали с содержанием 0,4—0,45 % С и с 26—28 %-й пористостью

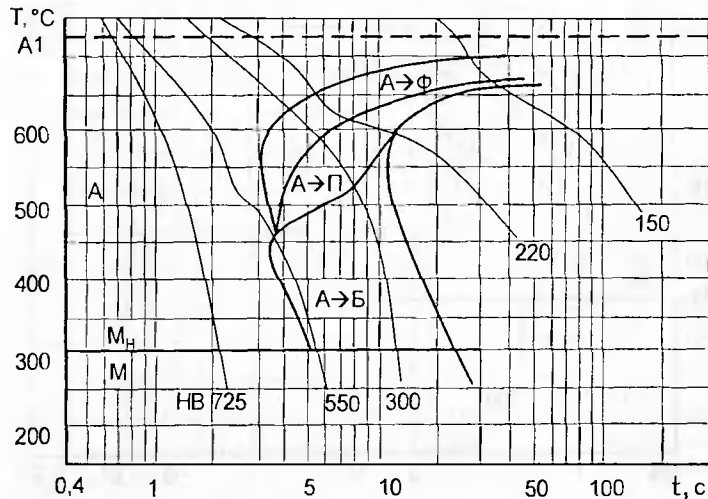


Рис. 23. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита кованой стали 45

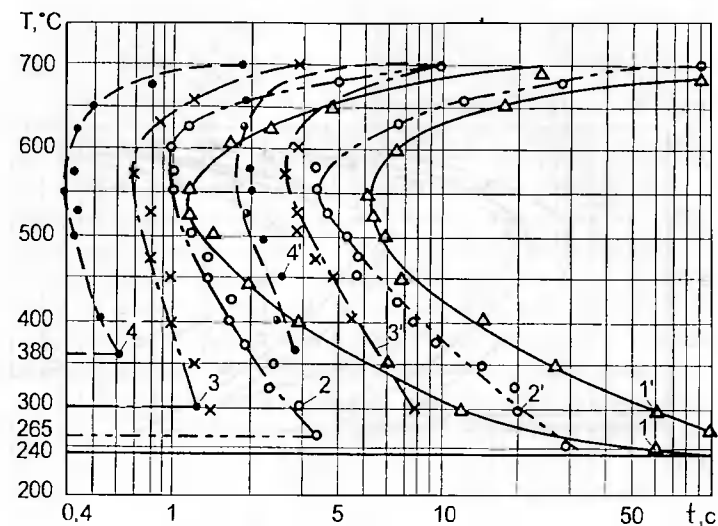


Рис. 24. С-образные кривые изотермического превращения переохлажденного аустенита стали ПК80 с различной пористостью и стали У8.

1, 1' — сталь У8; 2, 2', 3, 3', 4, 4' — ПК80 с пористостью 6—8, 15—16, 26—28 % соответственно. 1—4 — начало превращения; 1'—4' — конец превращения

критических точек и начала мартенситного превращения приведены в табл. 8.

В работе [20] приводятся изотермические диаграммы распада переохлажденного аустенита для стали ПК80 с различной пористостью (рис. 24). Для сравнения приведены С-образные кривые компактной стали У8. Исследовано влияние размера исходного порошка железа на кинетические процессы фазовых превращений стали ПК80. Для этого порошок ПЖ 4М2 рассеивался на крупную (ПЖ4к) и мелкую (ПЖ4м) фракции. На рис. 25 представлены изотермические диаграммы стали с различной пористостью, полученные на основе этого порошка. На рис. 26—33 для этих сталей приведены термокинетические диаграммы.

В работе [21] содержатся С-образные диаграммы изотермического распада аустенита стали ПК80 с пористостью 24 %. Сталь получена на основе порошков железа ПЖ2М3 (ГОСТ 9849—74) и графита ГК-3 (ГОСТ 4404—78). Спекание осуществляли при $T = 1200^\circ\text{C}$ в атмосфере водорода. На рис. 34 дана изотермическая диаграмма стали ПК80, а на рис. 35—38 — изотермические диаграммы этой же стали после холодной прокатки с различным обжатием. Температура аустенитизации 800°C .

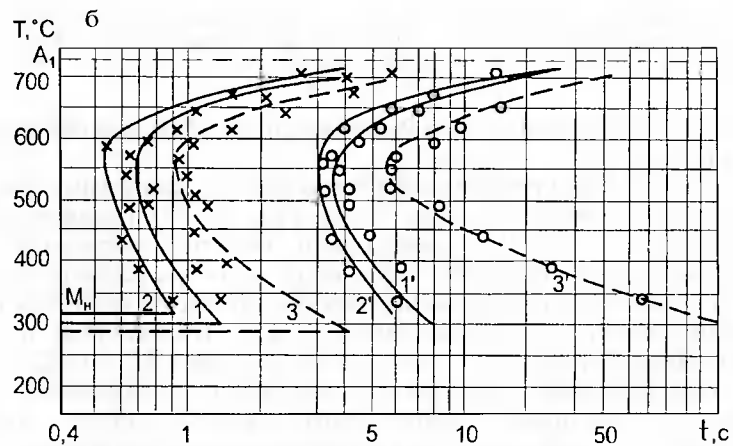
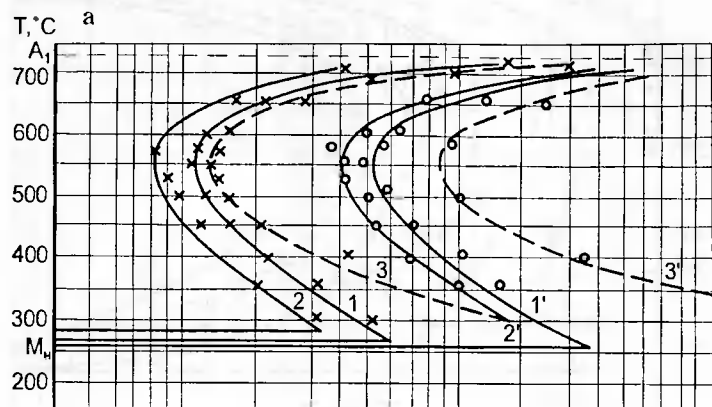


Рис. 25. С-образные кривые изотермического превращения переохлажденного аустенита стали ПК80 с различной пористостью. а — пористость 6—8 %, б — 15—16 %; 1, 1' — порошок ПЖ4М2, 2, 2' — ПЖ4м, 3, 3' — ПЖ4к

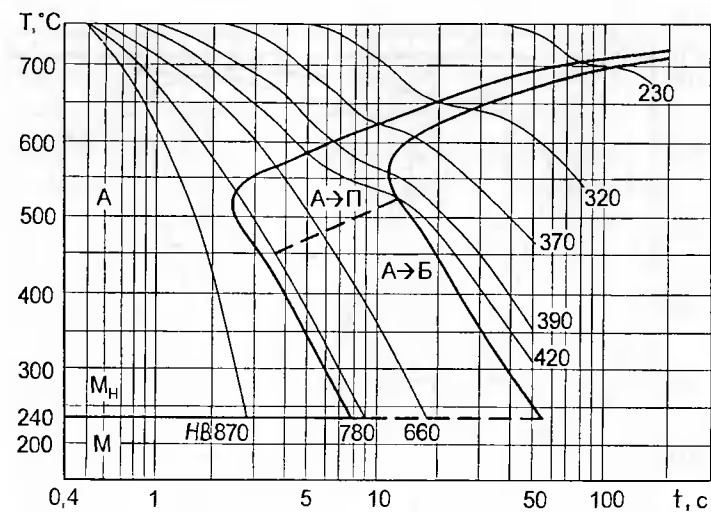


Рис. 26. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали У8

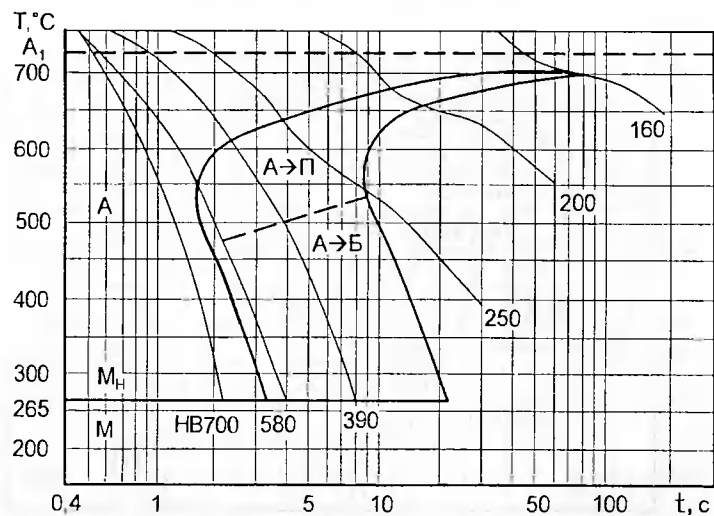


Рис. 27. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали ПК80 с 6—8 %-й пористостью

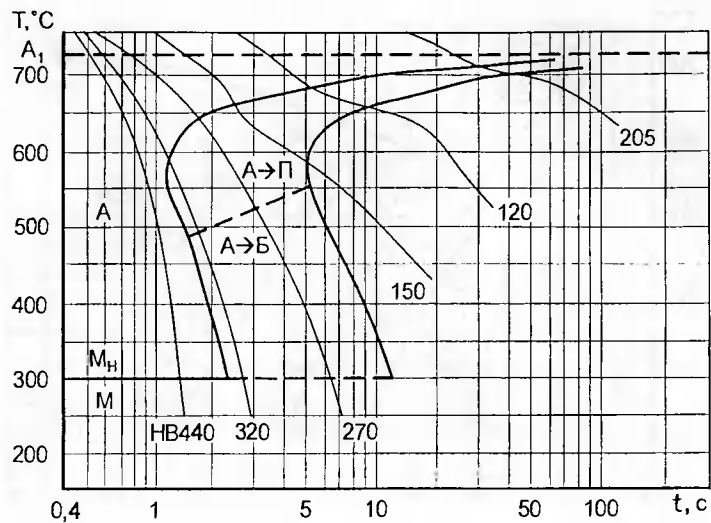


Рис. 28. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали ПК80 с 14—16 %-й пористостью

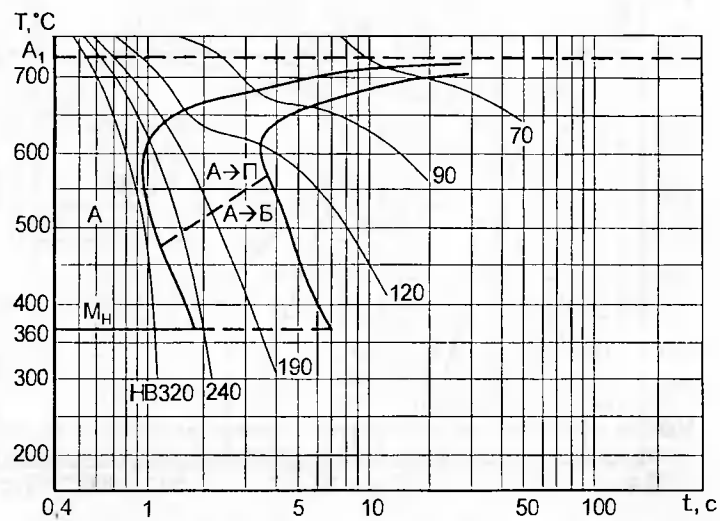


Рис. 29. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали ПК80 с 26—28 %-й пористостью

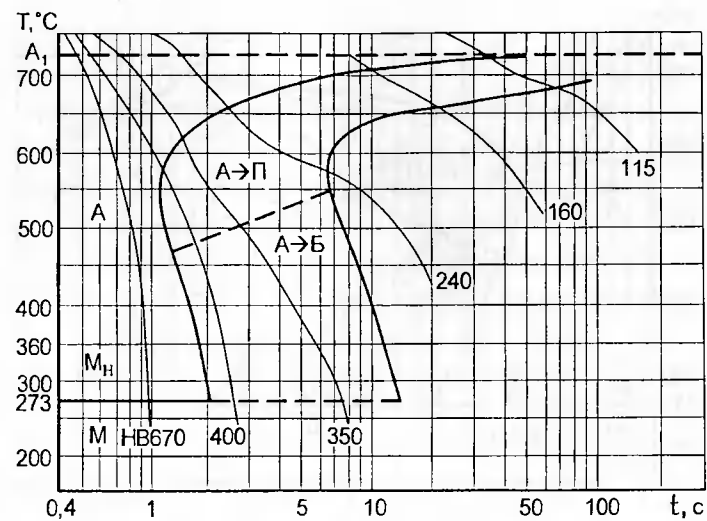


Рис. 30. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали ПК80, изготовленного на основе порошка ПЖ4м, с 6—8 %-й пористостью

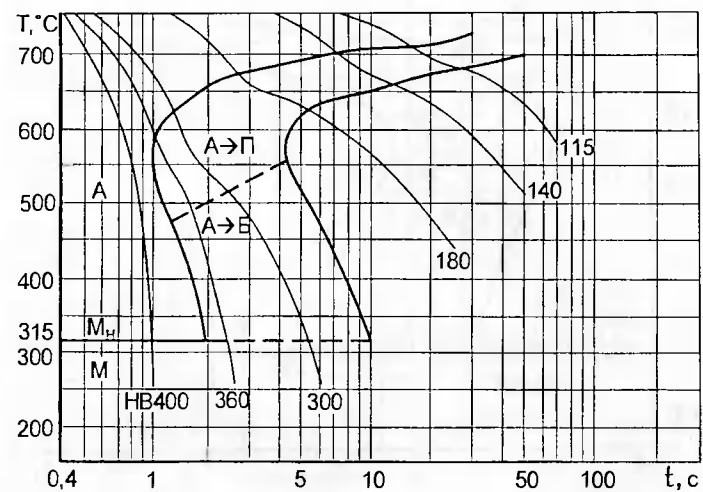


Рис. 31. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали ПК80, изготовленного на основе порошка ПЖ4к, с 6—8 %-й пористостью

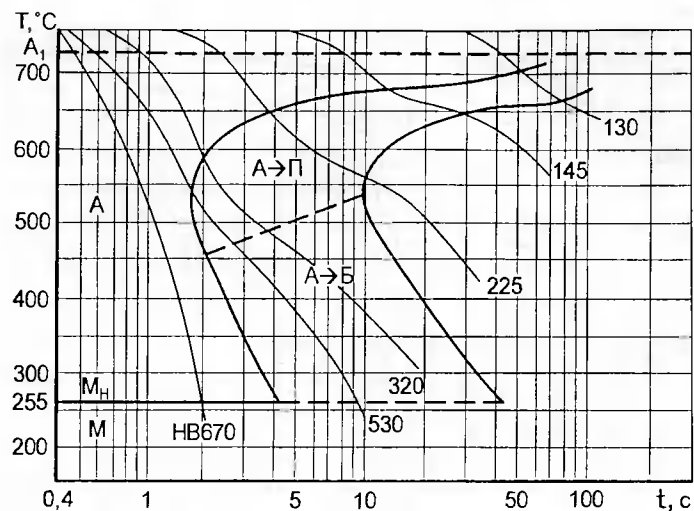


Рис. 32. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали ПК80, изготовленного на основе порошка ПЖ4м, с 14—16 %-й пористостью

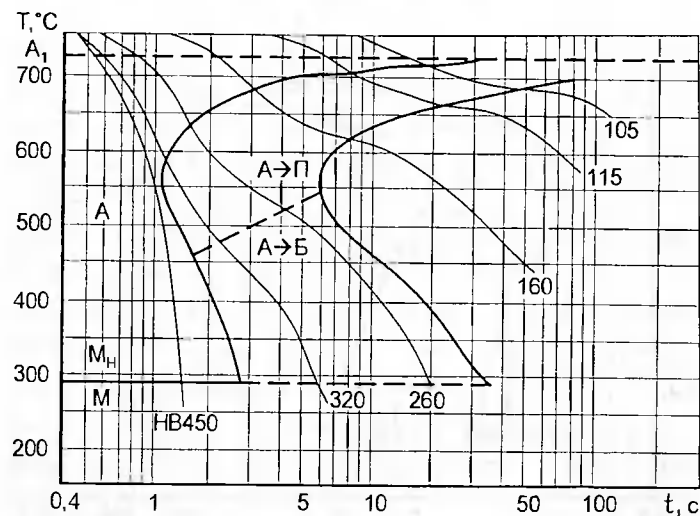


Рис. 33. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали ПК80, изготовленного на основе порошка ПЖ4к, с 14—16 %-й пористостью

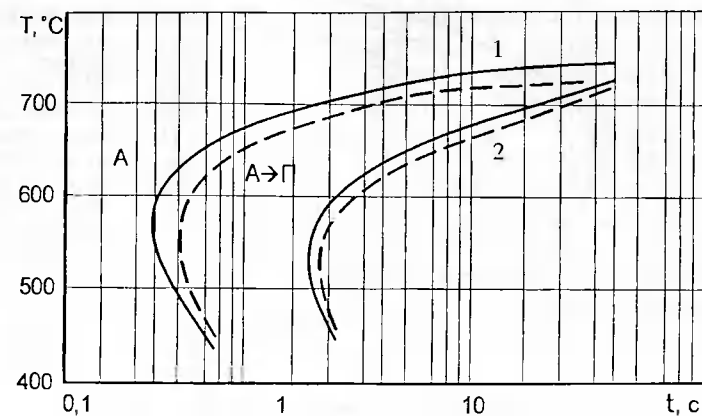


Рис. 34. Изотермическая диаграмма стали ПК80 с пористостью 24 %.

1 — время аустенитизации 60 с, 2 — 540 с

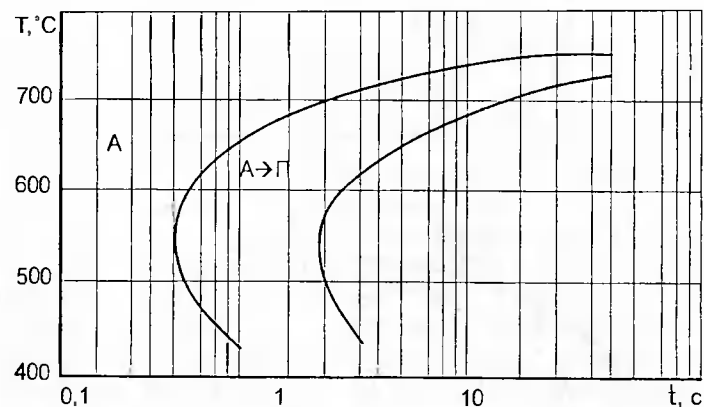


Рис. 35. Изотермическая диаграмма стали ПК80 с пористостью 24 % после холодного деформирования со степенью $\lambda = 20$ %, время аустенитизации 60 с

2.1.4. ПК120 [20]

Сталь изготавливали на основе железного порошка ПЖ4М2 [22]. Для получения стали с пористостью 6—8 % использовали двукратное прессование с промежуточным отжигом, а с пористостью 14—28 % — однократное двухстороннее прессование. Спекание проводили при температуре 1150 °С. Температуры критических точек и начала мартенситного превращения порошковой стали ПК120 с 14—16 %-й пористостью следующие, °С: A_{c1} — 740, A_{r1} — 680, A_{cm} — 782, M_n — 272.

В работе [20] приводятся С-образные диаграммы распада переохлажденного аустенита для стали ПК120 с различной пористостью (рис. 39, 40), а также термокинетические диаграммы (рис. 41—43). Для сравнения приводится диаграмма ковanej стали У12 (рис. 44).

2.2. МЕДИСТЫЕ СТАЛИ

2.2.1. ПК30ДЗ [81]

В качестве исходного материала для спеченных сталей использовали порошки: железный ПЖ2М2 [26], карбонильный никель ПНК0Т-2 [27], молибденовый порошок [28], медный порошок ПМС-1 [29], карандашный графит ГК-2 [30]. Смазкой служил стеарат цинка [31]. Для уменьшения содержания кислорода в железном порошке проводили восстановительный отжиг в среде диссоциированного аммиака при температуре 800 ± 20 °С и выдержке 60 ± 15 мин.

Полученную после восстановительного отжига губку ($O_2 < 0,05$ %) размалывали в дробилке ЛДМ-1 и просеивали через сетку 016 [32]. Шихту для опытных партий деталей перемешивали в течение 6 ч в конусном смесителе 915 ПФ15 емкостью 15 кг. Для определения химического состава и качества смешивания брали пять проб. Шихту считали годной, если отклонение по углероду и легирующим элементам не превышало 0,05 %.

Образцы получали однократным прессованием с усилием 700 МПа. Спекание проводили в электропечи СНЗ 6.12.4/12 в течение 4 ч в среде диссоциированного аммиака с точкой росы -40 °С и в лабораторной установке (см. главу 3), совмещающая спекание с закалкой и самоотпуском. При спекании в электропечи СНЗ 6.12.4/12 для предотвращения обезуглероживания при-

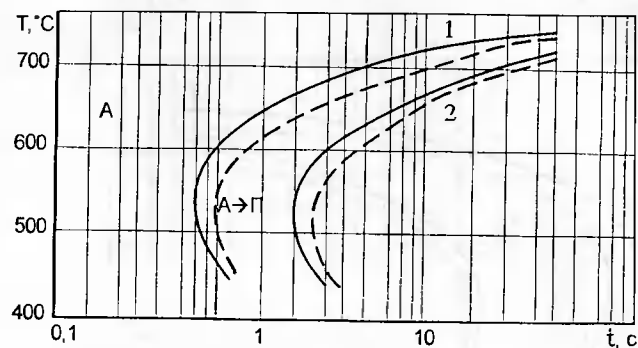


Рис. 36. Изотермическая диаграмма стали ПК80 с пористостью 24 % после холодного деформирования со степенью $\lambda = 30$ %. 1 — время аустенизации 60 с, 2 — 540 с

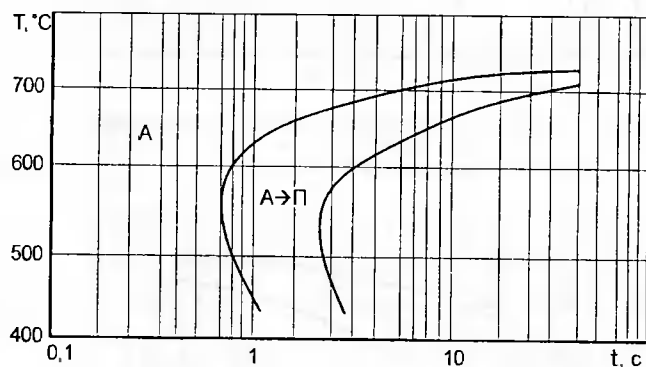


Рис. 37. Изотермическая диаграмма стали ПК80 с пористостью 24 % после холодного деформирования со степенью $\lambda = 40$ %, время аустенизации 60 с

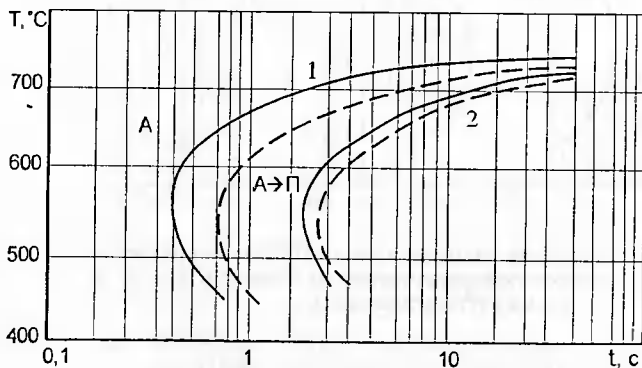


Рис. 38. Изотермическая диаграмма стали ПК80 с пористостью 24 % после холодного деформирования со степенью $\lambda = 50$ %. 1 — время аустенизации 60 с, 2 — 540 с

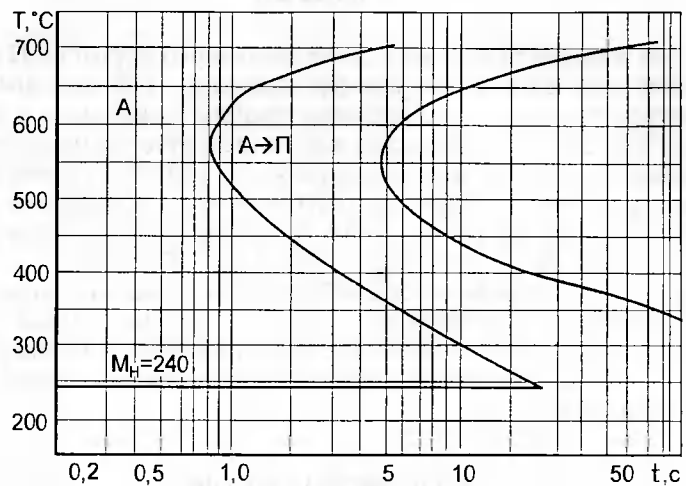


Рис. 39. С-образные кривые изотермического превращения переохлажденного аустенита стали ПК120 с 6—8 %-й пористостью

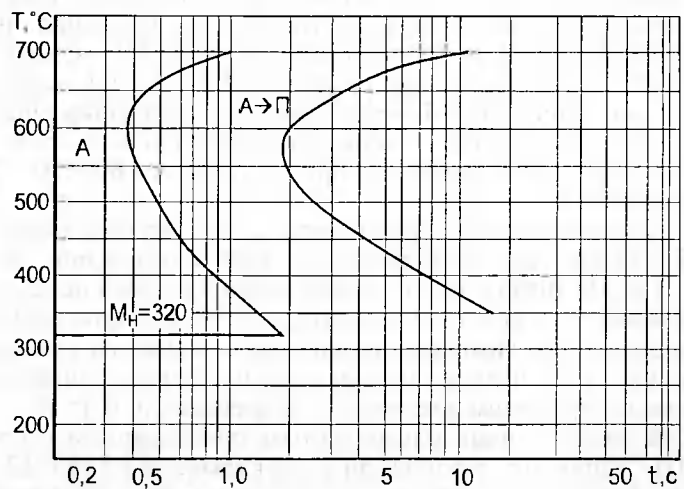


Рис. 40. С-образные кривые изотермического превращения переохлажденного аустенита стали ПК120 с 26—28 %-й пористостью

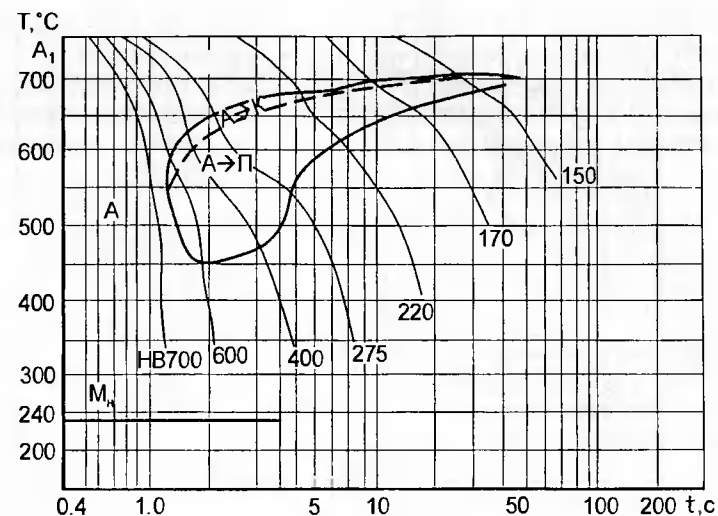


Рис. 41. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали ПК120 с 6—8 %-й пористостью

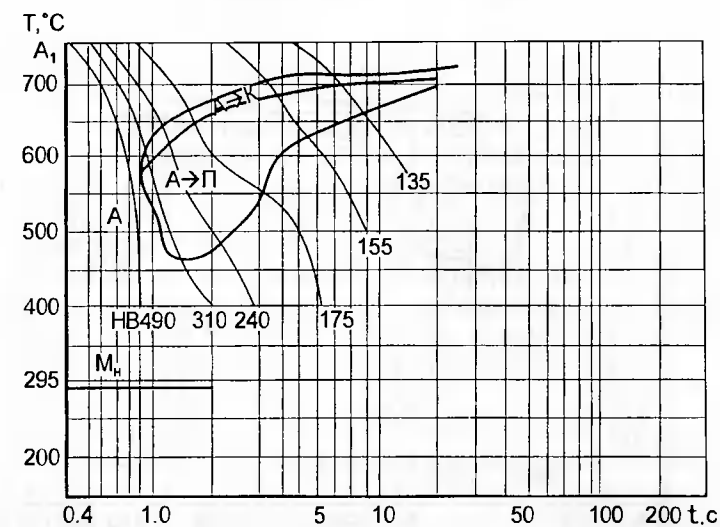


Рис. 42. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали ПК120 с 14—16 %-й пористостью

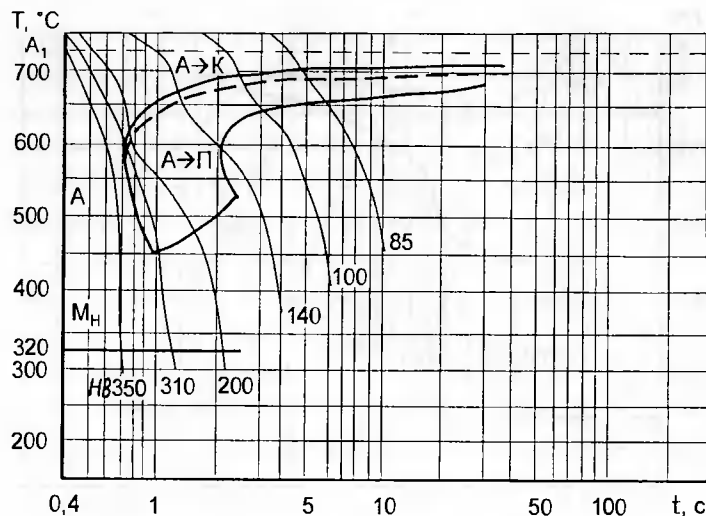


Рис. 43. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали ПК120 с 26—28 %-й пористостью

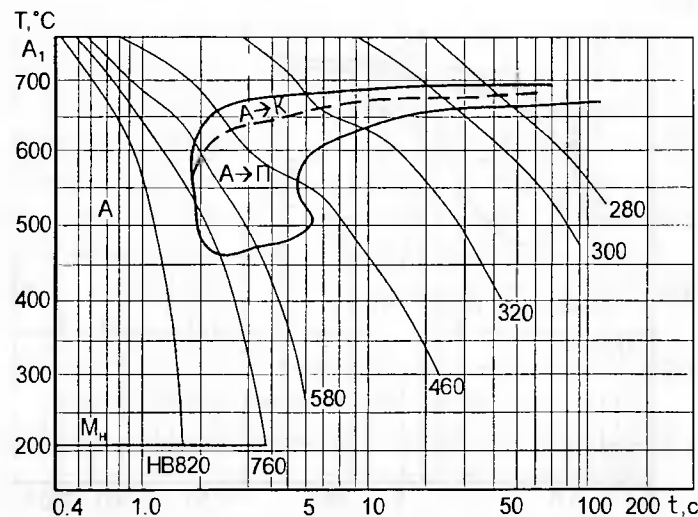


Рис. 44. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита кованой стали У12

меняли засыпку из глинозема Г5 [33] с 0,6 % графита литейного ГЛ-1 [34]. Плотность образцов после спекания определяли гидростатическим методом [35]. Спекание медно-графитовых композитов проводили при температуре 1150 °С. Физико-механические свойства порошковых материалов следующие: плотность — 6600 кг/м³, содержание С — 0,32 мас. %, Cu — 2,7 мас. %.

Структура исходных образцов после спекания представляла собой феррито-перлитную смесь, содержащую 40 % перлита и 60 % феррита. Дисперсность перлита соответствует 3—5 баллам, микротвердость $H_{кв} = 1540$ МПа (рис. 45, а). Твердость стали HV 74. Параметры решетки α -твердого раствора $a = 2,8652 \pm 0,0012$ Å.

Аустенинизацию опытных образцов проводили при температуре 860 °С в течение 600 с. Термокинетическая диаграмма и диаграмма скоростей распада приведены на рис. 46 и 47. Зависимость кинетических параметров превращения структурных составляющих и твердости от скорости охлаждения стали приведены в табл. 9. При охлаждении от температуры аустенизации со скоростью от 500 до 260 °С/с образовалась феррито-сорбитная структура с твердостью HV от 135—156. Микротвердость сорбита $H_{кв} = 2170$ МПа.

Максимальная скорость распада составила 48 %/с (см. табл. 9). Так как критическая скорость закалки не была достигнута, оценить температуру мартенситного превращения невозможно. При уменьшении скорости охлаждения происходило уменьшение скорости фазовых превращений и увеличивалось количество феррита в структуре (см. рис. 47). Это в свою очередь приводило к уменьшению твердости.

Обращает на себя внимание тот факт, что на диаграмме скоростей распада присутствует один максимум скорости превращения. Это указывает на то, что в температурно-временном интервале превращение аустенита в феррит и в перлит не разделено.

2.2.2. ПК50ДЗ [81]

Технология получения стали ПК50ДЗ аналогична получению стали ПК30ДЗ. Физико-химические свойства порошковой стали ПК50ДЗ следующие: плотность — 6670 кг/м³, содержание С¹ — 0,47 мас. %, Cu² — 2,7 мас. %.

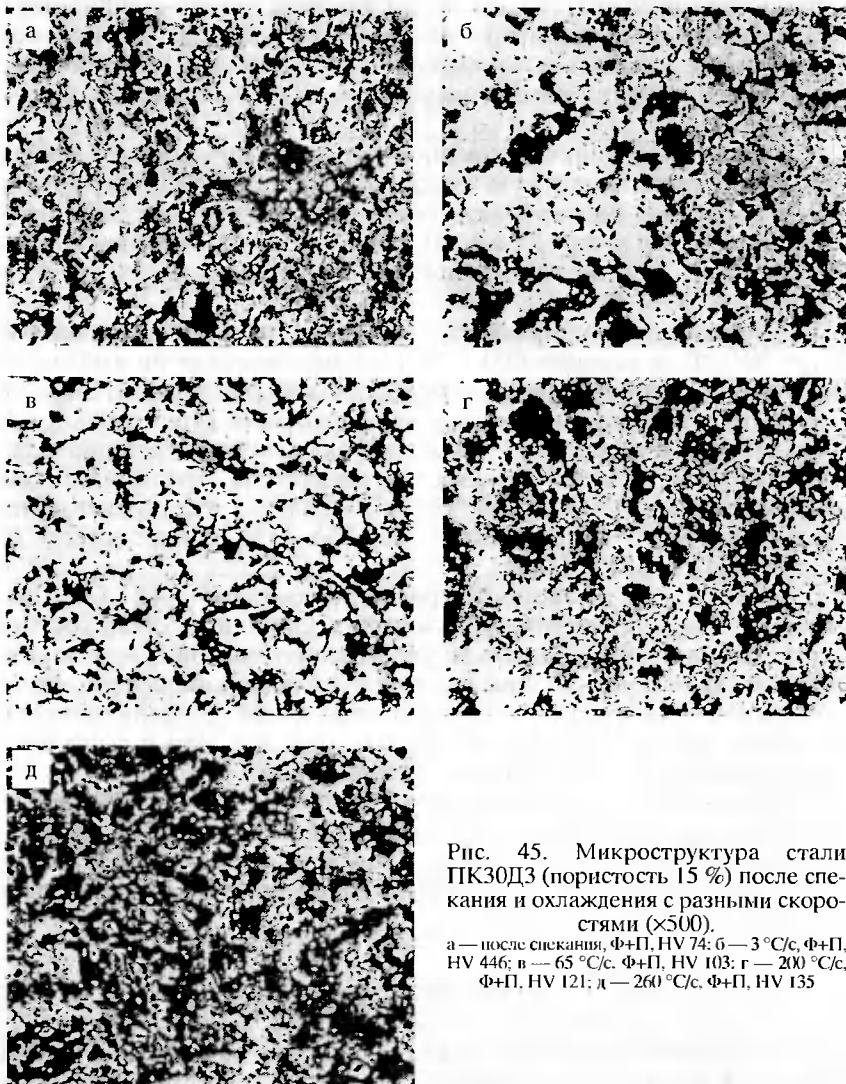


Рис. 45. Микроструктура стали ПК30Д3 (пористость 15 %) после спекания и охлаждения с разными скоростями ($\times 500$).
а — после спекания, Ф+П, HV 74; б — $3^\circ\text{C}/\text{с}$, Ф+П, HV 446; в — $65^\circ\text{C}/\text{с}$, Ф+П, HV 103; г — $200^\circ\text{C}/\text{с}$, Ф+П, HV 121; д — $260^\circ\text{C}/\text{с}$, Ф+П, HV 135

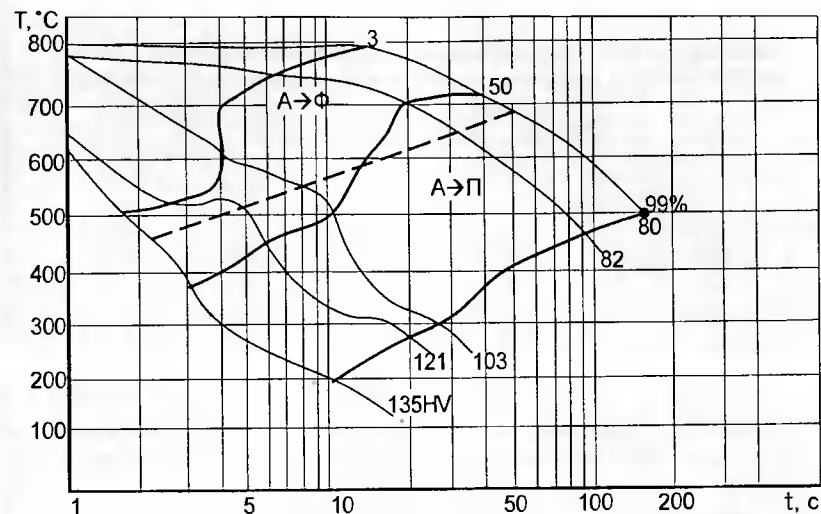


Рис. 46. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали ПК30Д3 (пористость 15 %)

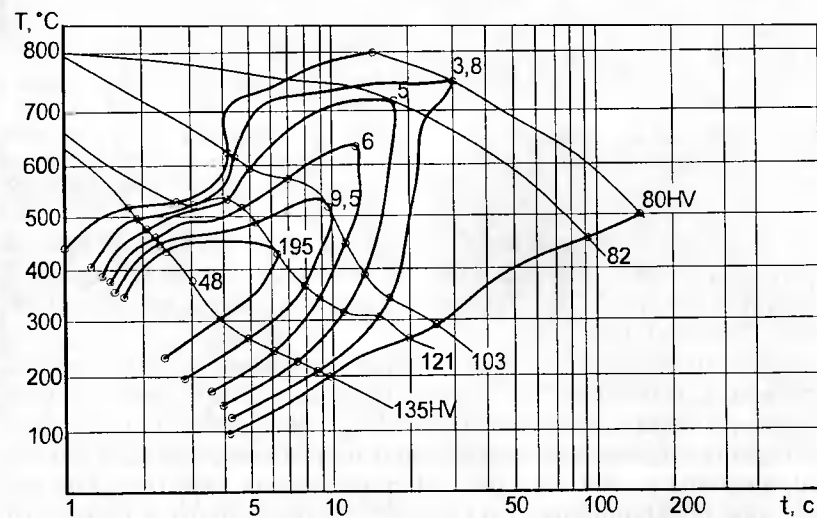


Рис. 47. Диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита стали ПК30Д3 пористостью 15 % (цифры у кривых показывают скорость превращения, %/с)

Таблица 9

Зависимость кинетических параметров превращения, структурных составляющих и твердости от скорости охлаждения стали ПК30Д3

Скорость охлаждения, °C/c	Средняя скорость распада аустенита, %/с	Скорость распада при 5 %-м превращении, %/с	Максимальная скорость распада, %/с	Количество структурных составляющих, %		Температура распада, °C		Твердость, HV
				Ф	П	начала	конца	
3,0	0,75	1,3	3,8	62	38	840	460	80±10
6,5	1,40	1,8	5,3	62	38	724	440	82±15
65	4,3	5,1	9,5	44	56	591	299	103±19
200	9,1	5,7	19,5	28	72	540	260	121±17
260	12,3	6,5	48,0	27	73	539	192	135±20

Таблица 10

Зависимость кинетических параметров превращения, структурных составляющих и твердости от скорости охлаждения стали ПК50Д3

Скорость охлаждения, °C/c	Средняя скорость распада аустенита, %/с	Скорость распада при 5 %-м превращении, %/с	Максимальная скорость распада аустенита, %/с		Структурные составляющие, %			Температура распада, °C		Твердость, HV
			Бездиффузионная область	Диффузионная область	Ф	П	М	начала	конца	
3,4	1,50	1,5	—	3,96	40	60	—	840	565	74±10
4	2,67	1,75	—	5,85	35	65	—	724	548	90±15
55	2,08	7,2	—	16,2	15	85	—	691	123	95±19
314	4,08	14,7	0,85	16,3	—	90	10	554	100	165±17
800	11,1	8	56,5	8,0	—	15	85	340	97	222±20
880	20,4	7	63	—	—	—	100	300	90	320±32

Структура образцов после спекания представляла феррито-перлитную смесь, содержащую 40 % феррита и 60 % перлита. Твердость стали HV 70. Параметры решетки α -твердого раствора $a = 2,8678 \pm 0,0007 \text{ \AA}$.

Аустенитизацию опытных образцов проводили при температуре 840 °C в течение 600 с. Дисперсность перлита соответствовала 4—6 баллам, микротвердость $H_{\text{кв}} = 1632 \text{ МПа}$ (рис. 48, а).

Термокинетическая диаграмма и диаграмма скоростей распада приведены на рис. 49 и рис. 50. Зависимость кинетических параметров превращения структурных составляющих и твердости от скорости охлаждения стали приведены в табл. 10.

При охлаждении от температуры аустенитизации со скоростью более 530 °C/c структура состоит из мелкоигольчатого мар-

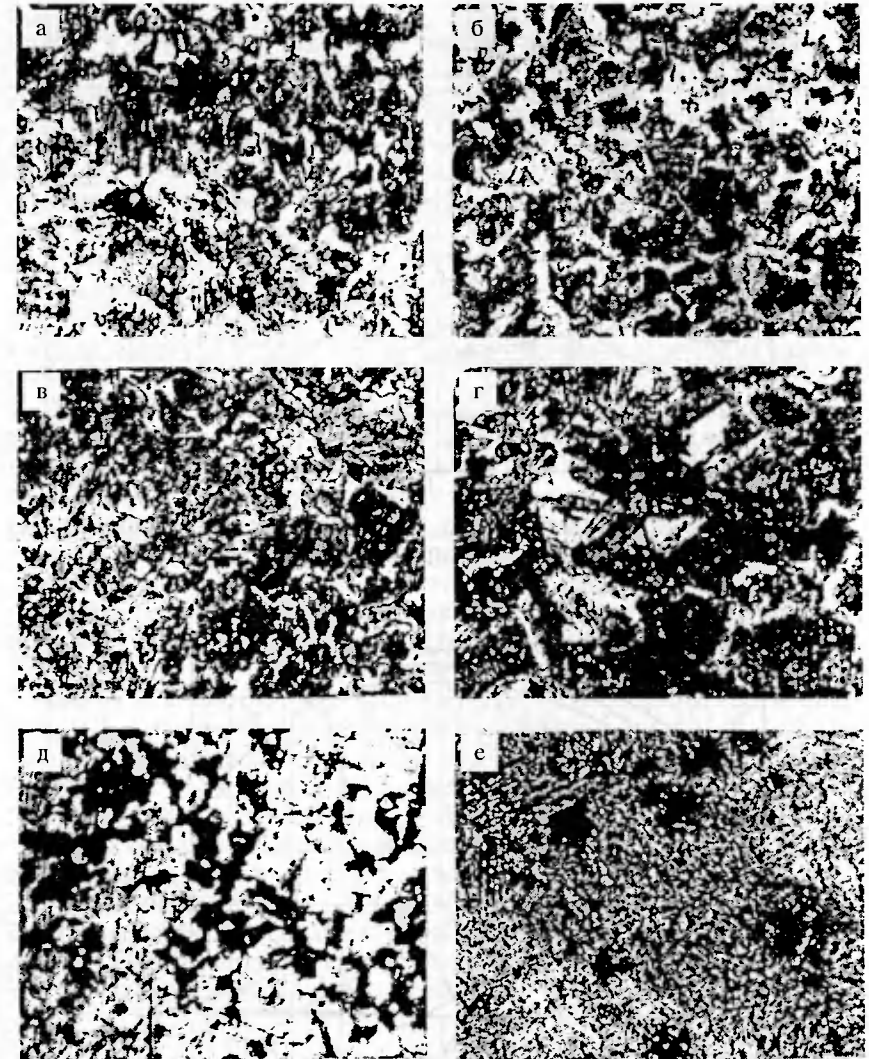


Рис. 48. Микроструктура стали ПК50Д3 ($\Theta = 15 \%$) после спекания и охлаждения с разными скоростями ($\times 500$). а — после спекания, Ф+П, HV 70; б — 3,4 °C/c, Ф+П, HV 74; в — 55 °C/c, Ф+П, HV 95; г — 314 °C/c, П+М, HV 165; д — 800 °C/c, П+М, HV 222; е — 880 °C/c, М, HV 320

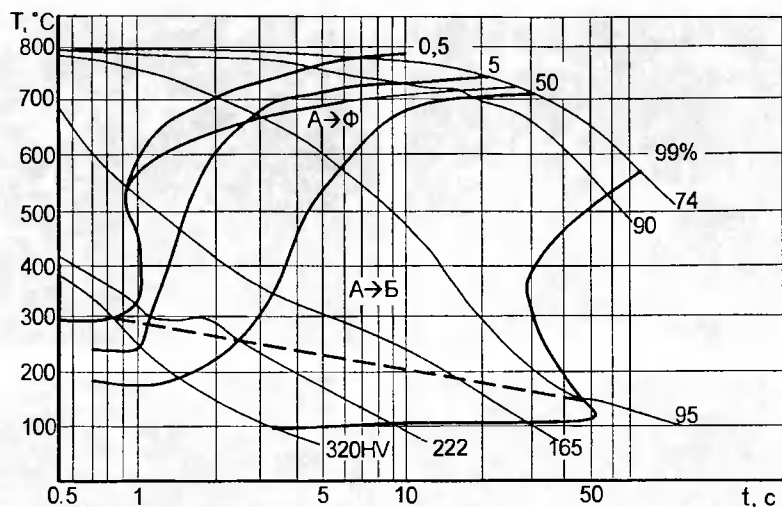


Рис. 49. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали ПК50Д3 (пористость 15 %)

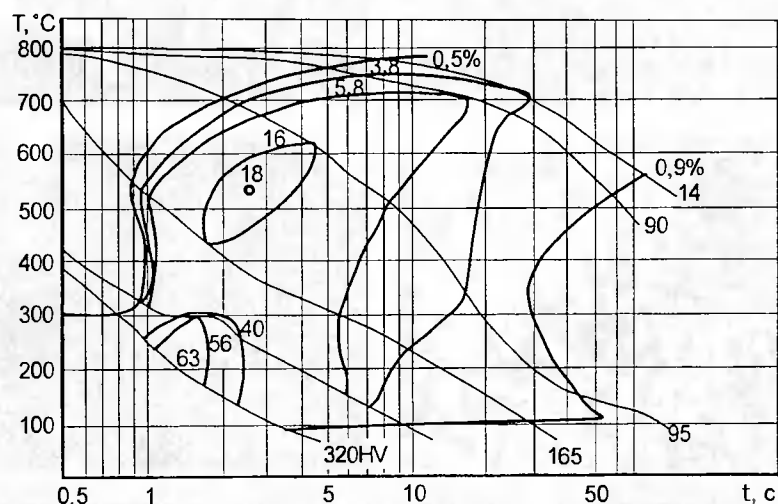
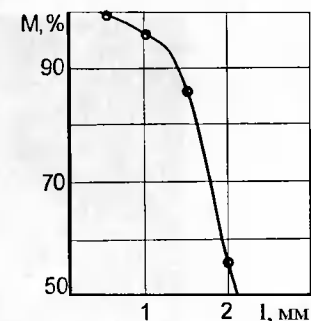


Рис. 50. Диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита стали ПК50Д3 пористостью 15 % (цифры у кривых показывают скорость превращения, %/с)

Рис. 51. Изменение расчетного содержания мартенсита в структуре по длине образца после торцевой закалки стали ПК50Д3



тенсита (рис. 48,б). Твердость мартенсита $H_{\text{кн}} = 5210 \text{ МПа}$, средняя скорость образования его $20,4 \text{ \%}/\text{с}$ при охлаждении $570 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$. Температура начала мартенситного превращения $250 \text{ }^\circ\text{C}$. Уменьшение скорости охлаждения приводит к образованию троостито-бейнитной смеси (15 %) (рис. 48, в), что влечет значительное понижение твердости HV с 320 до HV 220.

Обращает на себя внимание тот факт, что при этом увеличивается скорость распада на начальном этапе превращения. Так, при скорости охлаждения выше критической и при 5 %-м превращении скорость распада составила $7 \text{ \%}/\text{с}$, а при охлаждении со скоростью ниже критической — $8 \text{ \%}/\text{с}$. На кривой распада отмечается перегиб, что указывает на независимость перлитного и мартенситного превращений в температурно-временном пространстве. В феррито-перлитной области максимальная скорость превращения $16,3 \text{ \%}/\text{с}$ зарегистрирована при охлаждении со скоростью $314 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, в то время как в мартенситной области скорость распада всегда возрастает при увеличении скорости охлаждения. Минимальная устойчивость аустенита $0,9 \text{ с}$ при температуре $500 \text{ }^\circ\text{C}$. В случае охлаждения со скоростью меньше $314 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ в структуре наблюдается структурно-свободный феррит. Его количество увеличивается с уменьшением скорости охлаждения (см. рис. 48).

Прокаливаемость стали определяли расчетным путем на основании диаграммы скорости распада (см. рис. 50) по методике, описанной в работе [25]. На рис. 51 показано изменение расчетного содержания мартенсита. Количественные данные прокаливаемости стали ПК50Д3 таковы: пористость — 15 %, расчетное расстояние от торца 90 мм до зоны с мартенситом — $1,1 \text{ \%}$, торца 50 мм — $2,1 \text{ \%}$.

2.2.3. ПК70Д3 [36]

Технология получения этой стали аналогична получению стали ПК30Д3. Физико-химические свойства ее после спекания следующие: плотность — $6600 \text{ кг}/\text{м}^3$, содержание C — $0,68 \text{ мас. \%}$, Si — $2,7 \text{ мас. \%}$.

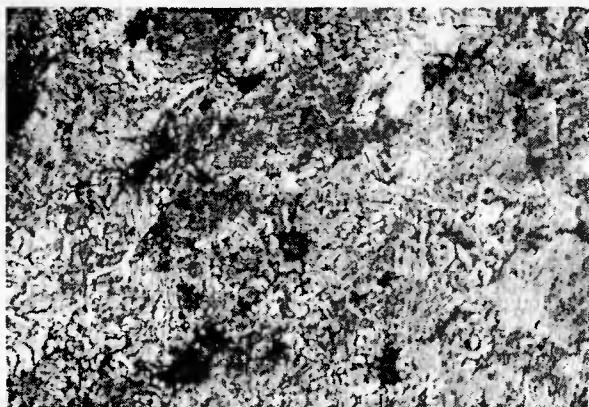


Рис. 52. Микроструктура стали ПК70Д3 плотностью 6600 кг/м³ после спекания

Микроструктура образцов в стали ПК70Д3 (0,69 % С) после спекания показана на рис. 52. Она представляет собой феррито-перлитную смесь, содержащую 9 % структурно-свободного феррита. Дисперсность перлита — 5—8 баллов [37], твердость HV 151. Параметры решетки α -твердого раствора $a = 2,8668 \text{ \AA}$.

Аустенизацию опытных образцов проводили при температуре 870 °С в течение 600 с. Аналогичные режимы аустенизации для данной марки стали используются в производстве. При исследовании закономерностей превращения аустенита при непрерывном охлаждении магнитометрические образцы после аустенизации охлаждались в аргоне со скоростью 2—40 °С/с и в масле со скоростью 75—300 °С/с. На основании зарегистрированных на магнитометре данных по описанной ранее методике строили зависимости количества превращенного аустенита и скорости его распада от температуры и времени охлаждения. Эти зависимости — основа для построения термокинетических диаграмм и диаграмм скоростей распада аустенита (рис. 53, 54).

В стали при охлаждении от температуры аустенизации со скоростью 300 °С/с образуется мартенсит. Температура начала образования мартенсита составляла 235 °С. Структура закалки состояла из мелких игл мартенсита, средний размер игл $4 \cdot 10^{-6} \text{ м}$ (3 балла). Между иглами мартенсита находились участки остаточного аустенита. Тетрагональность мартенсита c/a составляла 1,025, а микротвердость $H_{\text{кв}} = 7150 \text{ МПа}$.

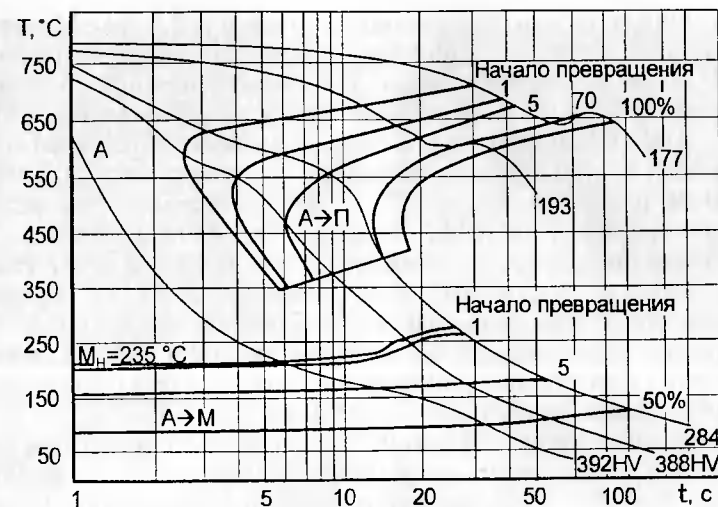


Рис. 53. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита в стали ПК70Д3 (пористость 15 %)

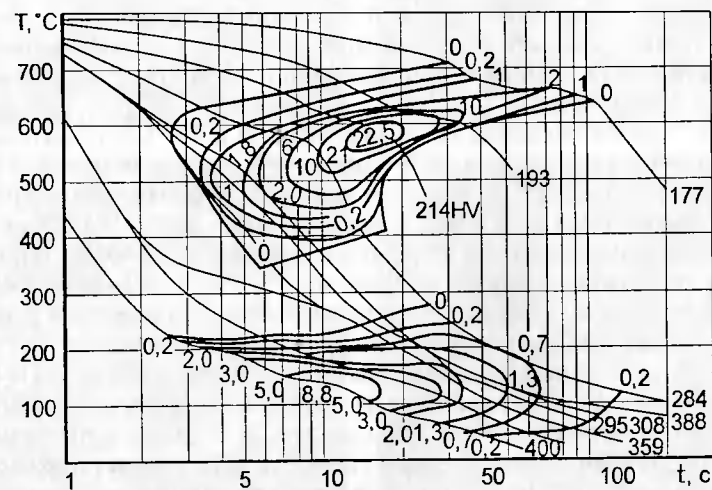


Рис. 54. Диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита в стали ПК70Д3 пористостью 15 % (цифры у кривых показывают скорость превращения, %/с)

Средняя скорость образования мартенсита 2,6 %/с. Мгновенная скорость по мере увеличения мартенсита в структуре закаленной стали достигала максимального значения при 35 % мартенсита (6,6 %/с), после чего уменьшалась. Охлаждение со скоростью 160 °C/с приводило к образованию среднеигольчатого мартенсита 4—6 баллов и увеличению количества остаточного аустенита до 10—15 % (рис. 55, а). Микротвердость структуры уменьшилась до 6710 МПа. Температура начала образования мартенсита при скорости охлаждения 160 °C/с составляла также 235 °C, а при скорости 140 °C/с повышалась до 242 °C. Средняя скорость превращения уменьшилась и составляла 1,4 и 0,45 %/с при скоростях охлаждения соответственно 160 и 140 °C/с, а максимальная скорость превращения наблюдалась при образовании 25 % мартенсита — соответственно 3,3 и 2,63 %/с.

Охлаждение со скоростью 90 °C/с вызывало перлитное превращение, которое начиналось при температуре 532 °C и заканчивалось при 354 °C. Температура начала образования мартенсита в этом случае повышалась до 246 °C. Структура закаленного образца состояла из 1 % сорбитообразного перлита, 84 % мартенсита и 15 % аустенита (рис. 55, б).

Средняя скорость мартенситного превращения 0,45 %/с, а наибольшая скорость превращения — 2,1 %/с. С уменьшением скорости охлаждения в структуре закаленной стали увеличивался объем перлита.

Так, при охлаждении со скоростями 85 и 75 °C/с образовывалось соответственно 6 и 8 % сорбитообразного перлита, $H_{кв} = 3960$ МПа (рис. 55, в). Средняя скорость перлитного превращения увеличивалась до 0,8 %/с, а мгновенная — до 2,0 %/с. Температура начала мартенситного превращения в этом случае увеличивалась и при охлаждении со скоростью 75 °C/с составляла 250 °C. Скорость образования мартенсита оставалась на прежнем уровне. После охлаждения со скоростью 50 °C/с в закаленной структуре наблюдали 70 % перлита (дисперсность пластин 2—3 балла). Температура начала образования мартенсита в этом случае равнялась 264 °C. Структура данного образца после закалки приведена на рис. 55, г. Наблюдаемая средняя скорость образования перлита — 4,6 %/с, а максимальная скорость распада переохлажденного аустенита — 10,2 %/с. Наибольшая скорость зарегистрирована после превращения 25 % аустенита. Охлаждение со скоростью 20 °C/с приводило к образованию незначительного количества феррита (менее 1 %) и перлита дисперсностью 2—4 балла.

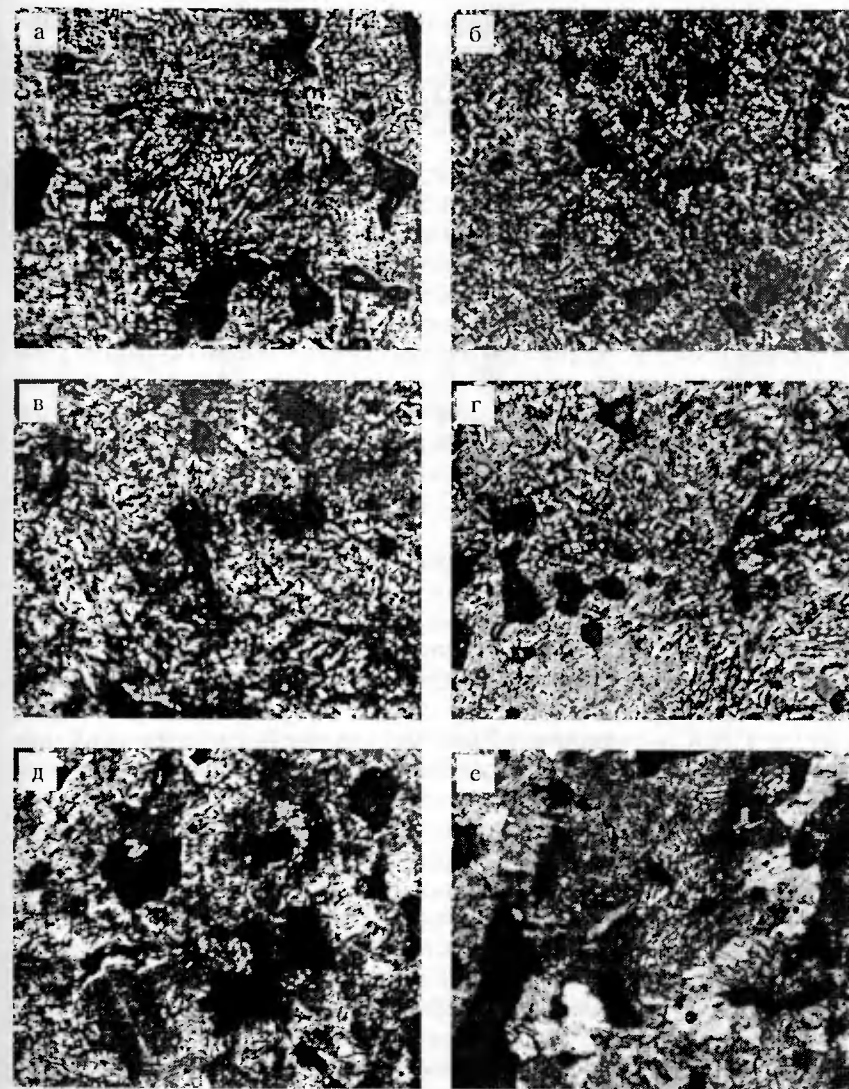


Рис. 55. Микроструктура стали ПК70Д3 (пористость 15 %) после охлаждения с различными скоростями ($\times 500$).

а — 160 °C/с, М, HV 392; б — 90 °C/с, М+П, HV 359; в — 75 °C/с, М+П, HV 295; г — 50 °C/с, П+М, HV 264; д — 10 °C/с, П+Ф, HV 193; е — 2 °C/с, П+Ф, HV 177

**Зависимость кинетических параметров превращения,
структурных составляющих и твердости от скорости охлаждения стали
ПК70Д3 (пористость 15 %)**

Скорость охлаждения, °С/с	Средняя скорость распада аустенита, %/с	Скорость распада при 5 %-м превра- щении, %/с	Максимальная скорость распада аустенита, %/с		Структурные составляющие, %				Температура распада, °С		Твердость НВ
			Бездиффу- зионная область	Диффузи- онная область	Ф	П	М	A ₀	начала	конца	
2	1,42	0,7	—	2,0	7	93	—	—	711	647	177±10
10	4,86	1,7	—	10,2	1	99	—	—	670	587	193±17
20	7,70	17,0	—	22,5	—	100	—	—	655	544	214±17
50	0,50	5,8	0,70	10,2	—	70	27	3	638	98	234±20
75	0,68	2,0	1,92	2,0	—	8	82	10	595	62	295±30
85	0,83	0,1	2,00	1,6	—	6	83	11	590	75	306±29
90	0,40	0,6	2,10	0,2	—	1	84	15	532	77	359±18
140	0,42	0,9	2,63	—	—	—	85	15	235	73	388±22
160	1,38	1,7	3,40	—	—	—	90	10	235	50	392±29
300	2,52	3,4	6,60	—	—	—	93	7	235	62	400±27

При этой скорости охлаждения зарегистрирована наибольшая скорость фазового превращения в перлитной области (22,5 %/с). Максимальная скорость распада соответствовала 35 % превращенного аустенита. Средняя скорость превращения составила 7,7 %/с.

При уменьшении скорости охлаждения возрастало количество феррита в структуре и падала скорость распада переохлажденного аустенита. Так, после охлаждения со скоростью 10 и 2 °С/с образовывалось 1 и 7 % феррита соответственно. Максимумы скоростей превращения зарегистрированы после распада 58 % аустенита. Характерная особенность структур после охлаждения образцов с малой скоростью заключалась в очень большом разбросе дисперсности перлита. Так, после охлаждения со скоростью 10 °С/с дисперсность перлита соответствовала 4—6 баллам, а со скоростью 2 °С/с — 4—8 баллам (рис. 55, д, е). Зависимость кинетических параметров превращения, структурных составляющих и твердости стали ПК70Д3 от скорости охлаждения образцов представлена в табл. 11.

Как видно из рис. 53, на термокинетической диаграмме распада аустенита стали ПК70Д3 наблюдаются три области превращения: ферритная, перлитная и мартенситная. Бейнитное превращение на диаграмме отсутствует. Следует отметить, что в интервале температур 150—400 °С превращение затормаживается. Минимальная устойчивость аустенита наблюдается при температуре 590 °С и составляет 2,6 с. Ферритное превращение подавляется при скоростях охлаждения выше 40 °С/с. Критическая скорость закалки соответствует 95 °С/с.

Точность измерения количества превращенного аустенита оказывает значительное влияние на вид термокинетической диаграммы, температуру минимальной устойчивости аустенита и продолжительность его распада. Так, при точности измерения 0,5 % превращенного аустенита температура его минимальной устойчивости 590 °С, а время распада при скорости охлаждения 10 К/с составляет 24 с, в то время как при точности измерения даже 1 % температура минимальной устойчивости аустенита равна 540 °С, а время его распада при этой же скорости составляет 20 с. Изменение минимальной устойчивости аустенита приводит к неоправданному занижению критической скорости закалки до 85 °С/с. После охлаждения со скоростью 85 °С/с наблюдали перлитные структуры и низкую твердость закаленной стали.

Следует отметить, что при исследовании стали ПК70Д3 точность определения количества превращенного аустенита 1% достаточна для корректного определения температуры начала мартенситного превращения.

Как видно из термокинетической диаграммы, при всех скоростях охлаждения выше критической температура начала образования мартенсита постоянна и равна 235 °С. Если часть аустенита превращается по диффузионному механизму, то температура начала образования мартенсита повышается. Это можно объяснить увеличением дефектности нераспавшегося аустенита и перераспределением в нем углерода.

Значительное снижение твердости стали в случае появления немартенситных продуктов распада аустенита при закалке объясняется тем, что перлит выделяется в первую очередь на границах зерен и пор (см. рис. 55, г).

Как видно из рис. 54, скорость распада переохлажденного аустенита имеет два максимума, один из которых находится в перлитной, а другой в мартенситной области. В перлитной области максимальная скорость превращения совпадает с температурой минимальной устойчивости аустенита. Последняя достигается при скорости охлаждения 80 °С/с, а максимальная ско-

рость превращения соответствует сравнительно медленному охлаждению ($20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$). При увеличении скорости охлаждения от 3 до $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ увеличивается и скорость превращения в перлитной области, а при дальнейшем росте скорости охлаждения она начинает падать. Это связано, по-видимому, с соотношением термодинамических и кинетических условий процесса образования новой фазы.

С увеличением скорости охлаждения аустенита от 140 до $300\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ в мартенситной области возрастает скорость его распада от 2,3 до 6,6 %/с. Это можно объяснить атермическим характером мартенситного превращения. Интересно, что максимальная скорость превращения в перлитной области в три с лишним раза выше, чем в мартенситной, при скоростях охлаждения $300\text{ }^{\circ}\text{C/s}$.

Максимальная скорость распада переохлажденного аустенита в бездиффузионной области соответствует примерно 35 %-му его превращению. В диффузионной области распада не наблюдается корреляции между максимумом скорости и количеством превращенного аустенита. Например, для охлаждения со скоростью 2 и $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ максимальную скорость распада аустенита наблюдали при 58 %-м превращении, а для охлаждения со скоростью $50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ — при 35 %-м. Следует подчеркнуть, что кинетику распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении не могут характеризовать средняя скорость превращения и мгновенная скорость распада аустенита для данного количества превращенного аустенита (см. табл. 11).

Для исследования режимов термообработки была проведена закалка ударных и разрывных образцов от температуры $870\text{ }^{\circ}\text{C}$ и отпуск при температурах $250\text{--}550\text{ }^{\circ}\text{C}$. Образцы нагревали в печи СУОЛ-0,25 в самогенерируемой атмосфере до температуры аустенитизации, выдерживали при ней 120 с и закаливали в воду или масло. Скорость нагрева в печи составляла $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, а скорость нагрева втулок в установке для термообработки — $50\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. На рис. 56, 57 показаны механические свойства образцов из стали ПК70Д3 до и после пропитки медью, после различных режимов термообработки [38—48].

Как следует из приведенных данных, при изменении механических свойств всех опытных образцов наблюдаются максимумы прочностных характеристик и минимум пластичности после отпуска при температуре $350\text{ }^{\circ}\text{C}$. Это явление можно объяснить дисперсионным твердением твердого раствора железо—медь.

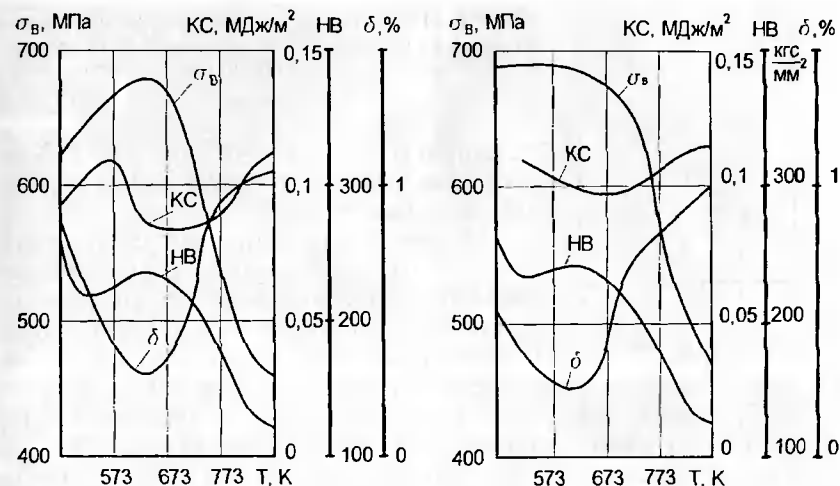


Рис. 56. Изменение механических свойств стали ПК70Д3 (пористость 15 %) после закалки в воду и отпуска при различных температурах

Рис. 57. Изменение механических свойств стали ПК70Д3 (пористость 15 %) после закалки в масло и отпуска при различных температурах

При увеличении скорости закалки повышаются твердость и прочность на 10 %, в то время как ударная вязкость практически остается на том же уровне, что согласуется с данными термокинетической диаграммы (см. рис. 53).

Прокаливаемость стали определяли расчетным путем на основании диаграммы скорости распада (см. рис. 54) по методике, описанной в работе [49]. На рис. 58 показано изменение расчетного содержания мартенсита в структуре по длине торцевого образца. Количественные данные прокаливаемости стали ПК50Д3 пористостью 15 % следующие: расчетное расстояние от торца до зоны с 90 %-м мартенситом — 2,4 мм, а до зоны с 50 %-м — 3,2 мм.

Для определения закономерности влияния пористости на кинетику фазовых превращений образцы стали ПК70Д3 плотностью 6600 кг/м^3 (пористость 15 %) пропитывали медью. Медь расплавляли в среде аргона в печи сопротивления с графитовым нагревателем и нагревали ее до температуры $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$. Ударные образцы ($10^{-2} \cdot 10^{-2} \times 5,5 \cdot 10^{-2}\text{ м}$) предварительно нагревали до $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ в атмосфере аргона и погружали на 10—40 с в расплав меди. Аустенитизацию опытных образцов проводили также при

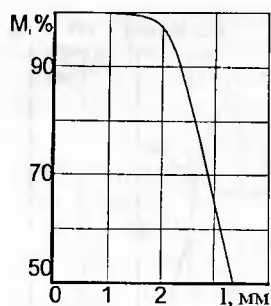


Рис. 58. Изменение расчетного содержания мартенсита в структуре по длине образца после торцевой закалки порошковых сталей

температуре 870 °С в течение 600 с. Количество углерода в пропитанных образцах составило 0,69 %.

После охлаждения со скоростью 300 °С/с от температуры аустенитизации ниже температуры 184 °С получали мелкоигольчатый мартенсит и остаточный аустенит (рис. 59, а). Мартенситные иглы имели длину $4 \cdot 10^{-6}$ м (3 балла). Параметры решетки мартенсита: $c = 2,9471 \text{ \AA}$, $a = 2,8577 \text{ \AA}$, $c/a = 1,031$. Это соответствует, по соотношению Курдюмова, содержанию в мартенсите 0,69 % углерода.

Средняя скорость образования мартенсита 1,56 %/с. Мгновенная скорость достигала максимального значения 4,4 %/с при 27 %-м превращении аустенита. По мере уменьшения скорости охлаждения падала скорость образования мартенсита, увеличивалось количество остаточного аустенита. Так, при охлаждении со скоростью 160 °С/с средняя скорость превращения уменьшилась до 1,11 %/с, а максимальная достигалась при 41 %-м превращении и составляла 2,7 %/с.

Количество остаточного аустенита 10 %. Микротвердость мартенситно-аустенитной смеси равна 7100 МПа. Температура начала образования мартенсита при скоростях охлаждения 160 и 50 °С/с также соответствовала 184 °С. Охлаждение со скоростью 50 °С/с приводило к уменьшению средней скорости до 0,71 %/с, а максимальной — до 1,7 %/с. При охлаждении со скоростью 35 °С/с образовалось 11 % немартенситных продуктов распада сорбитообразного перлита и бейнита (рис. 59 а, б). По магнитограммам и структурам трудно разделить образовавшийся бейнит и перлитные продукты распада, поэтому считали, что бейнит образуется в температурном интервале 390 °С — M_n . В перлитной и бейнитной областях средняя скорость распада составляла 0,20 %/с. Максимальная скорость в этих областях достигала 1,65 %/с при 4 %-м превращении аустенита. В мартенситной области средняя скорость распада 0,28 %/с, максимальная — 0,4 %/с.

С уменьшением скорости охлаждения до 25 и 30 °С/с увеличивалась скорость перлитного и бейнитного превращений и по-

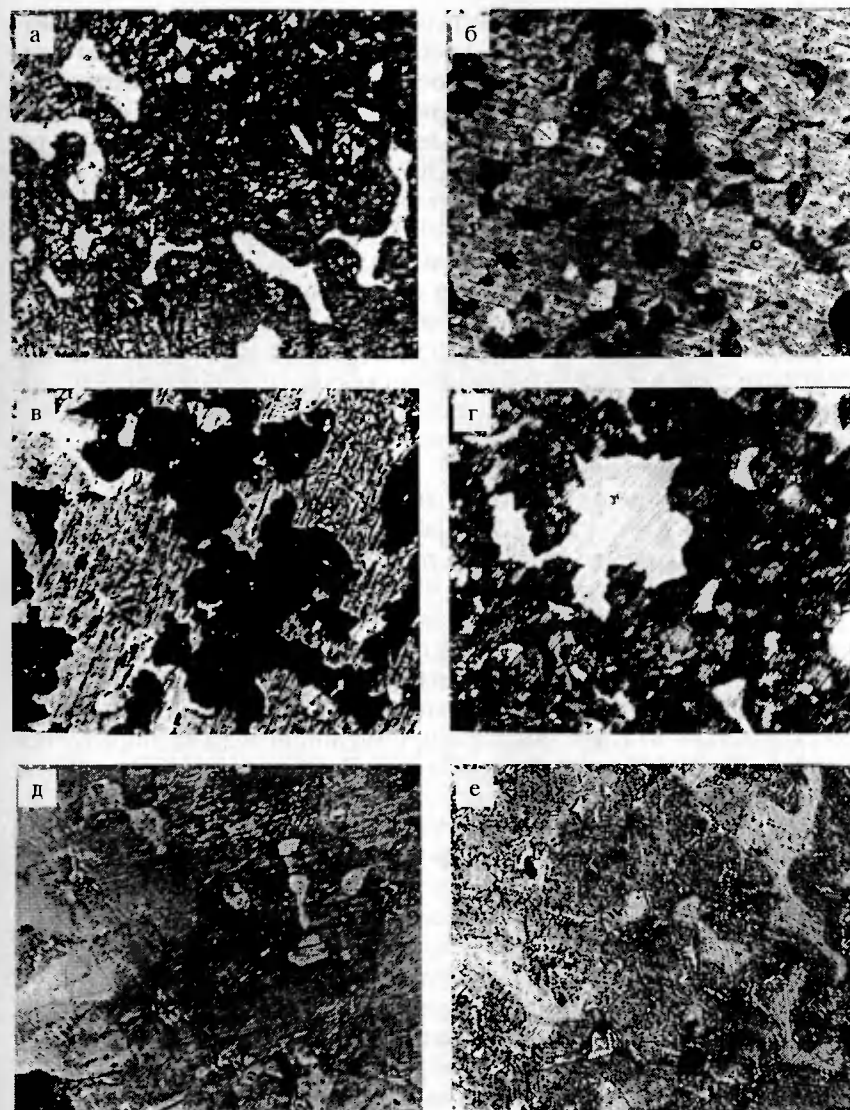


Рис. 59. Микроструктура стали ПК70ДЗ плотностью 6600 кг/м³, пропитанной медью, после охлаждения с разными скоростями ($\times 500$). а — 300 °С/с, М, HV 457; б — 35 °С/с, П+Б+М, HV 398; в — 30 °С/с, П+Б+М, HV 350; г — 25 °С/с, П+Б+М, HV 302; д — 10 °С/с, П, HV 226; е — 1,5 °С/с, П, HV 220

этому возрастало количество перлита и бейнита в структуре после охлаждения (рис. 59 б, в, г; 60). Так, при охлаждении со скоростями 30 и 25 °C/с образовалось 22 и 74 % перлита соответственно, а бейнита — 4 и 6 %. Перлит представлял собой сорбитообразную смесь феррита и цементита дисперсностью 2 балла. Микротвердость перлита $H_{кв} = 3024$ МПа.

При охлаждении со скоростью 20 °C/с наблюдали наименьшую скорость превращения 19,0 %/с при 31 %-м превращении аустенита. При этом превращение полностью проходило по первой и второй ступеням. Средняя скорость распада аустенита составляла 1,11 %/с. Охлаждение со скоростями 10 и 1,5 °C/с приводило к образованию перлитной структуры. С уменьшением скорости охлаждения уменьшались скорость превращения и дисперсность перлита. Так, при скорости охлаждения 10 °C/с дисперсность перлита соответствовала 3—5 баллам, а 1,5 °C/с — 4—6 баллам (рис. 59 д, е).

Это приводило к снижению микротвердости ($H_{кв} = 3024$ МПа при скорости 10 °C/с и 2880 МПа при 1,5 °C/с) и общей твердости. В этом случае температура начала образования мартенсита соответствовала 176 °C.

Зависимость кинетических параметров превращения, структурных составляющих и твердости стали ПК70Д3 после пропитки от скорости охлаждения образцов представлена в табл. 12.

При охлаждении неполностью пропитанного медью образца со скоростью 50 К/с в области, пропитанной медью, образуется мартенсит. В области, не пропитанной медью, на поверхности пор образуется перлит (рис. 61).

На термокинетической диаграмме распада переохлажденного аустенита стали ПК70Д3, пропитанной медью (рис. 62), наблюдали три области превращения: перлитную, бейнитную и мартенситную. Минимальная устойчивость аустенита зарегистрирована при $T = 570$ °C — 9 с. Критическая скорость закалки — 40 °C/с. При скоростях охлаждения выше 21 °C/с отмечается мартенситное превращение, а при 40—15 °C/с — бейнитное. Как видно из диаграммы, при всех скоростях охлаждения выше критических температура начала образования мартенсита постоянна и равна 184 °C. При скоростях охлаждения ниже критической температура начала образования мартенсита несколько уменьшается. Например, при охлаждении со скоростью 25 °C/с $M_n = 163$ °C. Это обусловлено бейнитным превращением [50]. Как следует из рис. 62, точность измерения количества превращен-



Рис. 60. Бейнит в стали ПК70Д3 плотностью 6600 кг/м³, пропитанной медью, после охлаждения (×1200).
а) 30 °C/с, б) 25 °C/с



Рис. 61. Микроструктура стали ПК70Д3 плотностью 6600 кг/м³, неполностью пропитанной медью, после охлаждения со скоростью 50 °C/с.
а — область, пропитанная медью, М (×1200), б — область, не пропитанная медью, П + М (×1200)

Таблица 12

Зависимость кинетических параметров превращения, структурных составляющих и твердости от скорости охлаждения стали ПК70ДЗ, пропитанной медью

Скорость охлаждения, °C/c	Средняя скорость распада аустенита, %/c	Скорость распада при 5 %-м преобразовании, %/c	Максимальная скорость распада аустенита, %/c		Структурные составляющие, %				Температура распада, °C		Твердость HV
			Бездиффузионная область	Диффузионная область	Ф	Б*	М	A _{ост}	начала	конца	
1,5	2,00	1,0	—	4,8	100	—	—	—	650	596	220±10
10	4,50	2,0	—	11,3	100	—	—	—	624	578	226±15
20	1,11	2,8	—	19,0	94	6	—	—	591	219	260±19
25	0,34	2,7	0,30	13,3	74	6	18	2	584	80	302±17
30	0,33	1,5	0,57	5,0	22	4	66	8	566	52	350±20
35	0,25	1,7	0,40	1,7	6	5	78	11	493	59	398±32
60	0,71	0,7	1,70	—	—	—	85	15	184	69	415±36
160	1,11	1,4	2,70	—	—	—	90	10	184	49	430±23
300	1,56	1,8	4,40	—	—	—	93	7	184	24	457±27

* За Б принимали структуру, образующуюся при T от 400 до 184 °C.

ного аустенита оказывает и в этом случае заметное влияние на вид термокинетической диаграммы.

Так, при точности определения количества образовавшегося перлита 0,5 % температура минимальной устойчивости аустенита 570 °C, а при точности 1 % — 560 °C. Минимальная устойчивость аустенита увеличивается на 30 % при определении с точностью 1 % превращенного аустенита и наблюдается при более медленных скоростях охлаждения.

Точность определения количества образовавшегося мартенсита оказывает большое влияние на температуру начала его образования. Так, уменьшение точности определения количества образовавшегося мартенсита с 0,5 до 1 % уменьшает мартенситную точку на 24 °C.

Следует заметить, что в образцах, содержащих 11 % немартенситных продуктов распада, твердость меняется всего на 5 % по сравнению с полностью закаленной структурой. При закалке со скоростью 30—35 °C/c перлит и бейнит образовывались не по границам пор, заполненных медью (см. рис. 61, б).

На диаграмме скоростей распада переохлажденного аустенита (рис. 63) выделены два максимума в перлитной и мартенсит-

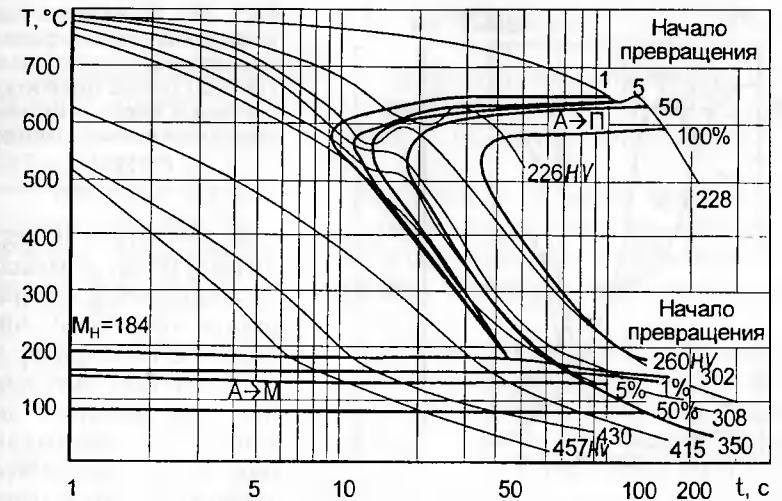


Рис. 62. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали ПК70ДЗ после пропитки

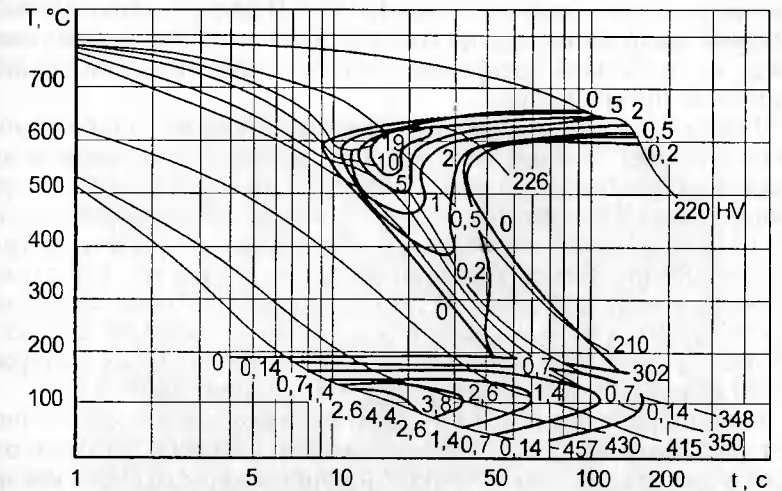


Рис. 63. Диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита стали ПК70ДЗ после пропитки (цифры у кривых показывают скорость превращения, %/c)

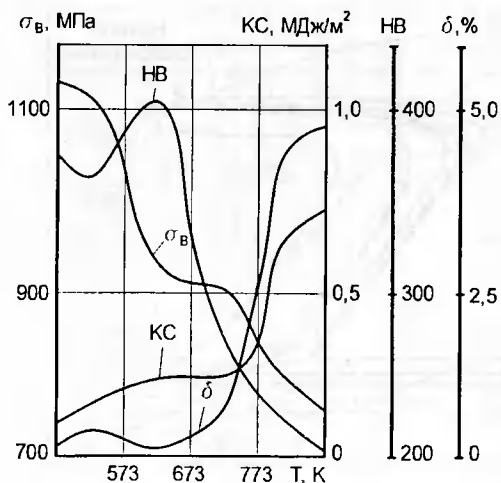


Рис. 64. Изменение механических характеристик порошкового материала ПК70Д3 после пропитки, закалки в масло и отпуска при различных температурах

ной областях. В перлитной области максимум скоростей превращения примерно совпадает с температурой и скоростью охлаждения, при которых достигается минимальная устойчивость аустенита. В мартенсит-

ной области при увеличении скорости охлаждения возрастала скорость превращения. Так, при увеличении скорости охлаждения от 160 до 300 °С/с максимальная скорость образования мартенсита увеличивалась от 2,7 до 4,4 %/с. В диффузионной и бездиффузионной областях превращения не замечена корреляция между количеством превращенного аустенита и максимальной скоростью превращения.

Для исследования режимов термообработки порошковой стали ПК70Д3, инфильтрованных медью, были проведены закалка ударных и разрывных образцов от 870 °С и отпуск при температурах 250—550 °С (рис. 64). Образцы нагревали в печи СУОЛ-0,25 в самогенерируемой атмосфере до температуры аустенитизации, выдерживали при этой температуре 120 с и закачивали в воду или масло. Скорость нагрева в печи составляла 5 °С/с, а скорость нагрева втулок в установке для термообработки — 50 °С/с. Для этих скоростей нагрева время выдержки 120 с достаточно для завершения аустенитизации [15].

Термообработка стали ПК70Д3, пропитанной медью, позволяет увеличить прочностные свойства при низком и высоком отпуске в два раза. Ударная вязкость при высоком отпуске увеличивается в семь раз. Таким образом, пропитка медью является существенным резервом повышения всего комплекса механических свойств порошковых материалов.

2.2.4. ПК150Д2 [51]

Технология получения стали аналогична получению стали ПК30Д3. Физико-химические свойства стали ПК150Д2 после спекания следующие: плотность — 6600 кг/м³, содержание С — 1,55 мас. %, Si — 2,1 мас. %.

Структура исходного образца после спекания представляла перлито-цементитную смесь, содержащую 5 % цементита и 95 % феррита. Дисперсность перлита соответствует 6 баллам, микротвердость $H_{кв} = 1680$ МПа (рис. 65). Твердость спеченного образца НВ 150.

Аустенитизацию образцов проводили при температуре 780 °С в течение 600 с. После закалки (скорость охлаждения 300 °С/с) от температуры аустенитизации получали мелко-игольчатый мартенсит (4—5 мм). Температура начала мартенситного превращения M_n и степень тетрагональности $c/a = 1,04$ указывают, что содержание углерода в мартенсите 0,85—0,9 %.

На рис. 66 и 67 представлены термокинетическая диаграмма и диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита. Зависимость кинетических параметров превращения структурных составляющих и твердости от скорости охлаждения стали приведена в табл. 13.

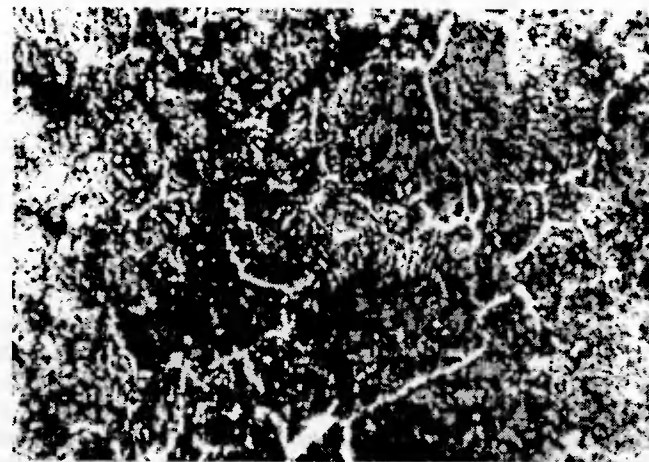


Рис. 65. Микроструктура стали ПК150Д2 после спекания (x500)

Таблица 13

Зависимость кинетических параметров превращения, структурных составляющих и твердости от скорости охлаждения стали ПК150Д2

Скорость охлаждения, °C/c	Средняя скорость распада аустенита, %/c	Скорость распада при 5 %-м превращении, %/c	Максимальная скорость распада аустенита, %/c		Структурные составляющие, %				Температура распада, °C		Твердость НВ
			Бездиффузионная область	Диффузионная область	Ц ₂	П	М	A _{ост}	начала	конца	
3,1	4,7	3,14	—	5,36	5	95	—	—	666	657	163±15
6,1	6,00	3,75	—	10,3	5	95	—	—	663	647	171±10
23,8	8,9	6,25	—	15,37	5	95	—	—	649	586	183±10
46,3	16,1	7,91	—	38,2	5	95	—	—	598	409	218±17
79,1	1,3	8,36	0,57	17,21	5	78	15	2	468	136	276±12
86,6	1,13	2,25	3,06	0,946	5	3	78	11	226	54	350±32
92	2,6	3,5	16,3	—	5	—	85	10	191	47	413±20
100,2	3,5	4,33	19,58	—	5	—	90	5	191	47	460±28
888	4,0	21,1	137	—	5	—	90	5	191	40	446±26

При охлаждении со скоростью 880 °C/c (среда охлаждения — вода) образуется мартенсит. Температура начала его образования составила 191 °C. Структура закалки состояла из игл мартенсита размером 3—4 мкм (рис. 68, а). Количество остаточного аустенита 2—5 %. Высокая скорость охлаждения в мартенситной области обеспечила высокую скорость распада, максимальная скорость распада — 67,7 %/c. Микротвердость мартенсита $H_{кв} = 7350$ МПа.

Уменьшение скорости охлаждения приводит к уменьшению скорости образования мартенсита, увеличению размера игл мартенсита и количества остаточного аустенита (рис. 68, б). Микротвердость структуры уменьшилась до $H_{кв} = 6900$ МПа при охлаждении со скоростью 92 °C/c. Минимальная устойчивость аустенита составила 3 с при температуре 570 °C. Критическая скорость закалки — 88 К/с. В то же время при скорости 80 °C/c наблюдается 50 % перлита в структуре (рис. 68, в). Это обусловлено высокими скоростями превращения в перлитной области распада. Так, при охлаждении со скоростью 79,1 °C/c максимальная скорость превращения составила 17,21 %/c (см. табл. 12), а со скоростью 46,3 °C/c зарегистрирована наибольшая скорость превращения — 38,2 %/c. При этом наблюдается площадка на кинетической кривой охлаждения. Обращает на себя внимание тот факт, что для этой скорости охлаждения обнаружена минималь-

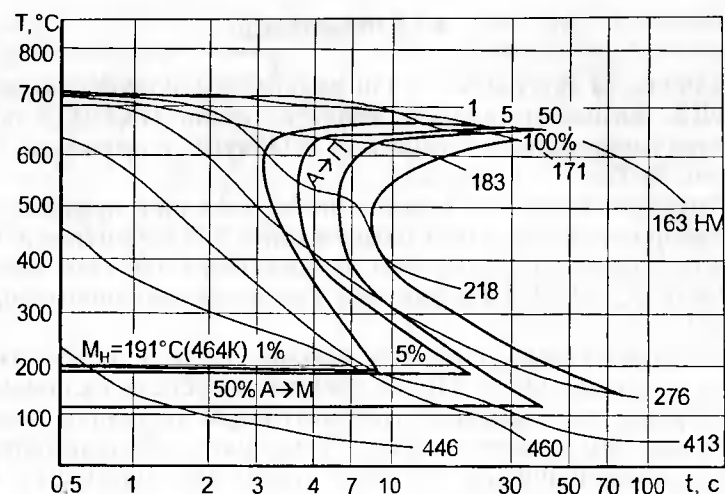


Рис. 66. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали ПК150Д2 (пористость 15 %)

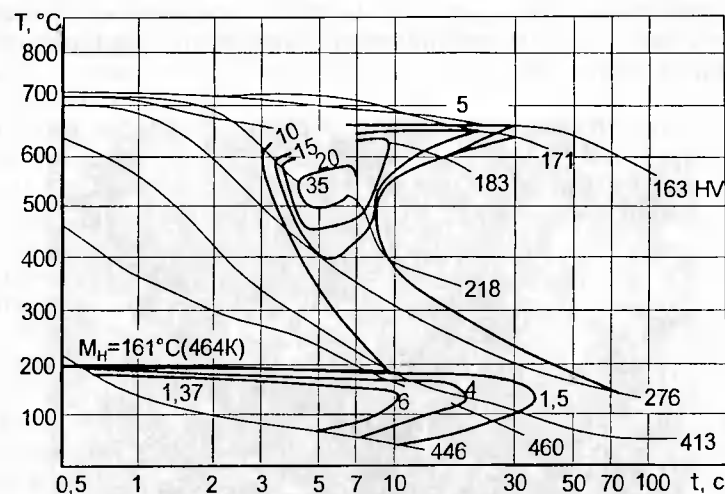


Рис. 67. Диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита стали ПК150Д2 пористостью 15 % (цифры у кривых показывают скорость превращения, %/c)

Таблица 14

**Прочность, твердость и ударная вязкость стали ПК150Д2
в зависимости от температуры отпуска**

Механическая характеристика	Обозначение	Температура отпуска, °C		
		200	400	600
Предел прочности при растяжении, МПа	σ_r	450/290	470/350	470/340
Предел прочности при изгибе, МПа	σ_{Π}	1065/820	1100/860	1100/740
Твердость HRC ₃	HRC	36—40/28—38	36—40/28—38	5—10/2—4
Ударная вязкость, МДж/м ²	KC	0,3/0,4	0,4/0,5	0,5/0,6

Примечание. В числителе — в самогенерируемой защитной среде, в знаменателе — традиционная технология (см. главу 3).

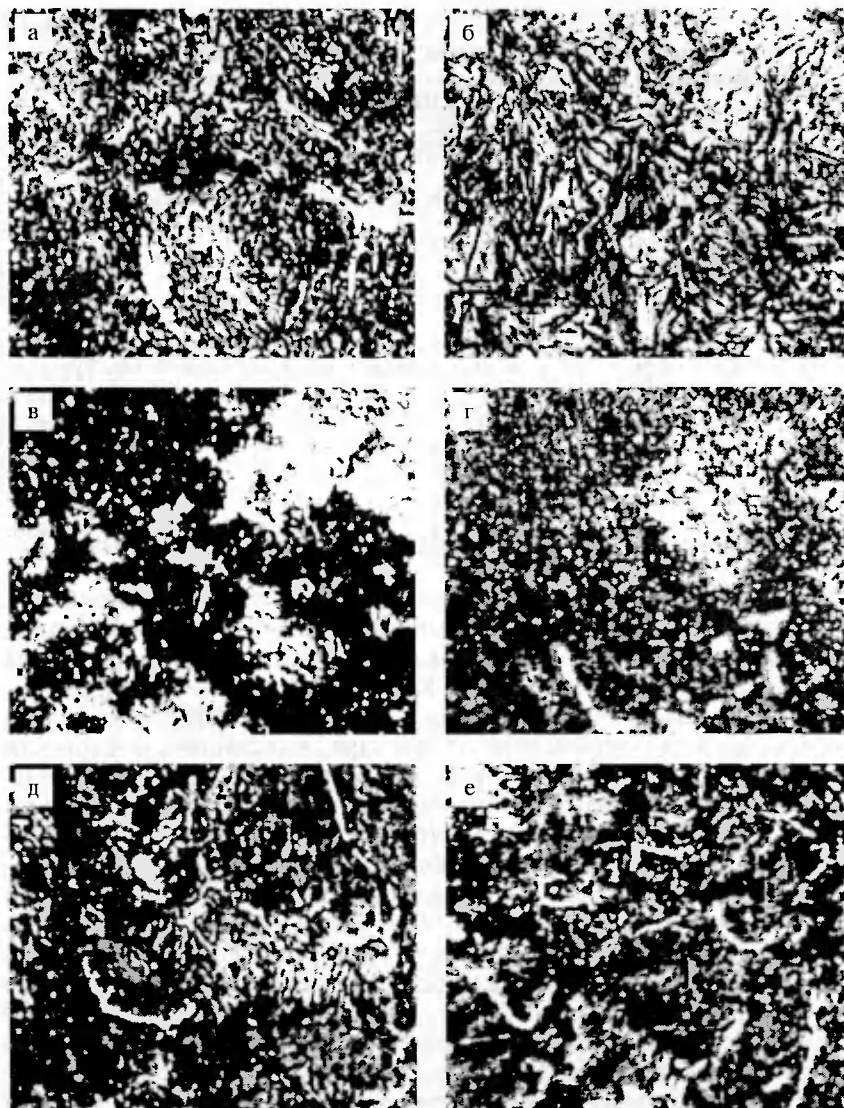


Рис. 68. Микроструктура стали ПК150Д2 (пористость 15 %) после охлаждения с различными скоростями (×500).
а — 300 °C/с, М+Ц₃+А_{уст}, HV 450; б — 92 °C/с, М+Ц₃+А_{уст}, HV 413; в — 80 °C/с, М+Ц₃+П, HV 309;
г — 79,1 °C/с, М+Ц₃+П, HV 276; д — 23,8 °C/с, М+П, HV 183; е — 3,1 °C/с, М+П, HV 163

ная устойчивость аустенита. Высокая скорость диффузионного превращения обуславливает сокращение временного интервала в области перлитного превращения. Область максимальной скорости превращения располагается в зоне окрестности 500 °C — 5,5 с, что отличает эту диаграмму от таковой доэвтектоидных сталей, где максимальные скорости распада отмечены и при большем времени, и при большей температуре. При уменьшении скорости охлаждения образуется перлит, у которого размер пластин зависит от скорости охлаждения (рис. 68, г—е).

Механические свойства стали ПК150Д2 после закалки и отпуска приведены в табл. 14.

Прокаливаемость стали определяли расчетным путем на основании диаграммы скорости распада (см. рис. 67) по методике, описанной в работе [49]. На рис. 69 показано изменение расчетного содержания мартенсита в структуре по длине торцевого образца. Количественные данные прокаливаемости стали ПК150Д2 пористостью 15 % следующие: расчетное расстояние от торца до зоны с 90 %-м мартенситом — 2,3 мм, а до зоны с 50 %-м — 2,9 мм.

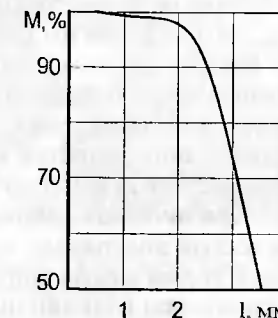


Рис. 69. Изменение расчетного содержания мартенсита в структуре по длине образца после торцевой закалки порошковых сталей

2.2.5. ПК70Д10

Образцы стали ПК70Д10 плотностью 6650 кг/м³ изготавливались по методике спекания, описанной для стали ПК30Д3. Физико-химические свойства стали ПК70Д10 следующие: плотность — 6820 кг/м³, содержание С — 0,68 мас. %, Si — 10,0 мас. %.

Микроструктура образцов после спекания состоит из перлита с утолщенными ферритными пластинами. Дисперсность перлита 5—7 баллов, твердость HV 161 (рис. 70, а). Параметр решетки α -твердого раствора $a = 2,8669$ Å. Аустенитизацию образцов проводили при температуре 870 °С в течение 600 с аналогично стали ПК70Д3.

После охлаждения со скоростью 300 °С/с от температуры аустенитизации ниже 233 °С получали мелкоигльчатый мартенсит (размеры игл 3—5 мкм).

На рис. 71 и 72 приведены термокинетическая диаграмма и диаграммы скоростей распада аустенита стали, а в табл. 15 кинетические параметры превращения. Средняя скорость образования мартенсита зависит от скорости охлаждения образца ниже температуры M_n .

Обращает на себя внимание то, что скорость превращения совершенно не зависит от скорости охлаждения выше M_n . Так, образец, охлаждаемый до температуры M_n со скоростью 300 °С/с, имеет максимальную скорость превращения 2,2 °С/с, тогда как скорость охлаждения ниже M_n — 7,5 °С/с. Образец, охлаждаемый со скоростью 97 °С/с до температуры M_n , имеет максимальную скорость превращения 5,56 %/с, тогда как скорость охлаждения ниже M_n — 12 °С/с. Количество остаточного аустенита также определяется скоростью охлаждения ниже температуры M_n . Максимальное его количество составляет 10 % для образца, охлаждаемого со скоростью 62 °С/с. Температура начала мартенситного превращения M_n была 233 °С для образцов, охлаждаемых со скоростью от 300 до 62 °С/с. Таким образом, температура начала мартенситного превращения не зависит от скорости охлаждения. Твердость образцов, закаленных на мартенсит, определяется количеством остаточного аустенита и составляет от HV 410 до HV 446.

Критическая скорость закалки, определенная по термокинетической диаграмме, составила 60 °С/с. Таким образом, в практике термической обработки необходимо обеспечить скорость охлаждения изделий при закалке не ниже 60 °С/с. С уменьшени-

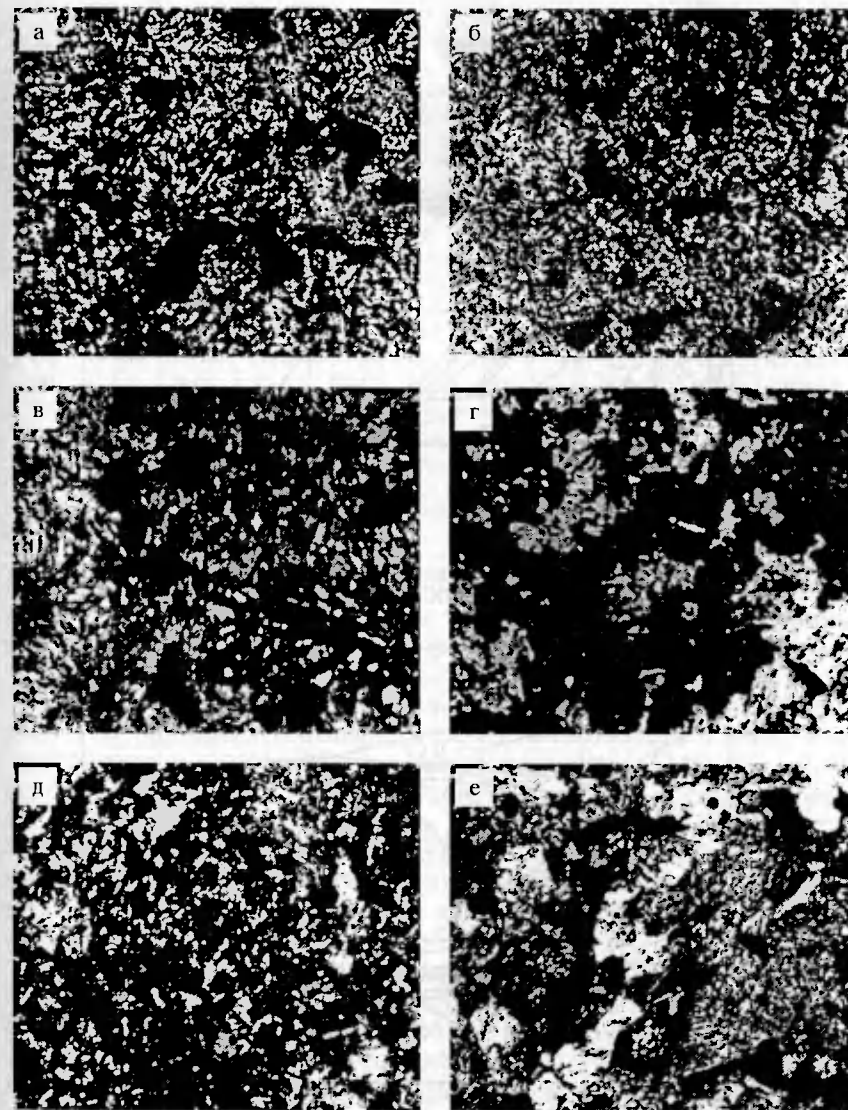


Рис. 70. Микроструктура стали ПК70Д10 (пористость 15 %) после спекания и охлаждения с различными скоростями ($\times 500$).
а — после спекания, П, HV 161; б — 300 °С/с, М+А_{ост}, HV 446; в — 62 °С/с, М+А_{ост}, HV 410; г — 30 °С/с, П+М+А_{ост}, HV 270; д — 25 °С/с, П, HV 206; е — 2,56 °С/с, П, HV 160

Зависимость кинетических параметров превращения, структурных составляющих и твердости от скорости охлаждения стали ПК70Д10 (пористость 15 %)

Скорость охлаждения, °C/c	Средняя скорость распада аустенита, %/c	Скорость распада при 5 %-м превращении, %/c	Максимальная скорость распада аустенита, %/c		Структурные составляющие, %			Температура распада, °C		Твердость HV
			Бездиффузионная область	Диффузионная область	П	М	A _{ост}	начала	конца	
300	0,84	0,45	2,20	—	—	95	5	233	26	446±15
97	3,47	0,8	5,56	—	—	93	7	232	26	426±15
62	0,80	0,63	2,88	—	—	90	10	233	26	410±10
34	1,2	0,93	3,30	16,0	35	60	5	450	26	350±17
30	1,37	5,57	3,0	17,7	80	18	2	563	26	270±12
25	16,1	4,2	—	29,4	100	—	—	591	498	206±12
10	8,9	2,02	—	12,0	100	—	—	641	579	164±13
5,4	5,95	2,00	—	10,0	100	—	—	661	658	160±14
2,56	4,76	1,99	—	8,0	100	—	—	665	665	160±10

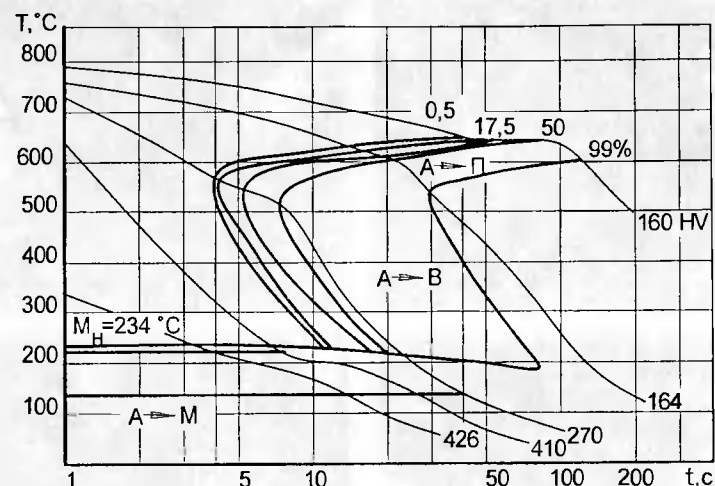


Рис. 71. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали ПК70Д10 (пористость 15 %)

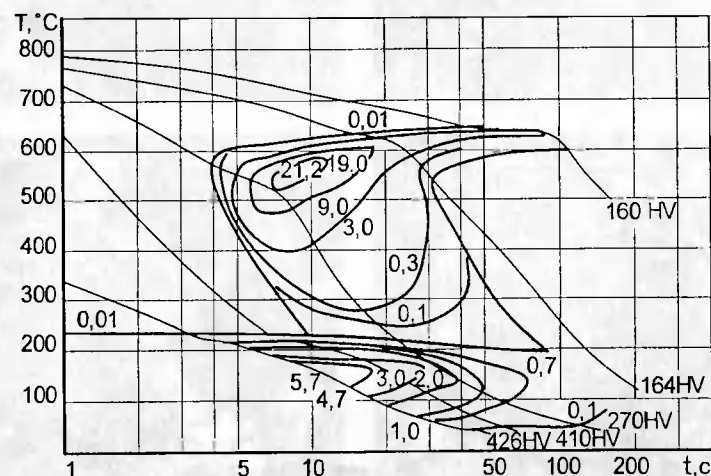


Рис. 72. Диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита стали ПК70Д10 пористостью 15 % (цифры у кривых показывают скорость превращения, %/c)

ем скорости охлаждения в структуре обнаружены перлитные продукты распада аустенита (см. рис. 70). Так, при охлаждении со скоростями 30 и 34 °C/c наблюдается смешанная перлито-мартенситная структура.

При охлаждении со скоростью 34 °C/c максимальная скорость превращения составила в перлитной области 16 %/c, а в мартенситной 3,3 %/c, охлаждении со скоростью 30 °C/c — соответственно 17,7 и 3,6 %/c. Появление в структуре троостита резко снизило твердость образцов. Микротвердость мартенсита $H_{\mu} = 790$ МПа, троостита $H_{\mu} = 570$ МПа. При скорости охлаждения ниже 25 °C/c не зарегистрировано мартенситное превращение. Обращает на себя внимание высокая скорость превращения аустенита в перлит.

Максимальная скорость перлитного превращения составила 29,4 %/c. Сравнение кинетики перлитного превращения сталей ПК70Д10 и ПК70Д3 показывает, что устойчивость аустенита этих сталей практически обладает одинаковыми параметрами. Наименьшая устойчивость (3,8 с) зарегистрирована при температуре 580 °C. При уменьшении скорости охлаждения изменяется морфология перлита (см. рис. 70 д, е) и понижается твердость HV до 160, что соизмеримо с твердостью исходного образца. Твердость перлита HV 164 для скорости 10 °C/c, HV 160 — для 5,4 °C/c.

2.3. НИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ

Никель — один из немногих легирующих элементов, которые повышают одновременно прочность и вязкость сталей. Повышение механических свойств связано в основном с благоприятным воздействием на межчастичные границы. Увеличение содержания углерода способствует выравниванию концентрации никеля в порошковой стали и повышает твердость изделий. Никель обладает низким коэффициентом диффузии в железе. Поэтому никелевые стали имеют неоднородную структуру — это обычно твердые растворы на основе γ -Fe. Степень неоднородности оценивалась коэффициентом вариации концентрации V_{Mc} .

2.3.1. ПК70Н

В качестве исходного материала для спеченных сталей использовали порошки: железный ПЖ2М2 [26], карбонильный никель ПНК0Т-2 [27], молибденовый порошок [28], медный порошок ПМС-1 [29], карандашный графит ГК-2 [30]. Образцы получали однократным прессованием с усилием 700 МПа. Спекание проводили в электропечи СНЗ 6.12.4/12 в течение 4 ч в среде диссоциированного аммиака с точкой росы -40°C при 1100°C в течение 5400 с. Физико-химические свойства стали ПК70Н следующие: плотность — 6760 кг/м^3 , содержание С — 0,72 мас. %, Ni — 0,95 мас. %.

Структура образцов после спекания представляла собой феррито-перлитную смесь, содержащую 5 % феррита. Дисперсность перлита соответствовала 4—6 баллам, микротвердость $H_{KB} = 1632\text{ МПа}$ (рис. 73, а). Твердость стали HV 130. Параметры решетки α -твердого раствора $a = 2,8680 \pm 0,0008\text{ \AA}$. Аустенитизацию опытных образцов проводили при температуре 850°C в течение 600 с.

При охлаждении от температуры аустенитизации со скоростью 265°C/с образовывался мартенсит, средний размер игл соответствовал 3 баллам (рис. 73, б). Микротвердость мартенсита $H_{KB} = 6627\text{ МПа}$, средняя скорость образования его 8,33 %/с. Максимальная скорость распада аустенита (17,62 %/с) достигалась после 34 % его превращения. Температура начала образования мартенсита 283°C . Охлаждение со скоростью 165°C/с приводило к образованию среднеигльчатого мартенсита. Микротвердость составила 6430 МПа. За счет уменьшения скорости

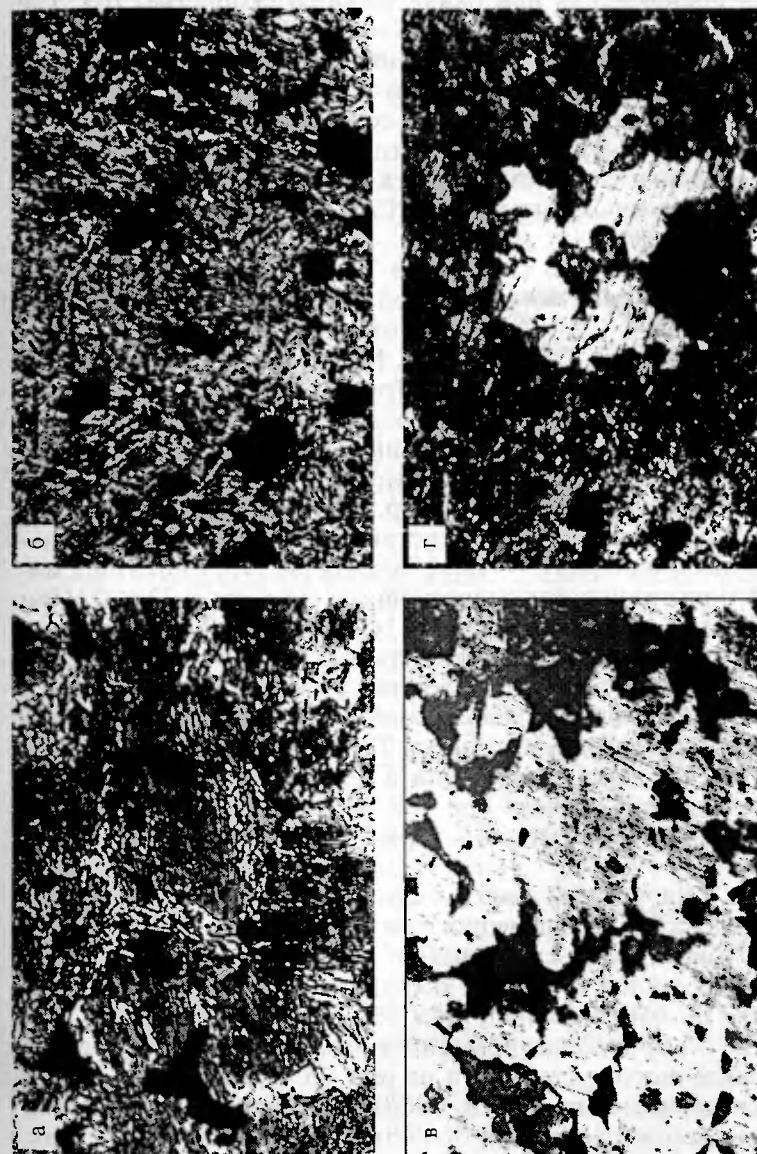


Рис. 73. Микроструктура стали ПК70Н (пористость 13 %) после спекания и термообработки с различными скоростями охлаждения ($\times 500$). а — после спекания, Φ -П, HV 130; б — 256°C/с , М, HV 563; в — 89°C/с , С+Б+М, HV 471; г — 32°C/с , П+Б, HV 226

охлаждения уменьшалась и скорость превращения. Так, средняя скорость превращения при охлаждении со скоростью 165 °C/c составила 6,31 %/с, а максимальная — 17,2 %/с.

После охлаждения со скоростями 114 и 89 °C/c в структуре стали зарегистрированы немартенситные продукты распада (рис. 73, в). Так, после охлаждения со скоростью 89 °C/c наблюдали микроструктуру с 11 % бейнита и сорбита, твердость стали HV 471. Средняя и максимальная скорости превращения аустенита при скорости охлаждения 89 °C/c составляли соответственно 5,88 и 12,76 %/с.

При охлаждении со скоростью 77 °C/c максимальная скорость распада аустенита в перлитной области составила 20,1 %/с, в мартенситной — 2,54 %/с. После охлаждения структура состояла из 12 % бейнита, 76 % перлита. Микротвердость перлита — 2160 МПа, бейнита — 4232 МПа. При охлаждении со скоростью 70 °C/c была зарегистрирована максимальная скорость перлитного превращения (22,8 %/с). С уменьшением скорости охлаждения увеличивалось количество перлита в структуре и падала скорость распада аустенита. Например, при охлаждении со скоростью 44 °C/c средняя скорость составила 1,49 %/с, а максимальная в перлитной области — 12,42 %/с. На рис. 73, г показана микроструктура стали после охлаждения со скоростью 32 °C/c. При охлаждении со скоростями 32 и 44 °C/c бейнитное и мартенситное превращения разделены областью, в которой превращение не идет совсем. Обращает на себя внимание, что в бейнитной и мартенситной областях превращений существует по два максимума скоростей распада аустенита. Так, при охлаждении со скоростью 54 °C/c зарегистрировали в бейнитной области максимальные скорости распада при 502 °C (0,67 %/с) и при 408 °C (0,83 %/с), а в мартенситной — при 229 °C (1,94 %/с) и 150 °C (0,9 %/с).

На рис. 74 приведена зависимость скоростей распада аустенита от температур превращения при охлаждении со скоростью 32 °C/c. Зависимость кинетических параметров превращения, структурных составляющих и твердости от скорости охлаждения стали ПК70Н показана в табл. 16.

На рис. 75 приведена термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита, а на рис. 76 — диаграмма скоростей распада аустенита стали ПК70Н. На термокинетической диаграмме наблюдаются три области превращений: перлитная, бейнитная и мартенситная.

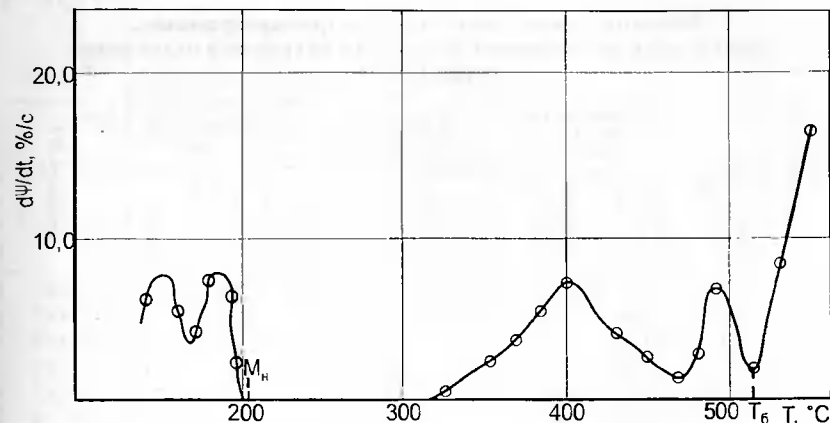


Рис. 74. Зависимость скоростей распада переохлажденного аустенита от температуры его превращения (T) при охлаждении образца стали ПК70Н со скоростью 32 °C/c

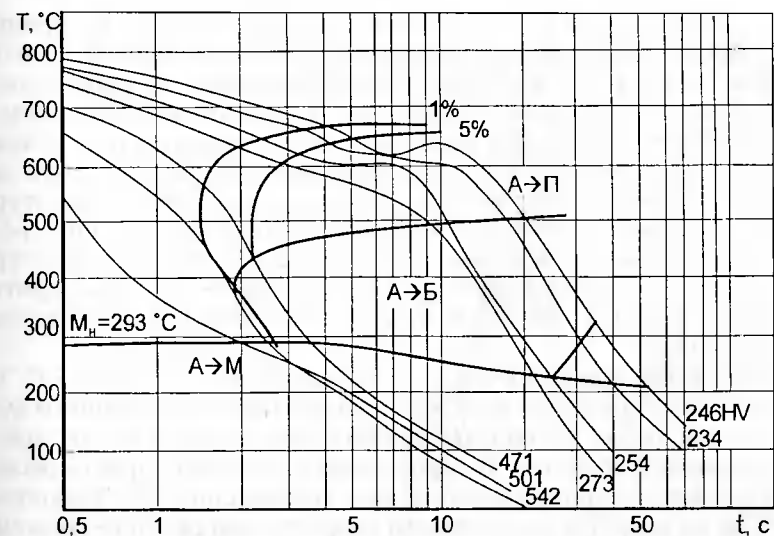


Рис. 75. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали ПК70Н (пористость 13 %)

Таблица 16

Зависимость кинетических параметров превращения, структурных составляющих и твердости от скорости охлаждения стали ПК70Н

Скорость, °C/c	Средняя скорость распада аустенита, %/с	Максимальная скорость распада аустенита, %/с		Структурные составляющие, %			Температура распада, °C		Твердость, НВ
		Бездиффузионная область	Диффузионная область	П	Б	М	начала	конца	
32	1,39	12,38	1,03	93	4	3	663	122	226±2
44	1,49	12,42	1,23	93	4	4	653	118	234±2
54	3,13	20,92	1,94	91	5	4	641	100	254±2
70	6,25	22,80	2,11	86	7	7	638	81	273±2
77	5,12	20,10	2,54	76	12	12	624	93	296±3
89	5,88	2,56	12,76	5	11	84	564	68	471±5
114	7,14	—	13,88	6	5	89	519	54	501±4
165	6,31	—	17,2	—	—	100	283	60	542±7
265	8,33	—	17,62	—	—	100	283	56	563±5

Температуру начала бейнитного и мартенситного превращений определяли по началу увеличения скорости распада. Критическая скорость — 125 °C/c. При охлаждении со скоростями, меньшими 54 °C/c, между бейнитной и мартенситной областями превращения существует область, в которой распад переохлажденного аустенита отсутствует. Минимальная устойчивость переохлажденного аустенита зарегистрирована при температуре 524 °C и равна 1,4 с. Минимальная устойчивость аустенита реализовалась при охлаждении со скоростью 114 °C/c. Температура начала мартенситного превращения при скоростях выше критической составила 290 °C и падала при уменьшении скорости охлаждения.

Например, при скорости охлаждения 54 °C/c M_n равно 232 °C. Из рис. 76 следует, что скорость распада переохлажденного аустенита имела два четко выраженных максимума: в перлитной и мартенситной областях. В первой максимальная скорость распада аустенита реализовывалась при охлаждении со скоростью 70 °C/c, во второй с увеличением скорости охлаждения увеличивается скорость распада аустенита. Так, при охлаждении со скоростью 265 °C/c максимальная скорость образования мартенсита составила 17,8 %/с. Необходимо заметить, что в бейнитной и мартенситной областях при охлаждении со скоростью менее

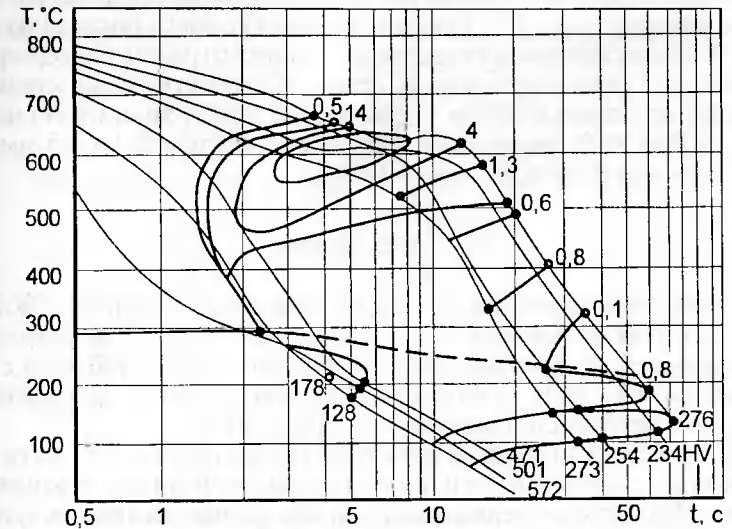


Рис. 76. Диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита в стали ПК70Н пористостью 13 % (цифры у кривых показывают скорость превращения, %/с)

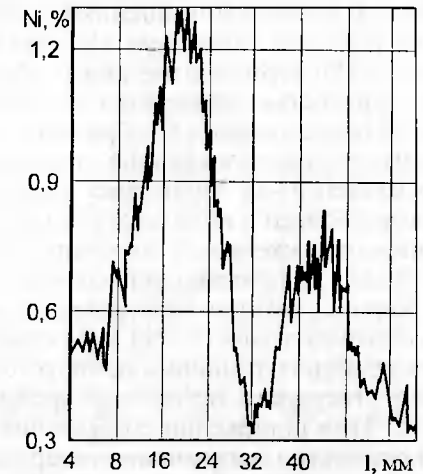


Рис. 77. Концентрационная кривая распределения никеля в стали ПК70Н

77 °C/с наблюдается по два максимума скоростей распада аустенита. Это можно объяснить значительной неоднородностью стали по никелю (рис. 77). Таким образом, скорость распада аустенита в бейнитной и мартенситной областях отражает неоднородность структуры порошковой стали. Количественные характеристики прокаливаемости — расчетные расстояния от торца до зоны с 50 и 90 % мартенсита [38] — составляют 2,7 и 1,5 мм соответственно (при пористости 13 %).

2.3.2. ПК45Н2

Сталь изготавливали на основе железного порошка ПЖ4М2 [22—24]. Для получения стали с пористостью 5—7 % использовали двукратное прессование с промежуточным отжигом, а с пористостью 14—16 % — однократное двухстороннее прессование. Спекание проводили при температуре 1150 °C.

Воздействие никеля на кинетику превращения аустенита порошковых сталей аналогично его влиянию в литых и кованных сталях. За счет изменения подвижности атомов железа, скорости диффузии углерода в α - и γ -железе, свободной энергии фаз никель повышает устойчивость аустенита. Как и в порошковых углеродистых сталях, увеличение пористости понижает устойчивость аустенита, смещает температуру его минимальной устойчивости в область повышенных температур. Увеличение содержания углерода в никелевых сталях повышает устойчивость аустенита. Изотермические диаграммы стали ПК45Н2 с различной пористостью приведены на рис. 78 и 79. Для сравнения на рис. 80 представлены С-образные кривые распада переохлажденного аустенита в кованой стали 45Н2. В отличие от углеродистых сталей из-за неравномерного распределения никеля в порошковой смеси в никелевых сталях остаточный аустенит обнаруживается даже после спекания. В результате этого в никелевых сталях количество нераспавшегося аустенита при охлаждении больше, чем в высокоуглеродистых. Наибольшее содержание остаточного аустенита наблюдается при превращениях в области температур минимальной устойчивости аустенита, что понижает твердость продуктов превращения в интервале 600—450 °C. При понижении содержания углерода в никелевых сталях количество остаточного углерода уменьшается.

Анализ термокинетических диаграмм показывает, что при непрерывном охлаждении никель (как и при изотермическом

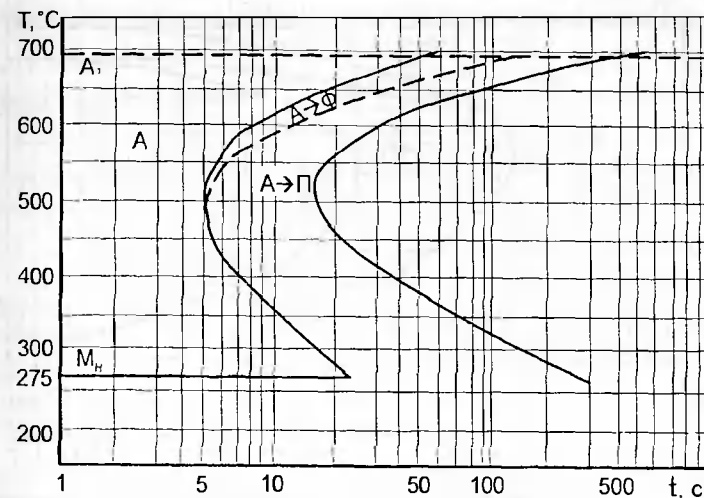


Рис. 78. С-образные кривые превращения аустенита в изотермических условиях стали ПК45Н2 (пористость 5—7 %)

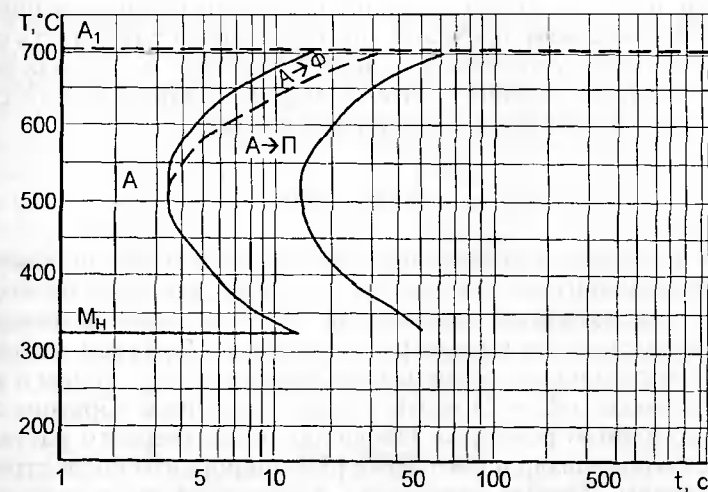


Рис. 79. С-образные кривые превращения аустенита в изотермических условиях стали ПК45Н2 (пористость 14—16 %)

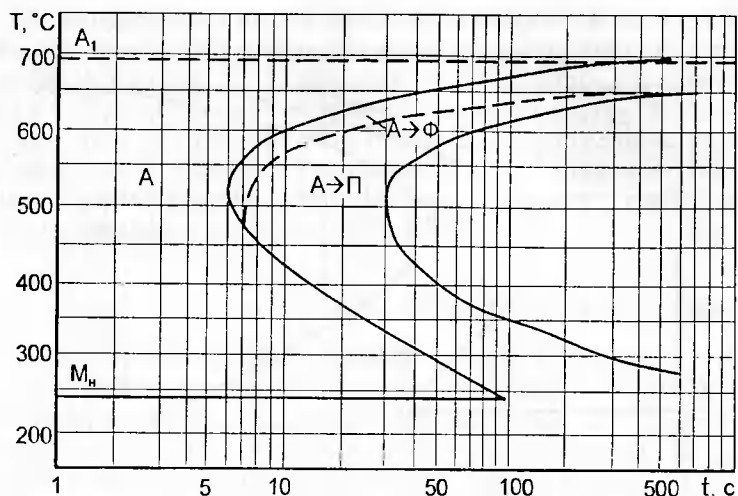


Рис. 80. С-образные кривые превращения аустенита в изотермических условиях стали ПК45Н2

превращении) повышает устойчивость аустенита, понижает температуру начала и конца превращения, значительно расширяет интервал температур превращения. Он усиливает твердость продуктов распада аустенита, а понижая температуру начала мартенситного превращения — точку M_n , увеличивает количество остаточного аустенита в порошковых сталях.

2.3.3. ПК35Н4

Для получения минимальной пористости материала образцы из поликомпонентной шихты формовали двукратным прессованием с промежуточным отжигом при 850 °С. Степень неоднородности распределения никеля реализована посредством введения его частиц различного размера (карбонильного $d_{cp} = 6$ мкм и электролитического $d_{cp} = 25$ мкм), а также спеканием образцов стали по различным режимам. Неоднородность твердого раствора по никелю оценивали по методике [52] микрорентгеноспектральным методом. Данные пористости, химической неоднородности порошковых сталей, режимов спекания приведены в табл. 17.

Все никелевые стали имеют одинаковую форму С-образных кривых с одним максимумом скорости распада (рис. 81, 82). Ана-

Таблица 17

Режимы изготовления, состав, пористость и химическая неоднородность порошковых никелевых сталей

Марка стали	t спекания, ч	Химический состав спеченных сталей, мас. %			Пористость, %	V_{Ni}
		$C_{общ}$	$C_{своб}$	Ni		
ПК35Н4 (никель электролитический)	0,5*	0,39	0,017	3,93	15,3	145
	2	0,34	0,010	4,03	12,7	95
	4	0,32	0,010	3,97	12,1	72
	12	0,33	0,010	4,00	11,9	41
ПК35Н4 (никель карбонильный)	0,5*	0,39	0,020	4,01	15,9	93
	1*	0,33	0,015	4,10	14,6	60
	2	0,35	0,010	4,13	13,1	45
	4*	0,35	0,010	4,11	11,1	32

* Стали, для которых построены диаграммы распада аустенита.

лиз диаграмм показывает, что увеличение растворения никеля (снижение неоднородности твердого раствора) до $V_{Ni} = 32$ приводит к увеличению инкубационного периода от 0,1 до 2—3 с и снижению температуры максимального развития перлитного превращения.

Это находится в полном соответствии с теорией фазовых превращений для компактных материалов. Следует отметить, что уровень пористости практически одинаков для всех исследованных сплавов. Структура сталей в спеченном состоянии представляет собой гетерогенную смесь продуктов диффузионного, промежуточного и мартенситного распадов. Количество структурных составляющих в зависимости от коэффициента вариации концентрации никеля представлено на рис. 83, соотношения получены на образцах при непрерывном охлаждении. При снижении неоднородности сталей по никелю резко уменьшается доля перлитной и ферритной структурных составляющих, а количество бейнита и мартенсита увеличивается соответственно до 40 и 30 об. %, что способствует повышению прочности сталей.

2.3.4. ПК50Н4 [53]

Образцы готовили из поликомпонентной шихты на основе порошка технического железа марки ПЖРВ 3.200.28 с добавлением карбонильного железа, электролитического никеля

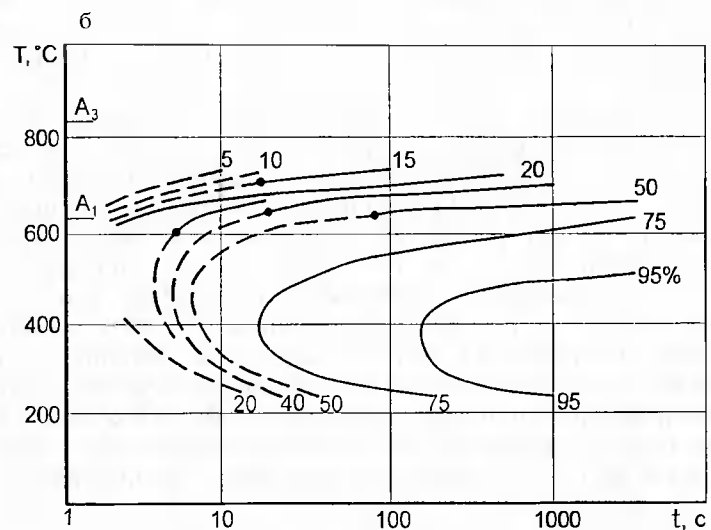
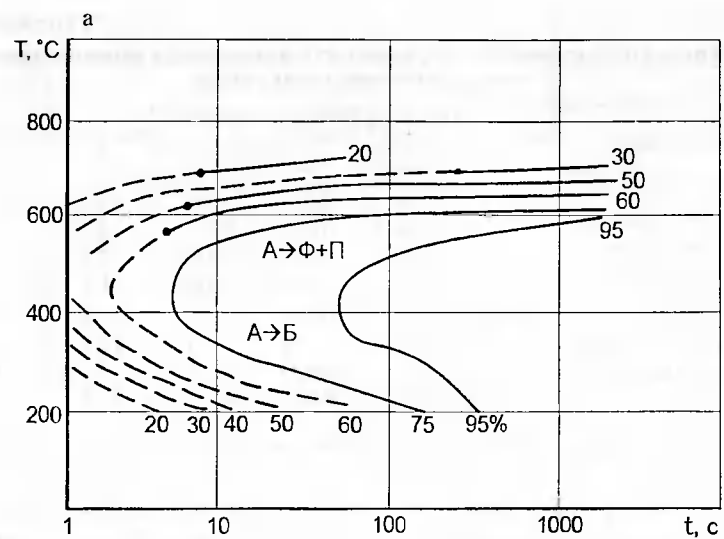


Рис. 81. Диаграммы изотермического распада аустенита стали ПК35Н4 с различной химической неоднородностью.
а — $V_{Ni} = 145$, б — 95

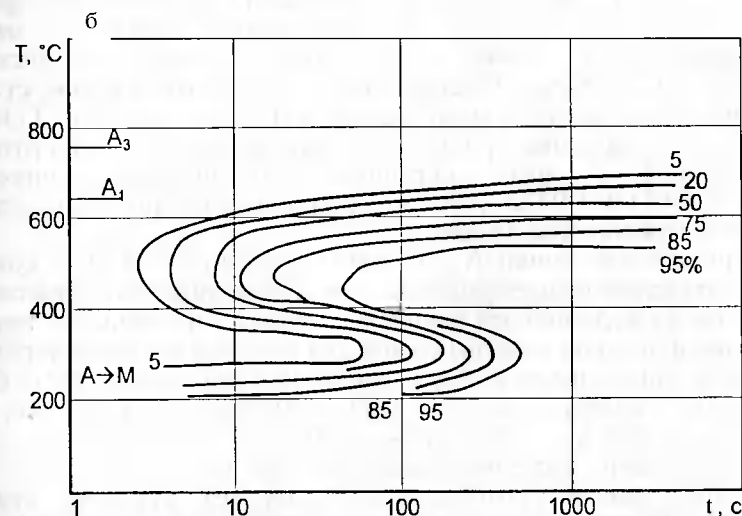
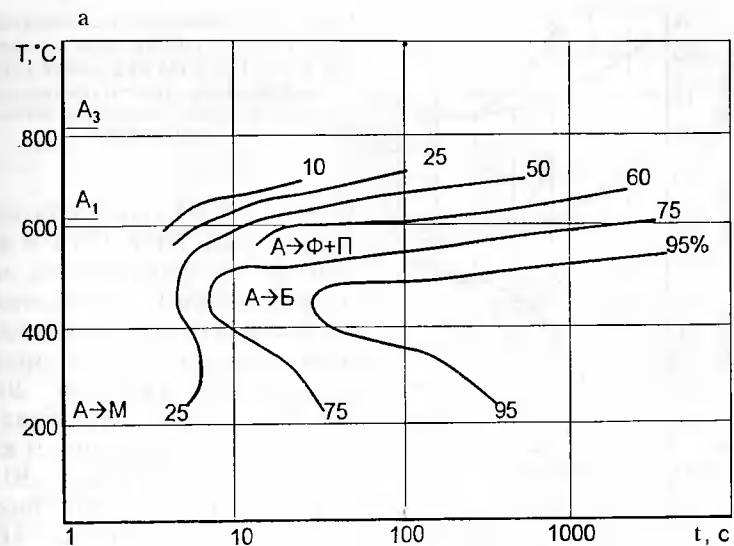


Рис. 82. Диаграммы изотермического распада аустенита стали ПК35Н4 с различной химической неоднородностью.
а — $V_{Ni} = 93$, б — 32

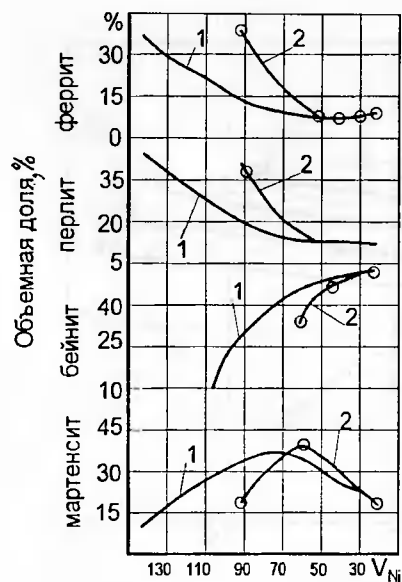


Рис. 83. Зависимость количества структурных составляющих спеченной стали ПК35Н4 от степени химической неоднородности по никелю. 1 — сталь с никелем электролитическим, 2 — с карбонильным

марки ПНЭ-1 или карбонильного марки ПНК-ОТ4 и коллоидально-графитового препарата марки С-1 смешиванием в смесителе со смещенной осью вращения (8 ч), прессованием при давлении 200—800 МПа (для варьирования пористости) и спеканием в водороде с точкой росы -30°C . Характеристики порошков: железо техническое ПЖР 3.200.28 ГОСТ 9849—86, средний размер частиц 70 мкм,

стандартное отклонение 40 мкм; никель электролитический ПНЭ-1 ГОСТ Э722—79, средний размер частиц 14 мкм, стандартное отклонение 3 мкм; железо карбонильное Р-10 ГОСТ 13610—79, средний размер частиц 5 мкм, стандартное отклонение 3 мкм; порошок карбонильного никеля ПНК-ОТ4 ГОСТ 9722—79, средний размер частиц 8 мкм, стандартное отклонение 3 мкм.

Критические точки A_1 , A_3 , температуру начала M_n и конца M_k мартенситного превращения определяли dilatометрическим методом на порошковых никелевых сталях с наименьшей пористостью и близкой к оптимальной для трип сталей концентрационной неоднородностью (M_k — расчетное значение по [54]). Содержание элементов, %: С — 0,45—0,56, Ni — 4; Т, $^{\circ}\text{C}$: A_{c1} — 700, A_{c3} — 860, M_n — 220, M_k — (-80) .

Температура аустенитизации $840\text{--}860^{\circ}\text{C}$.

Минимальной устойчивостью обладает аустенит стали ПК50Н4. Инкубационный период для этой стали при пористости 4 % — порядка 5 с. Тенденция уменьшения инкубационного периода с ростом пористости очевидна (рис. 84—87).

Завершение перлитного превращения (90 % перлита) у материалов с большей пористостью (П) также реализуется значительно

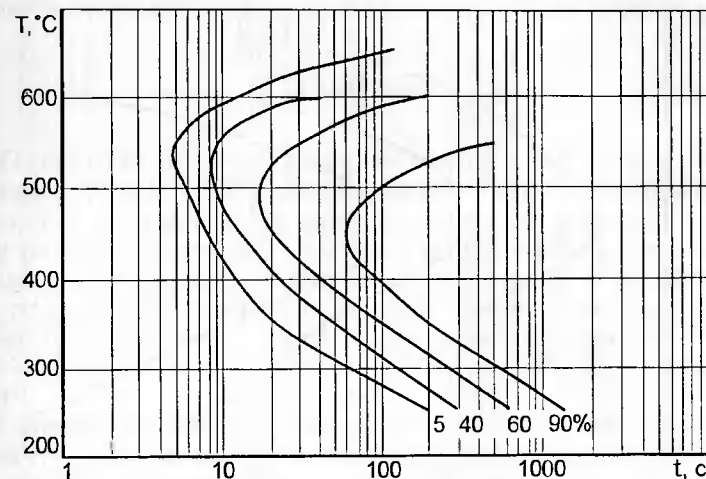


Рис. 84. Изотермический распад аустенита порошковой стали ПК50Н4 (пористость 4 %)

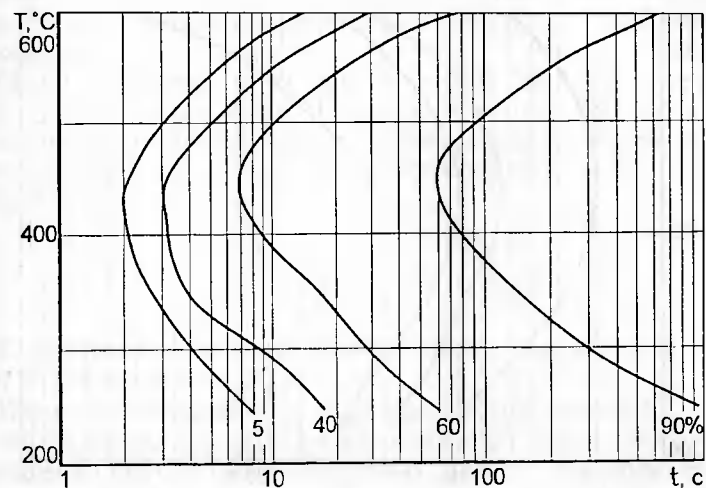


Рис. 85. Изотермический распад аустенита порошковой стали ПК50Н4 (пористость 6 %)

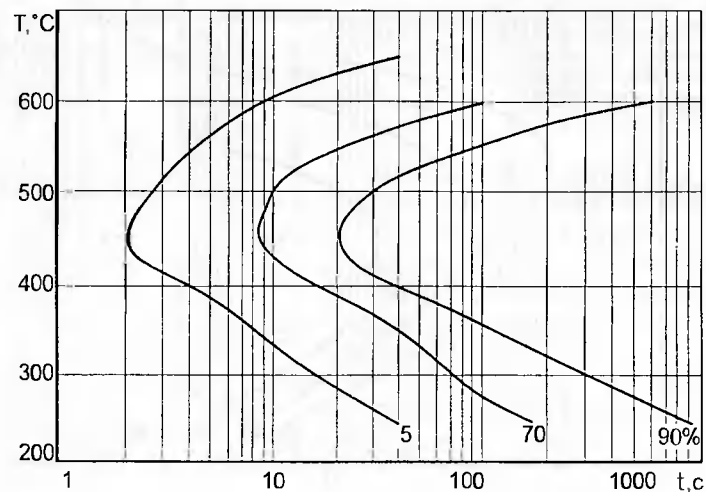


Рис. 86. Изотермический распад аустенита порошковой стали ПК50Н4 (пористость 12,5 %)

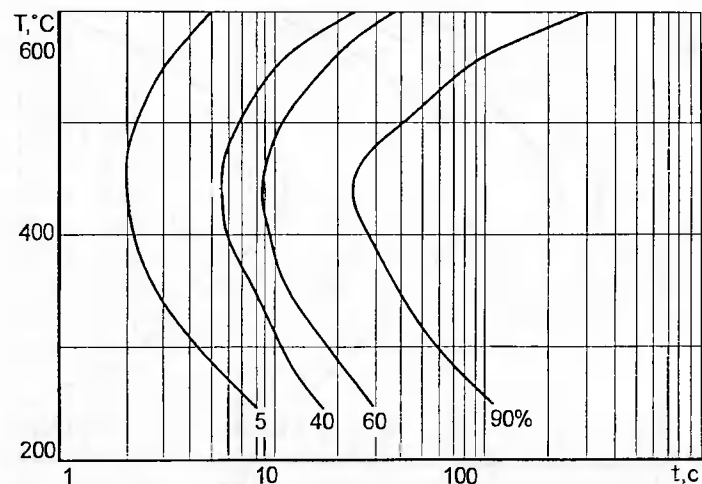


Рис. 87. Изотермический распад аустенита порошковой стали ПК50Н4 (пористость 22 %)

но раньше. Если при $\Pi = 4\text{—}8\%$ перлитное превращение заканчивается через 60—65 с, то при $\Pi = 13\text{—}22\%$ — через 25—30 с.

2.3.5. ПК50Н6

Технология получения соответствует описанной в разделе 2.3.4 для стали ПК50Н4. Критические точки A_1 , A_3 , температуру начала M_n и конца M_k мартенситного превращения определяли дилатометрическим методом на порошковых никелевых сталях с наименьшей пористостью и близкой к оптимальной для трип сталей концентрационной неоднородностью (M_k — расчетное значение по [54]). Содержание элементов, %: С — 0,45—0,55, Ni — 6; T, °C: A_{c1} — 660, A_{c3} — 730, M_n — 190, M_k — (–110).

Температура аустенитизации 840—860 °C. Для порошковой стали ПК50Н6 наблюдается ускорение перлитного превращения при повышении ее пористости (рис. 88—91).

При пористости 4—10 % проведение закалки деталей уже не представляет сложности, поскольку инкубационный период составляет 6—15 с. Окончание распада в исследуемом интервале пористости удлиняется более чем на порядок по мере снижения последней.

Микроструктура образцов из сталей ПК50Н4 в термообработанном (закалка 860 °C, масло + отпуск 180 °C, 2 ч) состоянии представляет собой бейнит с небольшими включениями аустенита — до 10 %, микротвердость HV 300—500 (рис. 92).

2.3.6. ПК50Н9

Технология получения соответствует описанной в разделе 2.3.4 для стали ПК50Н4.

Критические точки A_1 , A_3 , температуру начала M_n и конца M_k мартенситного превращения определяли дилатометрическим методом на порошковых никелевых сталях с наименьшей пористостью и близкой к оптимальной для трип сталей концентрационной неоднородностью (M_k — расчетное значение по [54]). Содержание элементов, %: С — 0,45—0,55, Ni — 9; T, °C: A_{c1} — 630, A_{c3} — 690, M_n — 120, M_k — (–180).

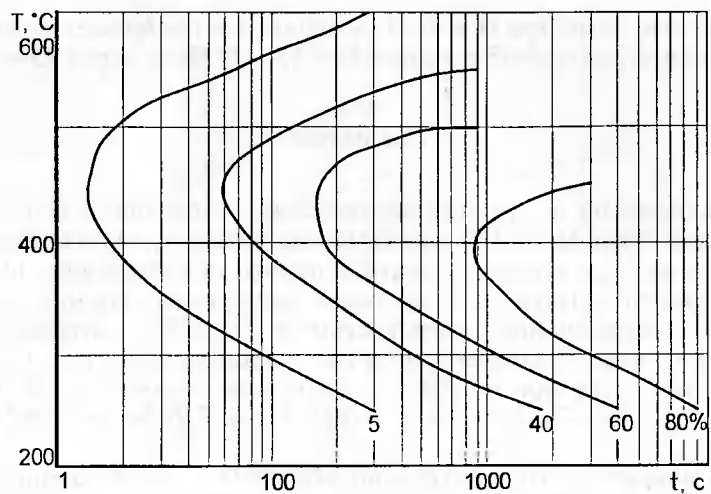


Рис. 88. Изотермический распад аустенита порошковой стали ПК50Н6 (пористость 4 %)

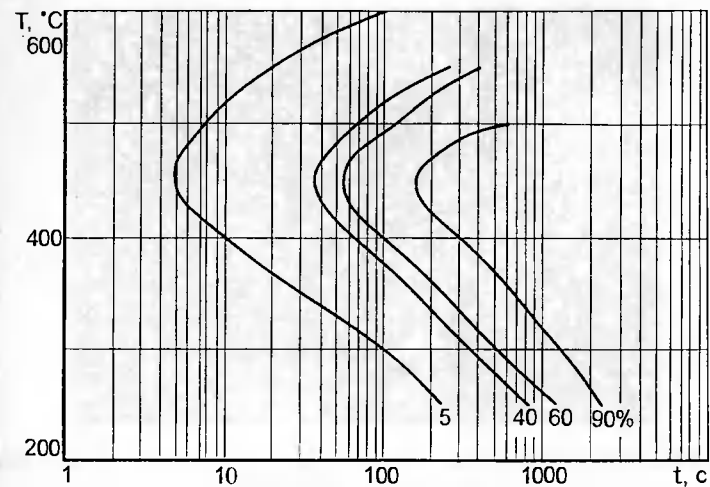


Рис. 90. Изотермический распад аустенита порошковой стали ПК50Н6 (пористость 15 %)

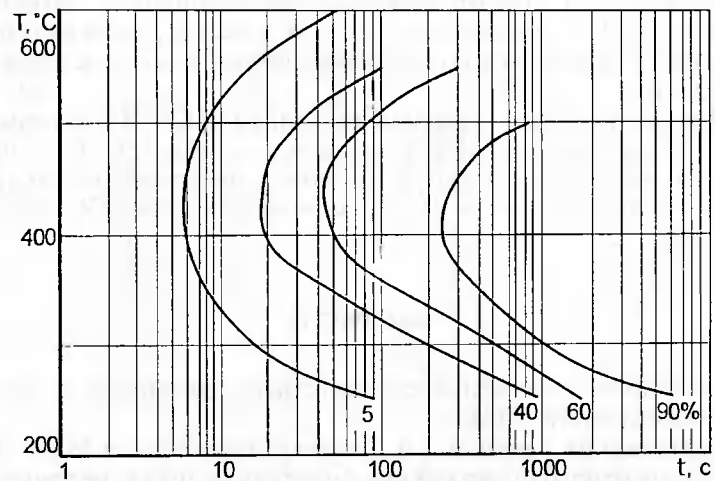


Рис. 89. Изотермический распад аустенита порошковой стали ПК50Н6 (пористость 9,5 %)

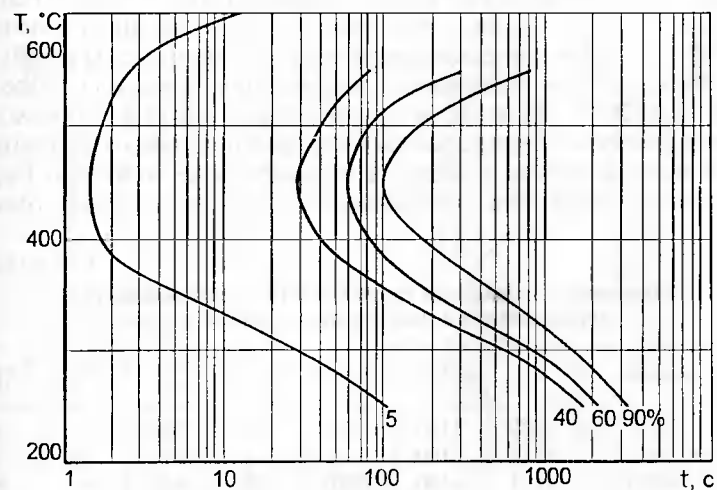


Рис. 91. Изотермический распад аустенита порошковой стали ПК50Н6 (пористость 21 %)

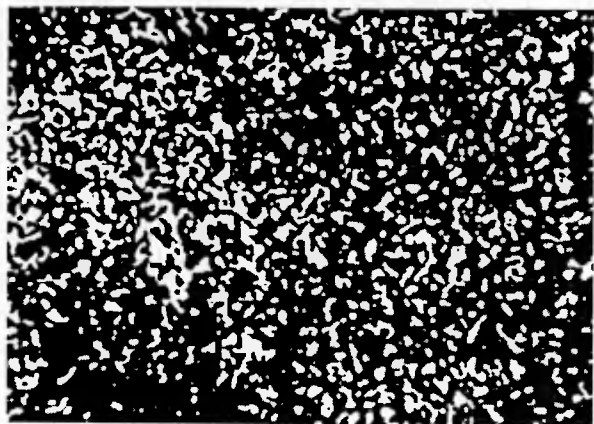


Рис. 92. Микроструктура порошковой концентрационно-неоднородной никелевой стали PK50H6 ($\times 500$)

Температура аустенитизации 840—860 °С.

Особый практический интерес представляет сталь PK50H9. Образцы из нее закаливались уже при охлаждении на воздухе (рис. 93—96). Механические свойства стали приведены в табл. 18.

Зафиксировать окончание превращения не удалось даже при пористости 20 %. Наличие остаточного аустенита в порошковых концентрационно-неоднородных сталях в отличие от традиционных далеко не всегда понижает механические свойства. Распад остаточного аустенита с образованием мартенсита деформации

Таблица 18

Механические свойства стали PK50H9 (термообработка: нормализация и низкотемпературный отпуск)

Среда спекания	V_N^*	$\sigma_{0.2}$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	КС, кДж/м ²	K_{IC} , МПа·м ^{1/2}	Твердость HRC
Вакуум, $T_{сп} = 1300$ °С	0,40	1180	—	—	250	—	43
	0,22	1160	—	—	340	—	49
	0,21	1430	1070	1,0	420	—	44
	0,19	1240	—	—	770	—	45
Водород, $T_{сп} = 1200$ °С	0,15	1280	690	3,3	515	54	42
	0,14	1540	1060	2,2	650	61	46
	0,13	2070	1430	4,8	1230	63	50

* Коэффициент вариации концентрации.

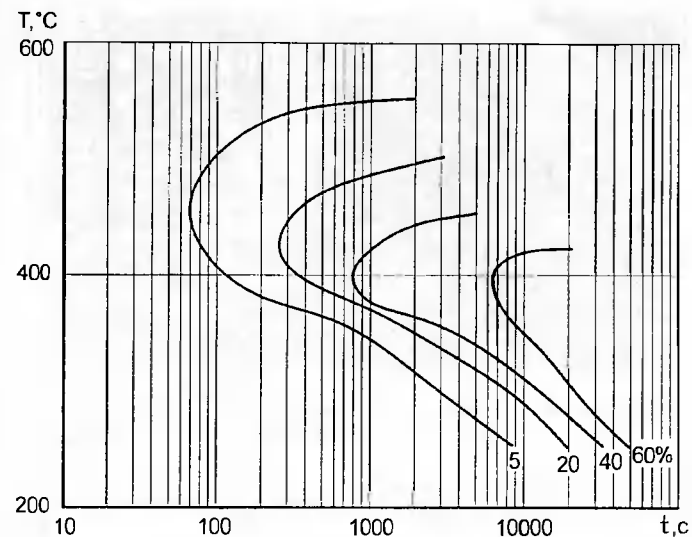


Рис. 93. Изотермический распад аустенита порошковой стали PK50H9 (пористость 4 %)

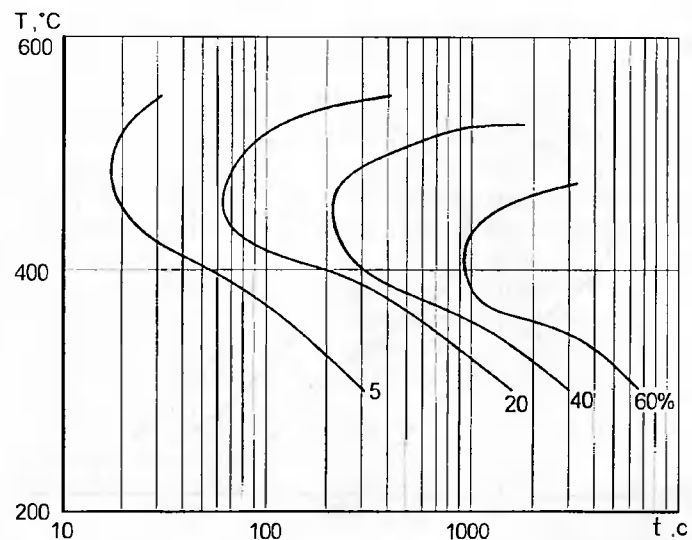


Рис. 94. Изотермический распад аустенита порошковой стали PK50H9 (пористость 9 %)

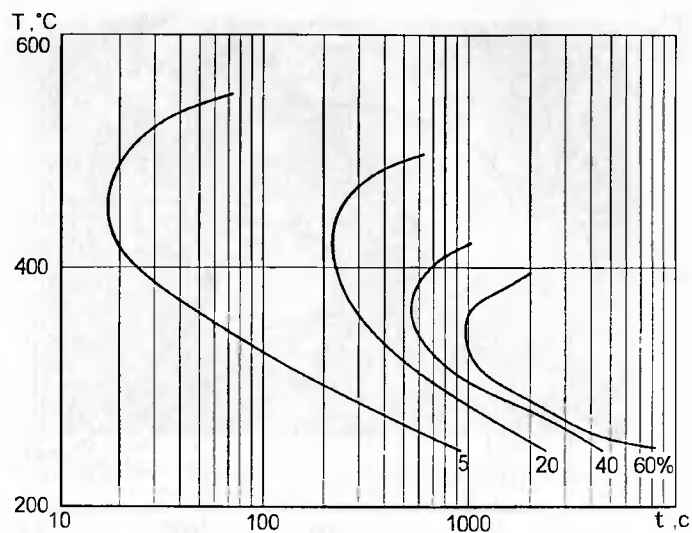


Рис. 95. Изотермический распад аустенита порошковой стали ПК50Н9 (пористость 12 %)

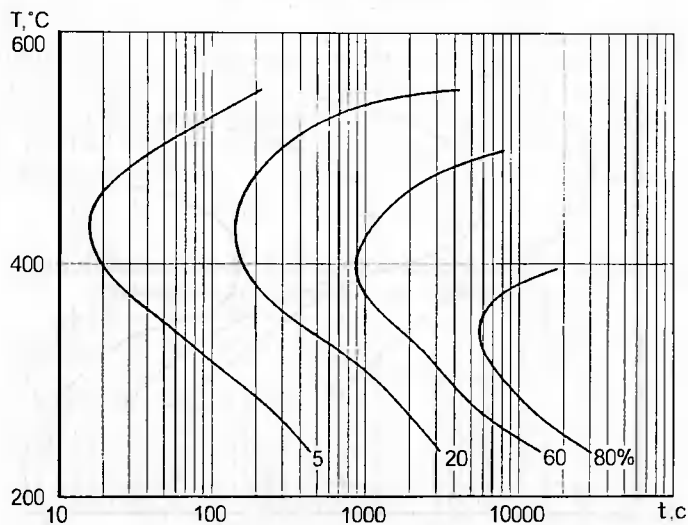


Рис. 96. Изотермический распад аустенита порошковой стали ПК50Н9 (пористость 20 %)



Рис. 97. Микроструктура порошковой концентрационно-неоднородной никелевой стали ПК50Н9 (x500)

приводит к росту прочности, пластичности и вязкости. Микроструктура стали ПК50Н9 (нормализация + отпуск) бейнито-мартенситная с остаточным аустенитом до 30 %, микротвердость HV 380—560 (рис. 97).

2.3.7. ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ И НЕОДНОРОДНОСТИ В НИКЕЛЕВЫХ СТАЛЯХ

Влияние вклада пористости и концентрационной неоднородности на кинетику распада аустенита было разделено следующим образом: при построении серий С-кривых стали одной марки использовали образцы с фиксированным уровнем пористости, в которых уровень неоднородности материалов отличался незначительно ($0,2 \pm 0,1$).

При прогнозировании влияния пористости на кинетику перлитного превращения для каждого значения пористости (Π) вычисляли удельную поверхность (Y) и дисперсность (D) пор при фиксированном значении концентрационной неоднородности по формуле

$$D = Y/\Pi, \quad (13)$$

$$Y = \frac{S_{\Pi}}{V_{\Pi} + V_{\text{в}}}, \quad (14)$$

где S_{Π} и V_{Π} — площадь поверхности и объем пор соответственно; $V_{\text{в}}$ — объем вещества (данные в табл. 19). Ранее [55] было уста-

новлено, что перлитное превращение с достаточной для практического применения точностью можно описать с помощью преобразованного уравнения Авраами:

$$V_p = 1 - \exp(-(m_1 + m_2 Y + m_3 D) t^n), \quad (15)$$

где m_1 , m_2 , m_3 и n — коэффициенты; V_p — объемная доля распавшегося аустенита; t — продолжительность изотермической выдержки в секундах.

В результате аппроксимации экспериментальных данных выражением (15) были определены коэффициенты m_1 , m_2 , m_3 и n , сопоставлена расчетная и экспериментально определенная продолжительность инкубационного периода (табл. 19).

По величине показателя степени n судят о том, какая стадия процесса — образование или диффузионный рост зародышей новой фазы — является лимитирующей. Для исследованных сталей n оставался практически неизменным, а его величина свидетельствует о том, что лимитирующая стадия — диффузионный рост зародышей перлита.

Из сопоставления представленных выше результатов с данными из [56] следует, что при минимальном вкладе пористости ($P \leq 5\%$) принципиальное влияние на положение критических точек оказывает концентрационная неоднородность, которая более чем на порядок ускоряет начало распада аустенита. В никелевых сталях концентрационная неоднородность практически не повлияла на M_n .

Учет влияния концентрационной неоднородности на продолжительность инкубационного периода осуществляли исходя из гистограмм распределения легирующих элементов (табл. 21).

Для ряда сталей, среди которых и легированные никелем, отношение термодинамических импульсов перлитного превращения, которое обратно пропорционально продолжительности инкубационных периодов, можно заменить следующим соотношением [54]:

$$\frac{t_i}{t_j} = \left(\frac{\Delta T_{mj}}{\Delta T_{mi}} \right)^{2.4}, \quad (16)$$

где t_i и t_j — инкубационный период; ΔT_{mi} , ΔT_{mj} — разность между A_1 и температурой минимальной устойчивости аустенита в перлитной области.

Таблица 19

Анализ кинетики распада аустенита концентрационно-неоднородных никелевых сталей

Марка стали	Пористость, %	У, мкм	Д, мкм	t, с		Распад, %
				начала	конца	
ПК50Н4	4	0,0232	0,58	5	60	90
	8	0,0605	0,76	2,5	60	90
	12,5	0,0611	0,49	2	25	90
	22	0,0649	0,30	2	24	95
ПК50Н6	4	0,0094	0,24	14	900	80
	9,5	0,0379	0,36	6	250	90
	15	0,0339	0,25	5	170	90
	21	0,0762	0,36	2	100	90
ПК50Н9	4	0,0063	0,16	65	6000	60
	9	0,0296	0,32	17	900	60
	12	0,0350	0,29	16	900	60
	20	0,0577	0,29	15	5500	80

Таблица 20

Влияние пористости на превращение аустенита порошковых никелевых сталей в перлитной области

Марка стали	Коэффициенты уравнения Авраами				Доля распавшегося аустенита		П, %
	m_1	m_2	m_3	n	Расчет	Эксперимент	
ПК50Н4	0,0466	0,0009	0,0039	0,10	0,050	0,050	4
					0,050	0,050	8
					0,051	0,050	12,5
					0,044	0,050	22
ПК50Н6	0,0383	0,150	0	0,10	0,050	0,050	4
					0,051	0,050	9,5
					0,047	0,050	15
					0,050	0,050	21
ПК50Н9	0,0282	0,0401	0,0271	0,11	0,050	0,050	4
					0,050	0,050	9
					0,049	0,050	12
					0,050	0,050	20

Таблица 21

Гистограммы распределения никеля

Сталь	Интервал концентрации от C_i до C_j	Доля точек, приходящихся на интервал от C_i до C_j
ПК50Н4	0,0040—0,0220	0,225
	0,0220—0,0400	0,406
	0,0400—0,0581	0,180
	0,0581—0,0760	0,125
	0,0760—0,0941	0,031
	0,0941—0,1121	0,021
	0,1121—0,1301	0,014
ПК50Н6	0,1301—0,1482	0,007
	0,0219—0,0345	0,073
	0,0345—0,0470	0,240
	0,0470—0,0596	0,246
	0,0596—0,0723	0,189
	0,0723—0,0848	0,132
	0,0848—0,0974	0,068
ПК50Н9	0,0974—0,1101	0,022
	0,1101—0,1226	0,013
	0,1226—0,1352	0,016
	0,0448—0,0582	0,051
	0,0582—0,0713	0,135
	0,0713—0,0845	0,225
	0,0845—0,0978	0,248
	0,0978—0,1110	0,206
	0,1110—0,1243	0,080
	0,1243—0,1375	0,039
	0,1375—0,1507	0,016

Таблица 22

Сопоставление экспериментальных и расчетных значений продолжительности инкубационного периода t_m никелевых сталей

Марка стали	$\Delta T_m, ^\circ\text{C}$	$C_m, \%$	$t_m, \text{с}$ (эксперимент)	t_1/t_2 (расчет)	$(\Delta T_m/\Delta T_m)^{-2,1}$ (расчет)
ПК50Н4	140	0,8	5	$t_1/t_2 = 0,36$	0,40
ПК50Н6	96	3,1	14	$t_2/t_3 = 0,21$	0,25
ПК50Н9	54	5,8	65	$t_1/t_3 = 0,08$	0,10

Примечание. C_m — наибольшее содержание никеля в областях, претерпевших γ - α -превращение до образования 5 % перлита при температуре наименьшей устойчивости аустенита. Значения ΔT_m ($^\circ\text{C}$), соответствующие C_m , находили из монограммы [54].

Поскольку для построения С-кривых был выбран 5 %-й порог чувствительности, то и для учета влияния концентрационной неоднородности на ускорение распада отобрано 5 % точек гистограмм с наименьшей концентрацией никеля. Оценки (табл. 22) выполнены для сталей с наименьшей пористостью. Как следует из табл. 21, учет гистограммы распределения никеля позволяет с достаточной для технических целей точностью прогнозировать продолжительность инкубационного периода концентрационно-неоднородных сталей. При пористости порядка 10 % и выше у концентрационно-неоднородных сталей ПК50Н4 и ПК50Н6 ошибка экспериментального определения t_m велика из-за его малой продолжительности.

2.4. ХРОМИСТЫЕ СТАЛИ

Хром увеличивает устойчивость аустенита, повышая его склонность к переохлаждению, значительно понижает скорость закали, улучшая прокаливаемость сталей.

2.4.1. ПК40Х [18]

Стали изготавливали механическим смешиванием железного порошка марки ПЖ2М2, порошков никеля, хрома и молибдена, а также карандашного графита. В качестве связки использовали стеарат цинка. Максимальные размеры частиц железного порошка составляли 160 мкм, легирующих элементов — 40 мкм. Шихту смешивали в конусном смесителе вместимостью 15 л в течение $1,44 \cdot 10^4$ с. Для определения химического состава и качества смешивания отбирали пять проб. Шихту считали годной, если отклонение химического состава по углероду и легирующим элементам не превышало ± 5 %.

Опытные образцы порошковых сталей получали однократным прессованием и спеканием, а также горячей штамповкой. Плотность (пористость) образцов после спекания определяли гидростатическим и магнитным методами [15]. Образцы порошковых сталей пористостью 10 и 17 % (плотностью 6500 и 7000 кг/м³) получали при давлении прессования 600—700 МПа и последующим спеканием в восстановительной атмосфере при температуре 1250 $^\circ\text{C}$ в течение $(10,8—21,6) \cdot 10^3$ с. Образцы пористостью 3,0 % (плотностью 7600—7800 кг/м³) получали горя-

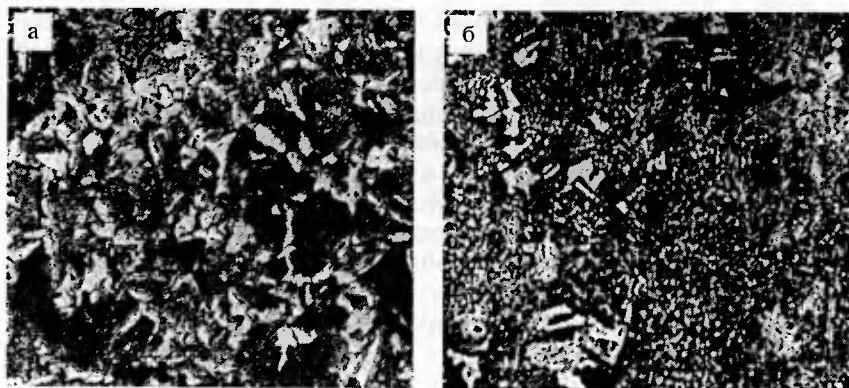


Рис. 98. Структура стали после спекания (а) и горячей штамповки (б).
а — пористость 17 %. б — пористость 3 %

чей штамповкой спеченных по указанному режиму прессовок пористостью 17 % (плотностью 6500 МПа).

Нагрев заготовок до 1150 °С осуществляли токами высокой частоты в течение 15 с. Горячую штамповку проводили при давлении 800—1000 МПа. После штамповки заготовки охлаждали в масле. Образцы отжигали в атмосфере аргона при температуре 1100 °С в течение 7,2·10³ с. Структуры стали после спекания и горячей штамповки приведены на рис. 98. Содержание кислорода в образцах после спекания составляло 0,11—0,15 %, а после штамповки и отжига — 0,05—0,12 %. Действительный размер аустенитного зерна у всех исследованных сталей соответствовал 8—9 баллам шкалы ГОСТ 5639—65. Химический состав стали ПК40Х пористостью 3—17 % следующий, мас. %: С — 0,36—0,44, Cr — 0,99—1,02, Mn — 0,50—0,80, Si — 0,17—0,37, S — 0,05, P — 0,05, O₂ — 0,25.

Критические точки приведены в табл. 23. Структурные составляющие и твердости сталей после охлаждения с различными скоростями от температуры аустенитизации даны в табл. 24.

Для порошковых сталей ПК40Х пористостью 17 % температура начала мартенситного превращения составляет до 375 °С. При охлаждении со скоростью 500 К/с сталь закаливается на мартенсит. Для порошковой стали ПК40Х пористостью 17 % критическая точка M_n составляет 370 °С. При охлаждении со скоростью 500—400 °С/с сталь закаливается на мартенсит. При

Таблица 23

Критические точки стали ПК40Х [57,58]

Плотность, кг/м ³ Пористость, %	Температура, °С		M _n
	Ac ₁	Ac ₃	
7570/3	752	802	350
7034/10	747	795	360
6490/17	742	790	375

Таблица 24

Влияние скорости охлаждения на структуру и твердость сталей ПК40Х с различной пористостью

Пористость, %	V _{охлажд} , °С/с	Структурные составляющие, %						Твердость HV
		Ф	П	С	Т	М	A _{ост}	
3	500	—	—	—	—	100	—	555
	150	—	—	—	—	100	—	532
	100	—	—	—	20	80	—	460
	60	5	—	—	55	40	—	402
	30	20	—	40	25	15	—	332
	10	30	70	—	—	—	—	207
	1,25	40	60	—	—	—	—	167
10	500	—	—	—	—	100	—	512
	250	—	—	—	—	100	—	495
	150	—	—	—	30	70	—	444
	100	—	—	—	45	50	5	402
	60	5	—	60	20	15	—	302
	15	40	60	—	—	—	—	174
	2	50	50	—	—	—	—	121
17	500	—	—	—	—	100	—	352
	150	—	—	—	40	60	—	293
	60	10	—	50	30	10	—	202
	10	40	60	—	—	—	—	124
	2	50	50	—	—	—	—	101

снижении скорости охлаждения до 150 °C/с в интервале 565—360 °C происходит превращение аустенита по типу второй ступени и температура M_n понижается на 10 °C.

Дальнейшее уменьшение скорости охлаждения до 60 °C/с приводит к появлению избыточного феррита, который предшествует образованию сорбита и троостита по типу первой и второй ступеней, а также небольшого объема мартенсита. Наконец, при уменьшении скорости охлаждения до 10—2 °C/с повышается температура начала и окончания распада аустенита по типу первой ступени с образованием феррито-перлитной структуры (рис. 99, 100).

Уменьшение пористости стали до 10 % приводит к понижению точки M_n до 355 °C. Охлаждение стали со скоростью 500—250 °C/с вызывает образование мартенситной структуры. При снижении скорости охлаждения до 150 °C/с в интервале 525—340 °C наблюдается превращение аустенита в троостит, что снижает критическую точку M_n на 15 °C. Дальнейшее уменьшение скорости охлаждения до 100 °C/с приводит к расширению интервала превращения по второй ступени (550—330 °C), снижению точки M_n и образованию небольшого объема остаточного аустенита. Наконец, снижение скорости охлаждения до 60—2 °C/с вызывает образование избыточного феррита, который предшествует распаду аустенита по типу первой ступени с образованием троостита или сорбита (рис. 101, 102). Для порошковой стали ПК40Х пористостью 3 % критическая точка M_n соответствует 340 °C. При охлаждении стали со скоростью 500—150 °C/с протекает мартенситное превращение.

Уменьшение скорости охлаждения до 100 °C/с приводит к распаду аустенита в интервале 480—330 °C на игольчатый троостит. Точка M_n снижается при этом на 10 °C. При дальнейшем уменьшении скорости охлаждения до 60 °C/с распад аустенита начинается при температуре 600 °C с выделения небольшого количества феррита, который предшествует образованию троостита и мартенсита.

Дальнейшее уменьшение скорости охлаждения приводит к увеличению объема избыточного феррита, выделение которого предшествует образованию продуктов распада аустенита по типу первой и второй ступеней, а при скорости охлаждения 10 °C/с в интервале 690—625 °C образуется феррито-перлитная структура (рис. 103, 104).

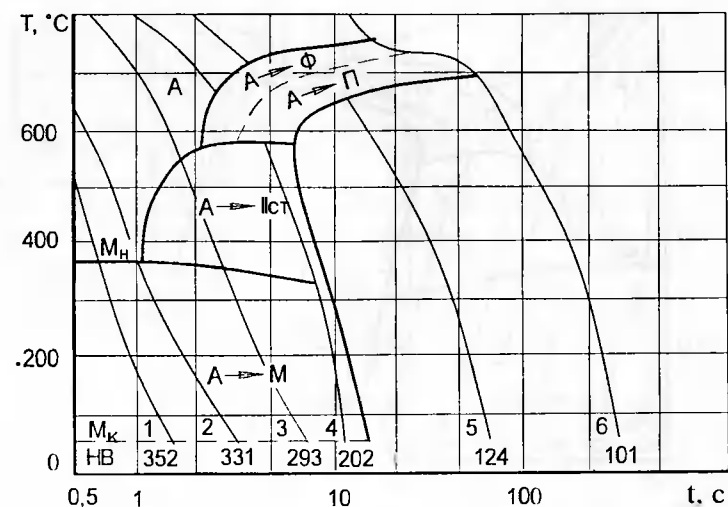


Рис. 99. Термокинетическая диаграмма стали ПК40Х (пористость 17 %)

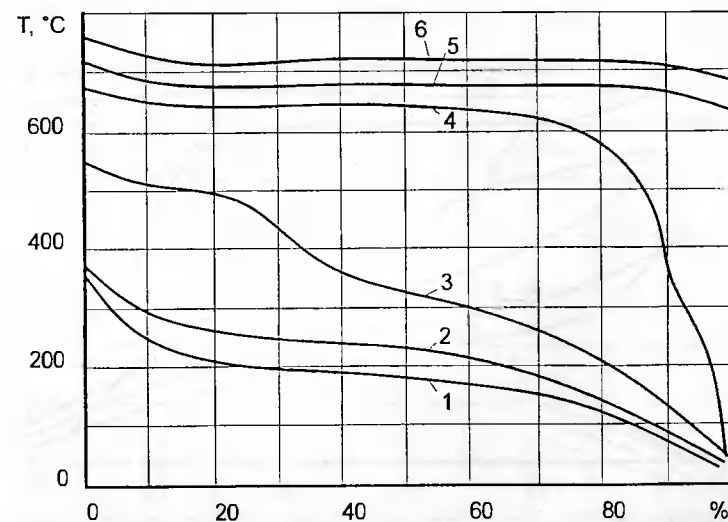


Рис. 100. Зависимость между объемом превращенного аустенита и температурой распада в стали ПК40Х пористостью 17 % (цифры у кривых соответствуют кривым охлаждения термокинетической диаграммы)

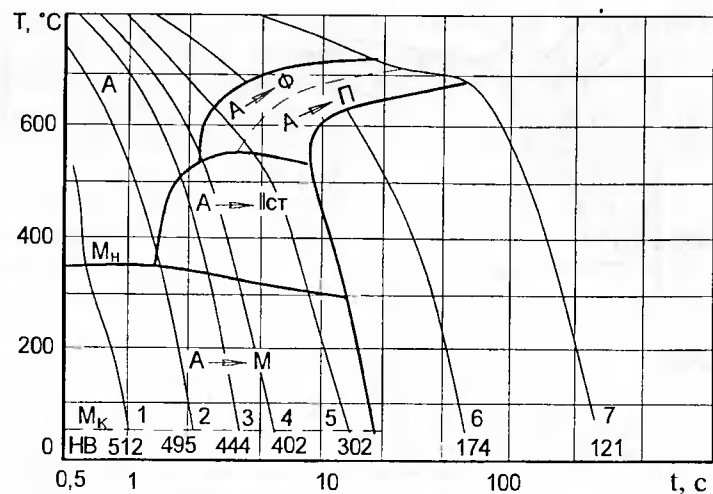


Рис. 101. Термокинетическая диаграмма стали ПК40Х (пористость 10 %)

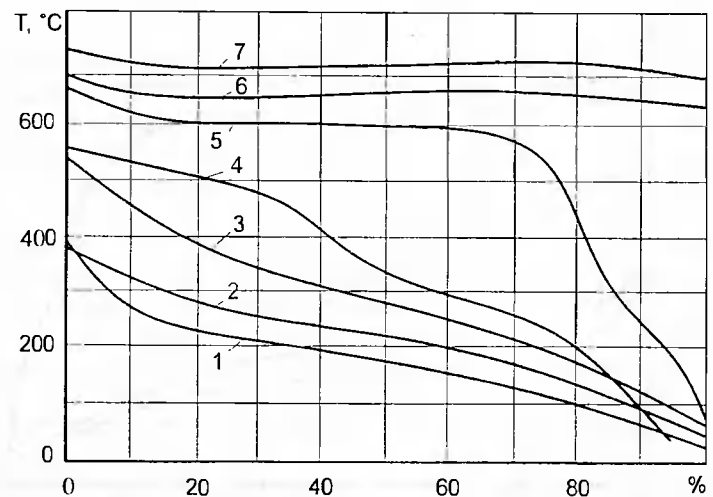


Рис. 102. Зависимость между объемом превращенного аустенита и температурой распада в стали ПК40Х пористостью 10 % (цифры у кривых соответствуют кривым охлаждения термокинетической диаграммы)

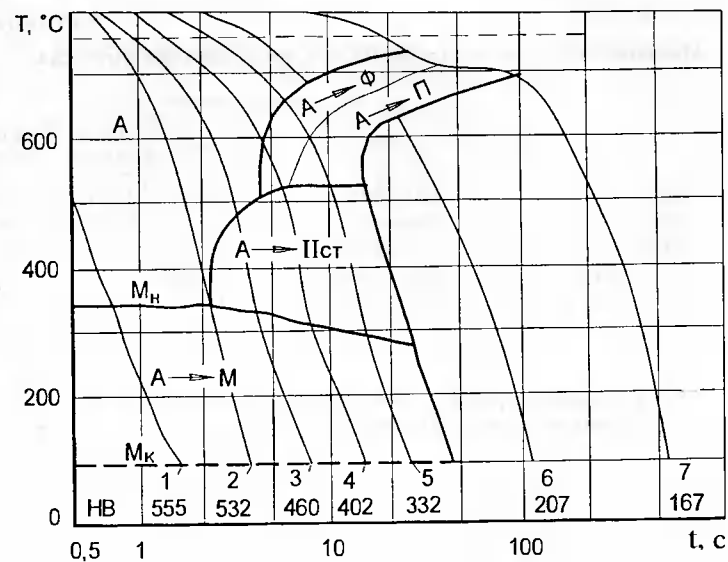


Рис. 103. Термокинетическая диаграмма стали ПК40Х (пористость 3 %)

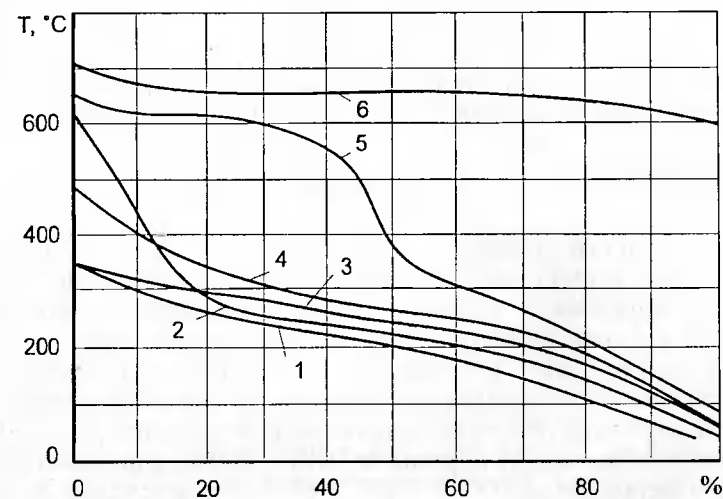


Рис. 104. Зависимость между объемом превращенного аустенита и температурой распада в стали ПК40Х пористостью 3 % (цифры у кривых соответствуют кривым охлаждения термокинетической диаграммы)

Таблица 25

Механические свойства стали ПК40Х после закалки и отпуска

Пористость, %	T _{отп} , °С	Механические свойства					
		НВ	$\sigma_{\text{т}}$, МПа	δ , %	ψ , %	КС 10, МДж/м ²	КСU 10, МДж/м ²
17	180—220	293—311	760—800	—	—	0,8—1,2	—
10	200—250	402—430	1060—1100	—	—	1,4—1,6	—
0,5	200—250	444—477	1520—1540	1—2	2—5	—	0,7—0,9
	400—450	340—364	1100—1240	5—7	12—15	—	1,1—1,3
	600—650	223—255	900—940	9—11	20—22	2	2,0—2,4

Таблица 26

Количественные характеристики прокаливаемости порошковой стали ПК40Х с различной пористостью

Пористость, %	Расстояние от горца до зоны мартенсита, мм		Критический диаметр D _к , соответствующий заданному количеству мартенсита при закалке, мм			
			В воде		В масле	
	100 %	50 %	100 %	50 %	100 %	50 %
17	0,8	2,0	5	8	—	—
10	1,0	3,0	10	15	—	8
3	2,0	5,0	15	25	8	12

Механические свойства стали приведены в табл. 25, количественные характеристики ее прокаливаемости — в табл. 26 [18].

2.4.2. ПК35Х2

Сталь одного химического состава получена по двум технологическим вариантам. Первый включал стандартную операцию смешивания исходных порошков железа марки ПЖР 3.200.28, средний размер частиц 52 мкм; хрома марки ПХ1-С, размер частиц 6 мкм; коллоидально-графитового препарата С-1 в смесителе со смещенной осью вращения. Шихта материала во втором варианте получена высокоэнергетическим размолом в планетарной мельнице порошков ПЖР 3.200.28 и высокоуглеродистого феррохрома ФХ850 (ГОСТ 4757—89) в течение 25 мин с последующим отжигом при температуре 700 °С. Образцы сталей формовали при давлении 800 МПа, спекали при температуре 1200 °С в среде осушенного водорода, длительность режимов

Таблица 27

Режимы спекания, пористость, химическая неоднородность порошковых сталей

Способ получения	Время спекания, ч	Химический состав сталей, мас. %			Пористость, %	V _{сг} **	ρ , 10 ⁻¹⁰ см ⁻² ***	D _{ср} **** мкм
		C _{общ}	C _{хром}	Cr				
Стандартный (хром ПХ1-М)	0,5	0,39	0,01	2,13	15,9	131	—	20
	1*	0,34	0,01	2,01	15,2	90	—	20
	2*	0,32	0,02	2,04	15,1	70	—	20
	4*	0,33	0,01	1,97	14,8	50	—	22
	4	0,33	0,01	1,97	14,0	30	0,56	36
Механическое легирование	4*	0,37	—	2,00	14,0	4	1,22	29

* Стали, для которых построены диаграммы распада аустенита.

** Коэффициент вариации концентрации.

*** Плотность дислокаций.

**** Средний размер зерен.

Таблица 28

Критические точки сталей ПК35Х2

Длительность режима спекания, ч	A _{c1}	A _{c3}	M _n
	T, °С		
0,5	720	870	150
1	730	860	200
2	735	830	220
4	745	820	230

варьировали в целях получения различной степени неоднородности распределения хрома в сталях (табл. 27).

Стали, полученные по разным технологиям, имели существенные различия по плотности линейных дефектов и неоднородности распределения хрома (см. табл. 27). Механически легированные стали более однородны, чем полученные по обычной технологии перемешивания. Это обусловлено наследственной гомогенностью, приобретенной на стадии высокоэнергетического дробления, и повышенной дисперсностью пор. Средний размер зерна сталей, механически легированных, несколько ниже, чем сталей из обычной поликомпонентной шихты, и составляет 29 и 36 мкм соответственно.

Диаграммы изотермического превращения аустенита хромистых порошковых сталей представлены на рис. 105—108. Все ди-

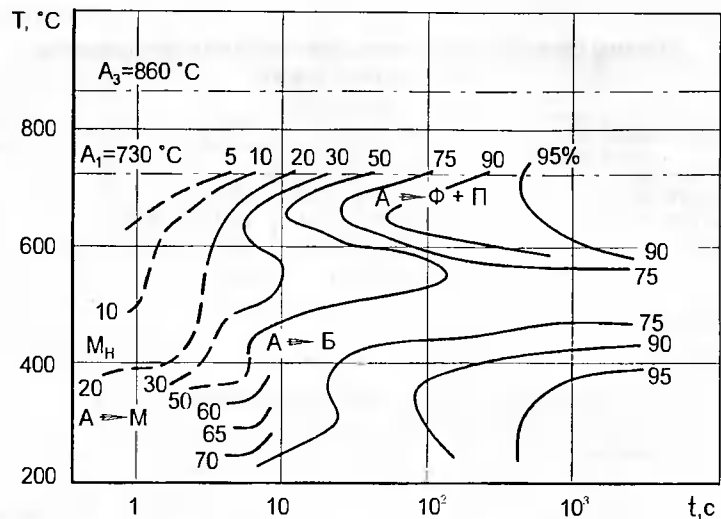


Рис. 105. Диаграммы изотермического распада аустенита сталей ПК35Х2, длительность спекания 1 ч (цифры у кривых показывают количество превращенного аустенита, %)

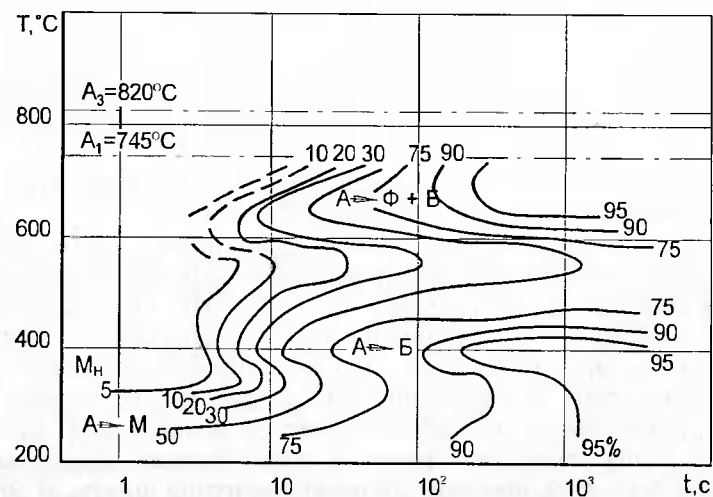


Рис. 106. Диаграммы изотермического распада аустенита сталей ПК35Х2, длительность спекания 2 ч (цифры у кривых показывают количество превращенного аустенита, %)

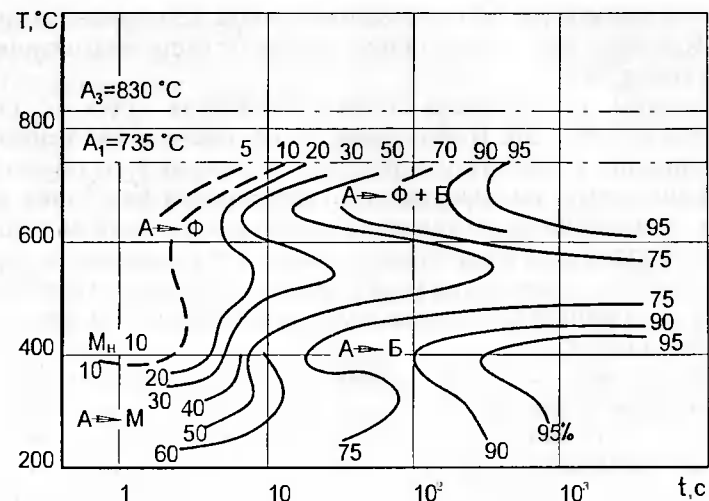


Рис. 107. Диаграммы изотермического распада аустенита сталей ПК35Х2, длительность спекания 4 ч

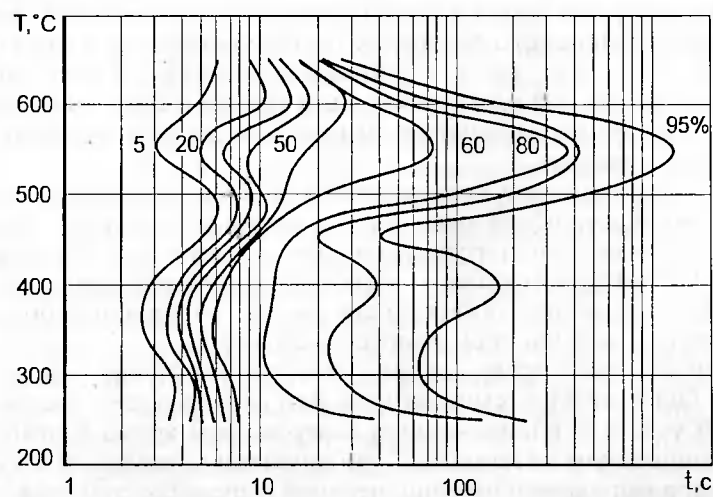


Рис. 108. Диаграммы изотермического распада аустенита сталей ПК35Х2 — механически легированная сталь

аграммы имеют две области минимальной устойчивости аустенита. Критические точки сталей зависят от степени растворения хрома (табл. 28).

С ростом гомогенности стали критическая точка A_{c1} повышается (см. табл. 28). Выявленная экспериментально тенденция к повышению температуры фазового перехода γ — α обусловлена, по-видимому, уменьшением коэффициента диффузии углерода в легированном аустените. Увеличение степени легированности твердого раствора хромом повышает температуру термодинамического равновесия α - и γ -фаз, что связано с устойчивостью к растворению сложных карбидов эвтектоида по сравнению с системой Fe—C.

При анализе влияния степени растворимости легирующих элементов на кинетику распада необходимо иметь в виду, что превращение начинается в наименее легированных, а заканчивается или тормозится в более легированных участках стали. Это наглядно просматривается и в мартенситном превращении, где самая высокая температура M_n соответствует самой неоднородной структуре стали. Негомогенная сталь характеризуется чрезвычайно малым временем задержки начала превращений — порядка нескольких десятых секунды. С повышением однородности распределения хрома в порошковой стали происходит увеличение инкубационного периода развития превращения как в перлитной (до 2—3 с), так и в бейнитной областях. Это связано с уменьшением количества межфазных границ и снижением вероятности формирования зародышей новой фазы на указанных поверхностях раздела.

При одинаковом уровне пористости неоднородность является причиной смещения максимума распада аустенита в область более высоких температур (уменьшается степень переохлаждения для появления массового образования центров кристаллизации). В целом общая длительность распада в перлитной области возрастает с повышением гомогенности стали.

Мартенситное превращение у гомогенных сталей развивается при более низких температурах. Его начало определяется наличием участков с пониженным содержанием хрома в химически неоднородном материале. С увеличением содержания легирующих при выравнивании концентраций в процессе спекания температурный интервал мартенситного превращения снижается. Структура спеченных сталей представляет собой феррито-перлитную смесь. Увеличение длительности спекания приводит к

возрастанию доли перлита с 23 до 45 % соответственно после 0,5 и 4 ч спекания. Количество феррита при этом уменьшается.

Интервал температур распада растет за счет снижения температуры окончания распада. Легирование стали хромом в количестве 2 % при степени растворимости его в изученном интервале недостаточно для снижения интервала температур превращения аустенита в бейнитной области. Однако микродюрметрическое исследование шлифов показало наличие участков с троостит-мартенситной структурой с микротвердостью 3500—7000 МПа, доля которых снижалась по мере гомогенизации стали. В соответствии с изменением структуры повышаются и механические свойства стали, но микротвердость перлита и феррита меняется незначительно, поскольку дисперсность перлитной составляющей остается одинаковой в процессе гомогенизации.

Начало превращения γ — α механически легированной стали практически одинаково с таковым сталей обычной технологии смешивания (см. рис. 105—108). Критические точки: $A_{c1} = 780^\circ\text{C}$, $A_{c3} = 820^\circ\text{C}$. Области минимальной устойчивости переохлажденного аустенита располагаются при более низких температурах.

Основное отличие C-образных диаграмм стали ПК35Х2 в том, что общая длительность распада аустенита в ней с механическим легированием меньше, чем в стандартной порошковой стали. При температуре выше 450°C процесс превращения аустенита остается незавершенным, в то время как в стали, механически легированной, всегда распадается не менее 95 % γ -фазы. В нижней бейнитной и перлитной областях время, необходимое для изотермического фазового перехода, в механически легированной стали почти на порядок меньше.

Таким образом, стартовые процессы изотермического превращения в обеих сталях развиваются с одинаковой скоростью. Окончание γ — α -превращения в обычных порошковых сталях более растянуто во времени, чем в механически легированных. Механически легированная сталь обладает более высокой степенью однородности (что затрудняет распад аустенита) и имеет большую удельную поверхность межзеренных и межчастичных границ, повышенную концентрацию дефектов (см. табл. 26), что приводит к ускорению распада. Суммарное влияние этих противоположно действующих структурных факторов объясняет равенство инкубационных периодов в хромистых сталях.

Разная общая длительность фазового перехода по преимуществу связана с повышенной плотностью дефектов в аустените (дефекты спеченного материала при кратковременном нагреве в области температуры аустенитизации не исчезают), способствующей активизации распада. Неполный распад стандартной порошковой стали определяется присутствием в ней микрообъемов с повышенной концентрацией хрома, в которых аллотропическое превращение затруднено или не происходит.

Анализ диаграмм изотермического распада исследованных порошковых сталей в сравнении с компактной показал, что у первых диаграммы сдвинуты влево по временной оси, особенно в перлитной области. Это свидетельствует о более низкой прокаливаемости порошковых материалов.

Таким образом, степень однородности распределения хрома $V_{Cr} > 30$ или механическое легирование (при пористости спеченного материала не более 15 %) обеспечивает достаточный для проведения традиционной термообработки инкубационный период перлитного превращения (2—3 с) хромистых порошковых сталей.

Термообработка механически легированной стали проведена по режиму: закалка в масло от 950 °С и отпуск при температуре 280 °С. Структура термообработанного материала — нижний бейнит. Механические характеристики спеченной и термообработанной стали ПК35Х2 соответственно следующие: твердость HB — 111 и 321, σ_B — 385 и 835 МПа, α — 31,4 и 6,7 Дж/см².

2.5. МОЛИБДЕНОВЫЕ СТАЛИ

2.5.1. ПК35М

Образцы экономнолегированной стали ПК35М получены двумя способами: 1) обычное перемешивание компонентов в смесителе со смещенной осью вращения при соотношении масс шаров и порошка 1:3 в течение 8 ч, прессование заготовок в металлческих прессформах при давлении 700 МПа и спекание в атмосфере осушенного водорода с точкой росы –30 °С при температуре 1200 °С в течение 2 ч; 2) перемешивание компонентов, совмещенное с дроблением в высокоэнергетической планетарной мельнице, при соотношении масс шаров и порошка 30:1 (механическое легирование). Размер частиц механически легированных смесей соответствовал 5—6 мкм. Для приготовления

шихты использовали порошки железа марки ПЖРЗ.200.28 (ГОСТ 9849—86), безуглеродистый ферромolibден (ТУ 4759—70Е) и графит коллоидальный марки С-1. Структурные характеристики порошковых сплавов после спекания, полученных стандартным способом и механическим легированием, соответственно следующие: V_{Mo} — 92 и 1 % (коэффициент вариации концентрации); пористость — 14 и 10 %; плотность дислокаций $\rho \cdot 10^{-10}$ — 0,05 и 3,7 см⁻²; средний размер зерна — 42 и 13 мкм. Критические точки механически легированной стали $Ac_1 = 750$ °С, $Ac_3 = 820$ °С. С-образные кривые распада аустенита сталей с молибденом (рис. 109) имеют два максимума, в механически легированной стали они практически сливаются в один и образуют область повышенной неустойчивости аустенита, где превращение полностью заканчивается за 15 с. Инкубационный период превращения составляет 2—4 с при температурах 300—500 °С. Максимальная скорость превращения в стали стандартного способа приготовления наблюдается при температуре 500 °С в течение 6 с (рис. 110).

Интенсивное развитие превращения в механически легированной стали обусловлено высокой плотностью дефектов, которые являются местами преимущественного зарождения новой фазы. Наибольшее влияние структурные несовершенства оказывают на протекание бейнитного превращения.

Максимум превращения смещается в область высоких температур, а завершение распада бейнита механически легированной стали ускоряется на порядок. Несмотря на значительную разницу по неоднородности распределения легирующих элементов, превалирующим процессом при распаде аустенита стали с механическим легированием является возникновение зародышей новой фазы на дефектах (и межзеренных границах), поскольку гомогенизация всегда увеличивает общее время превращения.

Таким образом, в механически легированных сталях формируется дисперсная структура, снижающая температурную устойчивость переохлажденного аустенита. Процесс его распада начинается раньше и протекает интенсивнее, чем в порошковых сталях, полученных по традиционной технологии.

Целью механического легирования являлось повышение свойств материалов за счет измельчения зерна. Средний размер зерна в механически легированных сталях уменьшается в три раза. Материал обладает повышенным уровнем свойств после тер-

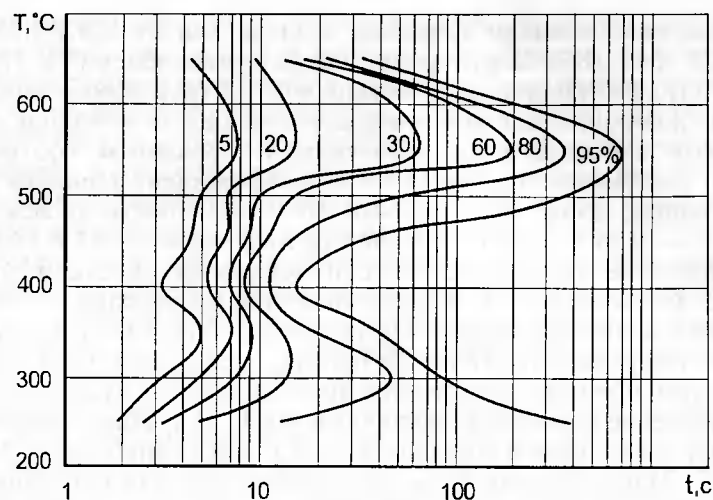


Рис. 109. Диаграммы изотермического распада аустенита молибденовой механически легированной стали ПК35М

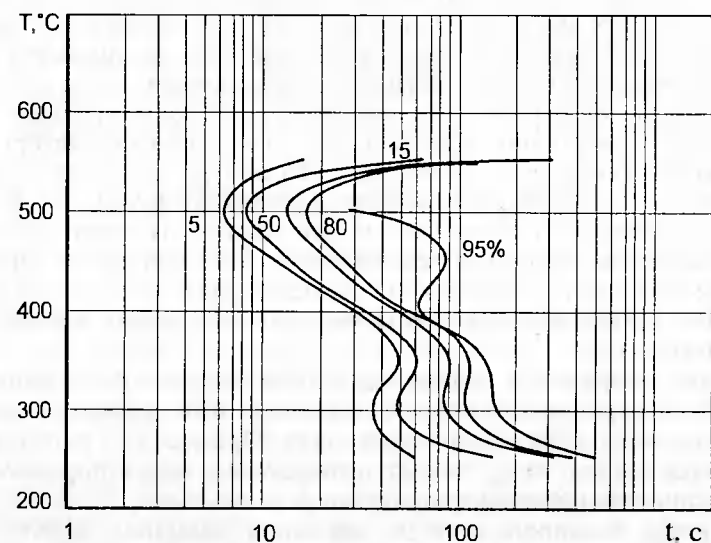


Рис. 110. Диаграммы изотермического распада аустенита молибденовой стали ПК35М (стандартный порошок)

моо обработки по режиму закалки в масло от 850 °С и отпуска при температуре 280 °С. Предел временной прочности термообработанной стали 860 МПа, твердость HB 420.

2.5.2. ПК80М0,25 [142]

В качестве исходных материалов использовали порошки восстановленного железа ПЖ4М2 (ГОСТ 9847—74), молибдена ПМК (ТУ № 4-240-45) и графита ГС-2 (ГОСТ 8295—73). Спекали образцы в течение 3 ч при температуре 1150 °С в атмосфере диссоциированного аммиака. Для построения изотермических и термокинетических диаграмм распада аустенита использовали магнитный и термический методы. Аустенитизацию образцов проводили при температуре 950 °С в течение 20 мин в среде азота, предварительно очищенного от кислорода и влаги.

Анализ диаграмм изотермического распада аустенита стали ПК80М0,25 с пористостью 5—7 и 14—16 % (рис. 111) показывает, что легирование молибденом оказывает существенное влияние на изменение кинетики превращения аустенита. Диаграммы изотермического распада аустенита порошковых сталей, легированных молибденом, так же, как литых, разделяются на две области перлитного и бейнитного превращений повышенной устойчивости аустенита, температура которой зависит от пористости. Так, при увеличении пористости с 6 до 15 % температура повышается с 570 до 600 °С. В области перлитного превращения аустенита под действием молибдена возрастают время инкубационного периода и продолжительность полного распада аустенита: если период устойчивости переохлажденного аустенита стали ПК80 с пористостью 5—7 % при температуре 700 °С составляет 8,4 с и с пористостью 14—16 % — 3,2 с, то для стали ПК80М0,25 это время равно соответственно 13,2 и 5,9 с.

Максимум скорости перлитного превращения под действием молибдена смещается для сталей с пористостью 5—7 % с 575 °С (сталь ПК80) до 650 (сталь ПК80М0,25), для сталей с пористостью 14—16 % — с 580 до 660 °С, а температура минимальной устойчивости аустенита в бейнитной области понижается соответственно до 525 и 535 °С. При этом время минимальной устойчивости аустенита стали ПК80М0,25 с пористостью 5—7 и 14—16 % в перлитной области составляет 3,6 и 2,5 с, а в области бейнитного превращения 2 и 1,5 с. Замедление процессов превращения аустенита в перлитной области обусловлено тормозящим действи-

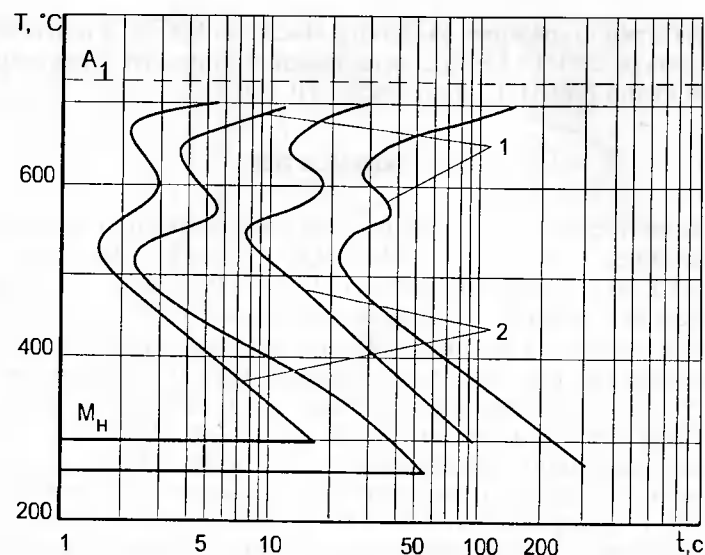


Рис. 111. Диаграммы изотермического превращения стали ПК80М0,25 с различной пористостью. 1 — 5—7 %, 2 — 14—16 %

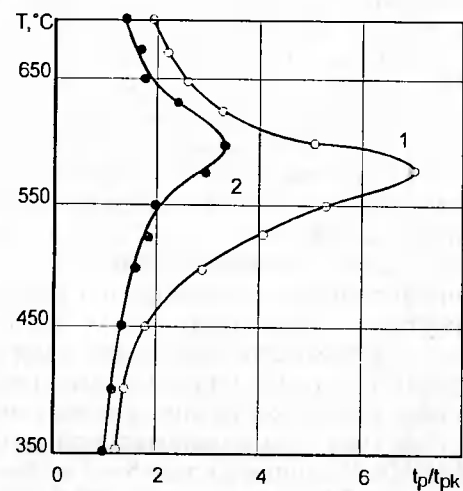


Рис. 112. Влияние молибдена на изотермическое превращение аустенита порошковой стали с 0,8 % С при различной пористости, выраженное отношением времени распада аустенита молибденовой стали (t_p) к таковому углеродистой (t_{pk}). 1 — 5—7 %, 2 — 14—16 %

ем молибдена на активность атомов углерода и железа, понижением их коэффициентов диффузии, а также малым коэффициентом диффузии молибдена [1, 59]. Это приводит к тому, что, например, в литой стали с 0,77 % углерода введение 0,2—0,3 % молибдена понижает на два-три порядка скорости зарождения и роста перлитных зерен, вызывая значительное увеличение инкубационного периода и общего времени превращения [55]. В порошковых сталях такого сильного замедления перлитного превращения не наблюдается. Как видно из рис. 112, введение в порошковую сталь 0,25 % молибдена увеличивает общее время превращения аустенита при пористости 5—7 % в пять раз, а при пористости 14—16 % — в 3,5 раза по сравнению со временем превращения аустенита углеродистой стали с такими же содержанием углерода и пористостью.

Повышенная скорость перлитного превращения аустенита в порошковых сталях по сравнению с литыми не может быть объяснена только наличием насыщенных высокоактивными атомами внутренних поверхностей пор и поровых каналов, облегчающих работу образования перлитных зародышей и ускоряющих процессы диффузии и самодиффузии. Значительный вклад в увеличение скорости перлитного превращения вносит неоднородность распределения молибдена в стали.

Микрорентгеноспектральными исследованиями установлено, что при среднем содержании молибдена 0,25 % в стали колебания по его содержанию между отдельными микрообъемами составляют от 0 до 2,5 %, а в некоторых микрообъемах молибдена даже 53—54 %, что соответствует интерметаллидному ϵ -соединению типа Fe_3Mo_2 . В результате этого в микрообъемах, обедненных молибденом, диффузионные процессы совершаются более интенсивно, что сокращает время до образования зародышей новых фаз и увеличивает скорость их роста. В то же время наличие новых фаз большего объема по отношению к аустениту вызывает в нераспавшемся аустените появление напряжений и искажений кристаллической решетки, что способствует интенсификации процессов превращения в более легированных участках аустенита.

Рентгеноструктурными исследованиями установлено, что в порошковых сталях в связи с неоднородностью распределения молибдена в обогащенных участках с концентрацией, превышающей предельную растворимость молибдена в аустените, при перлитном превращении аустенита стали ПК80М0,25 может об-

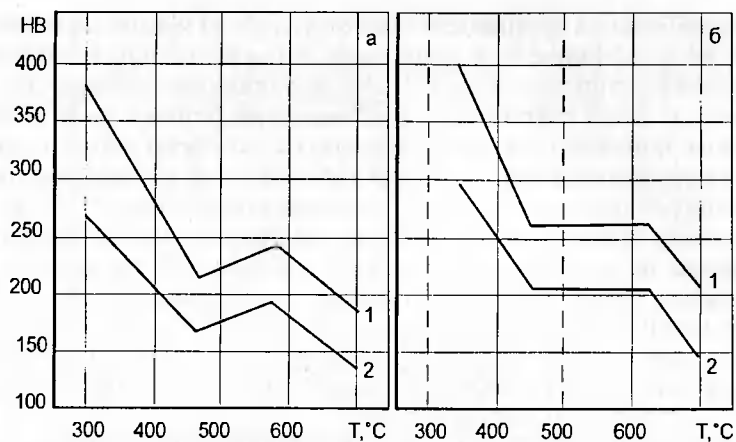


Рис. 113. Влияние температуры распада аустенита на твердость порошковых сталей ПК80 (а) и ПК80М0,25 (б) с различной пористостью.
1 — 5—7 %, 2 — 14—16 %

разовываться кубическая χ -фаза — $(\text{Fe}, \text{Mo})_{23}\text{C}_6$, в то время как в литых сталях с атомным отношением молибдена к углероду, близким к соотношению в порошковой стали ПК80М0,25, преимущественно образуется карбид цементитного типа [60]. Поскольку молибден уменьшает разницу свободных энергий при превращении аустенита в перлит [1, 60], он снижает дисперсность структур перлитного типа. Твердость этих структур в районе температур 700—650 °С составляет HV 210—245 при пористости 5—7 % и HV 150—180 при 14—16 %, в то время как сталь ПК80 имеет соответственно твердость HV 190—220 и 140—160 (рис. 113). Вследствие появления на диаграмме (см. рис. 111) области относительной устойчивости аустенита, молибден увеличивает на 75 °С температурный интервал замедления роста твердости стали при изотермическом превращении: для стали ПК80 падение твердости наблюдается в верхней области бейнитного превращения в интервале температур 575—475 °С, для стали ПК80М0,25 замедление прироста твердости происходит в интервале температур 625—450 °С (см. рис. 113). В области бейнитного превращения молибден оказывает незначительное влияние на период устойчивости аустенита порошковой стали и общее время его превращения (см. рис. 112).

Анализ термокинетических диаграмм превращения аустенита порошковой стали ПК80М0,25 (рис. 114, 115) показал, что при

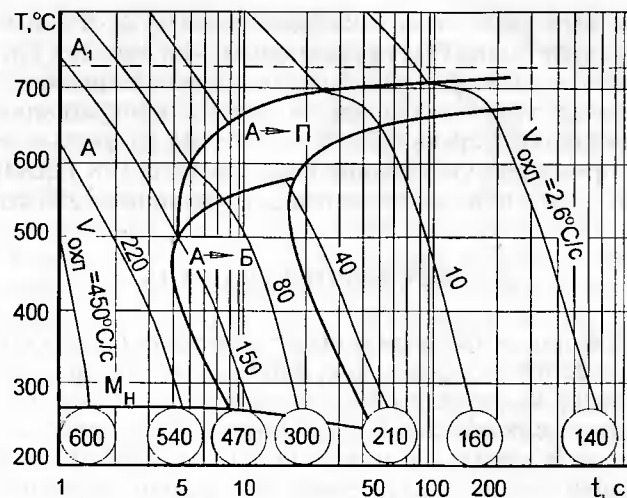


Рис. 114. Термокинетическая диаграмма распада аустенита порошковой стали ПК80М0,25 с пористостью 5—7 % (в кружках дана твердость HV продуктов превращения)

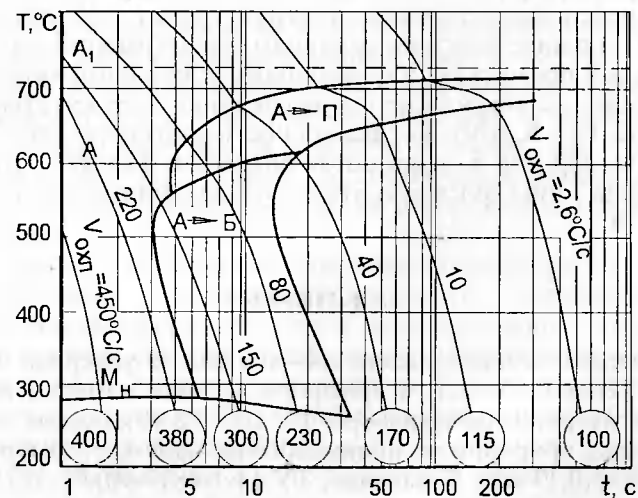


Рис. 115. Термокинетическая диаграмма распада аустенита порошковой стали ПК80М0,25 с пористостью 5—7 % (в кружках дана твердость HV продуктов превращения)

непрерывном охлаждении молибден более существенно влияет на температуру конца (T_k) превращения, чем начала (T_n), расширяя тем самым температурный интервал превращения.

На температуру начала мартенситного превращения введение в порошковую сталь 0,25 % молибдена не оказывает влияния, в то время как увеличение пористости стали ПК80М0,25 с 5—7 до 14—16 % повышает мартенситную точку с 265 до 290 °С.

2.6. ФОСФОРИСТАЯ СТАЛЬ

Свойства фосфорсодержащих сталей существенно зависят от способа введения фосфора. Так, наиболее однородную структуру печенного материала обеспечивает введение кристаллического фосфора или его солей [61]. Однако такие технологии экологически небезопасны, и неизбежны потери фосфора на испарение. Диффузионно-насыщенные фосфором порошки также гарантируют однородность структуры, стабильность свойств и не требуют высоких температур спекания и длительных выдержек, но они плохо прессуются из-за повышенной твердости частиц и дорожи [62].

Распределение фосфора в структуре сталей предпочтительней не в виде сетки по границам зерен (именно это делает его вредной примесью), а отдельными точечными включениями, которые не коагулируют при спекании в присутствии жидкой фазы [63]. К тому же дисперсность частиц лигатуры определяет размер пор в стали после спекания. Условию точечного распределения фосфора отвечают механически легированные стали.

2.6.1. ПК50Ф

Образцы стали содержали 0,4—0,6 мас. % углерода (ОСТ 6-09-431-752) и 0,65—1,1 % фосфора (в виде измельченной до 9 мкм лигатуры феррофосфора, ТУ 14-5-72-90); основа — порошок железа, природно легированного ванадием, с размером частиц 45 мкм (0,13 мас. % ванадия, ТУ 14-1-4817-90).

Смеси были приготовлены двумя способами: обычным перемешиванием компонентов в смесителе со смещенной осью вращения при соотношении масс шаров и порошка 1:3 и перемешиванием компонентов, совмещенным с дроблением в высокоэнер-

гетической планетарной мельнице при соотношении масс шаров и порошка 30:1 (механическое легирование). Размер частиц механически легированных смесей соответствовал 5—6 мкм. Прессование осуществляли холодным способом при давлении 700 МПа. Спекание заготовок проводили в среде водорода в течение 2 ч при температурах 1050 и 1150 °С (для смесей, полученных механическим легированием и стандартным перемешиванием соответственно). Пористость сталей составляла 11—16 %.

Диаграммы изотермического распада аустенита фосфористых сталей представлены на рис. 116—121. Инкубационный период распада аустенита (до 5 %-го) в механически легированных сталях составляет 0,1—0,2 с, что в пять—десять раз меньше, чем при традиционном легировании (см. рис. 116—121). Температура минимальной устойчивости аустенита в перлитной области механически легированной стали выше на 100 °С, а в бейнитной — на 50 °С. Это обусловлено наличием большого количества центров зарождения новой фазы в виде дисперсных фосфидов и пор, развитой сетью межчастичных и межзеренных границ.

Интервал задержки γ — α -превращения в механически легированных сталях был больше, так как при наличии большого количества центров зарождения новой фазы скорость роста зародышей понижена. Распад аустенита в механически легированных сталях при температурах минимальной устойчивости аустенита в перлитной и бейнитной областях протекает быстрее, а при температуре задержки γ — α -превращения — медленнее.

Увеличение содержания фосфора в сталях, изготовленных по обоим вариантам, только в незначительной степени ускоряет распад аустенита. Фосфор в сталях распределен относительно равномерно.

Коэффициент вариации концентрации фосфора V_p в печеной механически легированной стали равен 10, что свидетельствует о гомогенизации структуры и растворении легирующего элемента, в то время как в стали аналогичного состава, но изготовленной по традиционной порошковой технологии (без механического легирования, путем обычного смешивания), даже при температуре спекания на 100 °С выше V_p равен 40.

Структура механически легированной стали ПК50Ф представляет собой феррито-цементитную смесь высокой степени дисперсности с зернистыми включениями перлита и дисперсными точечными фосфидами, расположенными преимущественно на поверхностях пор (рис. 122, а).

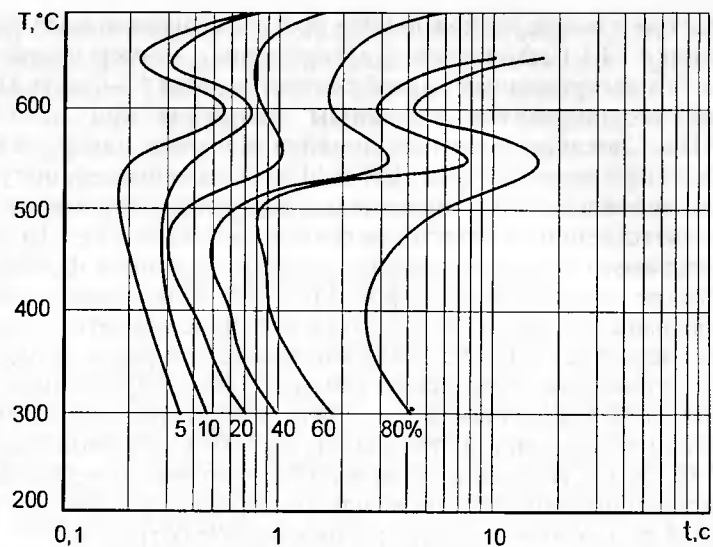


Рис. 116. Диаграммы распада переохлажденного аустенита механически легированной стали ПК50Φ0,65

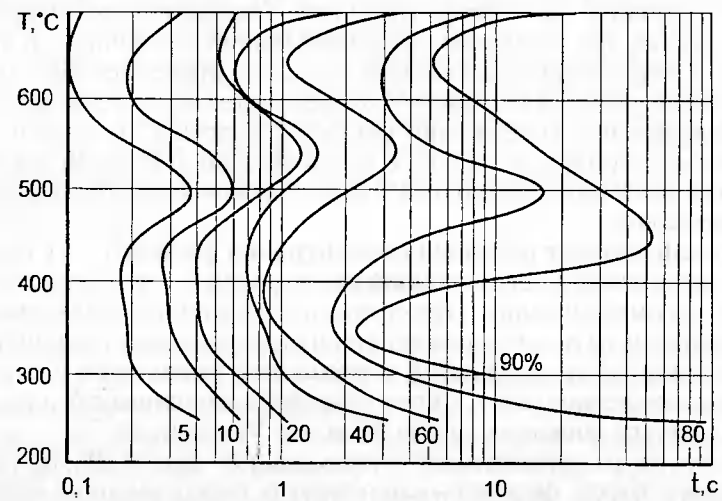


Рис. 117. Диаграммы распада переохлажденного аустенита механически легированной стали ПК50Φ0,8

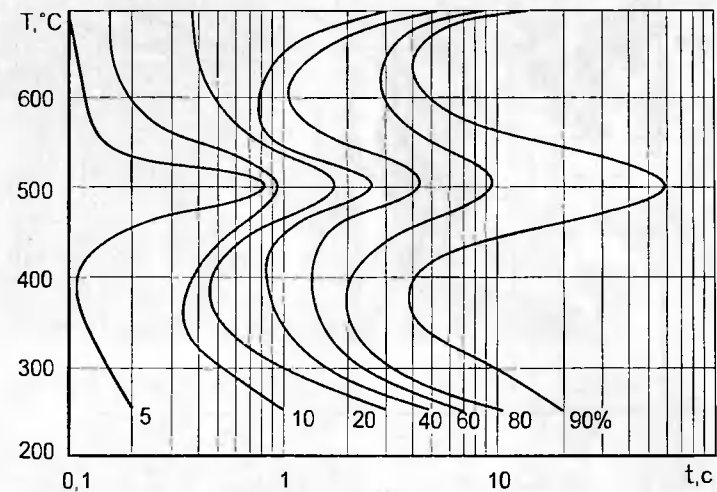


Рис. 118. Диаграммы распада переохлажденного аустенита механически легированной стали ПК50Φ0,95

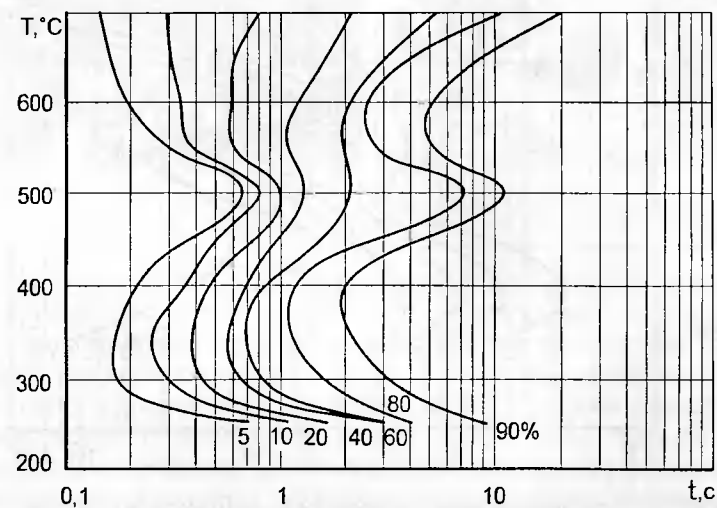


Рис. 119. Диаграммы распада переохлажденного аустенита механически легированной стали ПК50Φ1,1

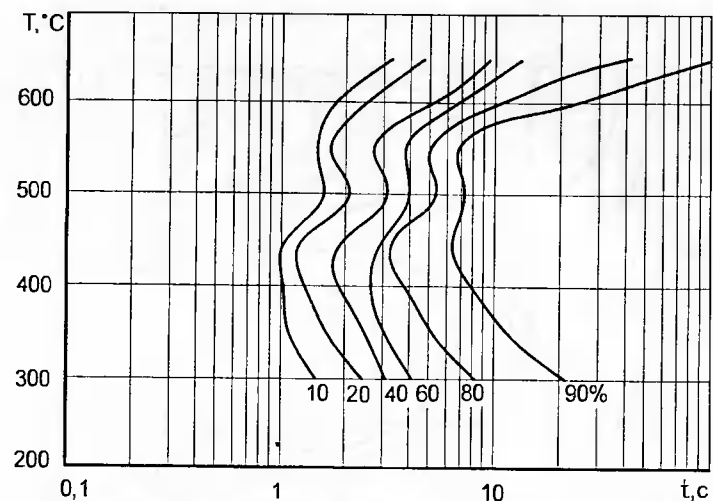


Рис. 120. Диаграммы распада переохлажденного аустенита порошковой стали ПК50Ф0,65

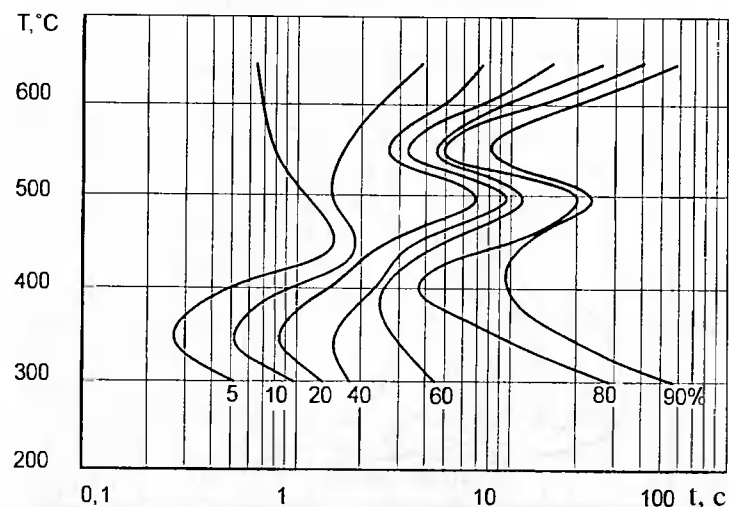


Рис. 121. Диаграммы распада переохлажденного аустенита порошковой стали ПК50Ф0,95

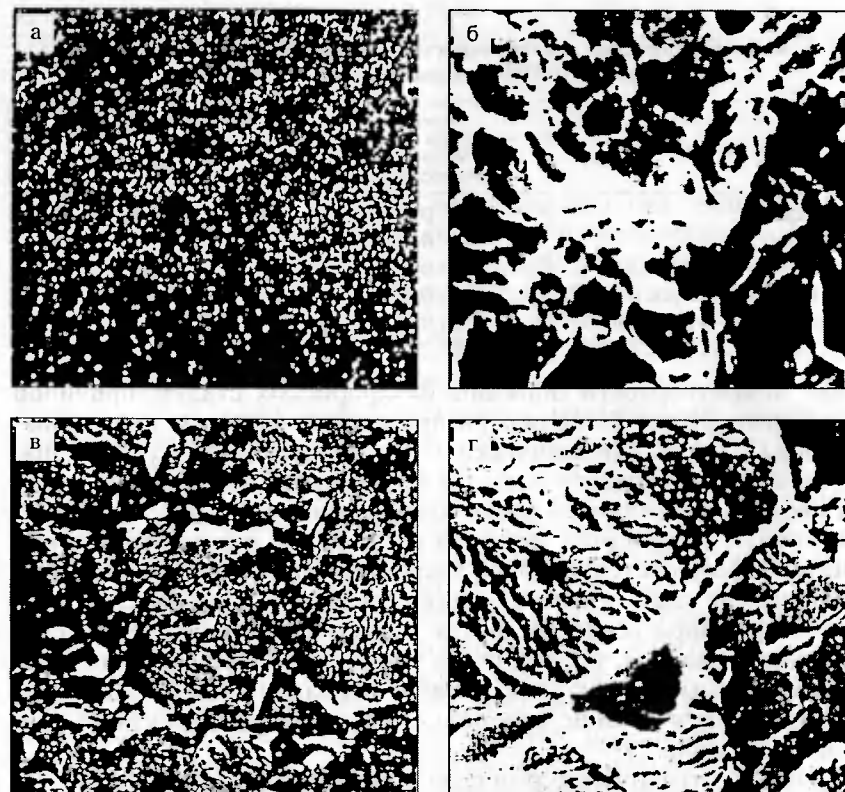


Рис. 122. Структура (а, б) и фактограммы (в, г) стали ПК50Ф.
а, в — механическое легирование, б, г — традиционная технология; а, в — $\times 200$, б — $\times 2500$, г — $\times 1500$

Излом вязкий (рис. 122, в), с доминирующим транскристаллитным разрушением (порядка 70 %). Структура стали на основе крупного железа — пластинчатый перлит и феррит (рис. 122, б). Излом хрупко-вязкий (рис. 122, г), с большой долей интеркристаллитного разрушения (примерно 80 %). Средний размер зерна механически легированной стали 8 мкм, а стали традиционного способа изготовления — 40 мкм. Микротвердость основы механически легированной стали выше по сравнению с традиционной, и ее разброс меньше — $HV\ 467 \pm 60$ и 317 ± 80 соответственно.

В процессе нагрева и изотермических выдержек при исследовании распада переохлажденного аустенита установлено измене-

Таблица 29

Концентрационная неоднородность фосфора в термообработанных сталях ПК50Ф (закалка в масло от 850 °С)

Вид термообработки	Коэффициент вариации концентрации (V_r)	
	Механически легированная сталь	Традиционная сталь
Спекание	0,10	0,40
Закалка	0,10	—
Закалка + отпуск 200 °С	0,10	0,40
Закалка + отпуск 400 °С	0,12	0,48
Закалка + отпуск 600 °С	0,13	0,65

ние микротвердости образцов фосфористых сталей, причиной которого может быть перераспределение фосфора при охлаждении [11]. Так, в механически легированных сталях среднее значение микротвердости остается практически неизменным, однако возрастает величина среднеквадратичного отклонения. С увеличением содержания фосфора процесс его перераспределения интенсифицируется, разброс твердости становится больше. Наблюдаемая связь изменения микротвердости с перераспределением фосфора подтверждается данными микрорентгеноспектрального анализа, так как после термообработки в механически легированных сталях коэффициент вариации концентрации фосфора практически не изменился, а в традиционных сталях увеличился (табл. 29).

Видно, что после термической обработки в механически легированных сталях коэффициент вариации концентрации фосфора практически не изменяется, а в сталях традиционного способа приготовления — увеличивается. Таким образом, в механически легированных сталях формируется дисперсная структура, снижающая температурную устойчивость переохлажденного аустенита. Процесс его распада начинается раньше и протекает интенсивнее, чем в порошковых сталях, полученных по традиционной технологии.

2.7. МАРГАНЦЕВЫЕ СТАЛИ

Марганец — наиболее сильный γ -стабилизатор из применяемых в порошковой металлургии легирующих элементов, а следовательно, добавление даже небольшого его количества

позволяет увеличивать прокаливаемость сталей и создавать структуры с необходимыми свойствами за счет образования мартенсита.

2.7.1. ПК70Г

Марганцевая сталь получена на основе порошка технического железа марки ПЖР 3.200.28 и размолотой ферромарганцевой лигатуры ($d_{cp} = 8,5$ мкм). Кинетика изотермического распада аустенита исследована на материалах, отличающихся исходным состоянием: сталь ПК70Г(к) на основе порошка железа со средним размером частиц 65 мкм (пористость 16 %, $V_{Mn} = 27$) и сталь ПК70Г(м) на основе порошка размолотого железа ($d_{cp} = 12$ мкм, пористость 22 %, $V_{Mn} = 27$). Диаграммы изотермического распада аустенита порошковых марганцевых сталей изображены на рис. 123.

С-образные кривые литых марганцевых сталей близкого состава (0,5—0,9 % С, 0,91—1,13 % Мп) имеют один термокинетический максимум, соответствующий перлитному превращению [1]. Максимальная скорость распада наблюдается при температуре 550 °С, интервал задержки превращения составляет 7—8 с. Критические точки марганцевых порошковых сталей определены методом высокотемпературной рентгенографии: $Ac_1 = 720$ °С.

Процессы распада аустенита порошковых сталей происходят в достаточно широком температурном интервале 600—300 °С, наибольшая скорость распада для сталей, полученных по различным технологиям, наблюдается при температуре 500 °С (см. рис. 123), а кривые, описывающие окончание распада (90 %), имеют максимум при температуре 550 °С.

Пористость материалов способствует ускорению перлитного превращения за счет увеличения количества центров образования новой фазы, что приводит к уменьшению инкубационного периода в стали на основе стандартного железа до 1 с и до 0,8 с в стали с мелким исходным зерном. Таким образом, сталь с большим количеством мест зарождения новой фазы (поры, большие межзеренные границы, линейные дефекты) незначительно отличается по длительности инкубационного периода от порошковой стали стандартного гранулометрического состава. В то же время диффузия марганца, стабилизирующего γ -фазу железа, наиболее активно протекает по поверхностям пор и другим дефектам (рис. 124), что и вызывает увеличение общей длительности изотермического превращения аустенита в стали ПК70Г(м) (см. рис. 123, а).

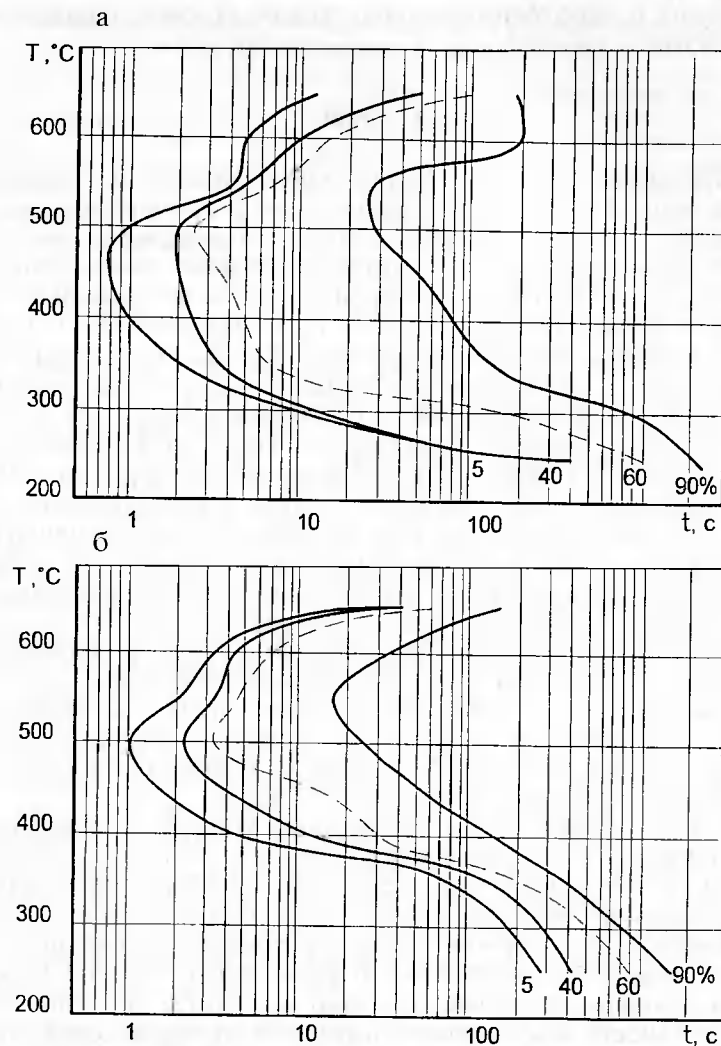


Рис. 123. Диаграммы изотермического распада аустенита марганцевых сталей.
а — ПК70Г (м), средний размер порошка железа 12 мкм; б — ПК70Г (к), средний размер частиц 65 мкм

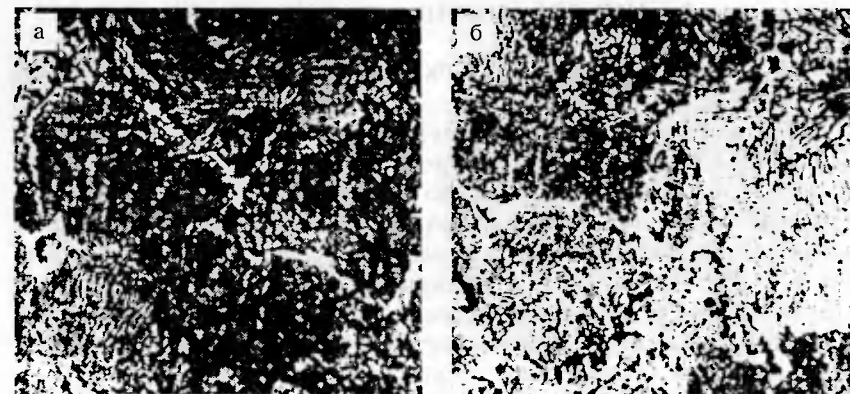


Рис. 124. Структура спеченной марганцевой стали на основе железа различной дисперсности ($\times 1600$).
а — ПК70Г (м), б — ПК70Г (к)

Степень распада фазы при изотермическом превращении может быть определена в соответствии с уравнением Авраами [98]:

$$\Delta V/V = 1 - \exp(-Kt^n), \quad (17)$$

где $\Delta V/V$ — степень распада; K — константа скорости реакции; t — время распада, с; n — показатель степени.

Показатель степени n характеризует условия зарождения центров новой фазы. Для различных стадий распада аустенита порошковых марганцевых сталей величина n не постоянна. Так, начальная стадия распада контролировалась для обеих сталей ростом количества центров кристаллизации новой фазы, для конца превращения в стали ПК70Г (м) характерно отсутствие образования новых центров кристаллизации, увеличение объема α -фазы происходит за счет диффузионного роста. Таким образом, положения формальной кинетики подтверждают предположения о причинах расхождения в скорости фазовых превращений в марганцовистых сталях на основе порошков железа различной дисперсности. Полученные результаты не противоречат данным [64], согласно которым повышение химической однородности порошковой стали ПК100Г1 сопровождалось ростом устойчивости аустенита.

В целом введение 1 % Mn оказывается недостаточным для осуществления традиционных видов термообработки сталей с указанным уровнем пористости (16—22 %).

2.8. НИКЕЛЬ-МОЛИБДЕНОВЫЕ СТАЛИ

2.8.1. ПК15Н2М

В качестве исходного материала для порошковой стали ПК15Н2М использовали стальной порошок, содержащий 0,3 % С, 2,3—2,4 % Ni, 0,4 — 0,5 % Мо и просеянный через сетку 025. Стальной порошок получали путем механического измельчения компактной стали 30Н2М, а образцы — однократным прессованием с усилием 700 МПа. Спекание проводили в электропечи СНЗ 6.12.4/12 в течение 4 ч в среде диссоциированного аммиака с точкой росы -40°C при температуре 1250°C . Физико-химические свойства стали после спекания следующие: плотность — 5980 кг/м^3 , содержание элементов, мас. %: С — 0,16; Ni — 2,35; Мо — 0,45.

После спекания структура стали представляла грубую феррито-перлитную смесь (рис. 125, а). Твердость стали после спекания HV 47. Средний диаметр зерна феррита — $44 \cdot 10^{-6}\text{ м}$. Дисперсность перлита соответствовала 5 баллам (мелкопластинчатый перлит). Параметр решетки α -твердого раствора $a = 2,8681\text{ \AA}$.

Аустенизацию образцов проводили при температуре 900°C в течение 400 с. Охлаждение со скоростью 620°C/с от температуры аустенизации приводило к образованию мартенсита ($M_{\text{н}} = 434^{\circ}\text{C}$). Длина игл мартенсита соответствовала 6 баллам (рис. 125 б, в), микротвердость структуры $H_{\text{кв}} = 4610\text{ МПа}$. Максимальная скорость мартенситного превращения составляла $83\text{ \%}/\text{с}$ и соответствовала $46\text{ \%}$ превращения. После охлаждения со скоростями 280 и 150°C/с также образуется мартенсит. Температура начала мартенситного превращения 434°C . Микротвердость мартенсита с понижением скорости охлаждения уменьшалась и составляла 3580 МПа и 3920 — после охлаждения соответственно со скоростями 150 и 280°C/с . Максимальная скорость превращения достигалась также при $46\text{ \%}$ превращения и с уменьшением скорости охлаждения падала. Так, при охлаждении со скоростью 280°C/с максимальная скорость распада составляла $44\text{ \%}/\text{с}$, а при 150°C/с — $40,5\text{ \%}/\text{с}$. После охлаждения со скоростью 120°C/с образовывалась бейнито-мартенситная структура, содержащая $15\text{ \%}$ бейнита (рис. 125, г). Температура начала бейнитного превращения 530°C , а мартенситного — 392°C . В бейнитной области наблюдалась максимальная скорость распада аустенита при $7\text{ \%}$ превращения.

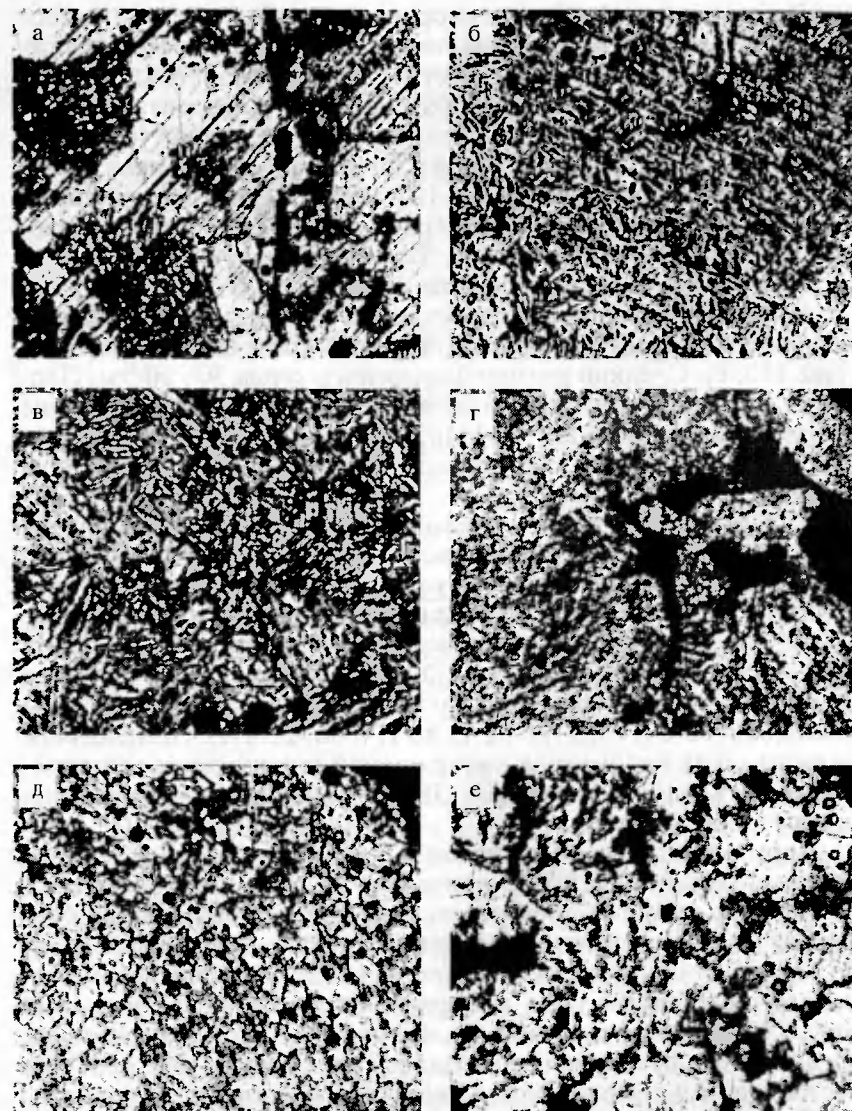


Рис. 125. Микроструктура стали ПК15Н2М плотностью 5960 кг/м^3 после спекания и термообработки с различными скоростями охлаждения ($\times 500$). а — после спекания, Ф+П, HV 47; б — 620°C/с , М, HV 150; в — 620°C/с , М ($\times 1200$); г — 120°C/с , Б+М, HV 100; д — 70°C/с , Ф+Б, HV 83; е — 35°C/с , Ф+П, HV 75

Зависимость кинетических параметров превращения, структурных составляющих и твердости от скорости охлаждения стали ПК15Н2М (пористость 25 %)

Скорость охлаждения, °С/с	Средняя скорость распада аустенита, %/с	Максимальная скорость распада аустенита, %/с		Структурные составляющие, %				Температура распада, °С		Твердость НВ
		Бездиффузионная область	Диффузионная область	Ф	П	Б	М	начала	конца	
2	0,38	0,7	—	74	26	—	—	723	478	66±2
12	0,68	3,1	—	75	25	—	—	696	427	70±2
20	1,40	3,7	—	75	25	—	—	673	384	72±2
35	3,20	6,7	—	76	24	—	—	647	405	75±2
70	6,67	18,0	—	54	—	46	—	628	302	83±3
120	3,13	4,3	1,9	—	—	15	85	530	268	100±5
150	8,24	—	40,5	—	—	—	100	434	107	121±4
280	10,30	—	44,0	—	—	—	100	434	110	138±7
620	13,60	—	88,0	—	—	—	100	434	110	150±5

В мартенситной области скорость распада аустенита равномерно падала с увеличением количества мартенсита. При охлаждении со скоростью 70 °С/с зарегистрировали наибольшую скорость распада аустенита при образовании 27 % феррита (18 %/с). После полного охлаждения с такой скоростью структура состояла из бейнита и феррита. Размер ферритного зерна при увеличении в 400 раз соответствовал 12 баллам. Бейнит часто наблюдали по границам ферритного зерна (рис. 125, д). Среднее значение твердости структуры НВ 83. Температура начала распада аустенита 628 °С, а начала образования бейнита — 524 °С.

После охлаждения со скоростью 35 °С/с структура представляла собой феррито-перлитную смесь, в которой 24 % перлита (рис. 125, е). Средний размер ферритного зерна $30 \cdot 10^{-6}$ м. Перлит имеет скрытопластинчатый вид (2 балла). Среднее значение твердости структуры НВ 75. Максимальная скорость распада достигалась при 50 % образовавшегося феррита и составляла 6,7 %/с.

С дальнейшим уменьшением скорости охлаждения падала скорость распада аустенита и увеличивался размер ферритного зерна. Так, снижение скорости охлаждения от 20 до 2 °С/с приводило к уменьшению максимальной скорости превращения от 3,7 до 0,7 %/с. Величина среднего размера ферритного зерна при охлаждении со скоростью 20 °С/с составляла $32 \cdot 10^{-6}$ м, а при 2 °С/с — $49 \cdot 10^{-6}$ м. Поэтому значение твердости структуры уменьшалось с НВ 72 (20 °С/с) до НВ 66 (2 °С/с). Зависимости кинетических параметров превращения структурных составляющих и твердости стали ПК15Н2М от скорости охлаждения представлены в табл. 30.

Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали ПК15Н2М приведена на рис. 126. Она состоит из четырех областей превращения: ферритной, перлитной, бейнитной и мартенситной. Ферритное превращение наблюдали при охлаждении со скоростью менее 120 °С/с, перлитное — менее 60 °С/с. Бейнитное превращение реализовывалось при охлаждении со скоростями от 60 до 150 °С/с. Минимальная устойчивость аустенита наблюдалась при температуре 434 °С и составляла 1,9 с. Критическая скорость закалки 150 °С/с.

Точность измерения количества распавшегося аустенита оказывала незначительное влияние на температуру начала ферритного превращения. В то же время при уменьшении точности определения количества превращенного аустенита до 1 % крити-

ческая скорость закалки снижалась до 140 °С/с, а температура начала мартенситного превращения падала на 30 °С.

Необходимо заметить, что перлитная и бейнитная области на диаграмме разделены условно, так как по магнитограммам и виду структурных составляющих трудно разделить бейнит и сорбит (см. рис. 125, г—е).

Как видно из рис. 127, скорости распада переохлажденного аустенита имели два максимума, один из которых находился в ферритной области, а другой в мартенситной. Максимальную скорость распада аустенита (18 %/с) в ферритной области наблюдали при охлаждении со скоростью 120 °С/с. В мартенситной области максимальная скорость превращения составляла 88 %/с при скорости охлаждения 620 °С/с. Обращают на себя внимание малые скорости превращения в перлитной области. Так, при охлаждении со скоростью 20 °С/с скорость перлитного превращения меньше 1,72 %/с, а при охлаждении со скоростью 12 °С/с — меньше 0,7 %/с. Это можно объяснить влиянием молибдена. Как известно, молибден сильно затормаживает превращение.

В диффузионной области не наблюдается корреляции между количеством превращенного аустенита и скоростью распада, в то время как в мартенситной максимальную скорость распада отмечали при 41—50 % превращенного аустенита.

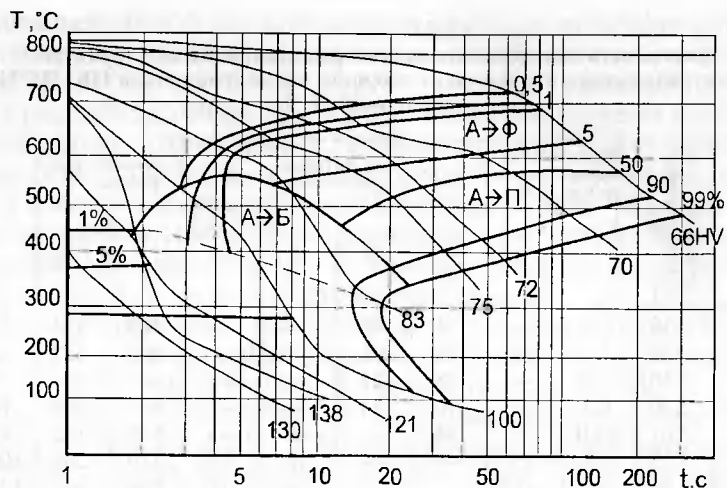


Рис. 126. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали ПК15Н2М (пористость 25 %)

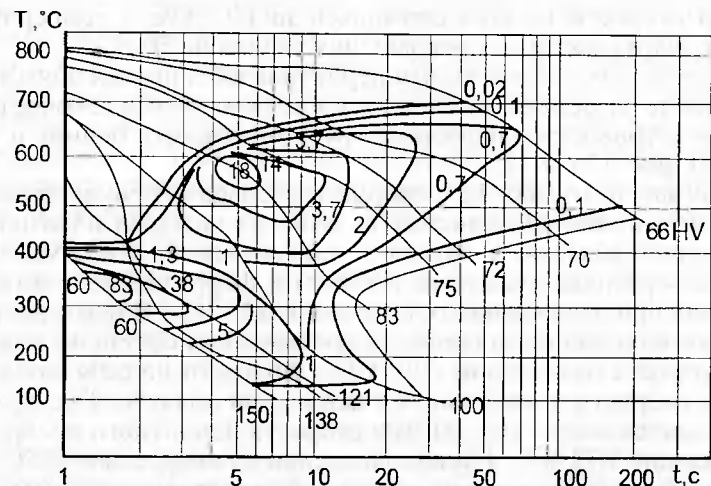
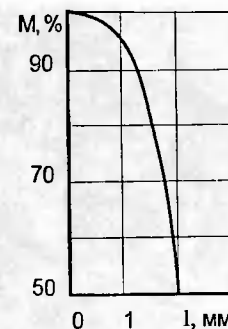


Рис. 127. Диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита в стали ПК15Н2М пористостью 25 % (цифры у кривых показывают скорость превращения, %/с)

Рис. 128. Изменение расчетного содержания мартенсита в структуре по длине образца после торцевой закалки стали ПК15Н2М



Прокаливаемость стали определяли расчетным путем на основании диаграммы скорости распада (см. рис. 127) по методике, описанной в работе [49]. На рис. 128 показано изменение расчетного содержания мартенсита в структуре по длине торцевого образца. Количественные данные прокаливаемости стали ПК15Н2М пористостью 30 %: расчетное расстояние от торца до зоны с 50 % мартенсита — 2,0 мм, с 90 % мартенсита — 1,3 мм.

2.8.2. ПК30Н2М

В качестве исходного материала для порошковой стали ПК30Н2М использовали стальной порошок, содержащий 0,3 % С, 2,3—2,4 % Ni, 0,4 — 0,5 % Мо и просеянный через сетку 025. Стальной порошок получали путем механического измельчения компактной стали 30Н2М, образцы — однократным прессованием с усилием 700 МПа. Спекание проводили в электропечи СНЗ 6.12.4/12 в течение 4 ч в среде диссоциированного аммиака с точкой росы -40°C при температуре 1250°C . Физико-химические свойства стали ПК30Н2М после спекания следующие: плотность — 5980 кг/м^3 ; содержание элементов, мас. %: С — 0,36, Ni — 2,35, Мо — 0,45.

Структура стали после спекания приведена на рис. 129, а. Она представляла собой феррито-перлитную смесь с содержанием 30 % феррита. Твердость стали HV 79. Параметр решетки α -твердого раствора $a = 2,8683 \text{ \AA}$. Аустенизацию образцов проводили при температуре 900°C в течение 400 с.

В стали при охлаждении от температуры аустенизации со скоростью 400°C/с при температурах ниже 354°C аустенит распадается по мартенситному механизму. Средний размер игл мартенсита соответствовал 6 баллам. Микротвердость мартенсита $H_{\text{кн}} = 6420 \text{ МПа}$. Максимальную скорость распада аустенита наблюдали в этом случае после 41 % его превращения — 20 %/с .

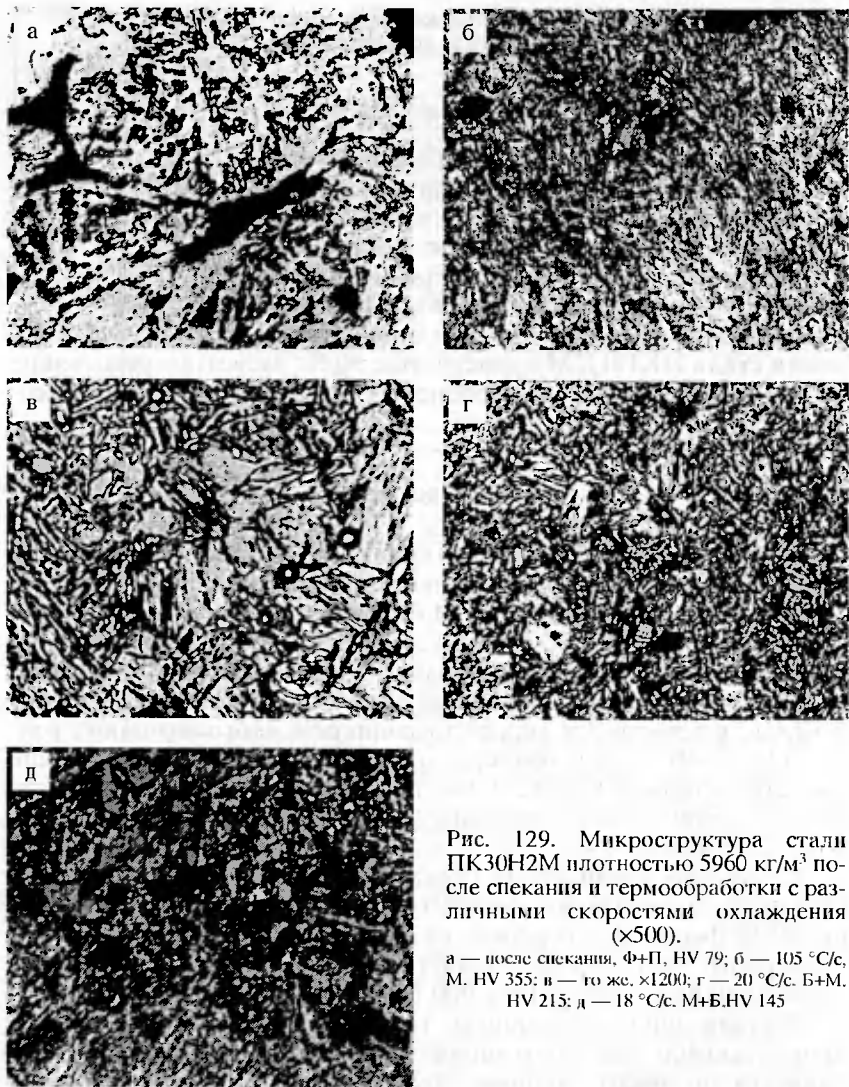


Рис. 129. Микроструктура стали ПК30Н2М плотностью 5960 кг/м³ после спекания и термообработки с различными скоростями охлаждения (×500).

а — после спекания, Ф+П, HV 79; б — 105 °C/с, М, HV 355; в — то же, ×1200; г — 20 °C/с, Б+М, HV 215; д — 18 °C/с, М+Б, HV 145

При уменьшении скорости охлаждения падали скорость образования и микротвердость мартенсита. Так, после охлаждения со скоростями 93 и 105 °C/с образовывался мартенсит (рис. 129, б, в). Микротвердость структуры в этом случае $H_{\text{кв}} = 5820$ МПа. Максимальную скорость распада наблюдали после 35 % превращения аустенита — 10,1 %/с. После охлаждения со скоростью 58 °C/с образовывалась бейнито-мартенситная структура с 5 % бейнита. В бейнитной области скорость превращения быстро увеличивалась и достигала максимального значения — 1,23 %/с. Далее процесс превращения затормаживался.

При уменьшении температуры образца ниже M_s скорость превращения снова возрастала. Температуру начала возрастания скорости превращения принимали за начало мартенситного превращения. В этом случае по магнитограмме можно было определить количество структурных составляющих (бейнита и мартенсита) с высокой точностью (до 1 %). В мартенситной области скорость распада возрастала до 6,76 %/с после 49 % превращения аустенита.

В структуре стали с уменьшением скорости превращения уменьшается количество мартенсита и возрастает количество бейнита (рис. 129, г). Скорость превращения аустенита в бейнитной области с уменьшением скорости охлаждения возрастает и в мартенситной области падает. Так, при скорости охлаждения 30 °C/с наибольшая скорость превращения в бейнитной области составляла 1,3 %/с, а в мартенситной — 6,03 %/с, в то время как при охлаждении со скоростью 18 °C/с максимальные скорости превращения были соответственно равны 1,5 и 1,6 %/с. Количество бейнита в структуре стали при охлаждении со скоростью 18 °C/с возрастало до 28 % (рис. 129, д). Это привело к понижению значения твердости до HV 145.

При охлаждении со скоростью 10 °C/с регистрировали максимальную скорость превращения аустенита в бейнитной области — 2,1 %/с. В то же время средняя скорость превращения была невысокой и составила 0,41 %/с. Температура начала мартенситного превращения при этой скорости охлаждения равнялась 300 °C. Микроструктура стали приведена на рис. 130, а. После охлаждения со скоростью 7 °C/с структура стали состояла из бейнита, микротвердость — 2880 МПа. При дальнейшем уменьшении скорости охлаждения падала скорость образования бейнита и уменьшалась его микротвердость. Например, после охлаждения со скоростями 5 и 3 °C/с максимальная скорость превращения со-

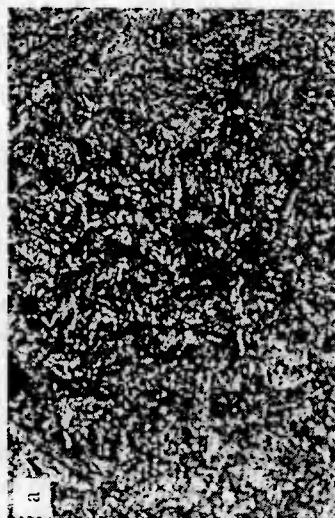
Таблица 31

Зависимость кинетических параметров превращения, структурных составляющих и твердости от скорости охлаждения стали ПК15Н2М (пористость 25 %)

Скорость, °C/c	Средняя скорость распада аустенита, %/c	Скорость распада аустенита при 5 %-м превращении, %/c	Максимальная скорость распада аустенита, %/c		Структурные составляющие, %		Температура распада, °C		Твердость НВ
			Бейнитная область	Диффузионная область	Б	М	начала	конца	
3	0,42	0,25	1,30	—	100	—	578	369	82±5
5	0,61	0,42	1,55	—	100	—	554	321	85±5
7	0,65	0,60	2,00	—	100	—	551	308	92±4
10	0,41	0,60	2,10	0,71	78	22	543	210	120±7
18	0,28	1,00	1,50	1,60	28	72	531	144	145±7
20	1,29	1,10	1,31	5,00	16	84	490	140	215±9
30	1,14	1,30	1,30	6,03	8	92	470	120	230±11
58	1,20	1,46	1,23	6,76	5	95	432	103	283±10
93	2,22	3,42	—	10,09	—	100	355	100	350±12
105	2,5	4,3	—	10,10	—	100	355	99	355±10



Рис. 130. Микроструктура стали ПК30Н2М плотностью 5960 кг/м³ после спекания и охлаждения с различными скоростями ($\times 500$): а — 10 °C/c, М+Ф, НВ 120; б — 3 °C/c, Б, НВ 82; в — то же, $\times 1200$



ставляла соответственно 1,55 и 1,3 %/с. Микроструктура стали после охлаждения со скоростью 3 °C/c приведена на рис. 130, б, в.

Зависимость кинетических параметров превращения структурных составляющих и твердости стали ПК30Н2М от скорости охлаждения образцов представлена в табл. 31, а термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита приведена на рис. 131. Она состоит из двух областей превращения: бейнитной и мартенситной. Минимальная устойчивость аустенита наблюдалась при температуре 355 °C и составила 6,5 с. Критическая скорость заковки — 80 °C/c. Мартенситное превращение реализовывалось при скоростях охлаждения выше 7 °C/c, а бейнитное — при скоростях охлаждения менее 80 °C/c. Полумартенситная структура может быть получена при охлаждении со скоростью 14 °C/c. Точность измерения количества превращенного аустенита оказывала незначительное влияние на температуру и время начала его распада. Диаграмма скоростей распада (рис. 132) показывает, что скорость распада переохлажденного аустенита имела два максимума, один из которых находился в бейнитной области, а другой — в мартенситной. Максимальная скорость образования бейнита зарегистрирована при температуре 473 °C и соответствовала охлаждению со скоростью 10 °C/c.

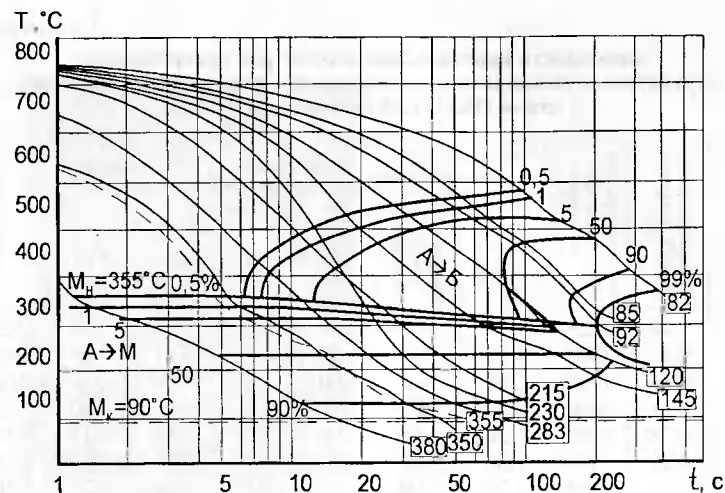


Рис. 131. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали ПК30Н2М (пористость 25 %)

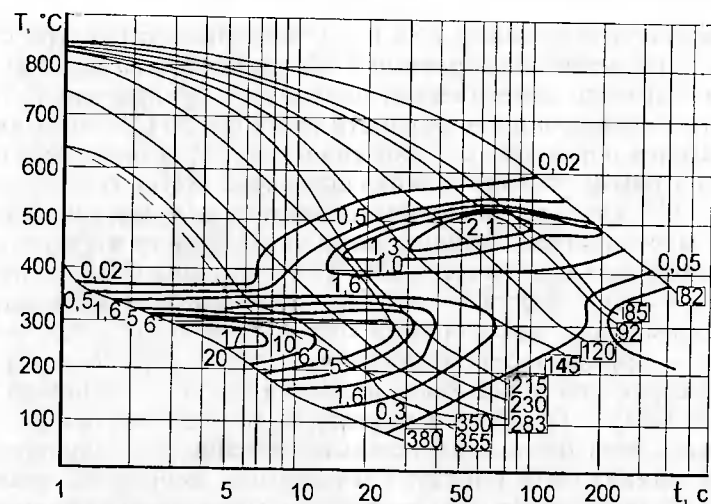
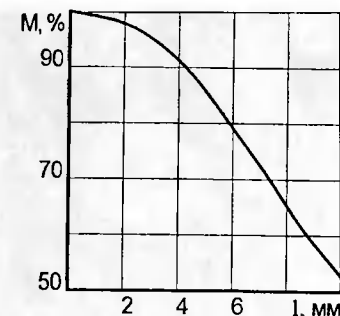


Рис. 132. Диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита в стали ПК30Н2М пористостью 25 % (цифры у кривых показывают скорость превращения, %/с, в прямоугольниках — твердость HV)

Рис. 133. Изменение расчетного содержания мартенсита в структуре по длине образца после торцевой закалки стали ПК30Н2М



В мартенситной области при охлаждении со скоростью 400 °C/с максимальная скорость превращения составляла 20 %/с. При охлаждении со скоростями от 80 до 7 °C/с после образования бейнита скорость распада аустенита в мартенситной области возрастала. Это дало возможность регистрировать с высокой точностью температуру начала мартенситного превращения при скоростях охлаждения меньше критических. Малая скорость распада переохлажденного аустенита и отсутствие ферритной и перлитной областей превращения могут быть объяснены высокой степенью легирования исследуемой стали.

Следует заметить, что в диффузионной и бездиффузионной областях не наблюдалось корреляции между количеством превращенного аустенита и скоростью распада.

Прокаливаемость стали определяли расчетным путем на основании диаграммы скорости распада (см. рис. 132) по методике, описанной в работе [49].

На рис. 133 показано изменение расчетного содержания мартенсита в структуре по длине торцевого образца. Количественные данные прокаливаемости стали ПК30Н2М с пористостью 30 %: расчетное расстояние от торца до зоны с 90 % мартенсита — 4,5 мм, с 50 % мартенсита — 10,5 мм.

2.8.3. ПК40Н2М

Стали изготавливали [18] механическим смешиванием железного порошка марки ПЖ2М2, порошков никеля, хрома и молибдена, а также карандашного графита. В качестве связки использовали стеарат цинка. Максимальные размеры частиц железного порошка — 160 мкм, легирующих элементов — 40 мкм. Шихту смешивали в конусном смесителе вместимостью 15 л в течение $1,44 \cdot 10^4$ с. Для определения химического состава и качества смешивания отбирали пять проб. Шихту считали годной, если отклонение химического состава по углероду и легирующим элементам не превышало ± 5 %.

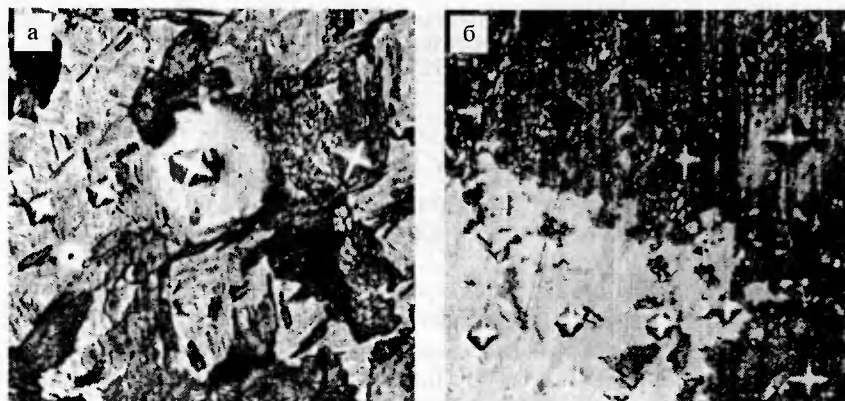


Рис. 134. Микроструктура стали ПК40Н2М (×500).
а — после спекания (пористость 17 %), б — после горячей штамповки

Опытные образцы порошковых сталей получали однократным прессованием и спеканием, а также горячей штамповкой. Плотность (пористость) образцов после спекания определили гидростатическим и магнитным методами [15]. Образцы порошковых сталей пористостью 10 и 17 % (плотностью 6500 и 7000 кг/м³) получали при давлении прессования 600—700 МПа и последующим спеканием в восстановительной атмосфере при 1250 °С в течение $(10,8—21,6) \cdot 10^3$ с. Образцы пористостью 0,5—3,0 % (плотностью 7600—7800 кг/м³) получали горячей штамповкой спеченных по указанному режиму прессовок пористостью 17 % (плотностью 6500 МПа). Нагрев заготовок до 1150 °С осуществляли токами высокой частоты в течение 15 с. Горячую штамповку проводили при давлении 800—1000 МПа. После штамповки заготовки охлаждали в масле. Образцы отжигали в атмосфере аргона при 1100 °С в течение $7,2 \cdot 10^3$ с. Содержание кислорода в образцах после спекания составляло 0,11—0,15 %, а после штамповки и отжига — 0,05—0,12 %. Действительный размер аустенитного зерна у всех исследованных сталей соответствовал 8—9 баллам шкалы ГОСТ 5639—65. Химический состав стали пористостью 0,5—18 % следующий, мас. %: С — 0,37—0,41, Ni — 1,9—2,1, Mo — 0,3—0,5, Mn — 0,60—0,72, Si — 0,45—0,55, S — 0,05, P — 0,05, O₂ — 0,25.

Структура стали ПК40Н2М после спекания и штамповки приведена на рис. 134, критические точки — в табл. 32. Структурные составляющие и твердости сталей после охлаждения с различными скоростями от температуры аустенитизации даны в табл. 33.

Таблица 32

Критические точки

Марка стали	Плотность, кг/м³ Пористость, %	Температура, °С		
		Ac ₁	Ac ₃	аустенитизации
ПК40Н2М	7580/0,5	746	805	860
ПК40Н2М	7034/10	742	800	860
ПК40Н2М	6490/17	738	795	860

Таблица 33

Влияние скорости охлаждения на структуру и твердость сталей ПК40Н2М с различной пористостью

Пористость, %	V _{охлажд} , °С/с	Структурные составляющие, %						Твердость HV
		Ф	П	С	Т	М	A _{ост}	
0,5	500	—	—	—	—	100	—	534
	100	—	—	—	—	100	—	514
	60	—	—	—	22	68	10	461
	20	—	—	—	47	50	3	418
	10	—	—	50	50	—	—	235
	2	—	—	100	—	—	—	212
10	500	—	—	—	—	100	—	514
	150	—	—	—	—	100	—	495
	100	—	—	—	32	60	8	444
	60	—	—	—	42	53	5	401
	30	—	—	—	30	60	10	331
	10	—	—	50	50	—	—	192
17	2	—	—	100	—	—	—	156
	500	—	—	—	—	100	—	415
	150	—	—	—	27	70	3	352
	60	—	—	—	70	22	8	311
	20	—	—	50	50	—	—	255
	10	30	70	—	—	—	—	167

Для порошковой стали пористостью 17 % критическая точка M_n составляет 335 °С. При охлаждении стали со скоростью 500 °С/с образуется мартенсит.

Уменьшение скорости охлаждения до 150 °С/с приводит к распаду аустенита по типу второй ступени в интервале 425—330 °С. Снижение температуры мартенситного превращения вызывает сохранение небольшого количества остаточного аустенита в структуре стали. Дальнейшее уменьшение скорости охлаждения до 60 °С/с приводит к распаду аустенита по типу второй ступени в интервале 550—310 °С и к дальнейшему снижению точки M_n . При скорости охлаждения 20 °С/с в интервале 580—450 °С аустенит распадается на сорбит и троостит, а уменьшение скорости охлаждения до 10 °С/с ведет к образованию феррито-сорбитной структуры в интервале 600—510 °С (рис. 135, 136).

Для порошковой стали пористостью 10 % критическая точка M_n повышается до 318 °С. При охлаждении со скоростью 500—150 °С/с сталь приобретает мартенситную структуру. Уменьшение скорости охлаждения до 100 °С/с вызывает образование троостита в интервале 450—310 °С. Точка M_n понижается, и в стали появляется остаточный аустенит. При дальнейшем уменьшении скорости охлаждения до 60 °С/с интервал температур промежуточного превращения сужается и составляет 520—300 °С. Ниже 300 °С протекает мартенситное превращение. Уменьшение объема мартенсита в закаленной стали вызывает также уменьшение остаточного аустенита в структуре. При охлаждении стали со скоростью 2 °С/с превращение аустенита происходит в интервале 610—530 °С с образованием сорбитной структуры (рис. 137, 138).

Для порошковой стали пористостью 3 % критическая точка M_n соответствует 300 °С. При охлаждении стали со скоростью 500—100 °С/с протекает только мартенситное превращение. С уменьшением скорости охлаждения до 60 °С/с в интервале 475—290 °С образуется троостит. Температура начала мартенситного превращения понижается на 10 °С, и в структуре стали появляется остаточный аустенит. При дальнейшем уменьшении скорости охлаждения до 20 °С/с превращение по типу второй ступени протекает в интервале 530—284 °С. Точка M_n снижается на 20 °С, и количество мартенсита в структуре закаленной стали уменьшается до 50 %, что приводит также к уменьшению объема остаточного аустенита в структуре стали.

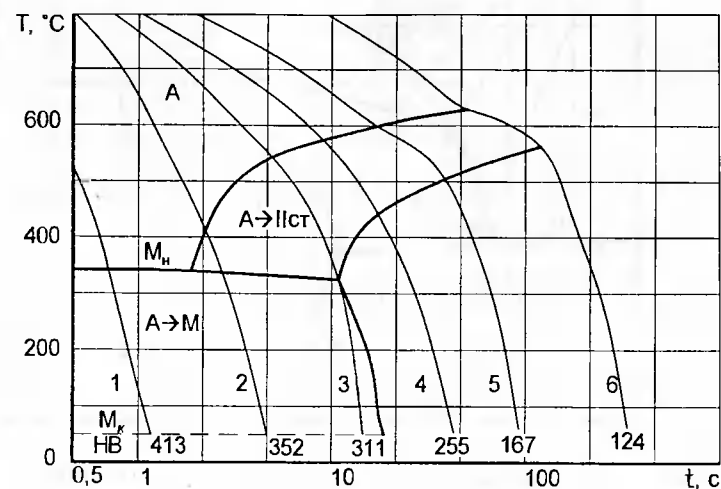


Рис. 135. Термокинетическая диаграмма стали ПК40Н2М (пористость 17 %)

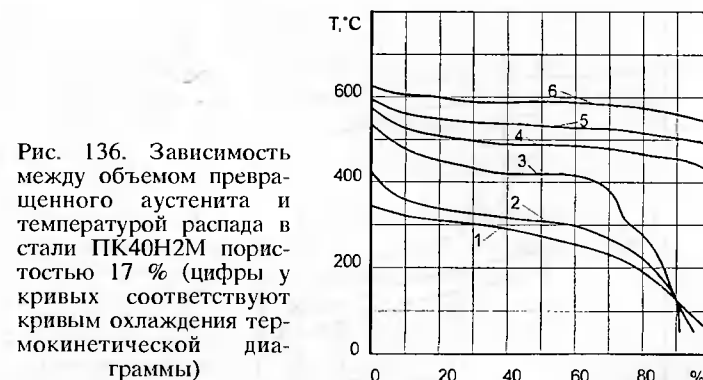


Рис. 136. Зависимость между объемом превращенного аустенита и температурой распада в стали ПК40Н2М пористостью 17 % (цифры у кривых соответствуют кривым охлаждения термокинетической диаграммы)

Таблица 34

Механические свойства стали ПК40Н2М после закалки и отпуска [18]

Пористость, %	$T_{отп}, ^\circ\text{C}$	Механические свойства					
		HV	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$\delta, \%$	$\psi, \%$	КС-10, МДж/м ²	КСУ-10, МДж/м ²
17	180—220	351—375	760—800	—	—	1,2—1,6	—
10	200—250	418—444	1120—1160	—	—	2,5—2,8	—
0,5	200—250	477—512	1750—1850	5—6	20—22	—	1,6—1,8
	400—450	351—375	1200—1350	8—10	30—32	—	2,8—3,0
	600—650	235—277	920—980	14—16	44—48	—	4,7—5,2

Таблица 35

Количественные характеристики прокаливаемости
порошковой стали ПК40Н2М

Пористость, %	Расстояние от горца до зоны мартенсита, мм		Критический диаметр $D_{\text{к}}$, соответствующий заданному количеству мартенсита при закалке, мм			
			в воде		в масле	
	100 %	50 %	100 %	50 %	100 %	50 %
17	1,7	2,7	12	18	—	10
10	2,2	5,0	18	28	8	12
0,5	4,5	8,0	28	38	12	22

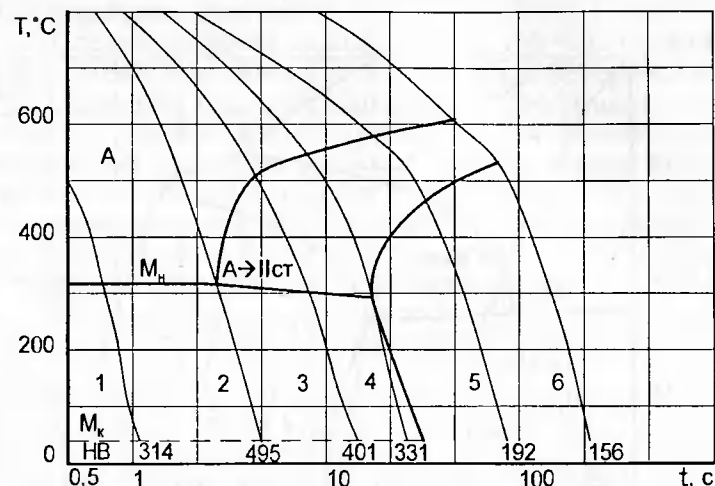


Рис. 137. Термокинетическая диаграмма стали ПК40Н2М (пористость 10%)

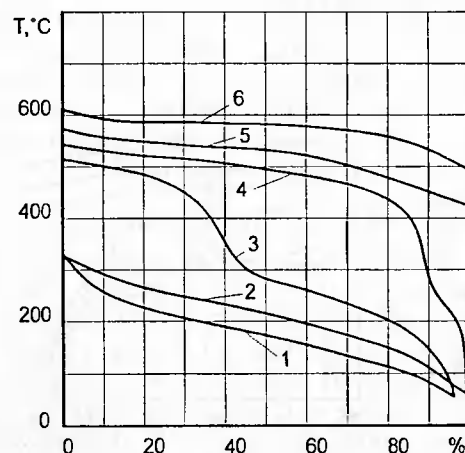


Рис. 138. Зависимость между объемом превращенного аустенита и температурой распада в стали ПК40Н2М пористостью 10 % (цифры у кривых соответствуют кривым охлаждения термокинетической диаграммы)

При скорости охлаждения $10 ^\circ\text{C}/\text{с}$ в интервале $535—450 ^\circ\text{C}$ происходит превращение по типу первой и второй ступеней и образуется сорбито-трооститная структура. Наконец, при скорости охлаждения $2 ^\circ\text{C}/\text{с}$ в интервале $575—500 ^\circ\text{C}$ образуется сорбитная структура (рис. 139, 140). Механические свойства стали приведены в табл. 33, количественные характеристики прокаливаемости — в табл. 34 [18].

Обращает на себя внимание низкая устойчивость аустенита горячештампованной стали при термообработке от $820 ^\circ\text{C}$. Известно, что при нагреве порошковых сталей выше температуры $A_{\text{с3}}$ не отмечается значительного роста зерна аустенита, т. е. они обладают наследственно мелким зерном. В работе [65] была выбрана температура аустенитизации $910 ^\circ\text{C}$. Время аустенитизации стали при этой температуре было определено в 400 с. Скорости охлаждения от температуры аустенитизации варьировали в пределах от 2,5 до $543 ^\circ\text{C}/\text{с}$.

На рис. 141 приведены концентрационные кривые распределения никеля и молибдена в стали после отжига.

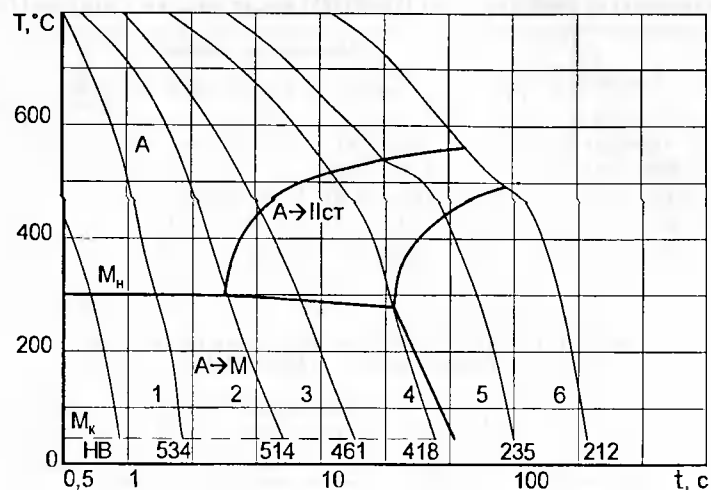


Рис. 139. Термокинетическая диаграмма стали ПК40Н2М (пористость 0,5 %)

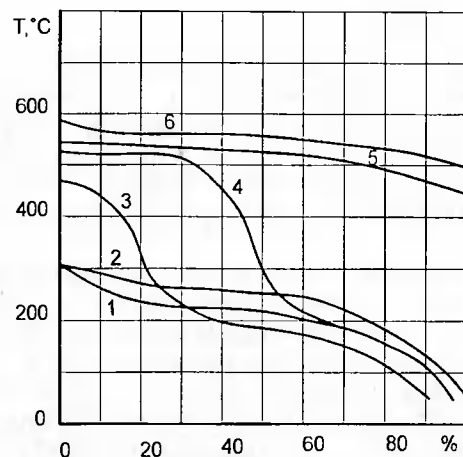


Рис. 140. Зависимость между объемом превращенного аустенита и температурой распада в стали ПК40Н2М пористостью 0,5 % (цифры у кривых соответствуют кривым охлаждения термокинетической диаграммы)

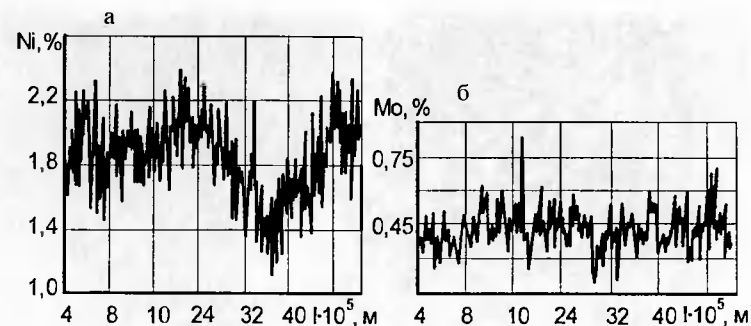


Рис. 141. Концентрационные кривые распределения никеля (а) и молибдена (б) после отжига

Параметр решетки α -твердого раствора после отжига $a = 2,8690 \pm 0,0005 \text{ \AA}$. Микроструктура стали представляла собой феррито-перлитную смесь (рис. 142) твердостью $HV 163$.

Была выбрана температура аустенитизации 910°C . Время аустенитизации стали при этой температуре определено в 400 с. Скорости охлаждения от температуры аустенитизации варьировали в пределах от 2,5 до 543°C/s .

После охлаждения со скоростью 543°C/s структура стали состояла из мартенсита с дисперсностью игл 3–4 балла (рис. 143, а) и твердостью $HV 605$. Температура начала образования мартенсита 316°C . Наибольшая скорость распада переохлажденного аустенита отмечена после 25 %-го его превращения и составила 30 %/с. Средняя скорость образования мартенсита 3,02 %/с.

При охлаждении со скоростями 220 и 65°C/s скорость образования мартенсита уменьшилась. Так, максимальная скорость распада составила 4,24 %/с и 3,24 — при охлаждении со скоростями соответственно 220 и 65°C/s , а средние скорости превращения понизились незначительно и составили соответственно 1,59 и 0,701 %/с. Температура начала мартенситного превращения при этих скоростях охлаждения не изменилась. После охлаждения со скоростью 36°C/s структура состояла из 45 % бейнита и 65 % мартенсита (рис. 143, б), твердость $HV 474$.

Температура начала образования бейнита 368°C , а мартенсита — 303°C . Ее определяли из сопоставления данных магнитограмм и количества структурных составляющих, которые устанавливали металлографически. Максимальные скорости образования мартенсита и бейнита составили соответственно 2,01 и

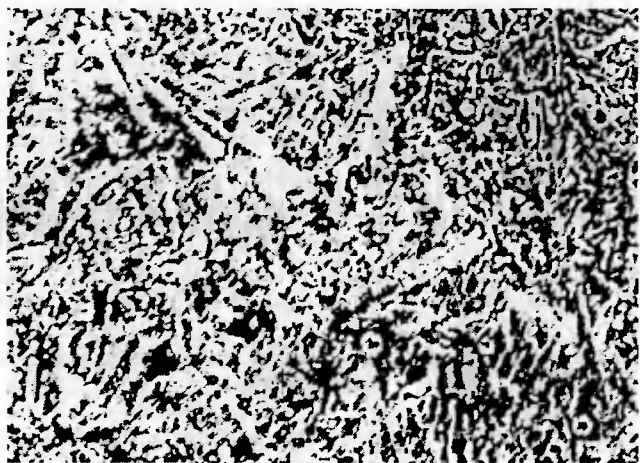


Рис. 142. Микроструктура горячештампованной стали после гомогенизирующего отжига ($\times 500$)

0,98 %/с. Средняя скорость распада аустенита 0,53 %/с. При снижении скорости охлаждения до 15 °C/с в структуре стали после закалки уменьшалось количество мартенсита (рис. 143, в, г) и понижалась твердость стали. Например, после охлаждения со скоростями 25 и 15 °C/с твердость составила соответственно HV 435 и HV 400. В то же время при уменьшении скоростей охлаждения увеличивается скорость образования бейнита. Так, при охлаждении со скоростью 15 °C/с максимальная скорость распада аустенита в бейнитной области составила 2,5 %/с.

После охлаждения со скоростью 7 °C/с в структуре стали не был обнаружен мартенсит. При этом охлаждении зарегистрировали максимальную скорость образования бейнита — 2,24 %/с, температура начала его образования повысилась до 560 °C. При дальнейшем уменьшении скорости охлаждения скорость распада аустенита снижалась, в то же время температуры начала и конца превращения повышались. Например, после охлаждения со скоростями 6 и 3 °C/с средние скорости превращения равнялись соответственно 0,61 и 0,51 %/с, а максимальные — 1,91 и 1,6 %/с. Температура начала распада аустенита при охлаждении со скоростью 2,5 °C/с составила 621 °C. Структура стали после охлаждения со скоростями 6 и 2,5 °C/с представляла собой сорбито-бейнитную смесь, причем с понижением скорости охлаждения дисперсность структуры уменьшалась и поэтому твердость пада-

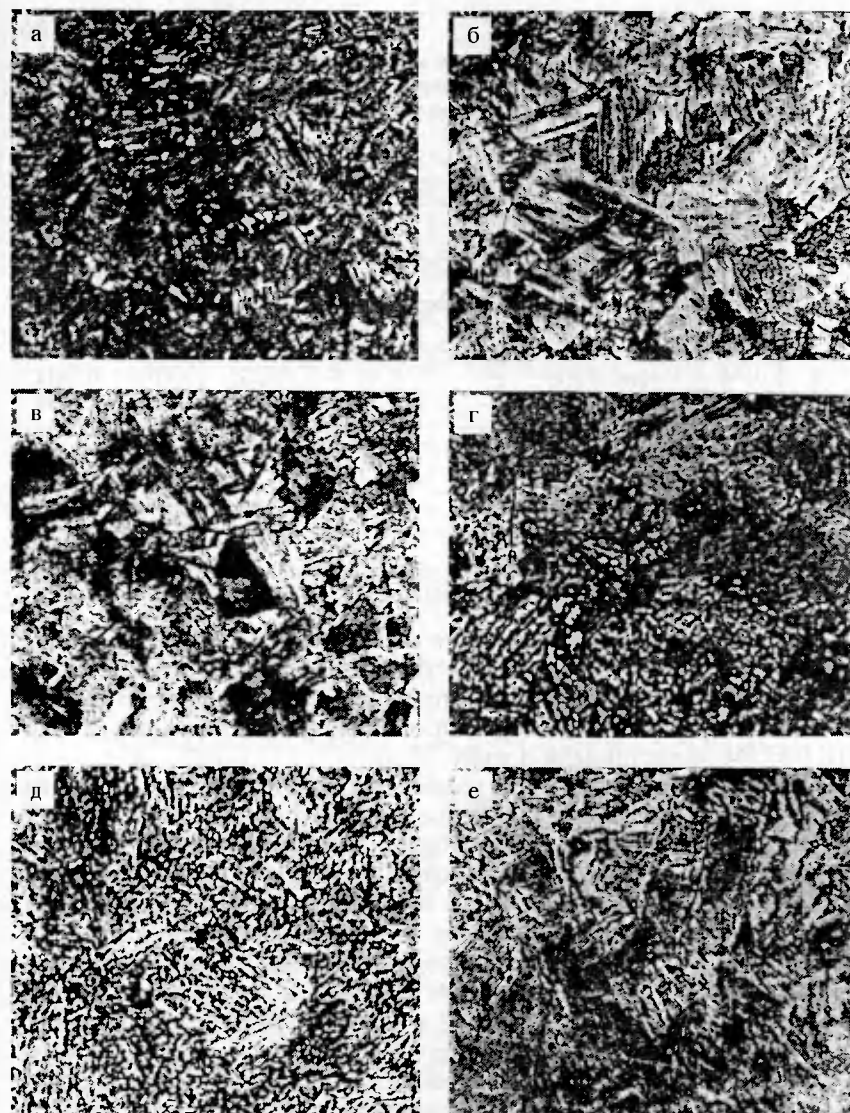


Рис. 143. Микроструктура стали ПК40Н2М плотностью 7780 кг/м³ после охлаждения с различными скоростями ($\times 500$).
а — 543 °C/с, М, HV 605; б — 36 °C/с, М+Б, HV 474; в — 25 °C/с, М+Б, HV 435; г — 15 °C/с, Б+М, HV 400; д — 7 °C/с, Б, HV 353; е — 3 °C/с, С+Б, HV 273

Таблица 36

Зависимость кинетических параметров превращения, структурных составляющих и твердости от скорости охлаждения образцов горячештампованной стали ПК40Н2М

Скорость охлаждения, °C/c	Средняя скорость распада аустенита, %/c	Скорость распада аустенита при 5 % -м превращении, %/c	Максимальная скорость распада аустенита, %/c		Структурные составляющие, %		Температура распада, °C		Твердость HV
			Бездиффузионная область	Диффузионная область	Б+С	М	начала	конца	
2,5	0,50	0,46	1,56	—	100	—	621	375	240±8
3	0,51	0,47	1,60	—	100	—	614	370	243±9
6	0,61	0,46	1,92	—	100	—	575	310	312±11
7	0,67	0,52	2,24	—	100	—	560	302	353±14
15	0,69	0,51	2,15	—	95	5	490	274	400±17
25	0,57	0,52	1,11	1,05	85	15	420	247	435±20
36	0,53	0,36	0,98	2,07	45	55	368	161	474±21
65	0,70	1,68	—	3,24	—	100	316	61	548±15
220	1,59	2,46	—	4,24	—	100	316	57	597±17
543	3,02	7,60	—	30,00	—	100	316	15	605±16

ла. Например, после охлаждения со скоростью 6 °C/c твердость стали HV 312, а со скоростью 3 °C/c — HV 243. Зависимость кинетических параметров превращения, структурных составляющих и твердости от скорости охлаждения образцов стали ПК40Н2М представлена в табл. 35.

Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали ПК40Н2М приведена на рис. 144. Она состоит из областей бейнитного и мартенситного превращений. Следует отметить, что по данным магнитограмм и структурам образцов не удастся разделить перлитные и бейнитные продукты распада аустенита. Минимальная устойчивость аустенита составила 10,5 с. Критическая скорость закалки 52 °C/c. Температура начала образования мартенсита при скоростях охлаждения выше критической составила 316 °C. При охлаждении со скоростями, меньшими критической, температура начала мартенситного превращения понижалась с уменьшением скорости охлаждения. Мартенсит в структуре стали наблюдали при скоростях выше 7 °C/c. Интересно отметить, что после охлаждения со скоростями от 7 до 52 °C/c в структуре стали легко выявлялись области, обогащенные легирующими элементами. В них при охлаждении происходит бездиффузионное превращение, а в областях, обед-

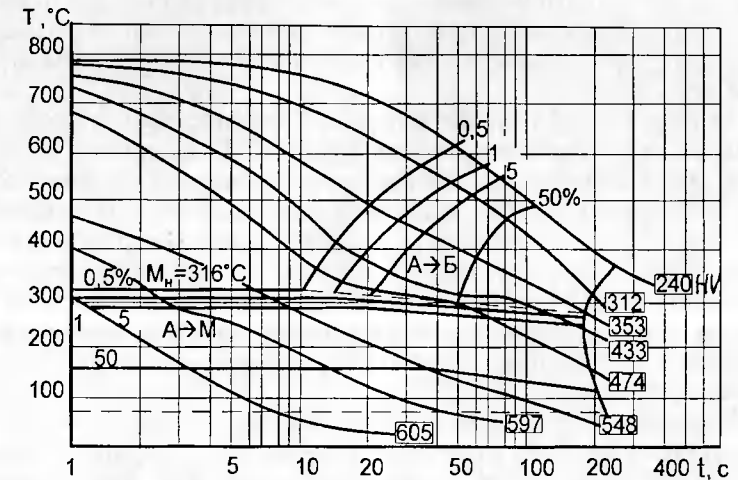


Рис. 144. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита горячештампованной стали ПК40Н2М

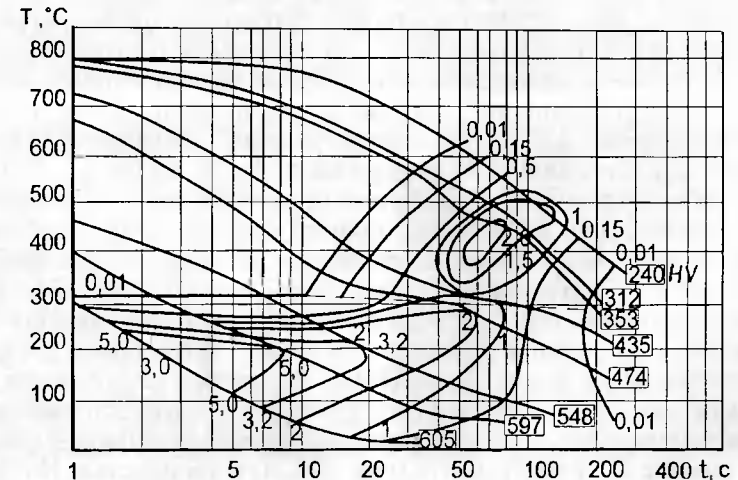


Рис. 145. Диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита стали ПК40Н2М (цифры у кривых показывают скорость превращения, %/c)

ненных легирующими элементами (главным образом никелем), наблюдали немартенситные продукты превращения. Поэтому мартенситные поля имели после охлаждения большие размеры. Так, после охлаждения со скоростью 36—30 °C/с размеры их достигали $2 \cdot 10^{-6}$ м.

На рис. 145 приведена диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита стали ПК40Н2М. Скорость распада имеет два максимума, один из которых находится в бейнитной, а другой в мартенситной областях превращения. Максимальная скорость образования бейнита — 2,24 %/с зарегистрирована при охлаждении со скоростью 7 °C/с. В мартенситной области с увеличением скорости охлаждения возрастала скорость распада аустенита. При охлаждении со скоростью 543 °C/с наибольшую скорость превращения наблюдали при температуре 214 °C и она составила 30 %/с.

Высокая устойчивость аустенита к распаду для данной стали согласуется с низкой скоростью превращения в сорбито-бейнитной области. Кроме того, в этой области максимальная скорость распада зафиксирована при превращении более 50 %. Исследована кинетика распада аустенита стали ПК40Н2М. Аустенитизацию опытных образцов проводили при температуре 910 °C в течение 400 с, охлаждение образцов — в расплаве олова, нагретого до температуры 300—638 °C, при выдержке в этой температуре 700 с. После изотермической выдержки образец охлаждали на воздухе. Применение расплава олова позволило быстро охлаждать образец (0,7 с) от температуры аустенитизации до температуры изотермической выдержки.

При изотермической выдержке при 300 °C происходило сначала образование мартенсита, причем скорость мартенситного превращения возрастала с увеличением продолжительности охлаждения. Достигнув максимального значения 0,38 %/с, она начинала понижаться, после чего полностью подавлялась и начиналось образование бейнита. По мере образования бейнита скорость превращения росла. Наибольшая скорость распада аустенита при этом составила 1,09 %/с. Структура стали после изотермической выдержки представляла мартенсито-бейнитную смесь с 11 % мартенсита (рис. 146, а) и твердостью HV 471. После изотермической закалки при температурах 338 и 366 °C образовывалась структура нижнего бейнита (рис. 146, б, в) твердостью соответственно HV 431 и HV 370. Средняя скорость образования бейнита при температуре 338 °C составила 0,18 %/с, а

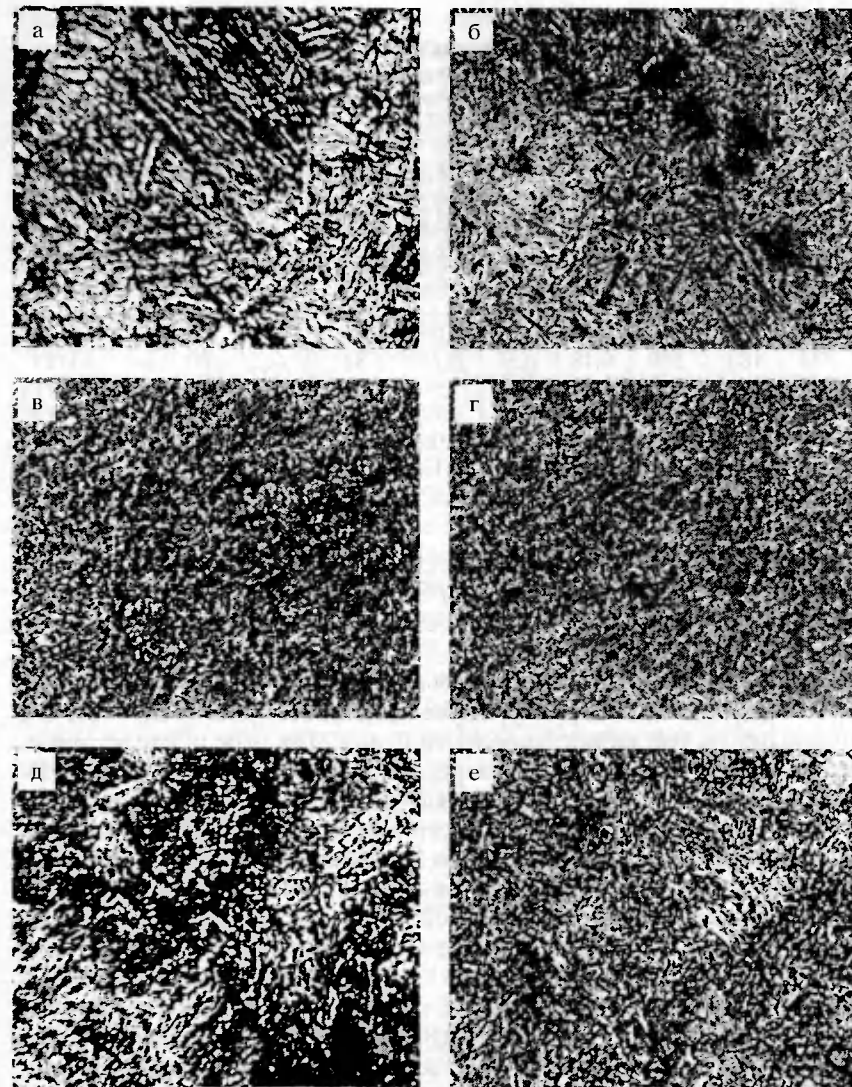


Рис. 146. Микроструктуры стали ПК40Н2М после изотермической выдержки при различных температурах (×500).
а — 300 °C, М+Б, HV 471(×1000); б — 338 °C, Б, HV 431; в — 366 °C, Б, HV 370; г — 380 °C, Б, HV 338; д — 425 °C, Б, HV 280; е — 480 °C, Б, HV 256

Таблица 37

**Зависимость кинетических параметров превращения,
структурных составляющих и твердости стали от температуры
изотермической выдержки горячештампованной стали ПК40Н2М**

Температура изотермической выдержки, °С	Время, с		Средняя скорость распада аустенита, %/с	Скорость распада аус- тенита при 5 %-м превращении, %/с	Максимальная скорость распада аустенита, %/с	Количество превра- щенного аустенита при максимальной скорости, %	Структурные составляющие, %			Твердость НV
	начала превращения	конца превращения					Ф	Б+С	М	
300	18,1	550	0,19	0,25	1,09	37	—	93	7	471±5
338	18,0	560	0,18	0,24	0,74	31	—	100	—	431±5
366	6,0	300	0,34	0,32	1,94	35	—	100	—	370±11
380	4,5	220	0,51	0,71	2,72	49	—	100	—	338±7
410	3,8	170	0,58	0,87	4,05	49	—	100	—	311±3
425	3,5	150	0,68	0,78	4,13	57	—	100	—	280±3
480	2,7	75	1,48	2,28	9,89	61	—	100	—	256±3

максимальная — 0,74 %/с (табл. 37). При 358 °С средняя скорость распада переохлажденного аустенита составила 0,34 %/с, а максимальная — 1,94 %/с. Устойчивость переохлажденного аустенита 18 с.

При увеличении температуры изотермической выдержки до 480 °С зернистость структуры увеличивалась (рис. 146, г—е), что приводило к снижению твердости стали. Так, после изотермической выдержки при 380 °С твердость НV 338, а при 425 °С — НV 280. Повышение температуры изотермической выдержки также приводит к увеличению скорости превращения и уменьшению устойчивости переохлажденного аустенита. Так, при температуре закалки 380 °С наибольшую скорость наблюдали при 49 % превращения — 2,72 %/с, а при 425 °С — 4,13 %/с. В то же время устойчивость переохлажденного аустенита при температуре 380 °С составила 4,5 с, а при 425 °С — 3,5 с. Изотермическая выдержка при температуре 480 °С обеспечивала наибольшую скорость образования бейнита — 9,89 %/с, которая достигалась при 61 %-м превращении. При этой же температуре наблюдали наибольшую среднюю скорость распада аустенита (1,48 %/с), причем минимальная устойчивость его составила 2,7 с. Изотермическая выдержка при температуре 500 °С показала наименьшую устойчивость переохлажденного аустенита — 2,5 с. После выдержки при этой температуре структура представляла верхний бейнит с

твердостью НV 288 (рис. 147), причем отмечалось незначительное изменение дисперсности бейнита по сечению образца.

Изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита горячештампованной стали ПК40Н2М приведена на рис. 148. Она состоит из ферритной, бейнитной и мартенситной областей превращения. На диаграмме не показана перлитная область превращения в связи с трудностью разделения бейнита и сорбита по микроструктурам стали. При температуре ниже M_n сначала происходило превращение аустенита в мартенсит, а затем аустенита в бейнит. Время начала образования бейнита фиксировали по увеличению скорости распада аустенита. Минимальную устойчивость переохлажденного аустенита наблюдали при температуре 500 °С — 2,5 с. Ферритное превращение отмечено при температурах выше 530 °С.

На рис. 149 приведена диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита стали ПК40Н2М. Как видно, скорости распада аустенита имеют два максимума в бейнитной области, один из которых находится при температуре 500 °С, а другой — 300 °С. Появление второго максимума скоростей образования бейнита при температурах ниже M_n можно объяснить инициирующим действием на процесс распада аустенита предварительного мартенситного превращения. Наибольшая скорость распада аустенита составила 9,89 %/с. Необходимо отметить, что температура наибольшей скорости превращения ниже температуры минимальной устойчивости аустенита. Это явление можно объяснить тем, что максимум скоростей образования центров зарождения новой фазы не совпадает с максимумом скоростей ее роста [66].

Как было замечено, при ступенчатой закалке по режиму — аустенитизация, изотермическая выдержка — при температурах выше 530 °С в течение 300—900 с охлаждения на воздухе, с одной стороны, получали неоднородную структуру, обусловленную неравномерным распределением легирующих элементов. С другой стороны, после изотермической выдержки при температурах ниже 500 °С этого не наблюдается.

Сравнение рис. 149 и рис. 145 показывает, что скорость распада аустенита в изотермических условиях в несколько раз выше, чем при непрерывном охлаждении. Так, максимальная скорость превращения в изотермических условиях в пять раз выше таковой при непрерывном охлаждении. Увеличение скорости превращения при изотермической закалке привело к уменьше-

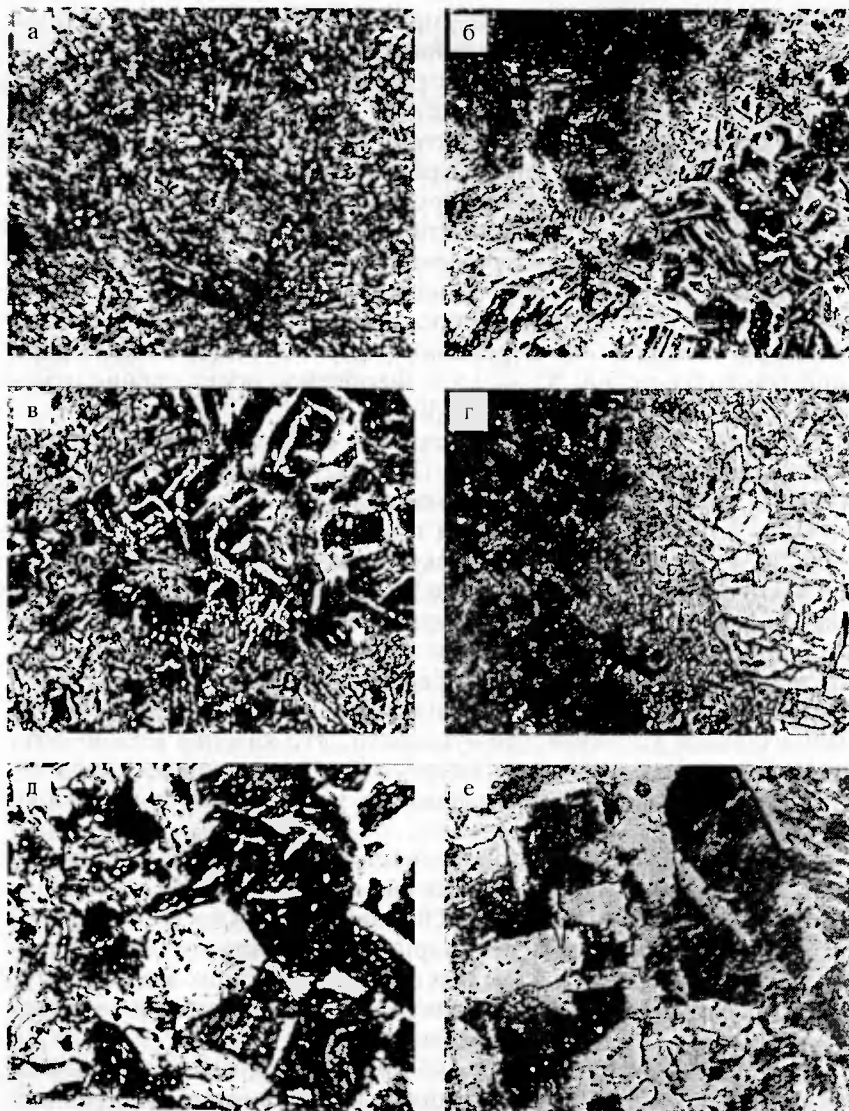


Рис. 147. Микроструктуры стали ПК40Н2М после изотермической выдержки при различных температурах ($\times 500$).
 а — 500 °C, Б, HV 248; б — 530 °C, С+Б+М, HV 260; в — 540 °C, Ф+Б+С+М, HV 245; г — то же;
 д — 580 °C, Ф+Б+С+М, HV 251; е — 640 °C, Ф+С+Б+М, HV 216

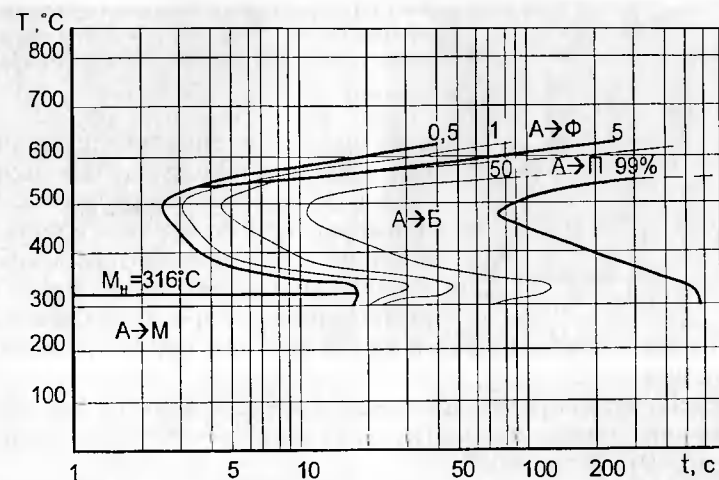


Рис. 148. Изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита горячештампованной стали ПК40Н2М

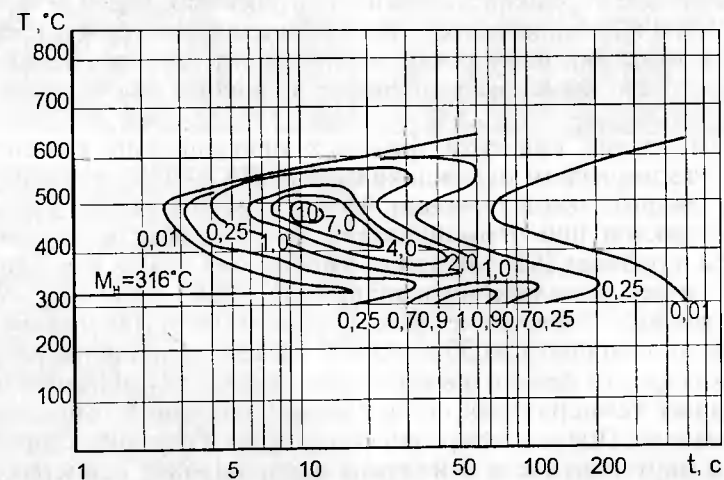


Рис. 149. Диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита при изотермической выдержке горячештампованной стали ПК40Н2М (цифры у кривых показывают скорость превращения, %/с)

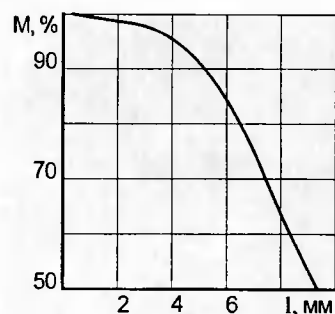


Рис. 150. Изменение расчетного содержания мартенсита в структуре по длине образца после торцевой закалки стали ПК40Н2М

нию продолжительности превращения. Области максимальных скоростей в обоих случаях расположены примерно при одних температурах. В то же время при изотермической закалке максимальная скорость зарегистрирована при продолжитель-

ности охлаждения, меньшей в шесть раз, чем при непрерывном охлаждении.

Прокаливаемость стали определяли расчетным путем на основании диаграммы скорости распада (рис. 150) по методике, описанной в работе [49].

Количественные данные прокаливаемости стали ПК40Н2М: пористость — 0,5 %, расчетное расстояние от торца до зоны с 50 % мартенсита — 9 мм, 90 % мартенсита — 5,3 мм.

Сравнение термокинетических диаграмм (см. рис. 139 и 144) стали ПК40Н2М показывает, что увеличение температуры приводит к существенному росту устойчивости переохлажденного аустенита, что вызывает увеличение прокаливаемости стали на 20 %.

Исследована кинетика фазовых превращений аустенита при изотермическом охлаждении стали ПК40Н2М, подвергнутой предварительной термоциклической обработке [67]. Количество циклов при термоциклировании проводили, согласно данным в работах [68, 83], для нормализации. Нагрев опытных образцов осуществляли в расплаве солей $\text{NaCl} + \text{BaCl}_2$ до температуры 910 °С в течение 300 с. Охлаждение осуществляли на воздухе до температуры 500—550 °С. После пяти циклов нагрева и охлаждения делали изотермическую закалку образцов при различных температурах по методике, описанной в предыдущем разделе. После изотермической закалки при 300 °С происходили мартенситное и бейнитное превращения. Температура начала образования мартенсита 340 °С, наибольшая скорость его образования — 7,35 %/с, а наибольшая скорость образования бейнита — 1,84 %/с. После охлаждения структура стали состояла из 25 % мартенсита и 75 % бейнита (рис. 151, а), твердость HV 495.

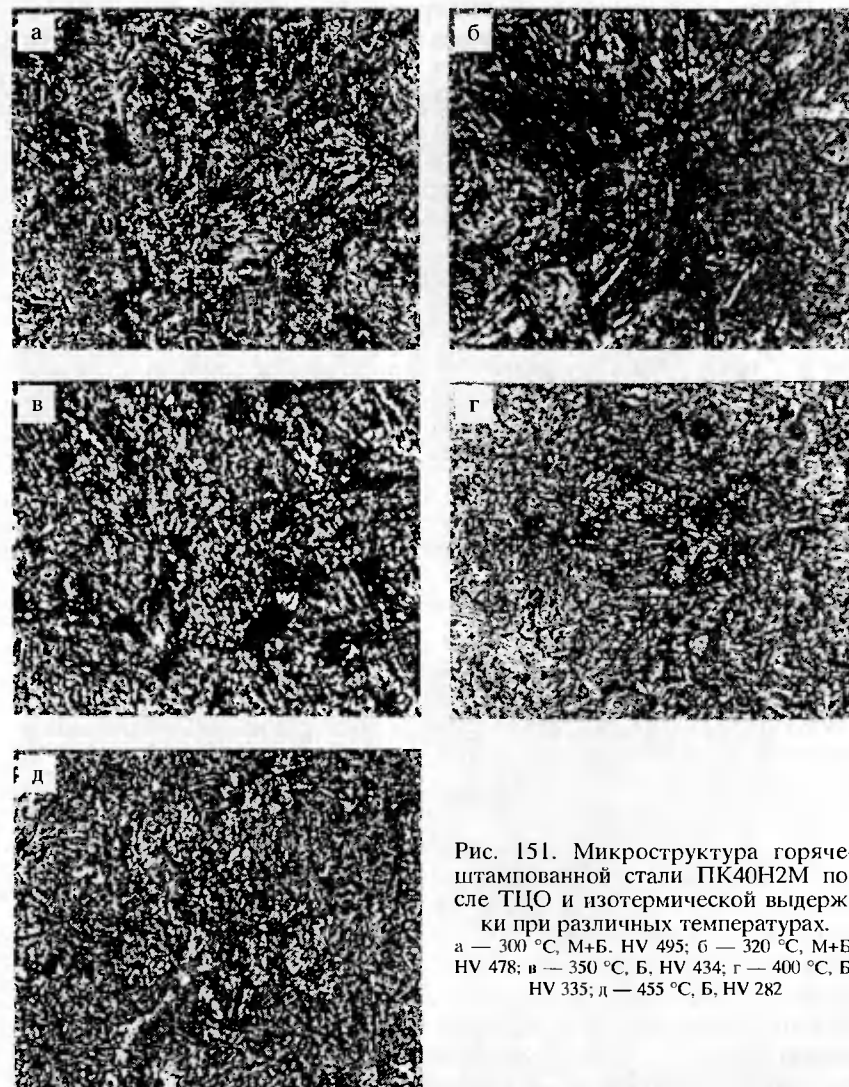


Рис. 151. Микроструктура горячештампованной стали ПК40Н2М после ТЦО и изотермической выдержки при различных температурах. а — 300 °С, М+Б, HV 495; б — 320 °С, М+Б, HV 478; в — 350 °С, Б, HV 434; г — 400 °С, Б, HV 335; д — 455 °С, Б, HV 282

После изотермической выдержки при температуре 320 °С структура состояла из 4 % мартенсита и 96 % нижнего бейнита (рис. 151, б), твердость HV 478. Средняя скорость распада переохлажденного аустенита составила 0,25 %/с. Максимальная скорость образования бейнита при этой температуре — 1,17 %/с. Устойчивость переохлажденного аустенита — 10 с. При изотермической выдержке 350 °С минимальная устойчивость аустенита равна 6 с. Максимальная скорость превращения — 1,17 %/с, а средняя скорость превращения — 0,43 %/с. Микроструктура стали после изотермической закалки при температуре 350 °С приведена на рис. 151, в.

Увеличение температуры изотермической выдержки приводило к повышению скорости превращения, а минимальная устойчивость аустенита при этом понижалась. Так, при температуре 400 °С максимальная скорость образования бейнита составила 2,67 %/с, а минимальная устойчивость переохлажденного аустенита — 3,5 с, в то время как при температуре 455 °С максимальная скорость образования бейнита увеличивалась до 5,84 %/с, а минимальная устойчивость аустенита уменьшалась до 2 с. Микроструктуры стали после выдержки при температурах 400 и 455 °С приведены на рис. 151, г, д. При изотермической выдержке 494 °С зарегистрирована максимальная скорость образования бейнита — 11,1 %/с. Минимальная устойчивость переохлажденного аустенита при этой температуре составила 1,2 с. Микроструктура стали приведена на рис. 152, а. Твердость стали понизилась до HV 260.

При изотермической выдержке 525 °С наблюдали наиболее низкую минимальную устойчивость аустенита (1,1 с), максимальная скорость превращения составляла 9,46 %/с. Микроструктура стали в этом случае представляла собой бейнито-сорбитную смесь с неоднородной по сечению дисперсностью (рис. 152, б) и твердостью HV 236. Дальнейшее увеличение температуры превращения приводило к резкому снижению его скорости и повышению устойчивости аустенита. Так, при изотермической выдержке 555 °С средняя скорость превращения понизилась до 0,21 %/с, а максимальная скорость распада аустенита — до 2,24 %/с, в то же время минимальная устойчивость аустенита возросла до 2 с. После охлаждения при температурах выше 555 °С в структуре стали наблюдали феррит. Микроструктуры образцов после охлаждения при температуре 555 °С приведены на рис. 152, в, г. Зависимость кинетических параметров превра-

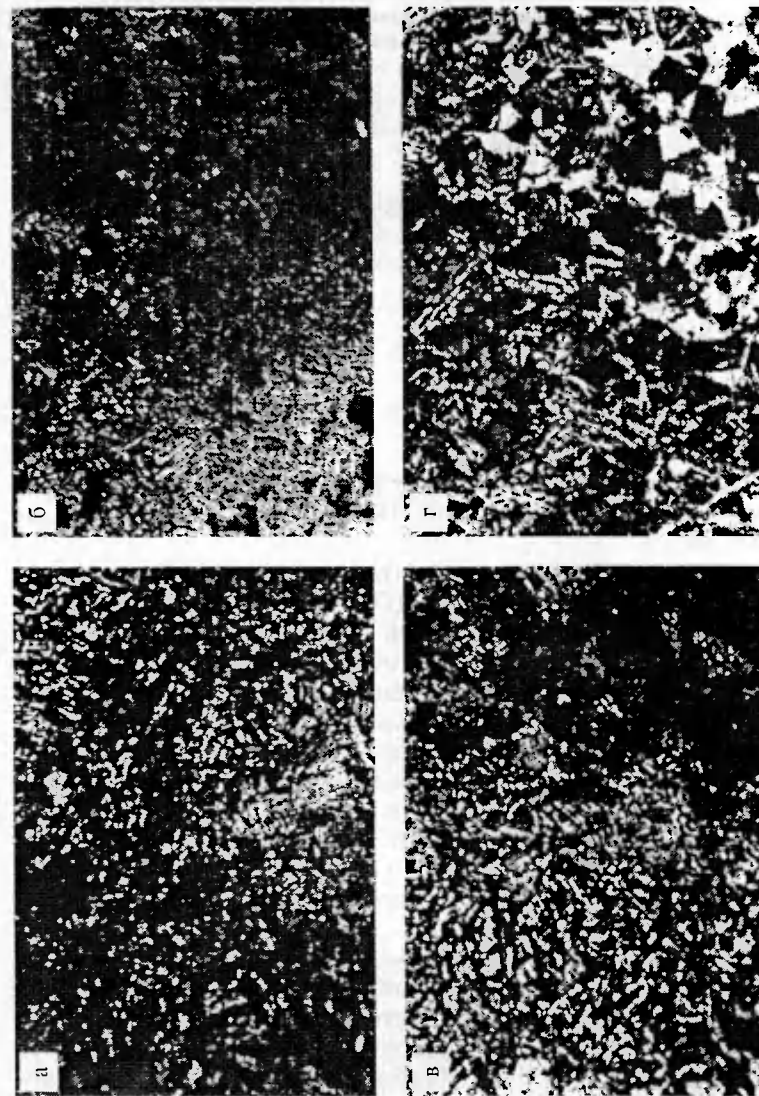


Рис. 152. Микроструктура горячештампованной стали ПК40Н12М после ТЦО и изотермической выдержки при различных температурах:
а — 494 °С, Б+С, HV 260; б — 525 °С, Б+С, HV 236; в — 555 °С, Б+С, HV 236; г — 600 °С, Ф+Б+С+М, HV 236

Таблица 38

Зависимость кинетических параметров превращения, структурных составляющих и твердости от температуры изотермической выдержки горячештампованной стали ПК40Н2М после ТЦО

Температура изотермической выдержки, °С	Время, с		Средняя скорость распада аустенита, %/с	Скорость распада аустенита при 5 %-м превращении, %/с	Максимальная скорость распада аустенита, %/с	Количество превращенного аустенита при максимальной скорости, %	Структурные составляющие, %			Твердость НВ
	начала превращения	конца превращения					Ф	Б+С	М	
300	9,0	200	0,50	5,16	1,84	25	—	75	25	495±20
320	10,0	400	0,25	0,50	1,17	26	—	96	4	478±15
350	6,0	240	0,43	0,33	1,17	35	—	100	—	434±7
400	3,5	140	0,73	0,83	2,67	43	—	100	—	335±3
455	2,0	90	1,14	0,92	5,84	42	—	100	—	282±4
494	1,2	70	1,42	2,51	11,1	49	—	100	—	260±5

щения, структурных составляющих и твердости от температуры изотермической выдержки стали ПК40Н2М после ТЦО показана в табл. 38.

Изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали ПК40Н2М после ТЦО (рис. 153) состоит из ферритной, бейнитной и мартенситной областей превращения. На диаграмме не показана перлитная область превращения в связи с трудностью дифференциации бейнитно-сорбитной структуры. При охлаждении ниже M_s происходило мартенситное превращение, которое с увеличением продолжительности выдержки подавлялось бейнитным. Температура начала образования мартенсита составила 340 °С. Время начала образования бейнита фиксировали по увеличению скорости распада аустенита. Минимальную устойчивость аустенита (1,1с) зарегистрировали при температуре 525 °С. Ферритное превращение наблюдали при температурах выше 555 °С.

На рис. 154 приведена диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита стали ПК40Н2М после ТЦО. Как видно из рисунка, скорости распада аустенита имеют два максимума в бейнитной области, один из которых находится при температуре 494 °С, а другой — 300 °С. Наибольшая скорость распада аустенита составила 11,10 %/с. Появление второго максимума скоростей распада аустенита можно связать с инициирующим дейст-

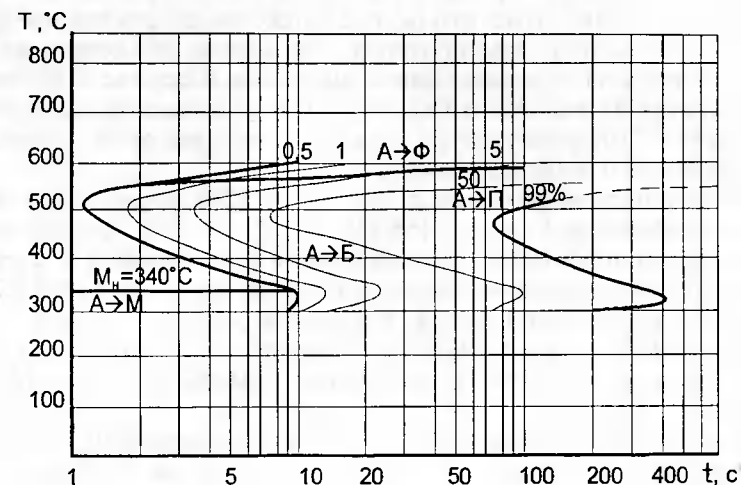


Рис. 153. Изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита горячештампованной стали ПК40Н2М после ТЦО

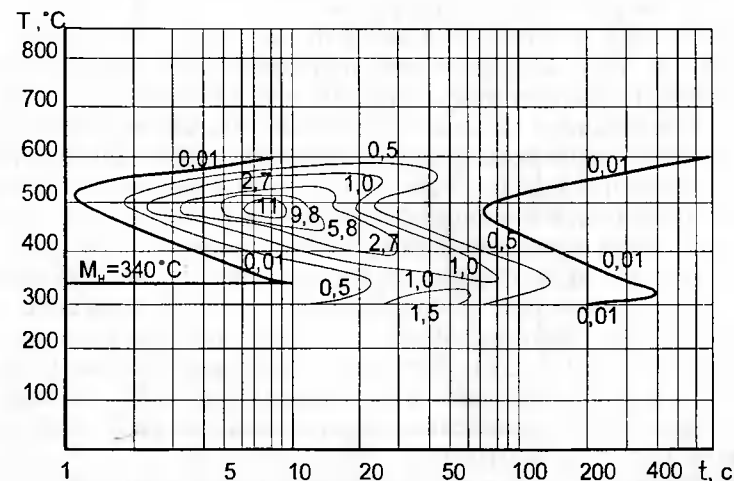


Рис. 154. Диаграмма скоростей распада переохлажденного аустенита при изотермической выдержке горячештампованной стали ПК40Н2М после ТЦО (цифры у кривых показывают скорость превращения, %/с)

вием мартенситного превращения на процесс образования бейнита. Необходимо отметить резкое снижение скоростей превращения при высоких температурах. Это можно объяснить влиянием молибдена на превращение аустенита в перлит и феррит. Как следует из рис. 151 и 152, после изотермической выдержки ниже 494 °С микроструктура стали обладала высокой степенью дисперсности и неоднородности.

Механические свойства стали ПК40Н2М после закалки и отпуска приведены на рис. 155 [49, 51, 59, 70—97]. При сравнении этих данных с табл. 33 видно, что с повышением температуры аустенитизации механические свойства стали ПК40Н2М практически не изменяются. Так, после закалки от 840 °С и отпуска 500 °С $\sigma_b = 920$ МПа, $\delta = 10$ %, $\psi = 28$ %, в то время как после закалки от 910 °С и отпуска 500 °С $\sigma_b = 940$ МПа, $\delta = 10$ %, $\psi = 30$ %.

Исследовано влияние режимов изотермической закалки и термоциклирования на механические свойства стали ПК40Н2М.

Образцы нагревали до температуры 900 °С и выдерживали в течение 600 с, охлаждение проводили в расплаве солей NaNO_2 50 % + KNO_3 50 %, нагретом до 250—500 °С. Результаты механических испытаний приведены на рис. 156. Сравнение рис. 155 и 156 показывает, что изотермическая закалка стали ПК40Н2М позволяет получить комплекс механических свойств выше, чем обычная закалка. Это можно объяснить высокой однородностью структуры после изотермической выдержки, а также тем, что при закалке в масло или воду в результате превращения аустенита в мартенсит появляются высокие напряжения, которые могут привести к образованию микротрещин.

На рис. 157 представлены результаты испытаний на ударную вязкость образцов при температуре до -60 °С. Понижение температуры испытания до -40 °С привело к падению ударной вязкости всего на 10 %. Это обусловлено высоким содержанием никеля в стали. Кроме того, как видно из рис. 157, закалка от 850 °С приводит к понижению ударной вязкости на 20 % по сравнению с закалкой от 910 °С.

Для получения высокого комплекса механических свойств проводили высокотемпературное термоциклирование. Нагревали образцы в самогенерируемой атмосфере до 910 °С, охлаждение в этой же атмосфере осуществляли до температуры 500 °С. После пяти циклов нагрева и охлаждения проводили изотерми-

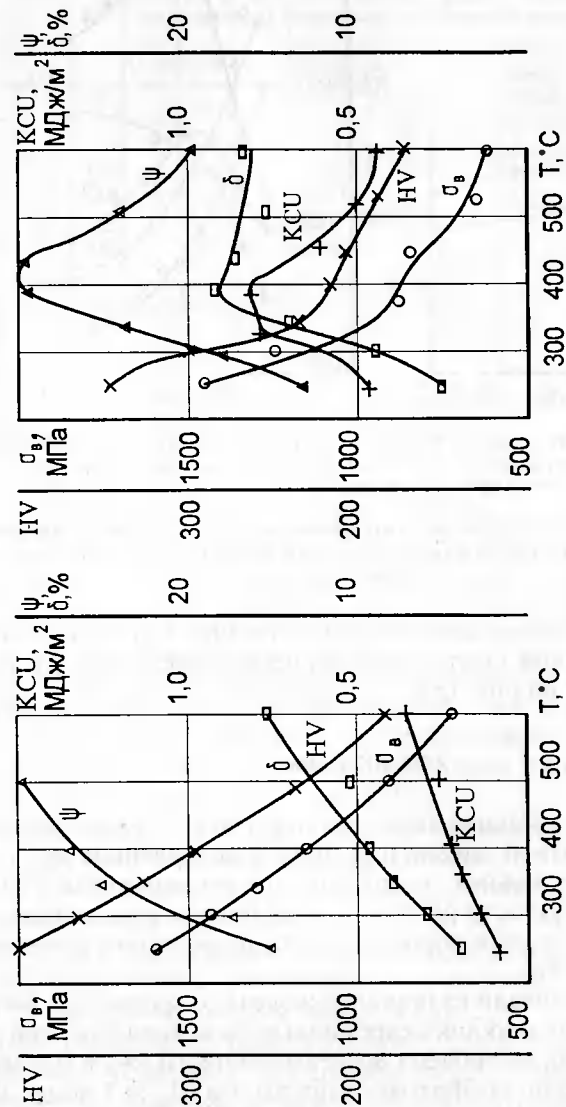


Рис. 155. Влияние температуры отпуска на механические свойства горячештампованной порошковой стали ПК40Н2М

Рис. 156. Влияние температуры изотермической закалки на механические свойства горячештампованной стали ПК40Н2М

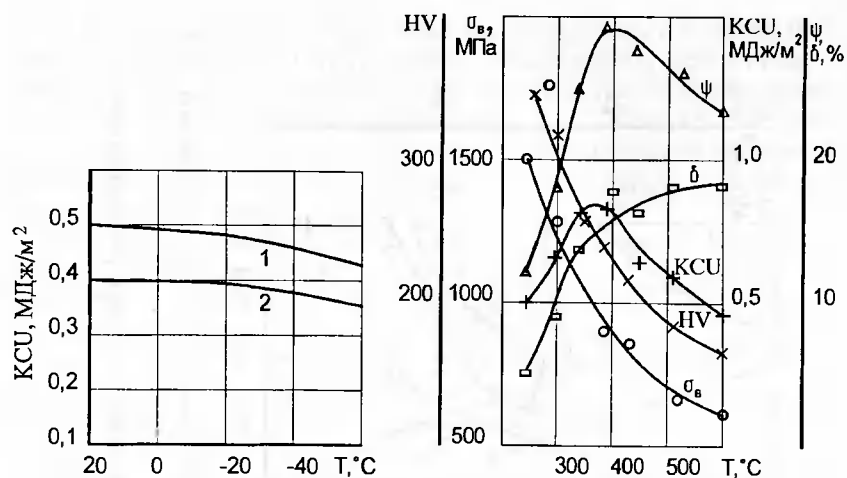


Рис. 157. Зависимость ударной вязкости стали ПК40Н2М после изотермической выдержки при 320 °С от температуры испытания.
1 — температура аустенитизации 910 °С, 2 — то же 850 °С

Рис. 158. Влияние температуры изотермической выдержки на механические свойства горячештампованной стали ПК40Н2М после изотермической обработки

ческую закалку по методике, описанной выше. Результаты механических испытаний после изотермической закалки в расплаве солей приведены на рис. 158.

2.8.4. ПК35Н4М

Для получения минимальной пористости материала образцы из поликомпонентной шихты формовали двукратным прессованием с промежуточными отжигами при температурах 850 °С. Степень неоднородности распределения никеля и молибдена реализована при спекании образцов стали по режимам различной продолжительности.

Сталь изготавливали из порошка железа со средним размером частиц $d_{cp} = 52$ мкм, порошка карбонильного никеля (средний размер частиц 6 мкм), молибдена восстановленного ($d_{cp} = 0,9$ мкм), сухого коллоидально-графитового препарата ($d_{cp} = 1$ мкм). Данные о пористости, химической неоднородности и режимах спекания порошковых сталей приведены в табл. 39.

Таблица 39

Режимы изготовления, состав, пористость и химическая неоднородность порошковых никель-молибденовых сталей

Время спекания, ч	Химический состав сталей, мас. %				Пористость, %	V_{Ni}^{**}	V_{Mo}^{**}
	$C_{общ}$	$C_{мо}$	Ni	Mo			
0,5	0,40	0,030	4,00	0,45	15,6	118	68
1*	0,33	0,010	4,01	0,48	15,0	60	42
2	0,34	0,010	4,013	0,45	13,5	47	40
4*	0,33	0,010	4,11	0,50	10,2	36	34
8	0,25	0,010	4,00	0,49	10,5	25	20

* Сталь, для которой построены диаграммы распада аустенита.

** Коэффициент вариации концентрации.

Таблица 40

Критические точки стали ПК35Н4М

Длительность, режима спекания, ч	A_{c1}	A_{c3}	M_n
	T, °C		
0,5	610	820	150
1	630	830	200
2	640	800	220
4	650	760	230

Температура критических точек зависела от полноты растворения никеля. В табл. 40 представлены критические точки стали ПК35Н4М, спеченной при температуре 1200 °С. Диаграммы изотермического распада аустенита порошковой стали ПК35Н4М изображены на рис. 159.

Легирование никелевых сталей молибденом в количестве 0,5 % резко изменяет форму кривых изотермических диаграмм — появляются два максимума скорости распада. Гомогенизация никель-молибденовой стали значительно уменьшает скорость и степень распада (см. рис. 159, б). Инкубационный период (5 %-я степень превращения) увеличивается приблизительно от 1 до 6 с в перлитной области и от 5 до 10 с в бейнитной.

Превращение аустенита в промежуточной области не заканчивается полностью, о чем свидетельствуют данные высокотемпературной рентгенографии стали после охлаждения ее со скоростью 0,15—0,25 °С/с. Практически отсутствует изменение количества остаточного аустенита в интервале температур 450—

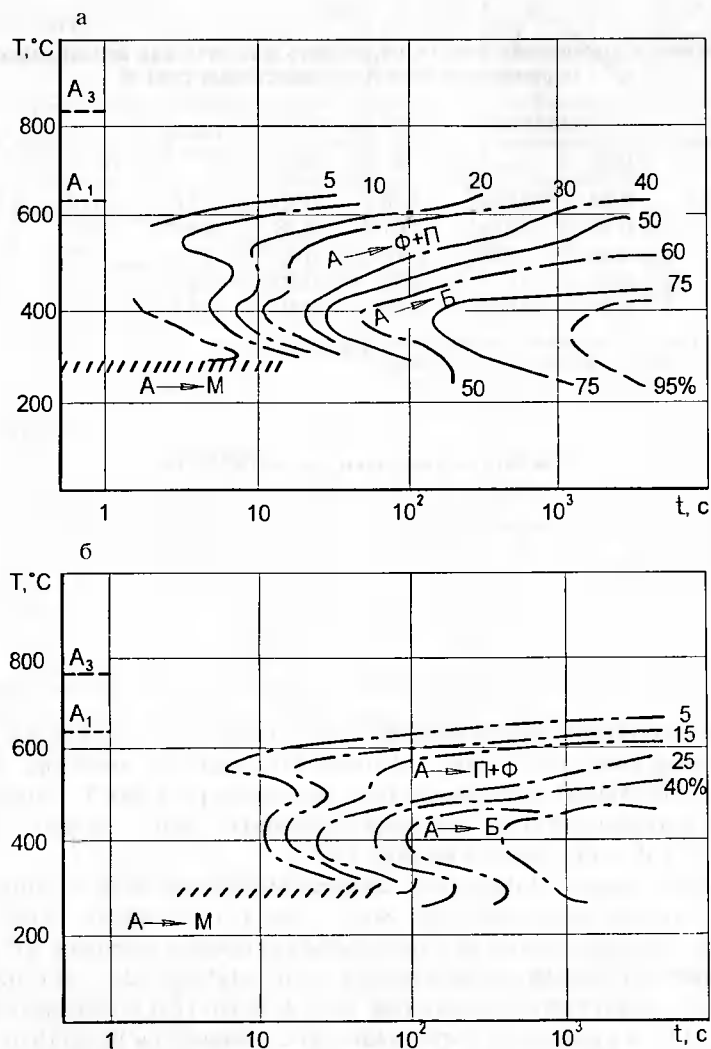


Рис. 159. Диаграммы изотермического распада аустенита стали ПК35Н4М в зависимости от продолжительности спекания ($t_{\text{сп}}$).
а — $t_{\text{сп}} = 1$ ч, б — $t_{\text{сп}} = 4$ ч

200 °С у стали с высокой неоднородностью распределения легирующих элементов. В стали, спеченной в течение 4 ч, распад аустенита по бейнитному механизму происходит до температуры 300 °С.

С увеличением полноты растворения легирующих элементов относительная доля феррито-перлита уменьшается с 50—52 до 5—7 %. Количество бейнита увеличивается с 30 до 70 %, доля мартенсита возрастает с 13—15 до 18—20 % (4-часовое спекание).

Структура стали ПК35Н4М плотностью 6,8—6,9 г/см³, спеченной по режиму $T_{\text{нагр}} = 1200$ °С, $t = 4$ ч, обеспечивает высокий уровень механических свойств: $\sigma_n = 900$ МПа, $\delta = 2$ %. Максимальный уровень предела прочности получен после дополнительного отпуска при температуре 300 ± 50 °С.

2.8.5. ПК50Н4М [98]

Для получения минимальной пористости материала образцы из поликомпонентной шихты формовали двукратным прессованием с промежуточными отжигами при температуре 850 °С. Степень неоднородности распределения никеля и молибдена реализована при спекании образцов стали по режимам различной продолжительности.

Сталь изготавливали из порошка железа со средним размером частиц $d_{\text{cp}} = 52$ мкм, порошка карбонильного никеля (средний размер частиц 6 мкм), восстановленного молибдена ($d_{\text{cp}} = 0,9$ мкм), сухого коллоидально-графитового препарата ($d_{\text{cp}} = 1$ мкм).

На рис. 160 представлены кинетические кривые распада аустенита при температуре 570 °С, полученные методом высоко-

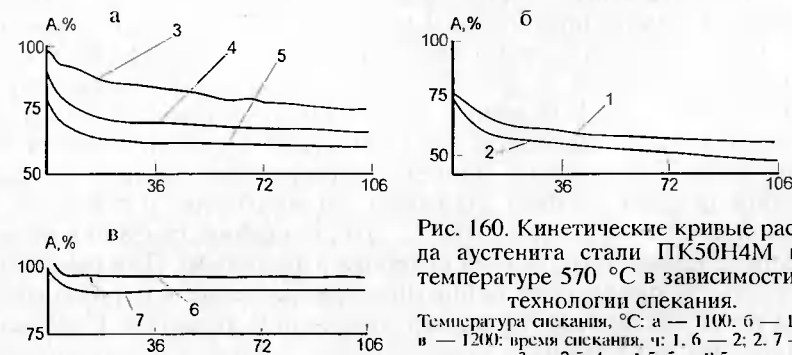


Рис. 160. Кинетические кривые распада аустенита стали ПК50Н4М при температуре 570 °С в зависимости от технологии спекания.
Температура спекания, °С: а — 1100; б — 1150, в — 1200; время спекания, ч: 1. 6 — 2; 2. 7 — 1; 3 — 2,5; 4 — 1,5; 5 — 0,5

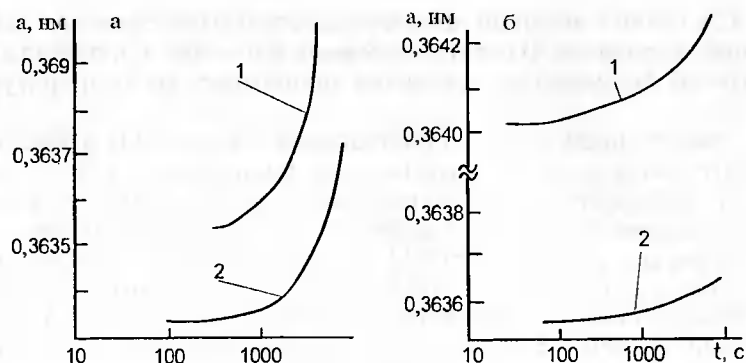


Рис. 161. Изменение периода решетки аустенита стали ПК50Н4М в процессе изотермического распада при температуре 570 °С.
Температура спекания: а — 1100 °С, б — 1200 °С; время спекания: 1 — 2 ч, 2 — 1 ч

температурной рентгенографии. Видно, что с увеличением времени выдержки при спекании аустенит распадается меньше.

Это можно объяснить тем, что с увеличением продолжительности спекания аустенит становится однороднее, а значит, устойчивее. Проанализируем кинетические кривые для различных режимов спекания. При фиксированном времени с повышением температуры спекания количество распавшегося аустенита уменьшается. С увеличением продолжительности спекания при одной температуре количество распавшегося аустенита также уменьшается. Все это хорошо согласуется с представлением о том, что чем неоднороднее аустенит, тем легче он распадается, и наоборот.

Распад аустенита может сопровождаться изменением его состава или перераспределением углерода и легирующих элементов. В связи с этим изучено изменение периода кристаллической решетки аустенита в процессе его распада при температуре 570 °С (рис. 161). Как видно, период кристаллической решетки аустенита стали, спеченной при 1100 и 1200 °С, увеличивается по мере распада аустенита, причем наиболее существенно на последних стадиях распада. Активнее он возрастает у стали, спеченной при температуре 1100 °С. Это, очевидно, связано с перераспределением содержания углерода в аустените. При температуре 570 °С происходит бейнитное превращение в первую очередь в тех местах, где понижено содержание углерода. Следовательно, по мере распада концентрация углерода в оставшемся

Таблица 41

Инкубационный период 2 %-го распада аустенита стали ПК50Н4М при температуре 550 °С в зависимости от режимов спекания

Режим спекания		Инкубационный период, с	Режим спекания		Инкубационный период, с
T, °С	t, ч		T, °С	t, ч	
1100	1	1	1150	2,5	Нет распада
1100	2	2	1200	1	
1150	0,5	4	1200	2	
1150	1,5	7			46,5

аустените возрастает, что и приводит к увеличению периода кристаллической решетки. Поскольку аустенит стали, спеченной при температуре 1100 °С, менее устойчив, так как менее однороден, то и распад идет активнее, чем и объясняется ускоренный рост периода решетки.

На рис. 162—164 представлены диаграммы изотермического распада аустенита стали. С повышением температуры и увеличением продолжительности спекания возрастает инкубационный период распада аустенита. С-образные кривые, соответствующие определенной мере распада, смещаются вправо. Причем наиболее существенно растет устойчивость аустенита в перлитной области. Для сталей, спеченных при температурах 1150 °С в течение 1,5 ч и 1200 °С — 2 ч, перлитный распад не зафиксирован в исследованном диапазоне изотермической выдержки.

Из анализа диаграмм следует, что по мере повышения температуры и продолжительности спекания понижается температура минимальной устойчивости аустенита в бейнитной области. Все эти закономерности объясняются уменьшением количества дефектов, ростом однородности аустенита. Более подробный анализ С-образных кривых с учетом данных, полученных в дополнительных экспериментах, позволил сделать вывод об инкубационном периоде в зависимости от режимов спекания (табл. 41).

Прослеживается определенная зависимость этих периодов: чем больше время и температура спекания, тем больше инкубационный период. Причем при спекании в режиме 1150 °С в течение 2,5 ч распад аустенита вообще не начинается, что связано с его высокой устойчивостью и максимальной однородностью (минимальные значения КВК по никелю и молибдену). После спекания в структуре такой стали отмечается максимальное количество мартенсита.

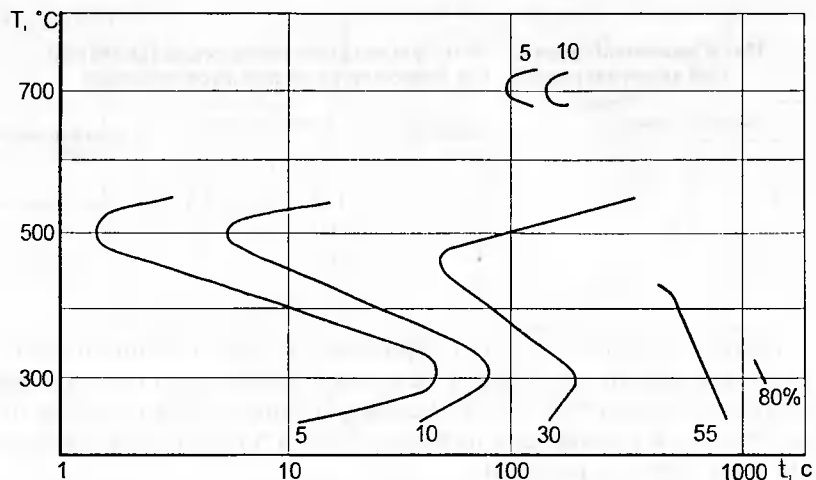


Рис. 162. Диаграмма изотермического распада аустенита стали ПК50Н4М, спеченной при температуре 1100 °С в течение 1 ч (цифры у кривых — процент распада)

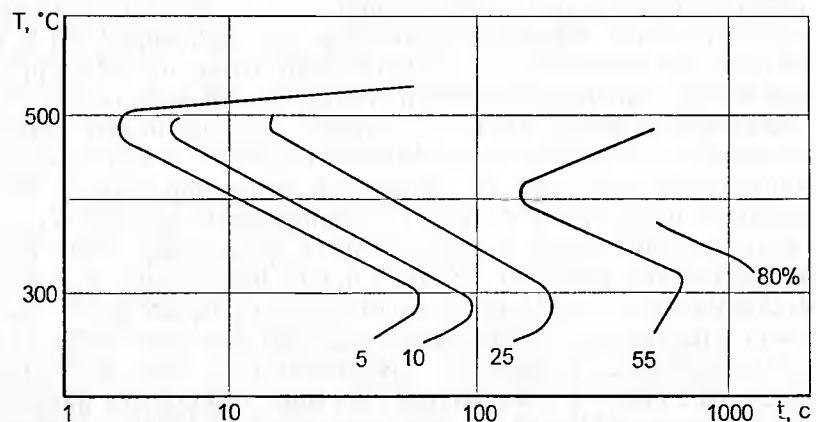


Рис. 163. Диаграмма изотермического распада аустенита стали ПК50Н4М, спеченной при температуре 1150 °С в течение 1,5 ч

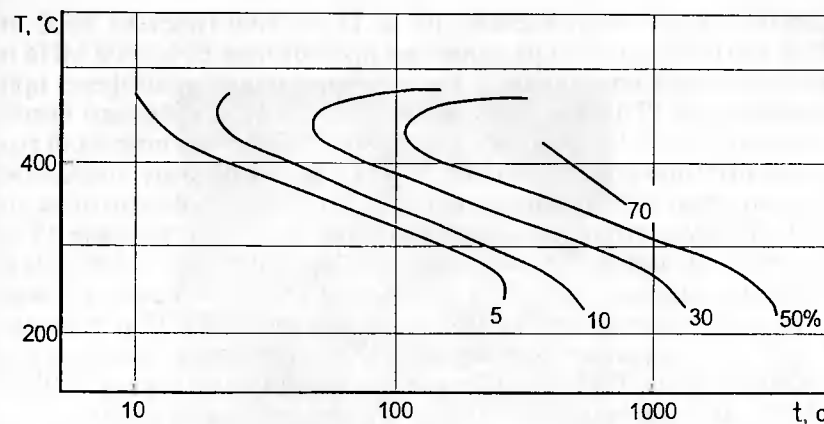


Рис. 164. Диаграмма изотермического распада аустенита стали ПК50Н4М, спеченной при температуре 1200 °С в течение 2 ч

Данные об изменении инкубационного периода подтверждают тот факт, что повышение температуры и продолжительности спекания увеличивает однородность стали и уменьшает уровень ее дефектности.

2.9. ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ

2.9.1. ПК40ХН [18]

Стали изготавливали механическим смешиванием железного порошка марки ПЖ2М2, порошков никеля, хрома и молибдена, а также карандашного графита. В качестве связки использовали стеарат цинка. Максимальные размеры частиц железного порошка 160 мкм, легирующих элементов — 40 мкм. Шихту смешивали в конусном смесителе вместимостью 15 л в течение 1,44—10⁴ с. Для определения химического состава и качества смешивания отбирали пять проб. Шихту считали годной, если отклонение химического состава по углероду и легирующим элементам не превышало ±5 %.

Опытные образцы порошковых сталей получали однократным прессованием и спеканием, а также горячей штамповкой. Плотность (пористость) образцов после спекания определили гидростатическим и магнитным методами [15]. Образцы порош-

ковых сталей пористостью 10 и 17 % (плотностью 6500 и 7000 кг/м³) получали при давлении прессования 600—700 МПа и последующим спеканием в восстановительной атмосфере при температуре 1250 °С в течение $(10,8—21,6) \cdot 10^3$ с. Образцы пористостью 0,5—3,0 % (плотностью 7600—7800 кг/м³) получали горячей штамповкой спеченных по указанному режиму прессовок пористостью 17 % (плотностью 6500 МПа). Нагрев заготовок до 1150 °С осуществляли токами высокой частоты в течение 15 с. Горячую штамповку проводили при давлении 800—1000 МПа. После штамповки заготовки охлаждали в масле. Образцы отжигали в атмосфере аргона при температуре 1100 °С в течение $7,2 \cdot 10^3$ с. Содержание кислорода в образцах после спекания составляло 0,11—0,15 %, а после штамповки и отжига 0,05—0,12 %. Действительный размер аустенитного зерна у всех исследованных сталей соответствовал 8—9 баллам шкалы ГОСТ 5639—65. Химический состав стали следующий, мас. %: С — 0,39—0,43, Mn — 0,65—0,70, Si — 0,5—0,7, Cr — 0,85—0,95, Ni — 0,80—1,2, S — 0,05, P — 0,05, O₂ — 0,25.

Структура стали ПК40ХН после спекания и штамповки изображена на рис. 165. Критические точки приведены в табл. 42, структурные составляющие и твердости сталей — в табл. 43.

Для порошковой стали пористостью 17 % критическая точка M_n составляет 350 °С. При скорости охлаждения 500—300 °С/с аустенит претерпевает мартенситное превращение.

Уменьшение скорости охлаждения до 150 °С/с приводит к образованию троостито-мартенситной структуры, причем точка M_n понижается до 340 °С. Дальнейшее уменьшение скорости охлаждения до 100 °С/с приводит к расширению интервала промежуточного превращения до 590—330 °С/с, еще большему снижению точки M_n и появлению в структуре стали небольшого количества остаточного аустенита.

При охлаждении со скоростью 60 °С/с появляется избыточный феррит, предшествующий образованию сорбита, троостита и небольшого количества мартенсита. Охлаждение со скоростью 10—2 °С/с приводит к образованию феррито-перлитной структуры (рис. 166, 167).

Уменьшение пористости стали до 10 % снижает точки M_n до 330 °С. При скорости охлаждения 500—200 °С/с аустенит превращается только по типу третьей ступени и сталь приобретает мартенситную структуру. При уменьшении скорости охлаждения до 100 °С/с в интервале 530—320 °С наблюдается превраще-

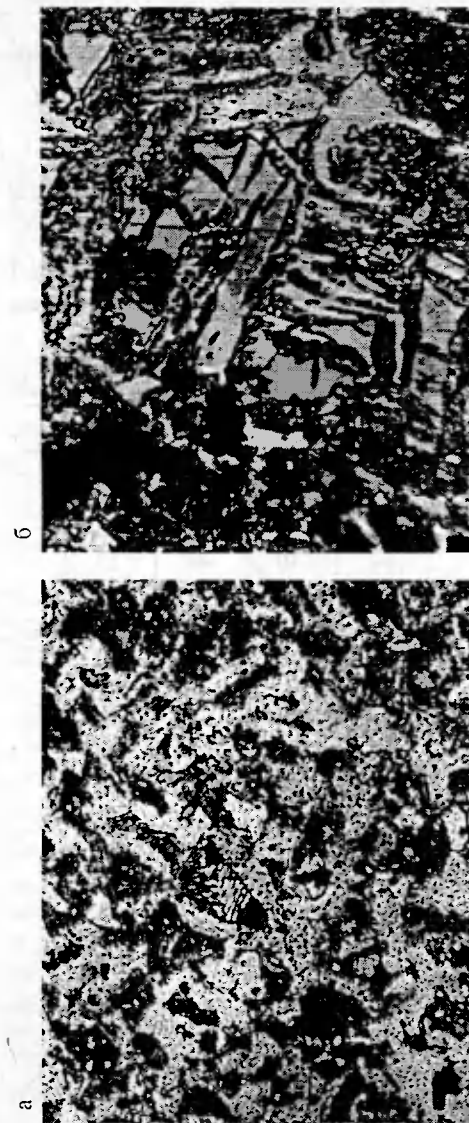


Рис. 165. Микроструктура стали ПК40ХН ($\times 500$).
а — после спекания (пористость 17 %), б — после горячей штамповки

Таблица 42

Критические точки стали ПК40ХН [18, 57, 99]

Плотность, кг/м ³ Пористость, %	Температура, °С		
	Ac ₁	Ac ₃	M _n
7580/0,5	727	792	306
7034/10	730	775	330
6490/17	727	770	350

Таблица 43

Влияние скорости охлаждения на структуру и твердость стали ПК40ХН с различной пористостью

Пористость, %	V _{охла} , °С/с	Структурные составляющие, %						Твердость HV
		Ф	П	С	Т	М	A _{ост}	
3	500	—	—	—	—	100	—	578
	100	—	—	—	—	100	—	555
	60	—	—	—	25	70	5	460
	20	—	—	40	40	13	7	302
	10	30	—	70	—	—	—	207
	2	40	60	—	—	—	—	187
10	500	—	—	—	—	100	—	532
	200	—	—	—	—	100	—	512
	100	—	—	—	40	60	—	430
	60	5	—	25	55	20	—	375
	10	40	60	—	—	—	—	179
	2	50	50	—	—	—	—	129
17	500	—	—	—	—	100	—	375
	300	—	—	—	—	100	—	352
	150	10	—	—	15	85	—	303
	100	—	—	—	45	50	5	286
	60	10	—	40	35	15	—	248
	10	30	60	—	—	—	—	134
	2	50	50	—	—	—	—	109

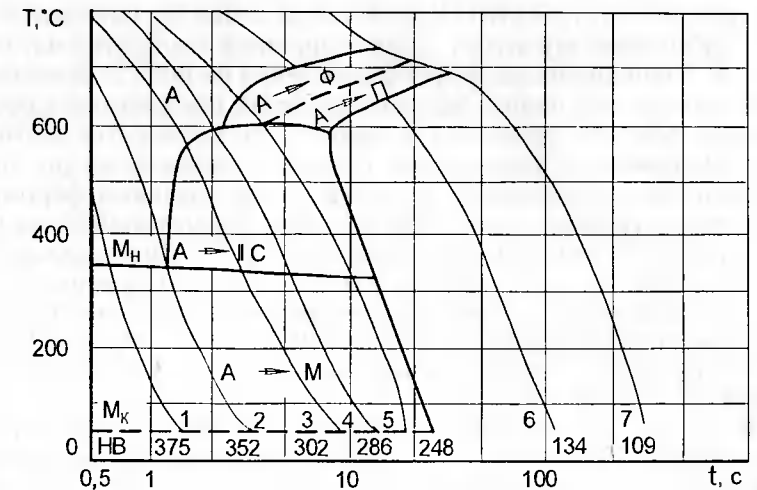


Рис. 166. Термокинетическая диаграмма стали ПК40ХН (пористость 17 %)

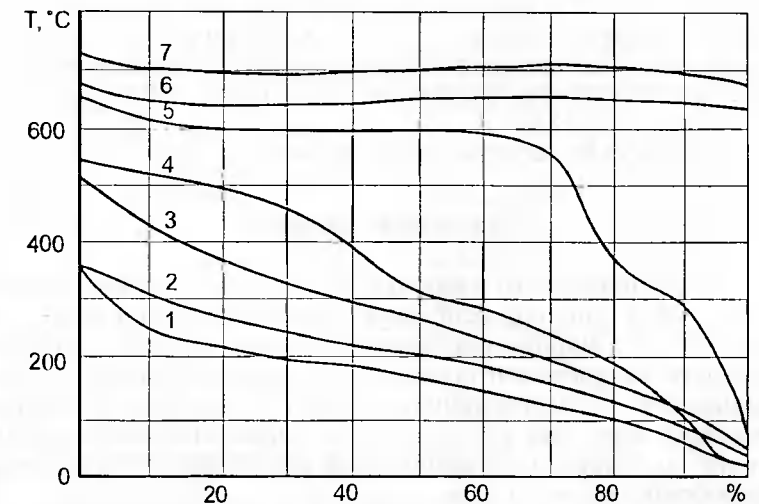


Рис. 167. Зависимость между объемом превращенного аустенита и температурой распада в стали ПК40ХН пористостью 17 % (цифры у кривых соответствуют кривым охлаждения термокинетической диаграммы)

ние аустенита в троостит. Критическая точка M_n снижается на 10°C . Конечная структура стали становится троостито-мартенситной. Уменьшение скорости охлаждения до 60°C/s вызывает выделение избыточного феррита, который предшествует образованию сорбита, троостита и небольшого количества мартенсита. Дальнейшее уменьшение скорости охлаждения до $10\text{—}2^\circ\text{C/s}$ приводит к распаду аустенита с образованием феррито-перлитной структуры (рис. 168, 169). Для порошковой стали пористостью 3 % точка M_n понижается до 306°C . При охлаждении этой стали со скоростью $500\text{—}100^\circ\text{C/s}$ аустенит превращается по третьей ступени и сталь приобретает мартенситную структуру. При охлаждении со скоростью 60°C/s в интервале $500\text{—}280^\circ\text{C}$ происходит превращение аустенита в бейнит, точка M_n понижается на 26°C .

В структуре стали после охлаждения кроме троостита и мартенсита присутствует остаточный аустенит. С уменьшением скорости охлаждения до 20°C/s расширяется интервал промежуточного превращения ($550\text{—}260^\circ\text{C}$), что приводит к дальнейшему снижению точки M_n и увеличению объема остаточного аустенита в структуре стали. Снижение скорости охлаждения до $10\text{—}2^\circ\text{C/s}$ вызывает распад аустенита по типу первой ступени, и структура стали после охлаждения — феррито-сорбитная либо феррито-перлитная (рис. 170, 171). Количественные характеристики прокаливаемости стали ПК40ХН приведены в табл. 44 [18].

Механические свойства стали приведены в табл. 45.

2.9.2. ПК150ХН, ПК150Х2Н

В промышленности наиболее развитых в техническом отношении стран широко используют псевдосплавы сталь—медь [100, 101]. У инфильтрированных медью сталей возрастают прочность, вязкость и износостойкость при создании структуры с большой долей метастабильного аустенита. Получение такой структуры возможно в результате обоснованного выбора химического состава, концентрационной неоднородности и режима термообработки материала.

Изучение распада переохлажденного аустенита порошковых хромоникелевых сталей и псевдосплавов хромоникелевая сталь—медь направлено на оптимизацию технологий получения материалов с метастабильной структурной составляющей.

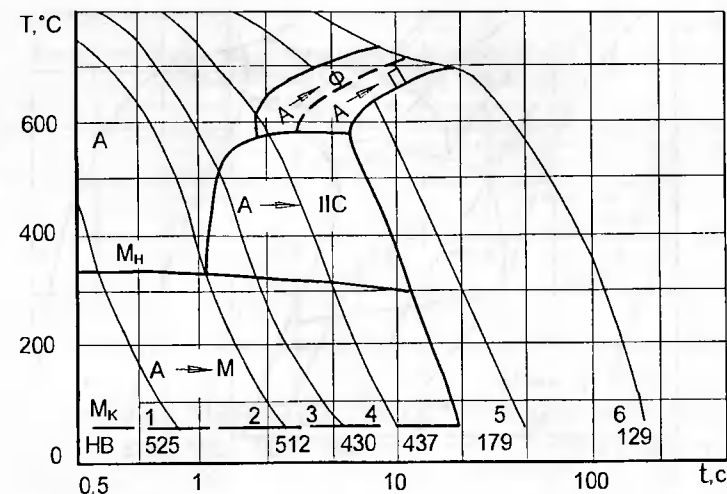


Рис. 168. Термокинетическая диаграмма стали ПК40ХН (пористость 10 %)

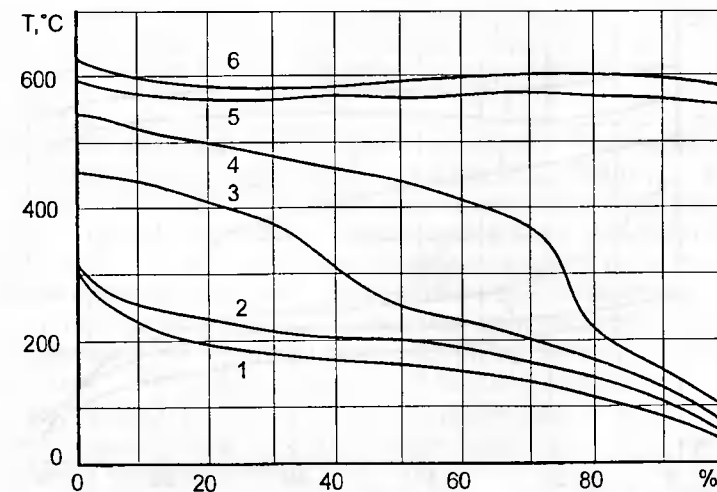


Рис. 169. Зависимость между объемом превращенного аустенита и температурой распада в стали ПК40ХН пористостью 10 % (цифры у кривых соответствуют кривым охлаждения термокинетической диаграммы)

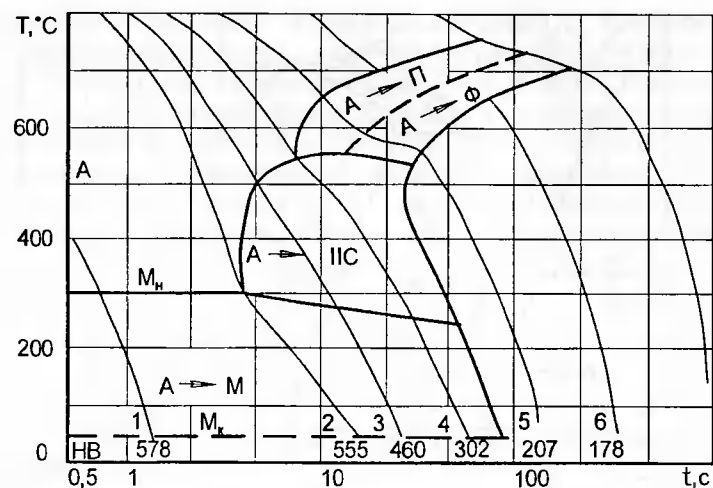


Рис. 170. Термокинетическая диаграмма стали ПК40ХН (пористость 3 %)

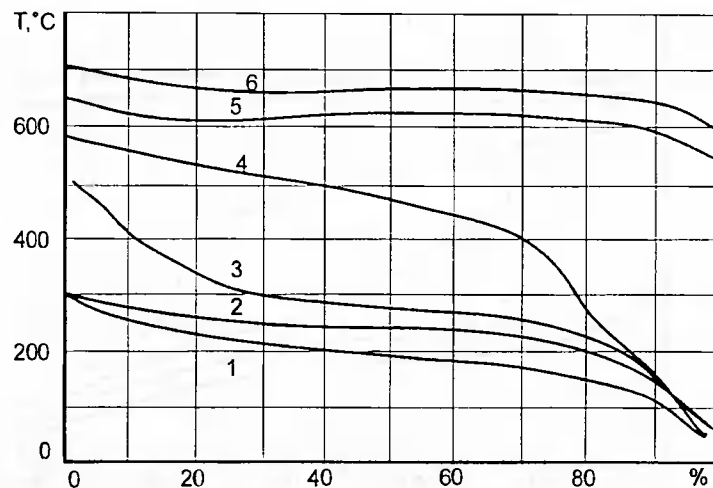


Рис. 171. Зависимость между объемом превращенного аустенита и температурой распада в стали ПК40ХН пористостью 3 % (цифры у кривых соответствуют кривым охлаждения термокинетической диаграммы)

Таблица 44
Количественные характеристики прокаливаемости порошковой стали ПК40ХН с различной пористостью

Пористость, %	Расстояние от торца до зоны мартенсита, мм		Критический диаметр D_k , соответствующий заданному количеству мартенсита при закалке, мм			
			В воде		В масле	
	100 %	50 %	100 %	50 %	100 %	50 %
17	1,5	2,5	10	15	—	8
10	2,0	4,5	15	25	—	10
3	4,0	7,0	25	35	10	20

Таблица 45
Механические свойства стали ПК40ХН после закалки и отпуска

Пористость, %	$T_{отп}$, °C	Механические свойства					
		HV	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU-10, МДж/м ²	KCU-10, МДж/м ²
17	180—220	332—351	780—820	—	—	1,0—1,4	—
10	200—250	418—444	1120—1160	—	—	1,0—1,4	—
0,5	200—250	460—495	1550—1570	1—3	3—7	—	0,8—1,0
	400—450	351—375	1250—1360	6—8	13—15	—	1,2—1,4
	600—650	235—262	910—950	10—12	20—23	—	1,9—2,2

Образцы получали смешиванием шихты, содержащей 1—2 % порошка хрома марки ПХ—1М и 0,6—1,2 % порошка никеля марки ПНК—ОТ4. Другой вариант введения хрома и никеля — применение порошка нержавеющей стали ПХ18Н15 (10 и 5 мас. %), коллоидально-графитового препарата марки С-1 (1,5 %) и порошка железа марки ПЖР 3.200.28. Шихту прессовали в закрытых стальных прессформах при давлении 650 МПа. Спекание проводили в атмосфере водорода с точкой росы -30°C по режиму 1150 °C, 4 ч, совмещающая спекание с пропиткой медью.

С-кривые всех изученных сталей имеют два максимума скорости распада аустенита, соответствующие перлитному и промежуточному превращениям.

Максимум перлитного превращения стали ПК150ХН соответствует температуре 550 °C, инкубационный период (10 % превращения) составляет 6 с для стали с остаточной пористостью 12 %, превращение заканчивается полностью при изотермической выдержке в течение 20 с. Наиболее неустойчив аустенит в

бейнитной области, где задержка развития превращения составляет несколько десятых долей секунды (рис. 172).

Инфильтрация снижает уровень пористости до 3 %, при этом наблюдается сдвиг С-кривых вправо, длительность распада в перлитной области увеличивается до 100 с (рис. 173). Положение кинетических максимумов по температурной оси остается неизменным.

Сравнение диаграмм распада переохлажденного аустенита порошковых сталей, полученных различными способами (рис. 172—177), показало, что инфильтрация резко замедляет γ — α -превращение независимо от способа введения никеля и хрома. Медь образует с железом ограниченные твердые растворы. На диаграммах изотермического распада литых сталей [1] медь незначительно влияет на положение С-образных кривых, а в порошковых медьсодержащих сталях распад аустенита замедляется за счет заполнения пор медью [102]. Существенное замедление начала фазового перехода в перлитной и бейнитной областях обусловлено не только заполнением пор медью. Значения неоднородности распределения легирующих элементов в инфильтрованных сплавах были в два-три раза ниже по сравнению с не пропитанными медью сталями (табл. 45).

Для оценки вклада пористости в ускорение распада переохлажденного аустенита воспользуемся соотношением:

$$\frac{t_i}{t_j} = \left[\frac{\Delta T_{mj}}{\Delta T_{mi}} \right]^{2.4}, \quad (18)$$

где t_i , t_j и ΔT_{mi} , ΔT_{mj} — инкубационный период и разность между A_1 и температурой минимальной устойчивости аустенита в t_m соответственно.

В качестве эталона для разделения вклада пористости и концентрационной неоднородности использовали порошковую сталь ПК50ХЗНМ [55], полученную по близкой технологической схеме и в равных интервалах изменения пористости, но без пропитки медью. Значения инкубационного периода представлены в табл. 47. Расчеты проведены для стали ПК150Х2Н, имеющей достаточно продолжительный инкубационный период, поскольку с ускорением распада возрастает погрешность определения t . Двукратное улучшение однородности распределения никеля только за счет способа легирования при близких значениях пористости позволяет вдвое увеличить инкубационный пе-

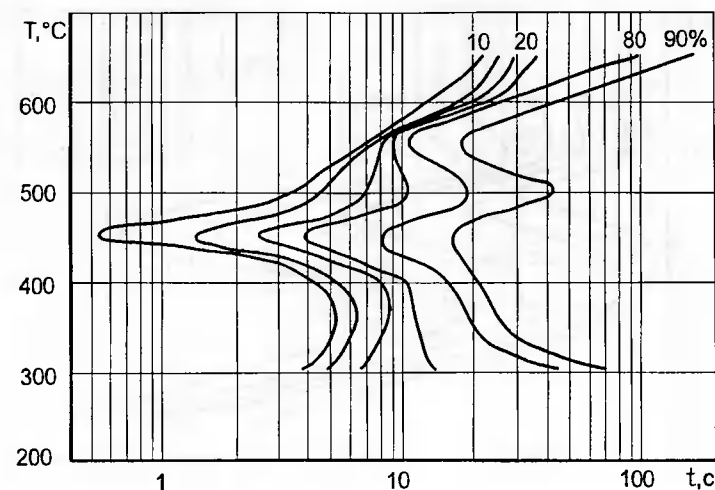


Рис. 172. Изотермический распад переохлажденного аустенита инфильтрованной стали ПК150ХН (поликомпонентная шихта, режим спекания 1150 °С, 4 ч)

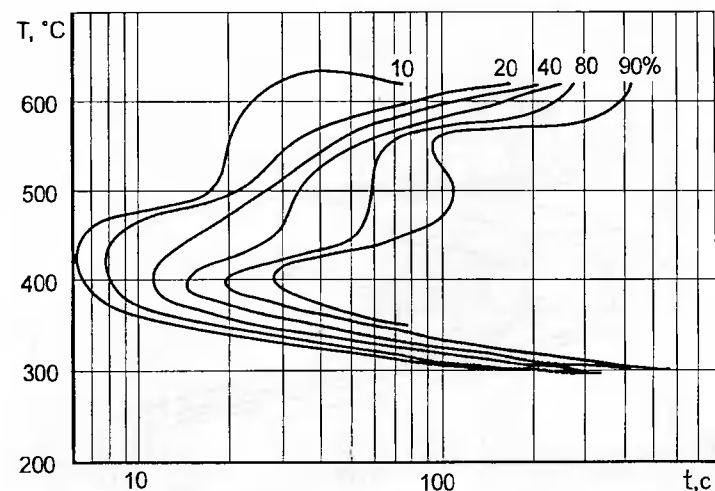


Рис. 173. Изотермический распад переохлажденного аустенита стали ПК150ХН (поликомпонентная шихта, режим спекания 1150 °С, 4 ч)

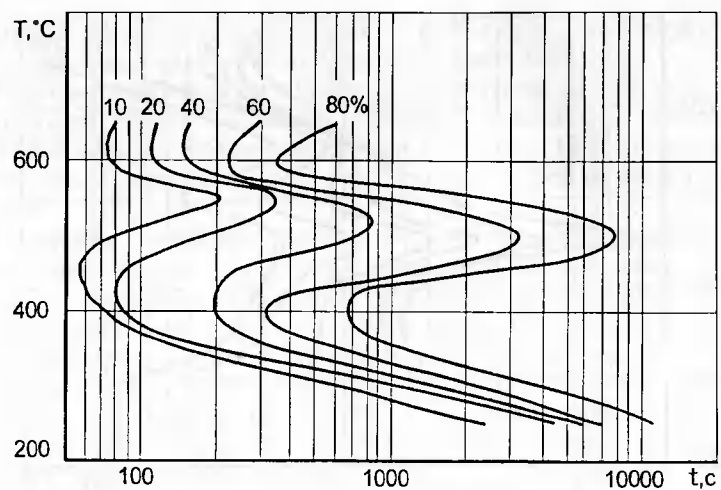


Рис. 174. Изотермический распад переохлажденного аустенита инфильтрированной стали ПК150X2H (с 10 % PX18H15, режим спекания 1150 °C, 4 ч)

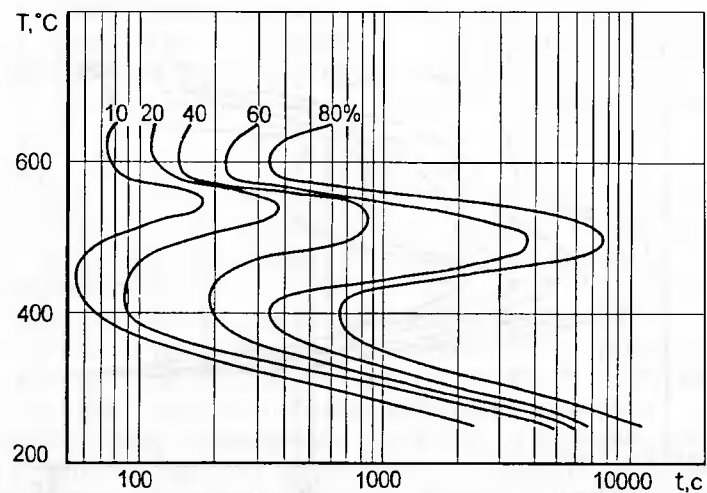


Рис. 175. Изотермический распад переохлажденного аустенита стали ПК150X2H (с 10 % PX18H15, режим спекания 1150 °C, 4 ч)

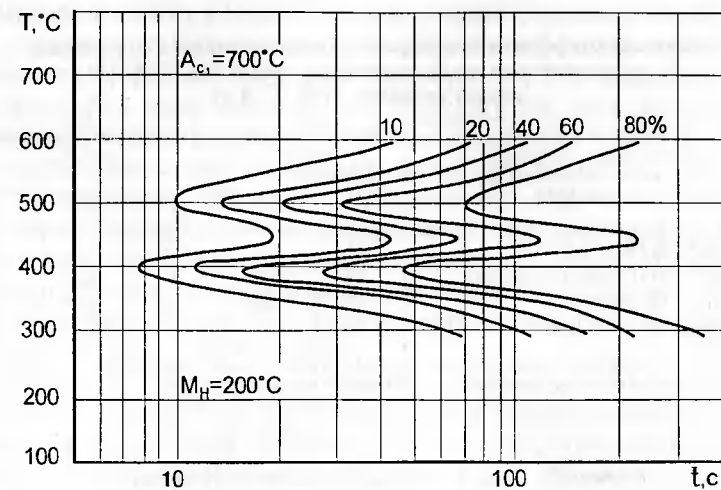


Рис. 176. Изотермический распад переохлажденного аустенита инфильтрированной стали ПК150X2H (поликомпонентная шихта, режим спекания 1150 °C, 4 ч)

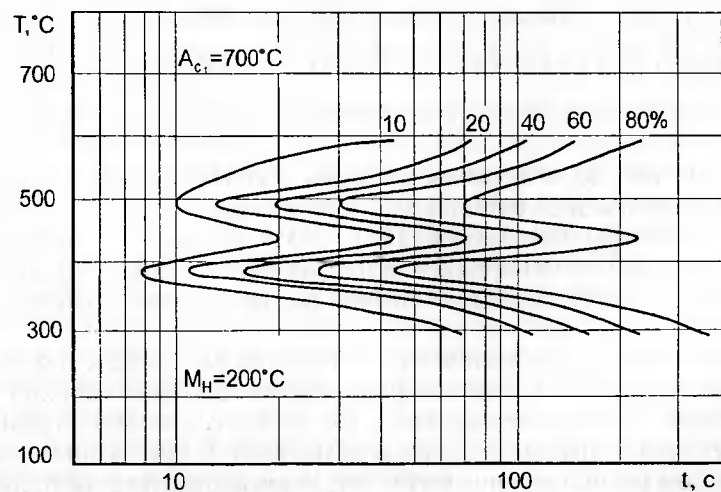


Рис. 177. Изотермический распад переохлажденного аустенита стали ПК150X2H (поликомпонентная шихта, режим спекания 1150 °C, 4 ч)

Таблица 46

Значения коэффициентов вариации концентрации и содержание компонентов в хромоникелевых сталях ПК150Х2Н (режим спекания 1150 °С, 4 ч)

Используемые добавки, содержание инфильтрации на основе меди	Коэффициенты вариации концентрации		Содержание элементов, мас. %		
	V _{Ni}	V _{Cr}	Cr	Ni	Cu
10 % ПХ18Н15 + 10 % Cu	9	17	1,8	1,1	10
10 % ПХ18Н15 без инфильтр.	43	60	20	1,2	—
Порошки Cr, Ni + 8 % Cu	20	20	1,8	1,1	8
Порошки Cr, Ni + 8 % Cu	30	34	0,9	0,5	8

Примечание. Содержание углерода 1,1—1,4 % у всех сплавов. Концентрация никеля и хрома в фазе на основе меди не превышала 0,7 мас. % каждого из элементов.

Таблица 47

Расчетные ($t_{расч}$) и экспериментальные (t) значения инкубационного периода порошковых сталей

Марка стали	Ac ₁ , °C	T _{мин} , °C*	t, с	t _{расч} , с
ПК150Х2Н (10 % ПХ18Н15 + 10 % Cu, П = 6 %)	700	450	55	35
ПК150Х2Н (порошки Cr, Ni + 8 % Cu, П = 8 %)	700	400	10	4

* Температура минимальной устойчивости аустенита.

риод (см. табл. 45, 46). Однако в обоих случаях достигнутая величина t является достаточной для эффективного проведения традиционной термообработки [103]. Столь сильное влияние концентрационной неоднородности на фазовый состав стали диктует необходимость полного описания распределения легирующих элементов.

Для полного статистического описания распределения легирующих элементов кроме коэффициентов вариации необходимо знать еще закон распределения. Во всех случаях гистограммы распределения имели правую асимметрию, в пропитанных медью сталях распределение никеля и хрома соответствовало логарифмически нормальному закону. Без инфильтрации распределение легирующих элементов после указанного режима спекания установленной закономерности не подчиняется [103]. Таким образом, причина благоприятного распределения легирующих

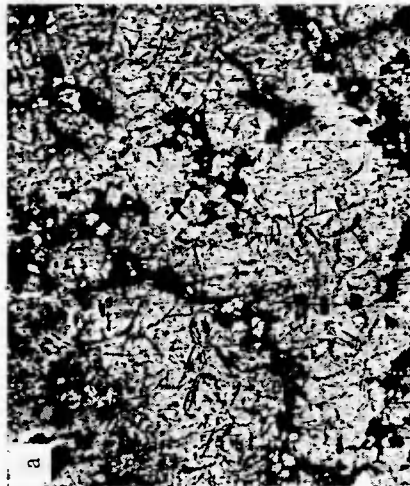
элементов состоит в присутствии на стадии спекания жидкой фазы — результат, который и следовало ожидать, поскольку коэффициент диффузии в жидкости примерно на 3—4 порядка ниже, чем в твердой фазе. Вместе с тем достигнутый уровень концентрационной неоднородности позволяет реализовать метастабильное состояние структуры псевдосплава сталь—медь [103, 104, 65]. Применение частично легированного порошка ПХ18Н15 еще более ускоряет гомогенизацию. Необходимо также отметить согласованное повышение концентрационной однородности распределения никеля и хрома при пропитке (см. табл. 45), несмотря на принципиальное различие диаграмм двойных сплавов систем Cu—Ni и Cu—Cr [105].

Количество аустенита (в том числе метастабильного) в закаленных с одной и той же температуры псевдосплавах сталь—медь зависит главным образом от химического состава и концентрационной неоднородности. Для каждого состава и способа термообработки существует оптимальное распределение легирующих элементов, обеспечивающее максимальную долю γ — α при данном способе нагружения [103]. Микроструктура исследованных сталей представлена на рис. 178 (содержание остаточного аустенита определено рентгеноструктурным анализом нешлифованных поверхностей), микротвердость мартенсита превышала 7000 МПа.

В наиболее концентрационно однородной стали (см. рис. 178, а) доля аустенита — 45 %, в стали, легированной порошками никеля и хрома (см. рис. 178, б), количество остаточного аустенита — 30 %, а в низколегированном поликомпонентном псевдосплаве — 5 % (см. рис. 178, в). Относительно небольшое содержание остаточного аустенита в инфильтрированной стали ПК150Х2Н не отражает возможностей данного материала, поскольку при трении в присутствии абразивно-масляной прослойки у этой стали обнаружены циклические фазовые переходы, а в результате высокотемпературной закалки псевдосплава образуется свыше 50 % метастабильного аустенита [65]. По данным работы [106], для двукратного повышения энергоемкости разрушения достаточно уже 20 % метастабильного аустенита. Выбранный для псевдосплавов сталь—медь уровень концентрационной неоднородности соответствует наибольшим значениям усталостной выносливости и износостойкости [104].



Рис. 178. Микроструктура инфильтрированных закаленных сталей (закалка в масле с температуры 850 °С, $\times 320$). а — ПД-ЖГр1.5Х2Н, легированная 10 % ПХ18Н15; б — ПД-ЖГр1.5Х2Н, легированная порошками Сг (2 %) и Ni (1,2 %); в — ПА-ЖГр1.5ХН, легированная порошками Сг (1 %) и Ni (0,6 %)



Сталь с пористостью 5, 10 и 15 % готовили на основе восстановленного железного порошка ПЖЗМ2 путем механического смешивания компонентов. Образцы с плотностью 7,0 и 6,6 г/см³ получали двусторонним однократным прессованием при давлениях 780 и 590 МПа с промежуточным отжигом в токе водорода при температуре 1000 °С в течение 2 ч и последующим спеканием. Спекание проводили в токе осушенного водорода при температурах 1150—1300 °С с изотермической выдержкой 0,25—8,0 ч. В результате получены образцы с разной степенью химической неоднородности, которую оценивали с помощью коэффициента вариации концентрации (КВК) по методике [108] на основе данных микрорентгеноспектрального анализа. Номинальные значения коэффициента вариации концентрации никеля 10, 30, 50.

В табл. 48 приведены номинальные и фактические значения коэффициентов вариации концентрации легирующих элементов и плотности порошковой стали ПК12ХНЗ.

На диаграммах изотермического распада переохлажденного аустенита стали ПК12ХНЗ можно отметить две области минимальной устойчивости аустенита — перлитную и бейнитную (рис. 179—187). Минимальная устойчивость аустенита в бейнитной области соответствует температуре 400—500 °С, первые продукты распада появляются через 0,5—1,0 с, а после 8—15 с распад приостанавливается, при этом количество распавшегося аустенита составляет 80—90 %, остальной стабилизируется.

С повышением температуры количество стабилизированного аустенита увеличивается. Минимальная устойчивость аустенита в перлитной области соответствует температуре 570—620 °С. Количество стабилизированного аустенита достигает 25 %. Анализируя кинетику распада переохлажденного аустени-

Таблица 48

Фактические значения КВК при номинальных его значениях

Номинальное значение КВК	Плотность материала, г/см ³		
	6,6	7,0	7,5
10	12/12	11/13	11/19
30	31/32	28/33	29/41
50	51/38	51/47	51/58

Примечание. В числителе — КВК_{нр}, в знаменателе — КВК_{ср}.

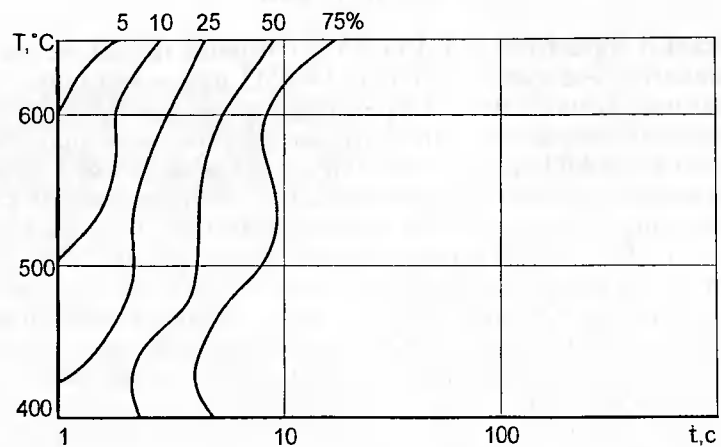


Рис. 179. Диаграммы изотермического распада аустенита порошковой стали ПК12ХНЗ плотностью 7,5 г/см³, KBK_{Ni} = 16

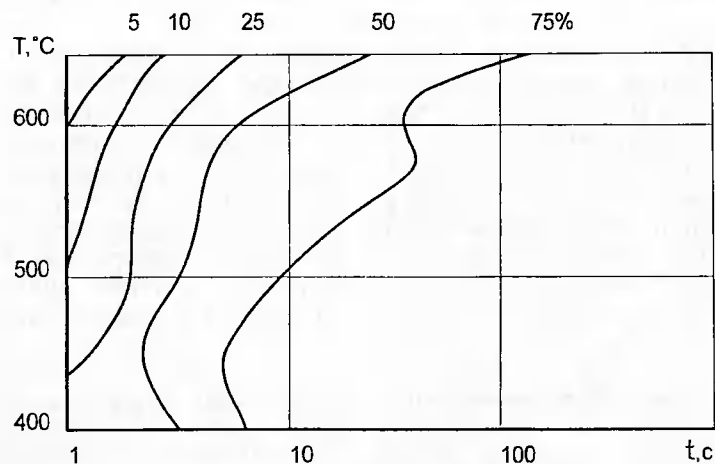


Рис. 180. Диаграммы изотермического распада аустенита порошковой стали ПК12ХНЗ плотностью 7,5 г/см³, KBK_{Ni} = 30

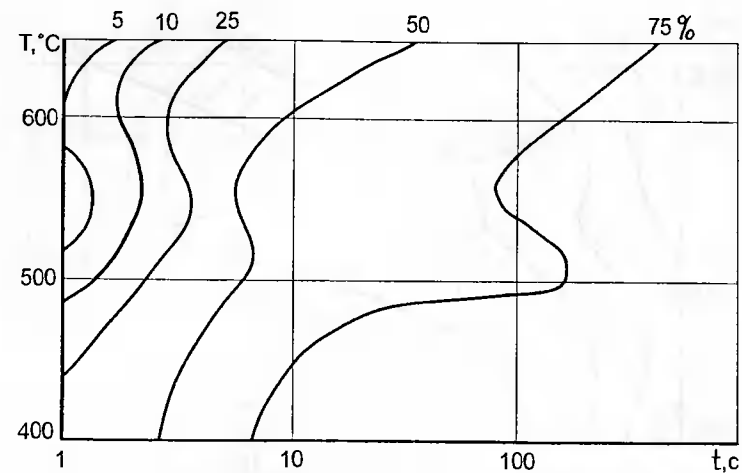


Рис. 181. Диаграммы изотермического распада аустенита порошковой стали ПК12ХНЗ плотностью 7,5 г/см³, KBK_{Ni} = 50

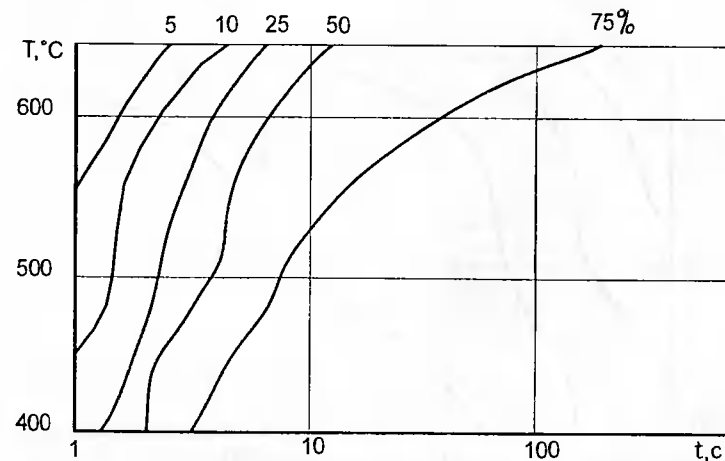


Рис. 182. Диаграммы изотермического распада аустенита порошковой стали ПК12ХНЗ плотностью 7,0 г/см³, KBK_{Ni} = 16

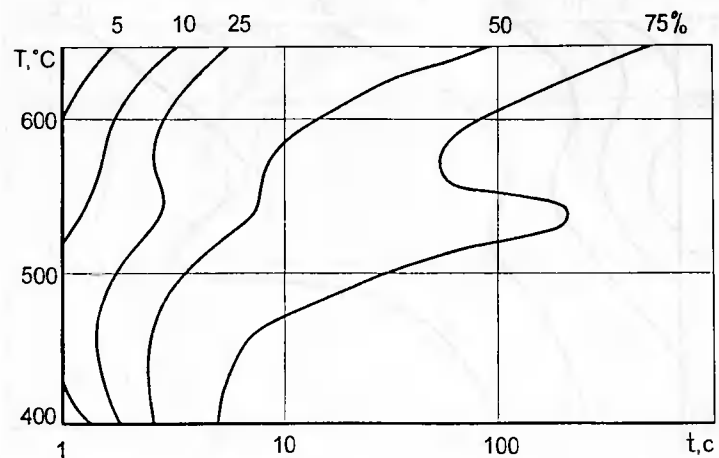


Рис. 183. Диаграммы изотермического распада аустенита порошковой стали ПК12ХН3 плотностью 7,0 г/см³, KV_{Ni} = 30

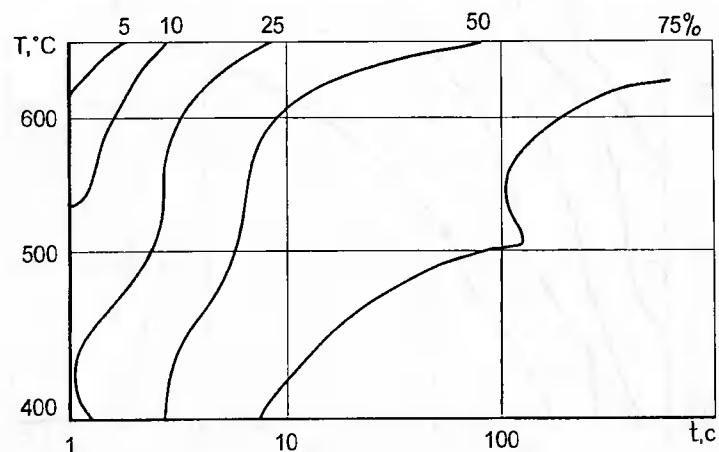


Рис. 184. Диаграммы изотермического распада аустенита порошковой стали ПК12ХН3 плотностью 7,0 г/см³, KV_{Ni} = 50

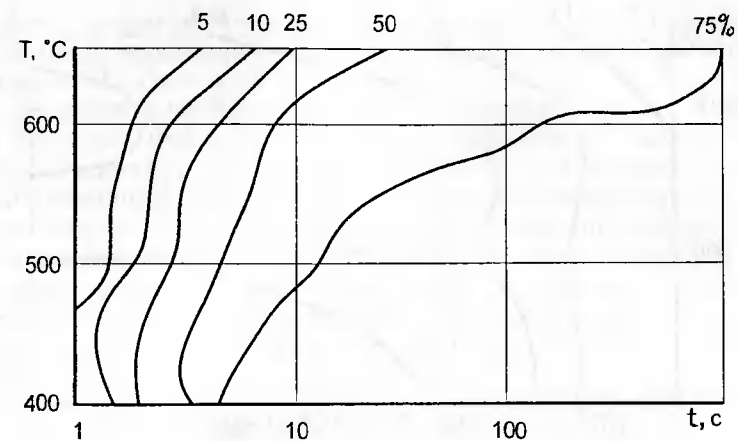


Рис. 185. Диаграммы изотермического распада аустенита порошковой стали ПК12ХН3 плотностью 6,6 г/см³, KV_{Ni} = 16

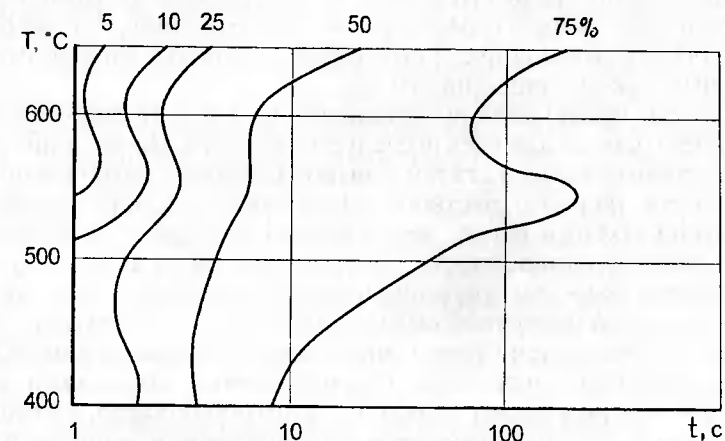


Рис. 186. Диаграммы изотермического распада аустенита порошковой стали ПК12ХН3 плотностью 6,6 г/см³, KV_{Ni} = 30

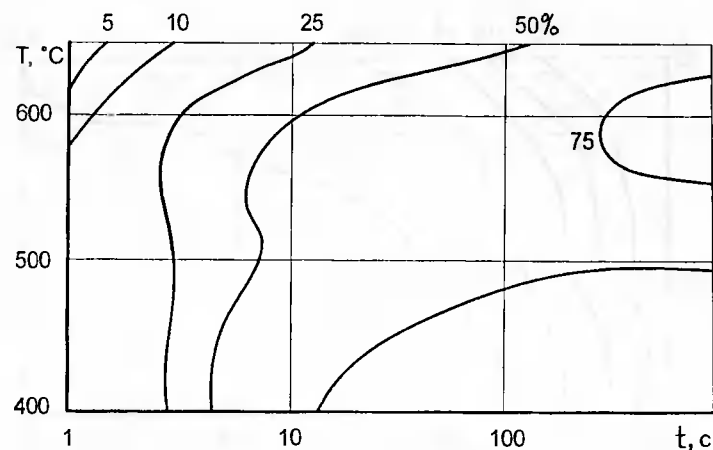


Рис. 187. Диаграммы изотермического распада аустенита порошковой стали ПК12ХНЗ плотностью 6,6 г/см³, КВК_{Ni} = 16

та порошковой стали ПК12ХНЗ в зависимости от химической однородности твердого раствора, можно отметить, что начальная скорость распада аустенита выше у сталей с низкой степенью химической однородности.

По мере протекания превращения $A \rightarrow \Phi + П$ скорость распада уменьшается для всех исследуемых сталей. Замедление распада аустенита выше у сталей с низкой степенью химической однородности твердого раствора. Начальная скорость распада в бейнитной области выше, чем в перлитной, для всех значений химической неоднородности твердого раствора и пористости. Увеличение скорости превращения за счет роста химической неоднородности в бейнитной области выше, чем в перлитной. Это, очевидно, обусловлено тормозящим влиянием никеля при малых переохлаждениях аустенита. С увеличением пористости скорость распада возрастает только в перлитной области, и у сталей с невысокой степенью химической однородности бейнитной области для всех значений химической неоднородности твердого раствора по никелю наблюдается уменьшение скорости распада аустенита. Поэтому наиболее сильное тормозящее влияние хрома на скорость превращения сказывается при больших степенях переохлаждения, т. е. в бейнитной области. Скорость превращения при распаде 50 % аустенита меньше, чем начальная скорость распада. Процесс распада аустенита быстрее затухает в химиче-

ски неоднородном материале, что связано, вероятно, с широким спектром концентраций по легирующим элементам в твердом растворе. По мере увеличения пористости скорость превращения при распаде 50 % аустенита как в перлитной, так и в бейнитной областях для всех значений химической неоднородности твердого раствора по никелю уменьшается, что связано с тормозящим влиянием хрома, который с увеличением пористости лучше растворяется. С повышением степени гомогенности твердого раствора порошковой стали ПК12ХНЗ границы между перлитной и бейнитной областями сливаются и диаграммы распада переохлажденного аустенита приближаются по своему виду к диаграмме распада литой стали того же состава.

2.10. ХРОМОМОЛИБДЕНОВЫЕ СТАЛИ

2.10.1. ПК35ХМ [109]

Для приготовления исследуемых образцов были использованы порошки: распыленный железный; легированный, полученный распылением (Fe — 1 %, Cr — 0,2 %, Mo); карбида хрома Cr_3C_2 ; карбида молибдена Mo_2C ; природного графита. Для исследования влияния способа введения молибдена на характер превращений в стали и на ее механические свойства использованы различные варианты приготовления смесей (табл. 49). В смеси СМ—А был использован предварительно легированный порошок. Смесей СМ—М и СМ—С приготавливались с добавлением порошков молибдена и карбида молибдена соответственно. Образцы, спрессованные при давлении 588—608 МПа, спекали в вакууме (10^{-2} Па) при температуре 1200 °С в течение одного часа.

Таблица 49

Физико-химические свойства стали ПК35ХМ

Обозначение смеси	Химический состав, мас. %			Р, МПа *	Размер зерна **	γ , г/см ³
	Cr	Mo	C			
СМ—А	1,08	0,24	0,35	608	10,3	7,05 ± 0,05
СМ—М	1,03	0,21	0,36	588	9,9	7,05 ± 0,05
СМ—С	1,03	0,36	0,35	588	9,4	7,05 ± 0,05

* Давление прессования. **Размер аустенитного зерна (ASTM).

Кривые охлаждения построены dilatометрическим методом. Образцы нагревали при температуре 880 °С в течение одного часа и затем охлаждали с разными скоростями. Начальные и конечные точки превращения определяли по dilatометрическим кривым. Спеченные образцы, предназначенные для испытания на усталость и на разрыв, были предварительно аустенизированы при температуре 850 °С в течение 0,5 ч в вакууме и охлаждены со скоростями 0,06; 2,5 и 12,7 К/с. На рис. 188—190 представлены термокинетические диаграммы исследованных образцов. Области F, P, B и M на диаграммах соответствуют участкам, где образуются соответственно феррит, перлит, бейнит и мартенсит. Кривые образца СМ—М, полученного путем добавления порошка молибдена, значительно смещены влево по сравнению с кривыми СМ—А, полученного из предварительно легированного порошка. Форма кривых при этом не меняется.

На кривых охлаждения образца СМ—С, полученного путем добавления порошка карбида молибдена, участок образования бейнита шире, чем у образца СМ—М. Микроструктурные исследования показали, что для всех полученных образцов характерна структурная неоднородность, которую можно разделить на три зоны: сегрегации, диффузии и недиффундированную. В образце СМ—С, приготовленного с добавлением порошка карбида молибдена, граница между диффузионной зоной и зоной сегрегации размытая и нечеткая, в то время как в образце СМ—М, полученного путем добавления порошка молибдена, граница между этими зонами гораздо уже и четче.

Согласно микрорентгеноспектральному анализу, в образце СМ—М концентрация молибдена составляет 4—5 % в непосредственной близости от сердцевинной зоны сегрегации, 1,0—1,2 % — в зонах мартенсита и 0,4 % — в зонах бейнита. В то же время в образце СМ—С максимальная концентрация молибдена в центре зоны сегрегации 0,6—0,8 %. Кроме того, в образце СМ—С разница в концентрации молибдена между участками, окружающими зону сегрегации с одной стороны и диффузионную зону с другой, определяется с трудом. Эти результаты свидетельствуют о том, что диффузионная зона в образце СМ—С более вытянута по сравнению с таковой в образце СМ—М. С этим и связано расширение зоны бейнита на термокинетической диаграмме образца СМ—С.

Микроструктура образцов для механических испытаний зависит от скорости охлаждения. После охлаждения со скоростью

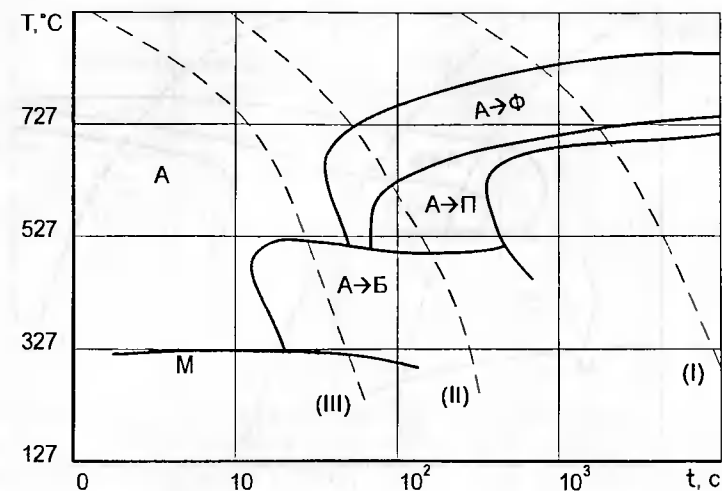


Рис. 188. Термокинетические диаграммы стали ПК35ХМ состава СМ—А (см. табл. 48).

Кривые I — III соответствуют скоростям охлаждения 0,06; 2,5 и 12,7 °C/c

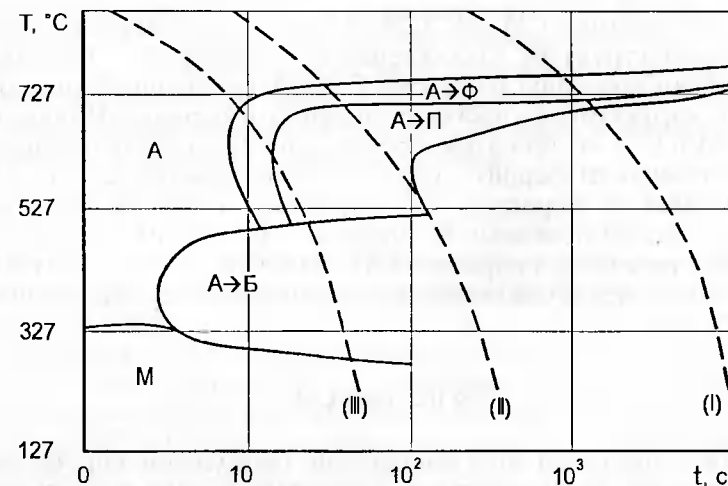


Рис. 189. Термокинетические диаграммы стали ПК35ХМ состава СМ—М (см. табл. 48).

Кривые I — III соответствуют скоростям охлаждения 0,06; 2,5 и 12,7 °C/c

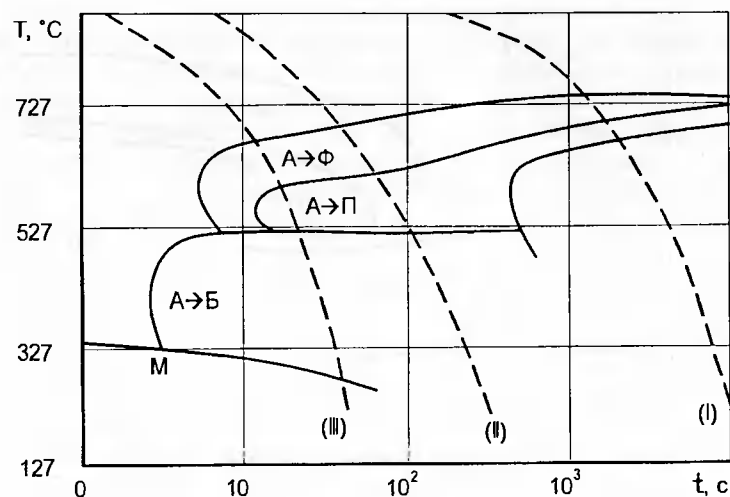


Рис. 190. Термокинетические диаграммы стали ПК35ХМ состава СМ—С (см. табл. 48).
Кривые I—III соответствуют скоростям охлаждения 0,06; 2,5 и 12,7 °C/c

0,06 °C/c образцы СМ—А, СМ—М и СМ—С имеют феррито-перлитную структуру. Охлаждение со скоростью 2,5 °C/c приводит к формированию в образце СМ—А преимущественно бейнитной структуры с участками феррита и перлита. В образцах СМ—М и СМ—С при этом формируется гетерогенная структура, состоящая из феррита, перлита, бейнита и мартенсита. При охлаждении со скоростью 12,7 °C/c образец СМ—А имеет равномерно распределенные бейнитную и мартенситную структуры, в то время как в образцах СМ—М и СМ—С сохраняется гетерогенная структура, включающая феррит, перлит, бейнит и мартенсит.

2.10.2. ПК35Х2М

Сталь получена по стандартной технологии порошковой металлургии, включающей смешивание в смесителе со смещенной осью вращения исходных порошков железа (средний размер частиц 52 мкм), хрома марки ПХ1-С (размер частиц 6 мкм), молибдена восстановленного (размер частиц 5 мкм), коллоидально-графитового препарата С-1. Формование образ-

Таблица 50

Режимы спекания, пористость, химическая неоднородность порошковой стали ПК35Х2М

t спекания, ч	Химический состав спеченных сталей, мас. %				Пористость, %	V _{Ni} *	V _{Mo} *
	C _{общ}	C _{своб}	C _r	Mo			
0,5	0,37	0,01	1,90	0,48	16,5	128	135
1	0,35	0,02	1,95	0,50	15,2	73	72
2	0,34	0,02	1,99	0,51	15,4	53	65
4	0,34	0,01	2,03	0,49	14,0	35	56

* Коэффициент вариации концентрации.

цов производится при давлении 800 МПа, спекание — при температуре 1200 °C в среде осушенного водорода. Длительность режимов варьировали в целях получения различной степени неоднородности распределения легирующих элементов в сталях (табл. 50).

Критические точки сталей представлены на диаграммах распада (рис. 191—194). С возрастанием гомогенности стали точка A_{C1} повышается, а точка A_{C3} понижается от 855—860 до 840 °C. Гомогенизация вызывает некоторое повышение температуры перлитного и бейнитного максимумов скоростей. Устойчивость переохлажденного аустенита в перлитной области повышается. Величина инкубационного периода t₀ связана со степенью растворения легирующих элементов линейно:

$$t_0 = a + b \cdot V_{Cr} + c \cdot V_{Mo}, \quad (19)$$

где t₀ — длительность инкубационного периода при температуре 700 °C; a, b и c — коэффициенты уравнения, соответственно равные 6,6; 3,1; 0,25.

В промежуточной области влияние гомогенизации выражено слабее, хотя и здесь наблюдается смещение вправо. Температура начала мартенситного превращения с увеличением растворимости молибдена и хрома снижается. Процессы распада аустенита в хромомолибденовой стали, спеченной в течение 4 ч, в перлитной области характеризуются более длительным инкубационным периодом и значительным увеличением общего времени распада.

В данном случае молибден оказывает как прямое воздействие на стабильность аустенита, снижая скорость зарождения и

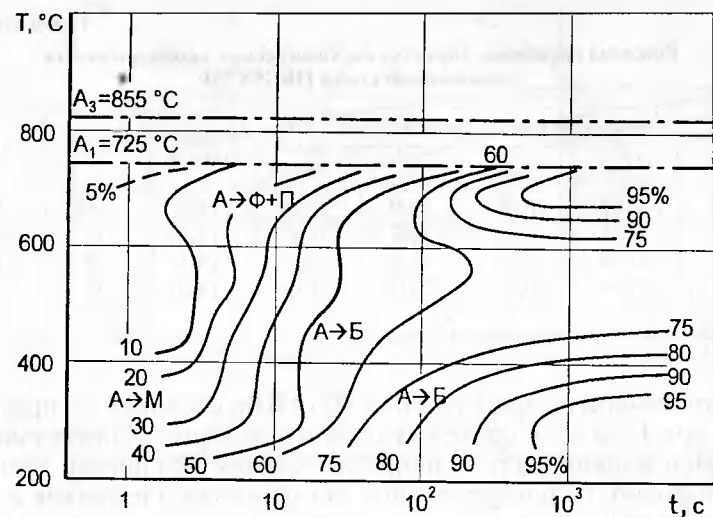


Рис. 191. Изотермические диаграммы распада аустенита сталей ПК35Х2М (время спекания 0,5 ч)

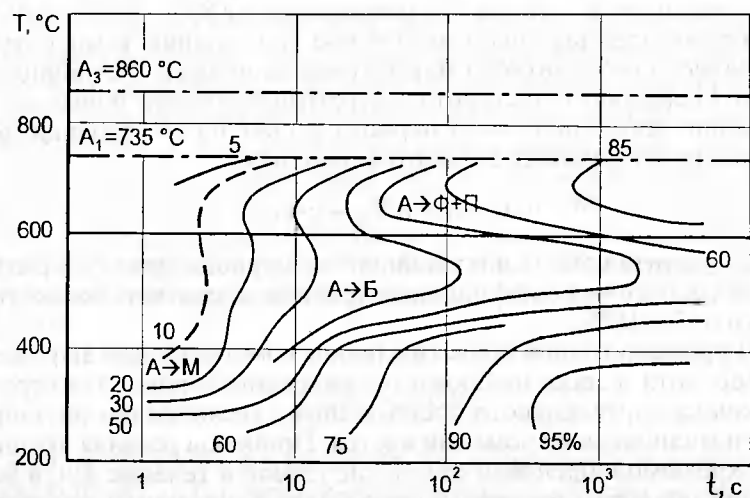


Рис. 192. Изотермические диаграммы распада аустенита сталей ПК35Х2М (время спекания 1 ч)

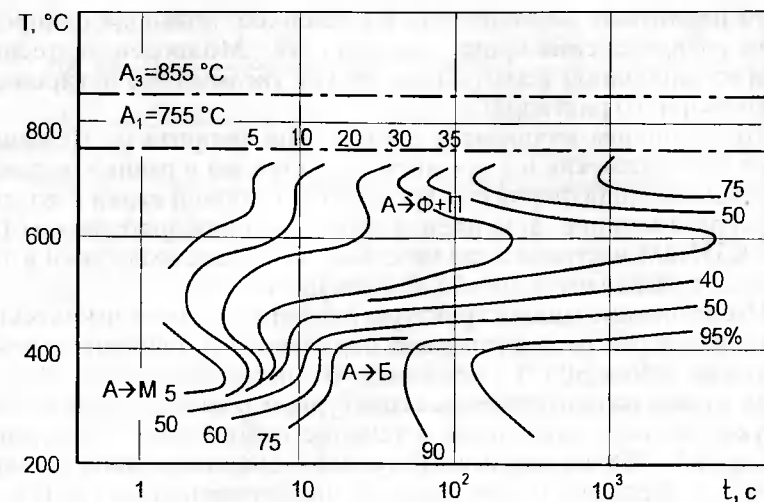


Рис. 193. Изотермические диаграммы распада аустенита сталей ПК35Х2М (время спекания 2 ч)

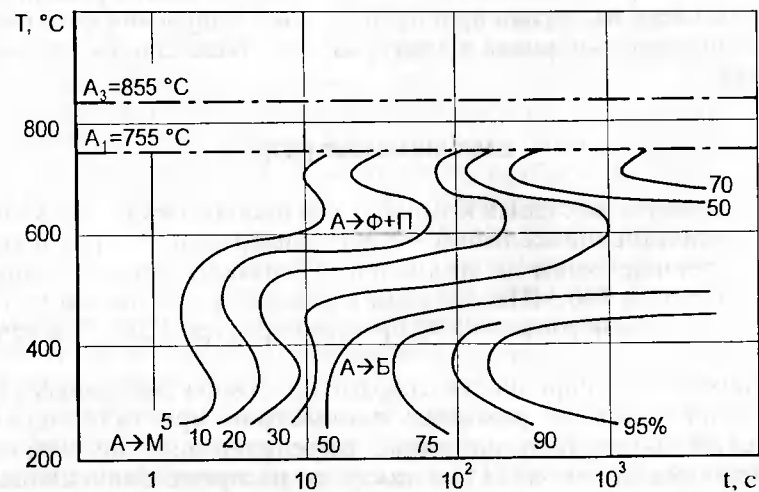


Рис. 194. Изотермические диаграммы распада аустенита сталей ПК35Х2М (время спекания 4 ч)

роста перлитных колоний, так и косвенное, повышая однородность распределения хрома (см. табл. 49). Молибден, вытесняя хром из карбидной фазы, способствует увеличению легированности твердого раствора.

Преобразование начинается с появления феррита на границах зерен аустенита, как и в хромистых сталях, но в равных условиях объемная доля феррита в хромомолибденовой стали в полтора-два раза меньше. Замедление перлитного превращения в стали ПК35Х2М настолько значительно, что после выдержки в течение 2 ч распадается 70—75 % аустенита.

Исследование микроструктуры сталей после изотермических выдержек в районе максимумов перлитного и бейнитного превращений (650 и 300 °С) показало, что неоднородность существенно влияет на соотношение структурных составляющих стали. Структура стали, спеченной в течение одного часа, — феррит ($HV_{0,05}$ 117—188) + перлит ($HV_{0,05}$ 211—268); спеченной в течение 4 ч — феррит с более высокой микротвердостью (до $HV_{0,65}$ 170), перлит, а также сорбито-троостит-мартенсит с остаточным аустенитом ($HV_{0,05}$ 467—645).

Таким образом, повышение гомогенности сталей расширяет возможности их термообработки за счет получения большего инкубационного периода и длительности процессов распада аустенита.

2.10.3. ПК100Х2М2 [107]

В качестве исходных компонентов использовали отожженное карбонильное железо 6—2, коллоидальный графит и восстановленные хром и молибден. Образцы, спрессованные при давлении 780 МПа, спекали в атмосфере осушенного водорода с точкой росы -40 °С при температуре 1200 °С в течение 2 ч.

Характер однородности твердого раствора спеченных сталей оценивали по разбросу параметров кристаллической решетки α -твердого раствора, определенному по ширине рентгеновской линии (211), а также по распределению концентрации легирующих элементов в разных участках твердого раствора, определенному с помощью рентгеновского микроанализатора MAP-2. В процессе спекания вследствие непосредственного взаимодействия между атомами углерода, хрома и молибдена происходит образование первичных труднора-

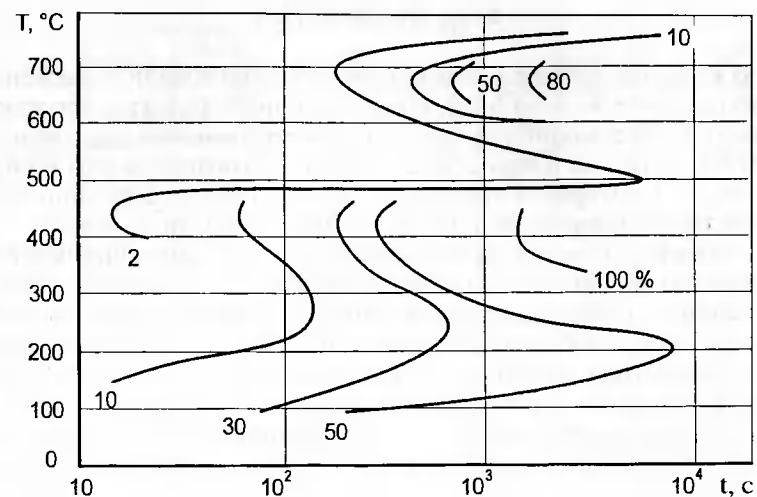


Рис. 195. Диаграмма изотермического превращения аустенита стали ПК100Х2М2

створимых специальных карбидов. Все это приводит к возникновению структурной неоднородности спеченных сталей, которая проявляется заметнее в более легированных сталях. Рентгенографические исследования дают следующие значения параметров кристаллической решетки α -твердого раствора спеченных сталей, нм: a — 0,28675, разброс параметров — 0,28665—0,28687, Δa — 0,00022. Критические температуры, °С: Ac_1 — 760, Ac_3 — 795, оптимальная температура нагрева под закалку — 860. Из диаграмм изотермического превращения переохлажденного аустенита следует (рис. 195), что порошковые хромомолибденовые стали, как и литые, имеют две области минимальной устойчивости — аустенито-перлитную и промежуточную.

С увеличением количества легирующих элементов наблюдается некоторое расширение области максимальной устойчивости аустенита. Однако, несмотря на высокую степень легированности, распад аустенита в спеченных сталях идет уже на первой минуте изотермической выдержки. Присутствие в матрице областей микрон неоднородности способствует ускорению превращения, так как в этих участках легче возникают зародыши новой фазы.

2.10.4. ПК100X5M5 [107]

В качестве исходных компонентов использовали отожженное карбонильное железо 6—2, коллоидальный графит и восстановленные хром и молибден. Образцы, спрессованные при давлении 780 МПа, спекали в атмосфере осушенного водорода с точкой росы -40°C в интервале температур $1050\text{—}1280^{\circ}\text{C}$ в течение 2 ч, а также при температуре 1200°C в течение 40 мин, 2, 3 и 4 ч.

Характер однородности твердого раствора спеченных сталей оценивали по разбросу параметров кристаллической решетки α -твердого раствора, определенному по ширине рентгеновской линии (211), а также по распределению концентрации легирующих элементов в разных участках твердого раствора, определенному с помощью рентгеновского микроанализатора MAP-2.

Разброс содержания хрома и молибдена в твердом растворе стали ПК100X5M5, спеченной при разных температурах, приведен в табл. 51.

Из приведенных данных следует, что с повышением температуры спекания распределение легирующих элементов в матрице становится более равномерным. Однако даже после спекания при температуре 1280°C процесс полностью не завершается. Увеличение продолжительности спекания до 4 ч почти не изменяет характер формирующейся структуры.

В процессе спекания вследствие непосредственного взаимодействия между атомами углерода, хрома и молибдена происходит образование первичных труднорастворимых сложных карбидов. Все это приводит к возникновению структурной неоднородности спеченных сталей, которая проявляется заметнее в более легированных сталях.

Параметры кристаллической решетки α -твердого раствора следующие, нм: а — $0,28683$, разброс параметров — $0,28668\text{—}0,28698$, Δa — $0,00030$. На рис. 196 представлена зависимость критических точек Ac_1 , Ac_3 , Ar_1 и Ar_3 от температуры спекания

Таблица 51

Содержание легирующих элементов в стали ПК100X5M5, мас. %

Легирующий элемент	Температура спекания, $^{\circ}\text{C}$		
	1100	1200	1280
Хром	1,20—6,40	1,28—6,00	4,66—5,08
Молибден	1,46—3,28	2,77—3,58	3,36—4,23

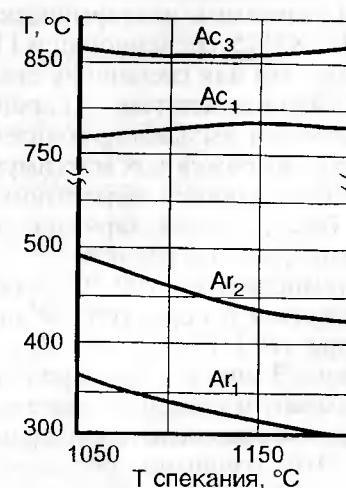


Рис. 196. Влияние температуры спекания на положение точек Ac_1 , Ac_3 , Ar_1 и Ar_3 для сталей ПК100X5M5, $V_{\text{нагр}} = 0,1^{\circ}\text{C/c}$, $V_{\text{охл}} = 0,5^{\circ}\text{C/c}$

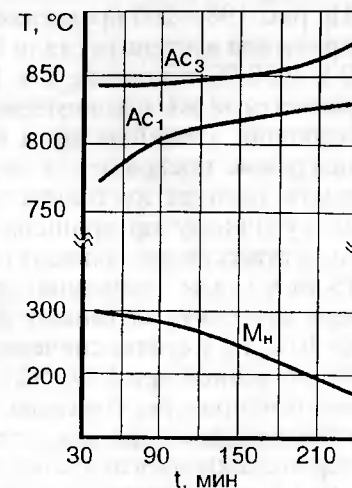


Рис. 197. Влияние времени спекания при температуре 1200°C на критические точки Ac_1 , Ac_3 и мартенситную точку M_n ($V_{\text{нагр}} = 15^{\circ}\text{C/c}$, $V_{\text{охл}} = 13^{\circ}\text{C/c}$)

для стали ПК100X5M5, определенных при нагреве со скоростью $0,1^{\circ}\text{C/c}$ и охлаждении со скоростью $0,5^{\circ}\text{C/c}$.

С увеличением температуры спекания критические точки Ac_1 и Ac_3 смещаются в область более высоких, а точки Ar_1 и Ar_3 — более низких температур.

На рис. 197 показана зависимость критических точек Ac_1 и Ac_3 и мартенситной точки M_n . Точки Ac_1 и Ac_3 определяли в процессе быстрого нагрева со скоростью 15°C/c . Из рисунка следует, что с увеличением времени спекания критические точки Ac_1 и Ac_3 смещаются в область более высоких температур, а мартенситная точка M_n — более низких. Такой характер зависимости критических точек и точки M_n от режимов спекания, очевидно, объясняется тем, что при снижении температуры и уменьшении продолжительности спекания процессы растворения легирующих элементов и гомогенизации твердого раствора замедляются, что, в частности, выражается в увеличении разброса параметров кристаллической решетки: при времени спекания 40, 120 и 240 мин разброс параметров составляет $0,00037$; $0,00029$ и $0,00024$ нм соответственно при температуре 1200°C .

На рис. 198—200 представлены диаграммы изотермического превращения аустенита стали ПК100Х5М5, спеченной при 1100, 1200 и 1280 °С в течение 2 ч. Видно, что для спеченных сталей сохраняется та же закономерность, что и для литых — карбидообразующие элементы хром и молибден вызывают появление на диаграмме превращения двух ярко выраженных максимумов скорости распада аустенита, соответствующих перлитному и промежуточному превращениям. Вместе с тем характер диаграммы существенно зависит от температуры спекания.

Если у стали, спеченной при температуре 1100 °С, первые порции аустенита начинают распадаться в перлитной области через 10 с, то у стали, спеченной при 1200 °С, — через 40 с, а у стали, спеченной при 1280 °С, — через 3 мин, т. е. по мере повышения температуры спекания, а значит, и степени гомогенизации твердого раствора возрастает инкубационный период распада переохлажденного аустенита. Это, очевидно, объясняется тем, что с повышением степени гомогенности уменьшается количество областей микронегоднородности и связанных с ними микроискажений и других дефектов кристаллической решетки, являющихся местами гетерогенного зарождения новой фазы. Это и приводит к замедлению распада аустенита.

Из анализа диаграмм изотермического превращения аустенита также следует, что с повышением гомогенности твердого раствора происходит расширение температурного интервала максимальной устойчивости аустенита. Если для стали, спеченной при температуре 1100 °С, этот интервал лежит между 400 и 600 °С, для стали, спеченной при 1200 °С, — между 350 и 600 °С, то для стали, спеченной при 1280 °С, — между 300 и 700 °С.

Следует отметить еще одну закономерность. С повышением температуры спекания количество аустенита, распавшегося при последующем изотермическом превращении, уменьшается. Так, за 3 ч изотермической выдержки максимальное количество распавшегося аустенита составляет 90 % для стали, спеченной при температуре 1100 °С, 70 % — для стали, спеченной при 1200 °С, и лишь 50 % — для стали, спеченной при 1280 °С.

Известно, что хром заметно повышает устойчивость аустенита как в перлитной, так и в промежуточной областях. С увеличением содержания хрома в стали перлитная область смещается вверх, а промежуточная — вниз по температурной шкале.

Молибден значительно повышает устойчивость аустенита в перлитной области и сравнительно слабо влияет на кинетику

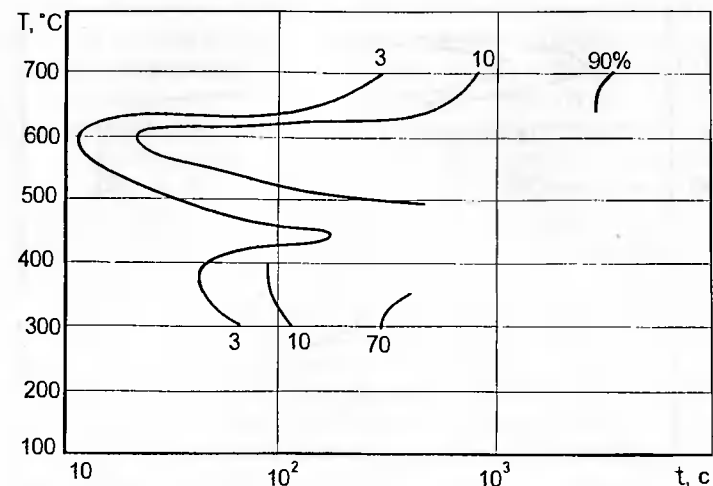


Рис. 198. Диаграмма изотермического превращения аустенита стали ПК100Х5М5 (температура спекания 1100 °С)

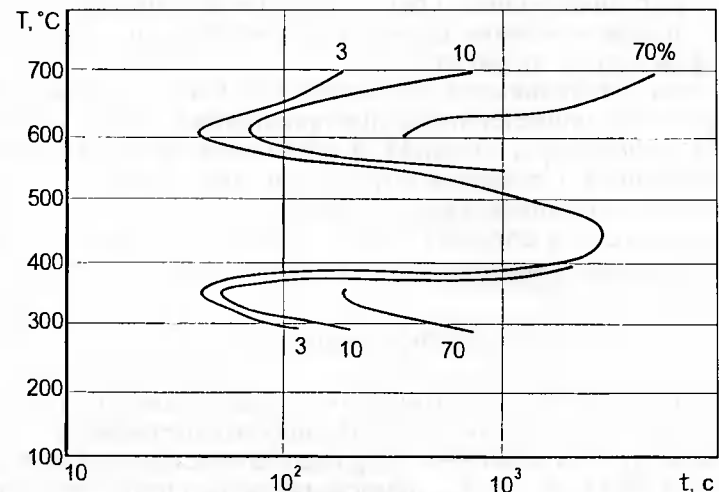


Рис. 199. Диаграмма изотермического превращения аустенита стали ПК100Х5М5 (температура спекания 1200 °С)

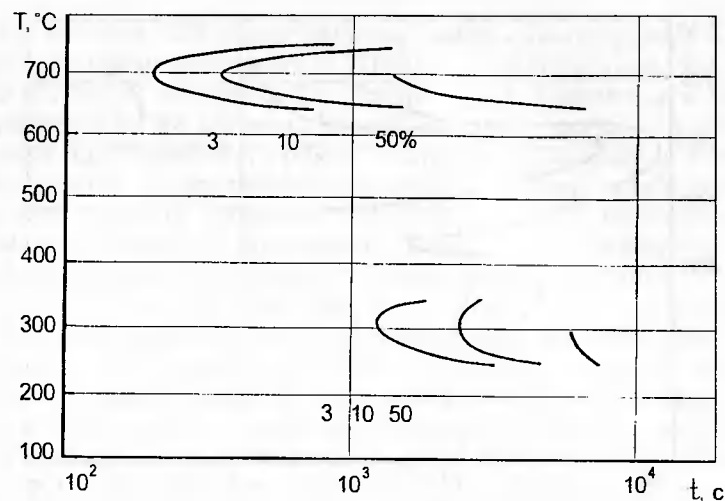


Рис. 200. Диаграмма изотермического превращения аустенита стали ПК100X5M5 (температура спекания 1200 °С)

распада в промежуточной. Однако по мере увеличения содержания молибдена максимум промежуточной области смещается в сторону низких температур.

В случае с порошковой сталью ПК100X5M5 совместное влияние хрома и молибдена, очевидно, приводит к тому, что с повышением температуры спекания за счет более полной гомогенизации аустенита, в процессе которой он обогащается хромом и молибденом, повышается его устойчивость как в перлитной, так и в промежуточной областях и происходит расширение температурного интервала максимальной устойчивости.

2.10.5. ПК100X5M10 [107]

В качестве исходных компонентов использовали отожженное карбонильное железо 6—2, коллоидальный графит и восстановленные хром и молибден. Образцы, спрессованные при давлении 780 МПа, спекали в атмосфере осушенного водорода с точкой росы -40 °С при температуре 1200 °С в течение 2 ч.

Характер однородности твердого раствора спеченных сталей оценивали по разбросу параметров кристаллической решетки α -твердого раствора, определенному по ширине рентгеновской

линии (211), а также по распределению концентрации легирующих элементов в разных участках твердого раствора, определенному с помощью рентгеновского микроанализатора MAP-2. Параметры кристаллической решетки α -твердого раствора спеченной стали следующие, нм: $\bar{a}$ — 0,28684, разброс параметров 0,28668—0,28706, Δa — 0,00038. На рис. 201 показана зависимость критических точек Ac_1 и Ac_3 и мартенситной точки M_n . Точки Ac_1 и Ac_3 определяли в процессе быстрого нагрева со скоростью 900 °С/мин.

Из рисунка следует, что с увеличением времени спекания критические точки Ac_1 и Ac_3 смещаются в область более высоких температур, а мартенситная точка M_n — в область более низких. Такой характер зависимости критических точек и точки M_n от режимов спекания, очевидно, объясняется тем, что при снижении температуры и уменьшении продолжительности спекания процессы растворения легирующих элементов и гомогенизации твердого раствора замедляются, что, в частности, выражается в увеличении разброса параметров кристаллической решетки: при времени спекания 40, 120 и 240 мин разброс составляет 0,00034; 0,00030 и 0,00026 нм соответственно при температуре 1200 °С. С увеличением температуры спекания критические точки Ac_1 и Ac_3 смещаются в область более высоких, а точки Ar_1 и Ar_3 — в область более низких температур.

На рис. 202 приведена диаграмма изотермического превращения аустенита стали ПК100X5M10.

2.10.6. ПК100X12M2 [107]

В качестве исходных компонентов использовали отожженное карбонильное железо 6—2, коллоидальный графит и восстановленные хром и молибден. Образцы, спрессованные при давлении 780 МПа, спекали в атмосфере осушенного водорода с точкой росы -40 °С в интервале температур 1050—1280 °С в течение 2 ч, а также при температуре 1200 °С в течение 40 мин, 2, 3 и 4 ч.

Характер однородности твердого раствора спеченных сталей оценивали по разбросу параметров кристаллической решетки α -твердого раствора, определенному по ширине рентгеновской линии (211), а также по распределению концентрации легирующих элементов в разных участках твердого раствора, определенному с помощью рентгеновского микроанализатора MAP-2. В процессе спекания вследствие непосредственного взаимодействия меж-

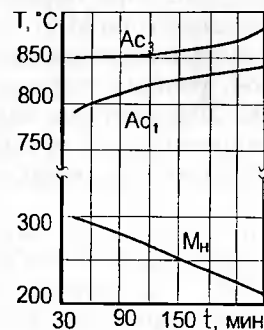


Рис. 201. Влияние времени спекания при температуре 1200 °С на критические точки Ac_1 , Ac_3 и мартенситную точку M_n ($V_{нагр} = 15$ °С/с, $V_{охл} = 13$ °С/с)

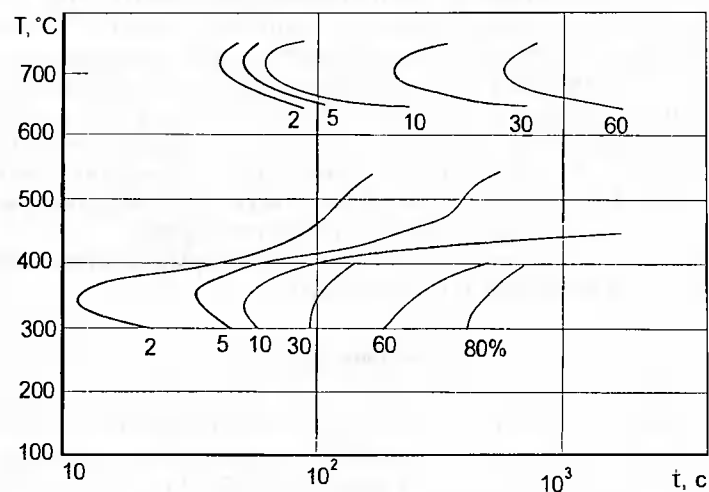


Рис. 202. Диаграмма изотермического превращения аустенита стали PK100X5M10

ду атомами углерода, хрома и молибдена происходит образование первичных труднорастворимых специальных карбидов. Все это приводит к возникновению структурной неоднородности спеченных сталей, которая проявляется заметнее в более легированных сталях.

Параметры кристаллической решетки α -твердого раствора спеченной стали следующие, нм: a — 0,28686, разброс параметров — 0,28666—0,28704, Δa — 0,00038. На рис. 203 представлена зависимость критических точек Ac_1 , Ac_3 , Ag_1 и Ag_3 от температуры спекания для стали PK100X5M5, определенных при нагреве со скоростью 0,1 °С/с и охлаждении со скоростью 0,5 °С/с. С увеличением температуры спекания критические точки Ac_1 и Ac_3 смещаются в область более высоких, а точки Ag_1 и Ag_3 — в область более низких температур.

На рис. 204 показана зависимость критических точек Ac_1 и Ac_3 и мартенситной точки M_n от времени спекания. Точки Ac_1 и Ac_3 определяли в процессе быстрого нагрева со скоростью 15 °С/с. Из рисунка следует, что с увеличением времени спекания критические точки Ac_1 и Ac_3 смещаются в область более высоких температур, а мартенситная точка M_n — в область более низких.

Такой характер зависимости критических точек и точки M_n от режимов спекания, очевидно, объясняется тем, что при снижении температуры и уменьшении продолжительности спекания процессы растворения легирующих элементов и гомогенизации твердого раствора замедляются, что, в частности, выражается в увеличении разброса параметров кристаллической решетки: при времени спекания 40, 120 и 240 мин разброс составляет 0,00034; 0,00030 и 0,00025 нм соответственно при температуре 1200 °С.

Микрорентгеноспектральные исследования показали, что в образцах, приготовленных из шихты ЖХ12М2, не содержащей графит, в процессе спекания происходит полное растворение легирующих элементов и образуется однородный твердый раствор (рис. 205).

Этому способствует отсутствие графита в исходной шихте, при наличии которого в процессе спекания происходит связывание карбидообразующих элементов хрома и молибдена в карбиды, что препятствует процессу гомогенизации аустенита.

Для того чтобы оценить, насколько снижается устойчивость аустенита из-за негомогенности спеченной стали, были проведены сравнительные исследования устойчивости переохлажденного аустенита стали PK100X12M2, спеченной при 1200 °С (2 ч), в

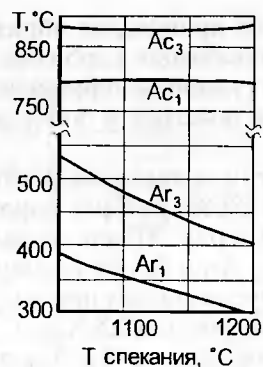


Рис. 203. Влияние температуры спекания на положение точек A_c , A_{c3} , A_{r1} и A_{r3} для сталей ПК100X12M2 ($V_{нагр} = 0,1 \text{ } ^\circ\text{C/c}$, $V_{охл} = 0,5 \text{ } ^\circ\text{C/c}$)

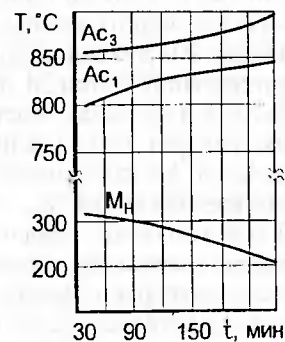


Рис. 204. Влияние времени спекания при температуре $1200 \text{ } ^\circ\text{C}$ на критические точки A_{c1} , A_{c3} и мартенситную точку M_n ($V_{нагр} = 15 \text{ } ^\circ\text{C/c}$, $V_{охл} = 13 \text{ } ^\circ\text{C/c}$)

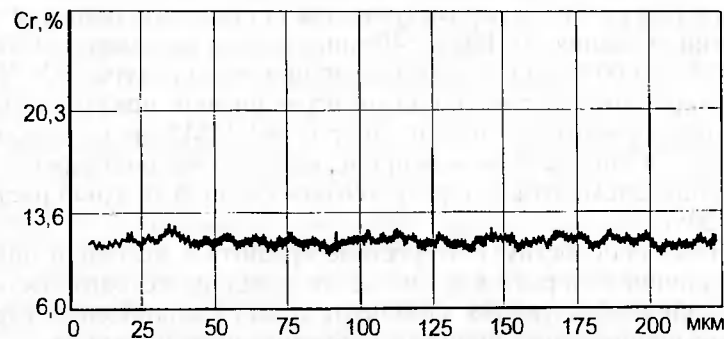


Рис. 205. Концентрационная кривая распределения хрома в спекенной композиции ЖХ12М2

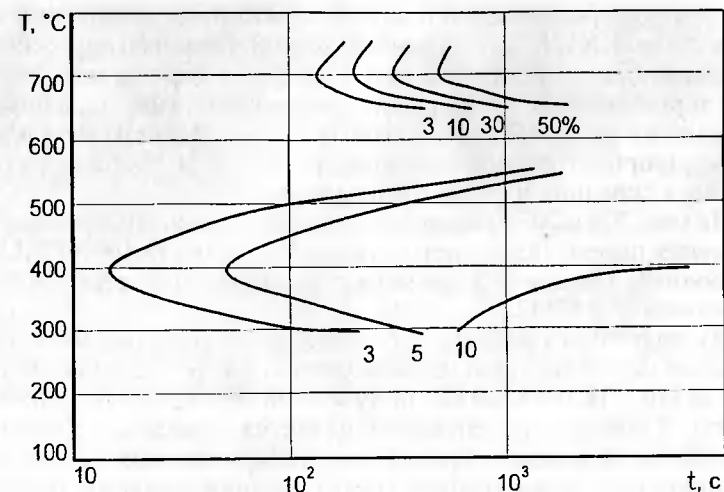


Рис. 206. Диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита порошковой стали ПК100X12M2, полученной из механической смеси порошков

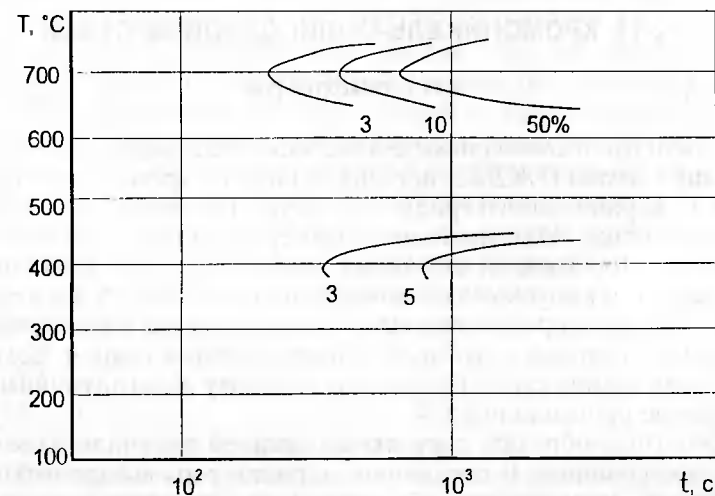


Рис. 207. Диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита порошковой стали ПК100X12M2, полученной науглероживанием композиции ЖХ12М2

которую углерод вводили в виде графита при смешивании шихты, и стали ЖХ12М2, полученной посредством науглероживания предварительно спеченной при 1200 °С легированной основы. Науглероживанию подвергали цилиндрические образцы для анисометра длиной 25 мм и диаметром 3 мм. Цементация в твердом карбюризаторе при температуре 920 °С в течение 5 ч обеспечивает сквозное науглероживание.

На рис. 206 и 207 приведены изотермические диаграммы превращения переохлажденного аустенита стали ПК100Х12М2, полученной из механической смеси порошков и науглероживанием композита ЖХ12М2.

Из диаграмм следует, что аустенит науглероженной стали обладает более высокой устойчивостью по сравнению с аустенитом стали ПК100Х12М2, полученной из графитсодержащей шихты. Температура спекания является основным фактором, влияющим на полноту протекания диффузионных процессов, а следовательно, и на степень гомогенизации твердого раствора. Поэтому представляло интерес выяснить характер влияния температуры спекания на изотермический распад переохлажденного аустенита.

2.11. ХРОМНИКЕЛЬ-МОЛИБДЕНОВЫЕ СТАЛИ

2.11.1. ПК40ХНМ [18]

Стали изготавливали механическим смешиванием железного порошка марки ПЖ2М2, порошков никеля, хрома и молибдена, а также карандашного графита. В качестве связки использовали стеарат цинка. Максимальные размеры частиц железного порошка — 160 мкм, легирующих элементов — 40 мкм. Шихту смешивали в конусном смесителе вместимостью 15 л в течение $1,44 \cdot 10^4$ с. Для определения химического состава и качества смешивания отбирали пять проб. Шихту считали годной, если отклонение химического состава по углероду и легирующим элементам не превышало ± 5 %.

Опытные образцы порошковых сталей получали однократным прессованием и спеканием, а также горячей штамповкой. Плотность (пористость) образцов после спекания определили гидростатическим и магнитным методами [15]. Образцы порошковых сталей пористостью 10 и 17 % (плотностью 6500 и 7000 кг/м³) получали при давлении прессования 600—700 МПа и



Рис. 208. Структура стали пористостью 17 % после спекания (а) и пористостью 3 % после горячей штамповки (б)

последующим спеканием в восстановительной атмосфере при температуре 1250 °С в течение $(10,8—21,6) \cdot 10^3$ с. Образцы пористостью 3,0 % (плотностью 7600—7800 кг/м³) получали горячей штамповкой спеченных по указанному режиму прессовок пористостью 17 % (плотностью 6500 МПа). Нагрев заготовок до температуры 1150 °С осуществляли токами высокой частоты в течение 15 с. Горячую штамповку проводили при давлении 800—1000 МПа. После штамповки заготовки охлаждали в масле. Образцы отжигали в атмосфере аргона при температуре 1100 °С в течение $7,2 \cdot 10^3$ с. Структуры стали после спекания и горячей штамповки приведены на рис. 208. Содержание кислорода в образцах после спекания составляло 0,11—0,15 %, а после штамповки и отжига — 0,05—0,12 %. Действительный размер аустенитного зерна у всех исследованных сталей соответствовал 8—9 баллам шкалы ГОСТ 5639—65. Химический состав стали следующий, мас. %: С — 0,38—0,43, Cr — 0,62—0,76, Mn — 0,60—0,63, Ni — 0,81—1,12, Mo — 0,30—0,50, Si — 0,42—0,52, S — 0,05, P — 0,05, O₂ — 0,25.

Критические точки приведены в табл. 52.

Структурные составляющие и твердости сталей представлены в табл. 53. Для порошковой стали ПК40ХНМ пористостью 17 % точка M_n составляет 330 °С. При охлаждении со скоростью 500—250 °С/с сталь закаливается на мартенсит. Уменьшение скорости охлаждения до 100 °С/с приводит к образованию неболь-

Таблица 52

Критические точки стали ПК40ХНМ [57, 58, 18]

Плотность, кг/м ³ Пористость, %	Температура, °С		
	Ac ₁	Ac ₃	M _n
7570/3	730	775	300
7034/10	737	772	315
6490/17	745	795	330

Таблица 53

Влияние скорости охлаждения на структуру и твердость стали ПК40ХНМ с различной пористостью

Пористость, %	V _{охла} , К/с	Структурные составляющие, %						Твердость, НВ
		Ф	П	С	Т	М	A _{ост}	
3	500	—	—	—	—	100	—	555
	150	—	—	—	—	100	—	532
	100	—	—	—	20	80	—	460
	60	5	—	—	55	40	—	402
	30	20	—	40	25	15	—	332
	10	30	70	—	—	—	—	207
	1,25	40	60	—	—	—	—	167
10	500	—	—	—	—	100	—	512
	250	—	—	—	—	100	—	495
	150	—	—	—	30	70	—	444
	100	—	—	—	45	50	5	402
	60	5	—	60	20	15	—	302
	15	40	60	—	—	—	—	174
	2	50	50	—	—	—	—	121
17	500	—	—	—	—	100	—	352
	150	—	—	—	40	60	—	293
	60	10	—	50	30	10	—	202
	10	40	60	—	—	—	—	124
	2	50	50	—	—	—	—	101

шого количества троостита в интервале температур 450—420 °С; ниже 320 °С протекает мартенситное превращение. Дальнейшее снижение скорости охлаждения до 60 °С/с расширяет интервал промежуточного превращения до 490—310 °С. Ниже температуры 310 °С нераспавшаяся часть аустенита превращается в мартенсит. При охлаждении со скоростью 30 °С/с в интервале 520—300 °С образуется сорбито-трооститная структура. Мартенситная точка M_n снижается на 30 °С. Дальнейшее уменьшение скорости до 10 °С/с обеспечивает распад аустенита по типу первой ступени с образованием сорбита (рис. 209). Термокинетическая диаграмма и зависимость объема превращенного аустенита от температуры распада стали приведены на рис. 210 и 211.

Уменьшение пористости стали до 10 % снижает критическую точку M_n до 315 °С. После охлаждения со скоростью 500 — 150 °С/с сталь закаливается на мартенсит. При снижении скорости охлаждения до 100 °С/с образуется небольшое количество троостита в интервале 402—310 °С; ниже 310 °С нераспавшаяся часть аустенита превращается в мартенсит.

При дальнейшем уменьшении скорости охлаждения до 60 °С/с интервал превращения аустенита по типу первой ступени расширяется до 475—300 °С; ниже температуры 300 °С протекает мартенситное превращение. Охлаждение со скоростью 30 °С/с приводит к образованию сорбито-трооститной структуры в интервале 500—290 °С. Дальнейшее уменьшение скорости охлаждения до 10 °С/с обеспечивает превращение аустенита в интервале 540—400 °С только по типу первой ступени с образованием сорбитной структуры (рис. 212, 213).

Для порошковой стали пористостью 3 % точка M_n не изменяется (300 °С), однако устойчивость переохлажденного аустенита уменьшается. При охлаждении стали со скоростью 500—100 °С/с протекает только мартенситное превращение. Уменьшение скорости охлаждения до 60 °С/с вызывает распад аустенита по типу второй ступени в интервале 375—280 °С с образованием небольшого количества троостита. Это приводит к понижению точки M_n на 20 °С и появлению в троостито-мартенситной структуре остаточного аустенита. Дальнейшее уменьшение скорости охлаждения до 30 °С/с расширяет интервал промежуточного превращения до 450—270 °С. Понижение точки M_n на 30 °С приводит к увеличению количества аустенита в структуре стали. При охлаждении со скоростью 10—3 °С/с наблюдается превращение по типу как первой и второй, так и третьей ступеней, в ре-

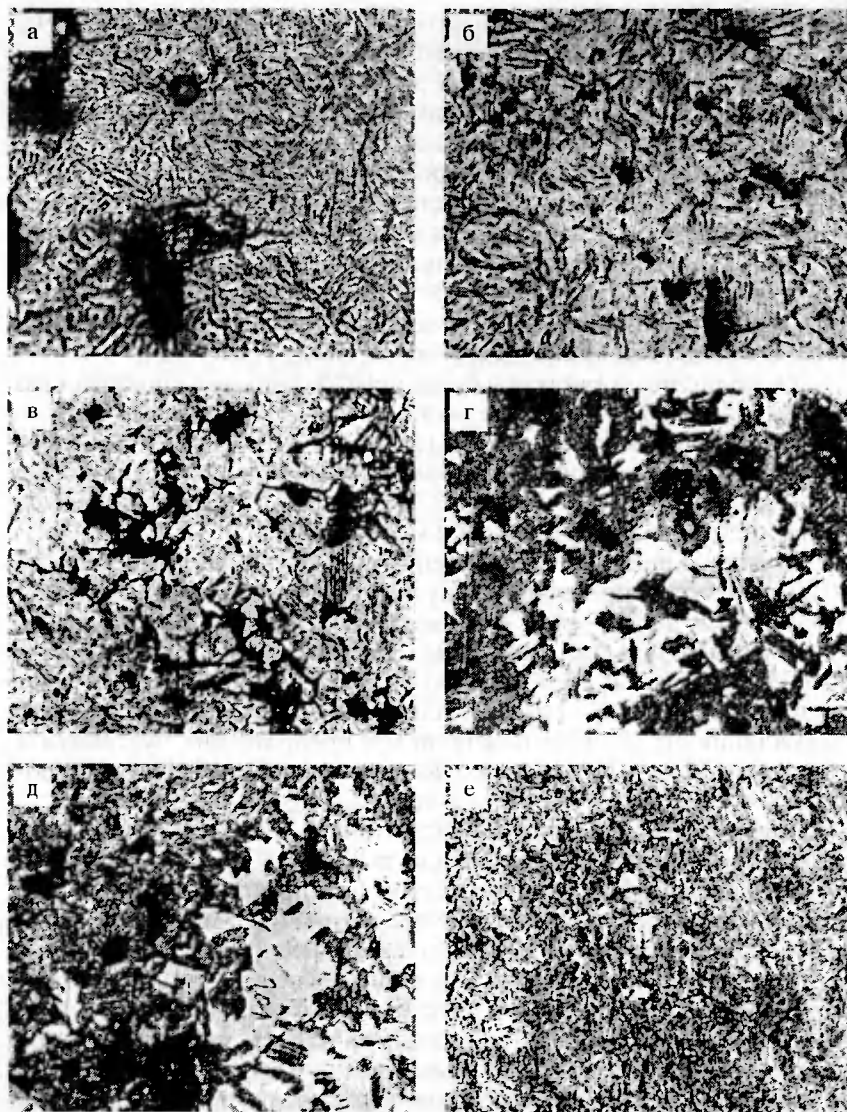


Рис. 209. Микроструктура стали ПК40ХНМ (пористостью 17 %) после охлаждения с различными скоростями ($\times 500$).

а — 500 °C/с, М; б — 250 °C/с, М; в — 10 °C/с, М + Б; г — 60 °C/с, Б + М + Т; д — 30 °C/с, Т + Б + М; е — 3 °C/с, С.

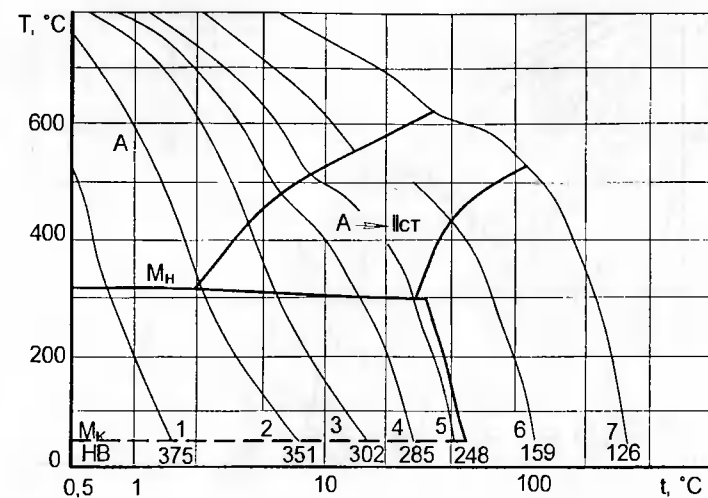
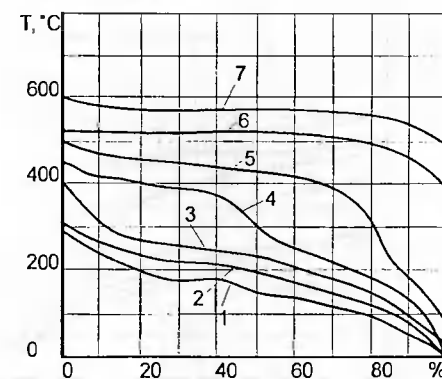


Рис. 210. Термокинетическая диаграмма стали ПК40ХНМ (пористость 17 %)

Рис. 211. Зависимость между объемом превращенного аустенита и температурой распада в стали ПК40ХНМ пористостью 17 % (цифры у кривых соответствуют кривым охлаждения термокинетической диаграммы)



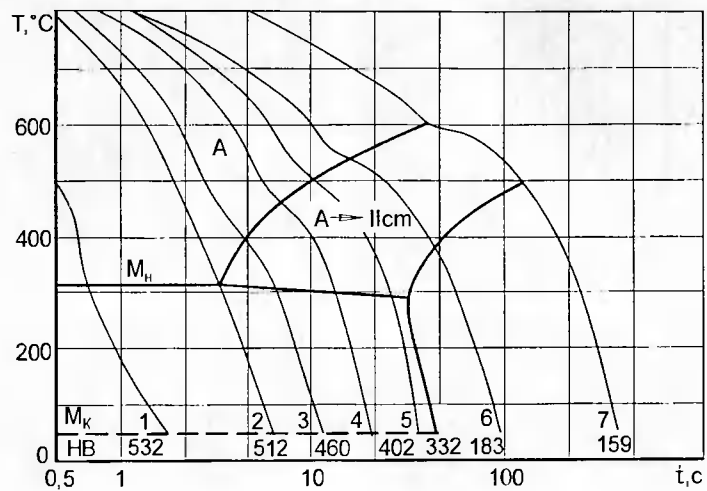


Рис. 212. Термокинетическая диаграмма стали ПК40ХНМ (пористость 10 %)

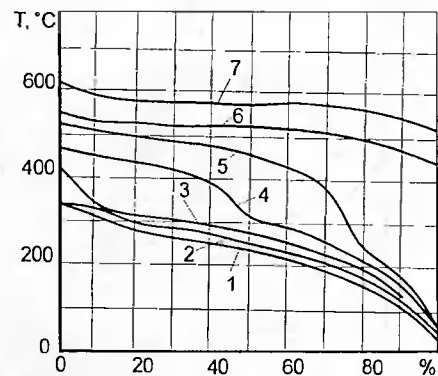


Рис. 213. Зависимость между объемом превращенного аустенита и температурой распада в стали ПК40ХНМ пористостью 10 % (цифры у кривых соответствуют кривым охлаждения термокинетической диаграммы)

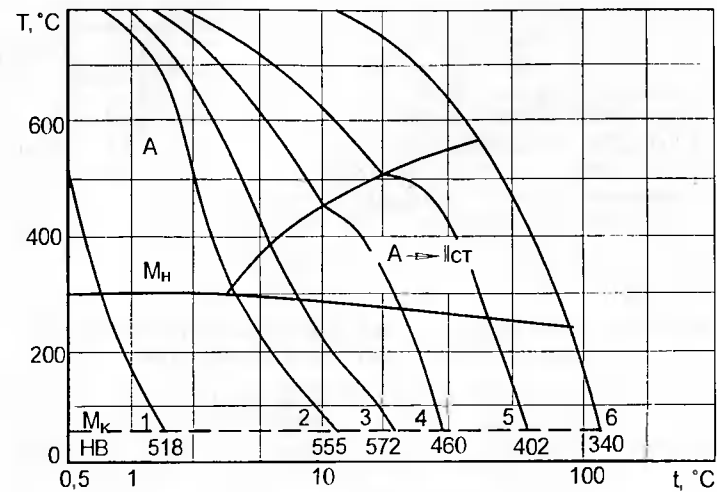


Рис. 214. Термокинетическая диаграмма стали ПК40ХНМ (пористость 3 %)

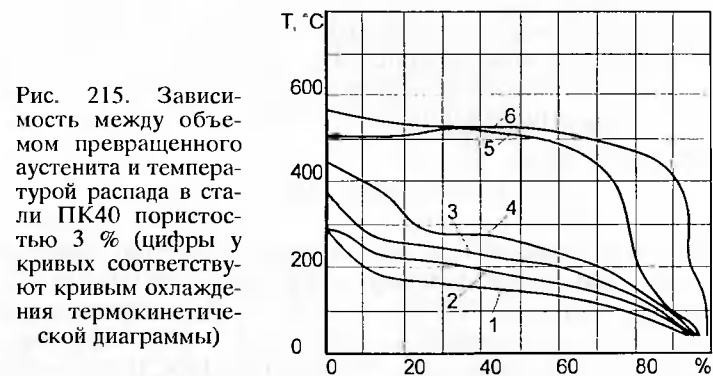


Рис. 215. Зависимость между объемом превращенного аустенита и температурой распада в стали ПК40 пористостью 3 % (цифры у кривых соответствуют кривым охлаждения термокинетической диаграммы)

Таблица 54

Механические свойства стали ПК40ХНМ после закалки и отпуска

Пористость, %	T _{отп} , °C	Механические свойства					
		HV	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	ψ , %	КС-10, МДж/м ²	КСU-10, МДж/м ²
17	180—220	351—375	760—800	—	—	1,2—1,6	—
10	200—250	418—444	1120—1160	—	—	2,5—2,8	—
0,5	200—250	477—512	1750—1850	5—6	20—22	—	1,6—1,8
	400—450	351—375	1200—1350	8—10	30—32	—	2,8—3,0
	600—650	235—277	920—980	14—16	44—48	—	4,7—5,2

Таблица 55

Количественные характеристики прокаливаемости порошковой стали ПК40ХНМ с различной пористостью

Пористость, %	Расстояние от торца до зоны мартенсита, мм		Критический диаметр D _к , соответствующий заданному количеству мартенсита при закалке, мм			
			В воде		В масле	
	100 %	50 %	100 %	50 %	100 %	50 %
17	2,0	3,0	15	20	—	12
10	2,5	5,5	20	30	10	15
3	5,0	9,0	30	40	15	25

зультате чего образуется сорбито-трооститная структура с небольшим количеством мартенсита (рис. 214, 215).

Механические свойства стали приведены в табл. 54, количественные характеристики прокаливаемости — в табл. 55 [18].

2.11.2. ПК50ХЗНМ [110]

Сталь получали путем механического смешивания компонентов: железный порошок марки ПЖ2М3 (ГОСТ9849—74), молибденовый порошок (ТУ49—19—10, 5—73), порошок восстановленного хрома марки ПХ-1 (ТУ14—1—1474—75), порошок карбонильного никеля марки ПНКТ-ОТ4 (ГОСТ 9722—71), сухой коллоидно-графитовый препарат марки С-1 (ОСТ6—09—431—75). Спекание при температуре 1200 °C в течение 4 ч. Состав стали, %: Ni — 1, Cr — 3, Mo — 0,5. Неоднородность распределения легирующих элементов определяли методом микро-рентгеноспектрального анализа, а в качестве ее меры использо-

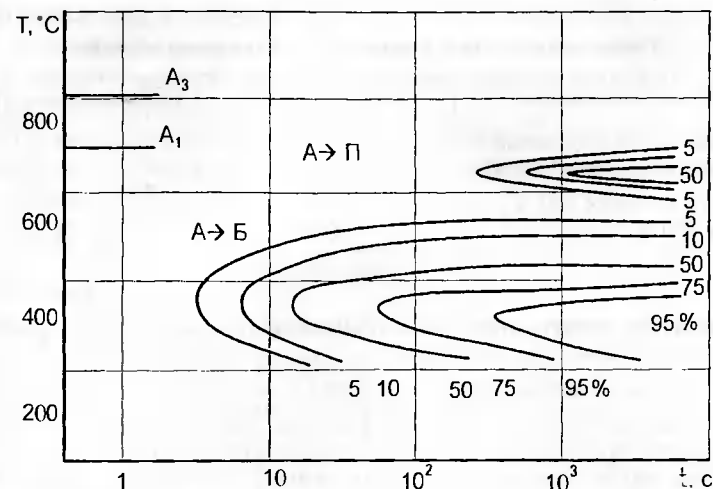


Рис. 216. Диаграмма изотермического распада аустенита стали ПК50ХЗНМ

вали коэффициент вариации концентрации (V). Легирующие элементы имели следующую неоднородность распределения: хром — 0,22, никель — 0,30, молибден — 0,29.

Кинетику распада переохлажденного аустенита кроме химического состава и скорости охлаждения определяют главным образом концентрационная неоднородность и пористость. Диаграмма распада аустенита этой стали, построенная на анизометре Акулова, представлена на рис. 216.

Термическую обработку проводили по двум схемам.

1. Закалка из защитной атмосферы в масло с температуры 950 °C, 1 ч, отпуск 1 ч при 180 °C и 4 ч при 400, 550, 650 °C.

2. Нагрев контейнера с образцами до температуры 950 °C. Выдержка при этой температуре 1 ч. Охлаждение образцов в контейнере на воздухе с температуры 950 °C. Защитная атмосфера в контейнере поддерживалась за счет тока инертного газа или водорода. Скорость охлаждения — 0,7—0,9 °C/с. Последующий отпуск при температурах 400, 550, 650 °C — 4 ч.

Для получения корректных результатов испытаны образцы различной толщины, имеющие высоту 12,5 и длину 70 мм (табл. 54).

Данные табл. 54 подтверждают ранее полученные результаты об отсутствии влияния размеров образцов из порошковых по-

Таблица 56

Трещиностойкость в зависимости от толщины образцов

Режим термообработки	Толщина образцов, мм	Трещиностойкость, МН/м ^{3/2}
Охлаждение со скоростью 0,7—0,9 °С/с, отпуск 650 °С	9,1	44
	11,0	41
Закалка в масло с 950 °С, отпуск 550 °С	7,8	15
	6,0	14

Таблица 57

Механические свойства стали после термообработки по различным режимам

Режим термообработки	σ_n	$\sigma_{0,2}$	σ , %	Трещиностойкость, МН/м ^{3/2}
	МПа			
Закалка, 950 °С				
отпуск 180 °С	530	—	—	9
отпуск 400 °С	500	450	0,5	18
отпуск 550 °С	430	400	0,4	15
отпуск 650 °С	340	300	1,1	27
Охлаждение в контейнере с 950 °С со скоростью 0,7—0,9 °С/с				
отпуск 400 °С	1100	—	—	27
отпуск 550 °С	830	650	2,9	48
отпуск 650 °С	600	470	4,7	45

ристых сталей на трещиностойкость. Трещину наносили за счет изгибающих нагрузок до $0,5\sigma_{0,2}$.

Металлографическим исследованием структуры установлено, что после термообработки (т/о) по схеме 2 основные структурные составляющие стали — мартенсит, бейнит и аустенит. По данным рентгеновского анализа, количество аустенита составляло до 8 %, а в результате отпуска уменьшалось до 1—3 %. Эффективная ширина рентгеновских линий 110, 200 и 211 монотонно уменьшалась, что указывает на снижение напряжений и увеличение размеров блоков в процессе отпуска. В структуре закаленной стали (схема 1) бейнит отсутствовал. Низкотемпературный отпуск на уровне 180 °С практически не повлиял на соотношение структурных составляющих. Микротвердость отпущенного мартенсита HV 430—560. После отпуска на 400 °С в структуре были участки мартенсита с небольшим количеством остаточного аустенита (HV 560—420) — светлые зоны — и бей-

нита. Участков троостита и сорбита относительно мало (HV 170—470). Отметим, что у образцов, отпущенных на 400 °С (схема 2), микротвердость была на уровне верхних значений приведенных выше результатов.

Относительно невысокая концентрационная неоднородность позволила получить сталь с высокими механическими свойствами (табл. 57) [111].

2.11.3. ПК45Х2Н4М [107]

Сталь с пористостью 5, 10 и 15 % готовили на основе восстановленного железного порошка ПЖЗМ2 путем механического смешивания компонентов. Образцы с плотностью 7,0 и 6,6 г/см³ получали двусторонним однократным прессованием при давлениях 780 и 590 МПа с промежуточным отжигом в токе водорода при температуре 1000 °С в течение 2 ч и последующим спеканием. Спекание проводили в токе осушенного водорода при температурах 1150—1300 °С с изотермической выдержкой 0,25—8,0 ч. В результате получены образцы с разной степенью химической неоднородности, которую оценивали с помощью коэффициента вариации концентрации (КВК) по методике [108] на основе данных микрорентгеноспектального анализа. Номинальные значения коэффициента вариации концентрации никеля — 10 и 50.

При анализе кинетических кривых распада переохлажденного аустенита порошковой стали ПК45Х2Н4М установлено, что изотермическое превращение аустенита в бейнитной области начинается после некоторого инкубационного периода, который увеличивается с понижением температуры и с возрастанием химической однородности твердого раствора. При температуре 300 °С инкубационный период составляет 3 с для порошковой стали как с коэффициентом вариации никеля 50, так и с коэффициентом вариации концентрации никеля 10. При 350 °С появляется разница в инкубационном периоде: для гомогенизированной стали ($KVK_{Ni} = 10$) он равен 8 с, а неомогенизированной ($KVK_{Ni} = 50$) — 6 с. По мере повышения температуры изотермической выдержки эта разница увеличивается, и при температуре 400 °С аустенит химически однородной стали начинает распадаться через 15 с, а химически неоднородной — через 11 с. При температуре 450 °С превращение не наступает и через 30 мин.

При одной и той же температуре изотермической выдержки более гомогенный аустенит распадается полнее (рис. 217). В бей-

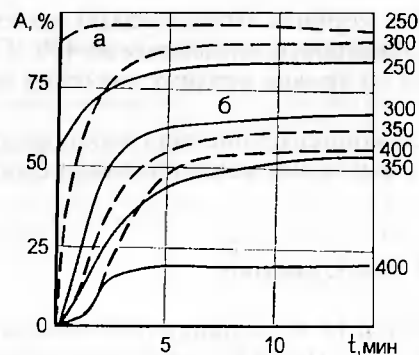


Рис. 217. Изотермы распада аустенита порошковой стали ПК45Х2Н4М различной степени химической неоднородности твердого раствора (цифры на кривых — температура изотермической выдержки, °C). а — $KBK_{Ni} = 50$, б — $KBK_{Ni} = 10$

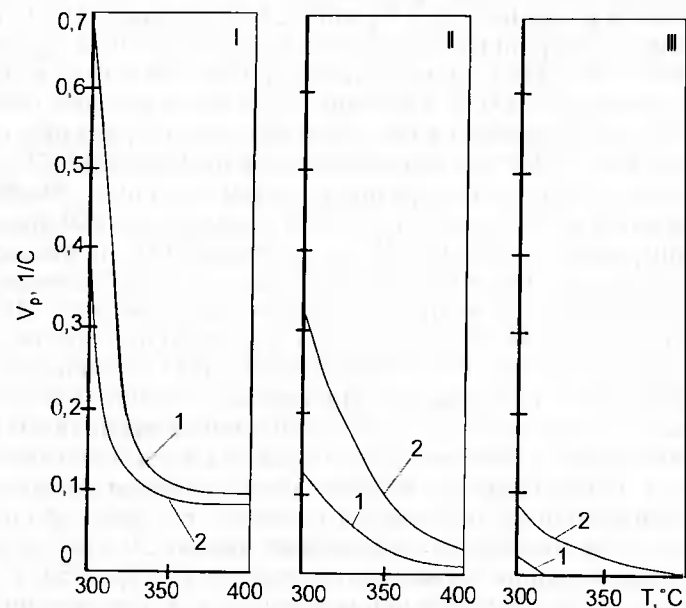


Рис. 218. Зависимость скорости распада аустенита порошковой стали ПК45Х2Н4М в изотермических условиях от степени гомогенности твердого раствора. 1 — $KBK_{Ni} = 50$, 2 — $KBK_{Ni} = 10$; I — скорость распада 3 % аустенита, II — то же 10 % аустенита, III — то же 50 % аустенита

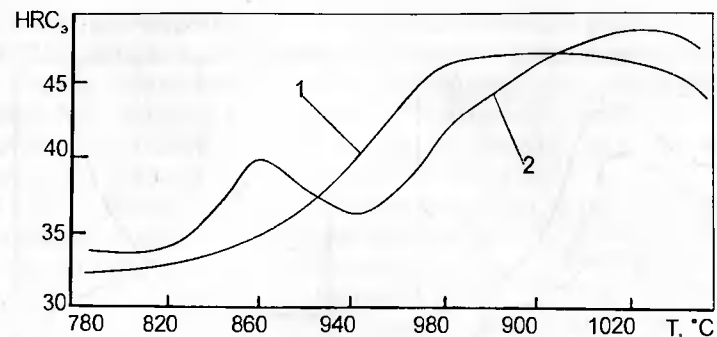


Рис. 219. Зависимость твердости порошковых сталей ПК45Х2Н4М от температуры закалки для различных значений коэффициентов вариации концентрации. 1 — $KBK_{Ni} = 50$, 2 — $KBK_{Ni} = 10$

нитной области распад аустенита идет лишь до определенного предела, с уменьшением химической однородности твердого раствора количество стабилизированного аустенита увеличивается.

При температуре изотермической выдержки 250 °C 93 % аустенита стали ПК45Х2Н4М с $KBK_{Ni} = 10$ превращается в мартенсит, остальной стабилизируется. Менее гомогенизированный аустенит с $KBK_{Ni} = 50$ при этой температуре изотермической выдержки распадается по мартенситной кинетике только на 40 %, и превращение завершается по бейнитному механизму до 82 %, 18 % аустенита стабилизируется.

Скорость распада химически неоднородного аустенита порошковой стали ПК45Х2Н4М только в начальный период выше, чем у химически однородного аустенита (рис. 218). По мере протекания превращения скорость распада гомогенизированного аустенита начинает превышать таковую негомогенизированного. Разница в скоростях распада аустенита увеличивается по мере уменьшения температуры превращения.

Влияние химической неоднородности твердого раствора на механические свойства после закалки и отпуска исследовано на сталях ПК45Х2Н4М с $KBK_{Ni} = 10$ и 50. На рис. 219 представлены значения твердости в зависимости от температуры закалки для $KBK_{Ni} = 10$ и 50. У стали с высокой химической неоднородностью ($KBK_{Ni} = 50$) один максимум на кривой зависимости твердости от температуры закалки, а у стали с высокой химической однородностью ($KBK_{Ni} = 10$) их два: первый обусловлен растворимостью цементита, а второй — специальных карбидов. Опти-

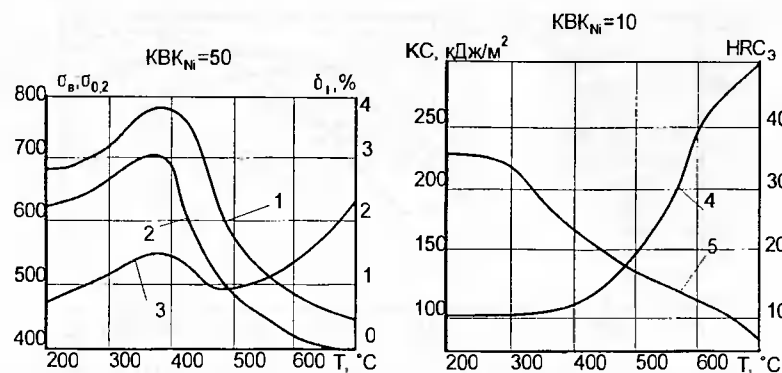


Рис. 220. Зависимость механических свойств закаленной порошковой стали ПК45Х2Н4М от температуры отпуска.
1 — $\sigma_{0.2}$, МПа. 2 — $\sigma_{0.2}$, МПа. 3 — δ , %. 4 — КС, кДж/м², 5 — твердость HRC₃.

мальные температуры закалки этих сталей (плотность 7,0 г/см) для значений КВК никеля 10 и 50 — 1020 и 1000 °С соответственно, твердость HRC₃ 47—52 и 45—49. Отсутствие “цементитного” максимума на кривой зависимости твердости от температуры закалки у химически однородных сталей подтверждает тот факт, что у них большая часть углерода связана с карбидообразующими элементами в специальных карбидах. Поэтому на кривой зависимости твердости от температуры закалки есть только один максимум, соответствующий растворению специальных карбидов.

В химически однородных порошковых сталях углерод равномерно распределен в карбидах цементитного и специального типов. Это и обуславливает два максимума твердости на кривой зависимости твердости от температуры закалки для химически однородных сталей.

На рис. 220 приведены зависимости изменения механических свойств закаленных порошковых сталей ПК45Х2Н4М с КВК_{Ni} = 10 и 50 от температуры отпуска. Твердость, предел прочности, предел текучести, относительное удлинение, ударная вязкость для всех температур отпуска выше у стали, имеющей химически более однородный твердый раствор.

Сравнивая механические свойства после спекания и закалки с отпуском, можно отметить, что термическая обработка повышает только твердость, а следовательно, и износостойкость. Поэтому нецелесообразно проводить термическую обработку ста-

лей, имеющих высокую однородность твердого раствора, если нет необходимости повысить их твердость. Кроме того, наряду с небольшим снижением прочности происходит значительное уменьшение ударной вязкости — в полтора-два раза. Для химически неоднородной стали еще больше снижается ударная вязкость после закалки и отпуска (в два-три раза).

Таким образом, при закалке порошковых сталей на мартенсит наблюдается снижение прочности и пластичности, обусловленное возникновением неоднородных внутренних микронапряжений по объему, их локальной концентрации вокруг пор, что снижает сопротивление пористой стали разрушению и повышает ее склонность к хрупкому разрушению. Последующий отпуск приводит к снятию напряжений, распаду мартенсита, остаточного аустенита, понижению твердости и возрастанию прочности. Пластичность при этом ниже, чем при спеченном состоянии.

Структура термообработанных порошковых сталей отличается гетерогенностью: наряду с мартенситом в ней присутствуют троостомартенсит с микротвердостью HV 450—600, локализованный вокруг пор, а также слаботравящиеся участки высоколегированного мартенсита (микротвердость HV 620—755), одиночные карбиды и небольшое количество остаточного аустенита.

Широкий диапазон структур в порошковых сталях после термической обработки объясняется наличием микрообъемов с различным содержанием легирующих элементов, что обуславливает отличие в механизме распада пересыщенных твердых растворов в этих участках при нагреве закаленной стали до температур отпуска. К существенному повышению механических свойств порошковой стали ПК45Х2Н4М приводит изотермическая закалка на структуру бейнита, благодаря которой достигается меньший уровень остаточных напряжений и понижается их концентрация вблизи пор. В результате такой термической обработки прочность химически неоднородной стали увеличивается на 15 % по сравнению со спеченным состоянием и на 25 % по сравнению с закаленным на мартенсит и отпущенным на температуру изотермической выдержки. Ударная вязкость выше, чем при закалке на мартенсит. При КВК_{Ni} = 10 и 50 сталь ПК45Х2Н4М после изотермической закалки на температуру 350 °С имеет соответственно $\sigma_{\text{в}}$ = 830 и 900 МПа, КС = 150 и 80 кДж/м².

Ударная вязкость подвергнутой изотермической закалке химически однородной стали выше, чем после закалки на мартенсит и отпуск. Известно, что оптимальный комплекс механических свойств может быть обеспечен двумя типами структурных состояний: продуктами отпуска мартенсита или продуктами распада аустенита в промежуточной области превращений, которые соответственно достигаются посредством улучшения и изотермической закалки. Результаты проведенных исследований свидетельствуют о том, что для порошковых конструкционных сталей, легированных хромом, никелем и молибденом и полученных из поликомпонентных шихт, предпочтительнее второй вариант достижения оптимального комплекса механических свойств — изотермическая закалка. Применение этого вида термической обработки особенно целесообразно для химически неоднородных сталей, поскольку при такой обработке уровень остаточных напряжений меньше, к тому же понижается их концентрация вблизи пор.

2.12. МЕДНО-НИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ

2.12.1. ПК80Н2Д2, ПК80Н2Д2М0,25 [20]

Сталь изготавливали на основе железного порошка ПЖ4М2 [22, 23, 24]. Для получения стали с пористостью 6—8 % использовали двукратное прессование и промежуточный отжиг, с пористостью 14—28 % — однократное двухстороннее прессование. Спекание проводили при температуре 1150 °С.

Совместное введение 2 % никеля и 2 % меди в порошковую сталь с 0,8 % С незначительно повышает устойчивость аустенита (рис. 221). Дополнительное легирование 0,25 % молибдена качественно изменяет кинетику превращения аустенита. На диаграмме (рис. 222) наблюдаются два максимума скорости превращения аустенита, разделенные областью его повышенной устойчивости, хотя и не такой характерной, как при монолегировании молибденом. При этом температура минимальной устойчивости аустенита в перлитной области повышается с 545 °С (сталь ПК80Н2Д2, см. рис. 221) до 650 °С, а в области бейнитных превращений снижается до 450 °С (см. рис. 222).

Анализ термокинетических диаграмм сложнолегированных сталей показал, что влияние комплекса легирующих элементов на устойчивость аустенита при непрерывном охлаждении про-

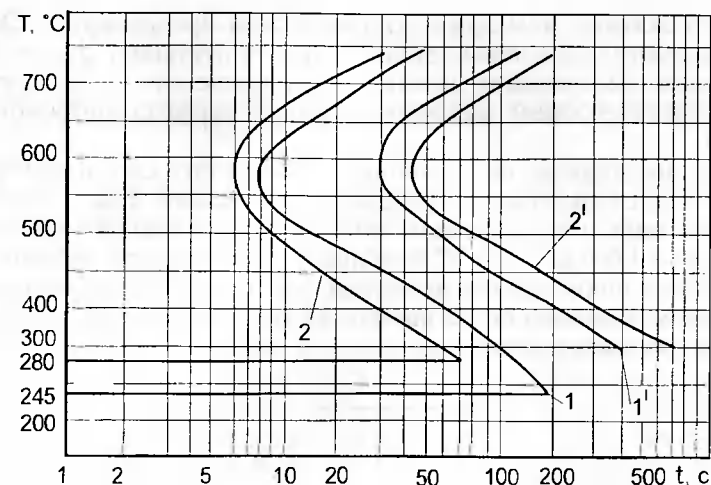


Рис. 221. Изотермические диаграммы превращения аустенита порошковой стали ПК80Н2Д2 с различной пористостью.
1, 1' — пористость 5—7 %, 2, 2' — 14—16 %

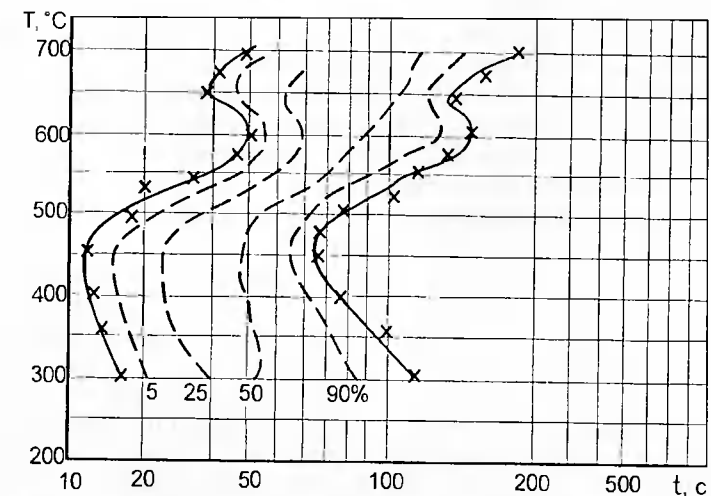


Рис. 222. Изотермическая диаграмма превращения аустенита порошковой стали ПК80Н2Д2М0,25

является сильнее, чем при изотермическом превращении. Особенно значительное повышение стойкости аустенита отмечается в сталях, содержащих карбидообразующие элементы, с увеличением содержания которых устойчивость аустенита повышается.

Большое влияние на устойчивость аустенита сложнолегированных сталей оказывает температура спекания. Так, в работе [112] показано, что увеличение температуры спекания порошковой стали с 1180 до 1280 °С повышает однородность аустенита, увеличивает инкубационный период, расширяет температурный интервал максимальной устойчивости и уменьшает количество распавшегося аустенита.

ПРАКТИКА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Для порошковых сталей, так же как и для компактных [113, 114], обезуглероживание и окисление являются неисправимыми дефектами при термообработке. Степень обезуглероживания и окисления зависит от температуры и времени выдержки при нагреве, состава защитной среды и химического состава стали.

В порошковых материалах, ввиду сильно развитой поверхности контакта с защитной средой, процессы окисления и обезуглероживания идут значительно интенсивнее, чем в компактных сталях, а их скорость во многом определяется пористостью материала.

Как показано в работах [115—117], спеченные детали с пористостью 15 % и более при нагреве без защитной атмосферы окислялись на большую глубину, быстро разрыхлялись вплоть до отслоения и разрушения поверхностного слоя. Поэтому при термической обработке используют такие же защитные атмосферы, как и при спекании: водород, диссоциированный аммиак, эндогаз, экзогаз, азот, конвертированный природный газ и газ, полученный при полном сжигании природного газа с добавлением 5—10 % водорода [118, 119].

Основной недостаток таких восстановительных и нейтральных атмосфер состоит в том, что они способствуют как обезуглероживанию, так и науглероживанию [120]. Для предотвращения этого процесса необходимо обеспечить такой же углеродный потенциал атмосферы, как и содержание углерода в термообрабатываемой детали. Так, по данным [120], хорошая закаливаемость деталей обеспечивается после нагрева в эндогазе с примесью природного газа и аммиака. Для предотвращения обезуглероживания часто используют углеродсодержащую засыпку [121]. Для точного регулирования углеродного потенциала в работе [122] предложено сжигать металл в газогенераторе аммиака.

При отсутствии защитных атмосфер проводят нагрев деталей в ходе термообработки в углеродсодержащих засыпках: чугунной стружке, древесном угле, отработанном карбюризаторе, графитовой крупке и др. [20]. При закалке с использованием индукционного нагрева можно не применять защитных атмосфер [20, 118], так как кратковременный нагрев позволяет практически избежать окисления [123]. Кроме того, индукционная закалка обеспечивает получение более высоких твердости и износостойкости при малой деформации детали [124, 125].

В работах [98, 126, 127] приводятся данные по использованию в качестве защитной среды расплавов солей. Соли проникают на незначительную глубину в поры, а последующей пассивирующей обработкой замедляется коррозия материала. Все же термообработка с использованием расплавов солей рекомендуется для беспористых материалов, ввиду сложности удаления солей из пор [128].

В литературе [129] приводятся данные по использованию в качестве защитной атмосферы продуктов неполного сгорания масла, находящегося на детали. Это позволяет получать защитную атмосферу без дополнительного оборудования, но приводит к большому расходу машинного масла. Между тем в работе [129] показано, что атмосфера, полученная при разложении масла, обеспечивает лучшую защиту от обезуглероживания, чем водород. Таким образом, большинство существующих защитных сред не обеспечивает постоянство химического состава порошковых сталей и требует громоздких и дорогих устройств как для получения защитных газов (водорода, диссоциированного аммиака), так и для спекания конструктивных деталей. Кроме того, перечисленные среды не исключают обезуглероживание порошковых сталей и их окисление.

Разработан новый способ термообработки порошковых сталей в самогенерируемой защитной среде, полностью исключаящей обезуглероживание порошковых сталей и их окисление [130, 131]. Способ состоит в том, что реакционное пространство нагревательного устройства изолируют от внешней атмосферы жидким затвором, через который изделие подается в реакционное пространство и извлекается из него после спекания и термообработки. Во время спекания в реакционной камере образуются восстановительные газы с углеродным потенциалом до 1,0 %. Такая атмосфера надежно защищает сталь от обезуглероживания. Возможность погружать изделия непосредственно после за-

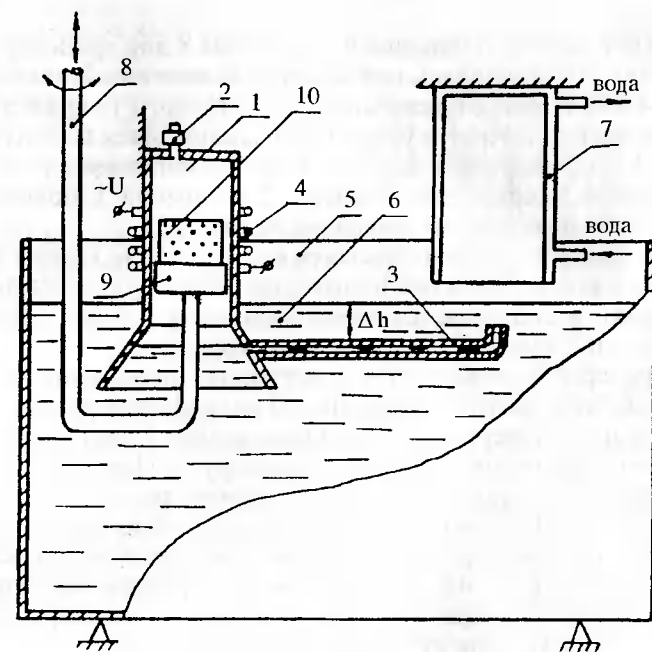


Рис. 223. Схема устройства для термообработки изделий из порошковых материалов

калки в охлаждающую среду (масло) позволяет совмещать процесс спекания с закалкой, самоотпуском и пропиткой маслом.

Описанный способ нагрева изделий под термообработку осуществляли с помощью разработанных специальных устройств [130]. Основная схема работы устройств приведена на рис. 223. Камера 1 выполнена из электроизоляционного материала в виде стакана с уширенным открытым концом, в котором изготовлены патрубки в донной части с вентилем 2 и на боковой поверхности. Вокруг камеры 1 установлен индуктор 4, подключенный к источнику напряжения высокой частоты (ДЗ-2-67М). Своим открытым концом камера 1 погружена в емкость 5 с маслом 6, образуя масляный затвор. Патрубок 3 располагали под конденсатором 7, охлаждаемым водой. Механизм 8 с рабочей площадкой 9 (для транспортировки изделия в камеру 1 и из нее) сочленен с приводом вертикального перемещения и поворота в горизонтальной плоскости (на чертеже не показаны). В исходном со-

стоянии устройства площадка 9 механизма 8 для транспортировки изделия 10 находилась вне камеры 1, клапан 2 открыт, индуктор 4 отключен от источника переменного напряжения $\sim U$ высокой частоты. Работа устройства заключается в следующем. Камера 1 погружается в масло 6, которое наполняет всю ее полость. Затем закрывается клапан 2 и камера 1 поднимается вверх и закрепляется, как показано на рис. 223.

На площадку 9 устанавливается изделие 10, механизм 8 перемещается в нижнее крайнее положение, поворачивается по часовой стрелке и поднимается вверх на высоту, обеспечивающую расположение изделия 10 в зоне индуктора.

Индуктор 4 подключается к источнику переменного напряжения высокой частоты. Изделие 10 нагревается, а масло, контактирующее с поверхностью изделия, кипит. Пары масла и продукты его разложения заполняют камеру 1. При повышении в ней избыточного давления, определяемого разностью уровней масла в камере 1 и емкости 5, пары масла через патрубок 3 поступают в конденсатор 7, конденсируются, масло поступает в емкость 5. Изделие 10 нагревается до температуры аустенитизации, выдерживается при этой температуре 120 с и погружается в масло. Механизм 8 поворачивается на 90° и поднимается.

Для определения влияния газовой среды на изменение химического состава стали ПК50 и ПК70Д3 образцы нагревали до 900°C . После выдержки 600 с ни на одном образце не было обнаружено науглероженного слоя и следов окисления. Таким образом, полученная газовая среда обеспечивает безокислительный нагрев без науглероживания пористых материалов.

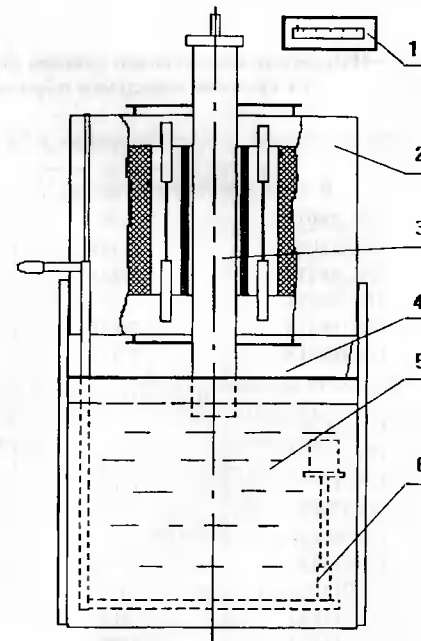
Описанная схема работы устройств, включающая получение самогенерируемой защитной атмосферы, легла в основу при разработке ряда устройств для спекания и термообработки деталей из порошковых сталей.

Для исследования химико-физических процессов, протекающих при спекании прессовок порошковых сталей в парах масла в условиях длительного (более 600 с) печного нагрева, обеспечивающих спекание при температуре до 1300°C , была сконструирована лабораторная установка (рис. 224). Она предназначена для спекания и термической обработки изделий преимущественно цилиндрической формы с отношением диаметра к высоте не менее 0,5.

Установка содержит герметичную камеру с расположенными вокруг нее нагревателями; емкость с закалочной жидкостью;

Рис. 224. Схема лабораторной установки для спекания изделий в парах масла.

1 — блок автоматического поддержания температуры, 2 — электропечь, 3 — камера герметичная, 4 — загрузочно-разгрузочная зона, 5 — емкость с закалочной жидкостью, 6 — механизм для транспортирования изделий



механизмы для транспортирования изделий в камеру, в закалочную жидкость, к разгрузочным зонам; блок автоматического поддержания температуры.

В камере генерируется защитная среда с углеродным потенциалом до 1 %, что позволяет производить термообработку изделий с развитой поверхностью, включая спекание порошковых изделий без окисления и обезуглероживания. Расход защитной среды незначительный ввиду высокой герметичности затворов, исключающих попадание атмосферы в камеру.

Техническая характеристика лабораторной установки для спекания и термообработки изделий типа колец-втулок:

Размеры кольца, мм	$D_{\text{нар}} — 50,$
	$D_{\text{вн}} — 40, H — 10$
Масса кольца, кг	0,032
Температура спекания, $^\circ\text{C}$	до 1200
Установленная мощность, кВт	до 1,0
Производительность, кг/ч	0
Удельная производительность, кг/(ч·мг)	1,0
Расход электроэнергии на единицу продукции, кВт·ч/кг	0,9
Габариты устройства, мм	$D_{\text{нар}} — 890,$
	$H — 1550.$

В результате исследования установлено, что при нагреве порошковых материалов ПК100Д3 до температуры 1200°C в парах масла и продуктов его разложения получали в реакционной

Таблица 58

Изменение химического состава порошковых сталей в зависимости от времени выдержки образца при температуре 1200 °С

Марка материала	Время выдержки, с	Содержание углерода, %	Содержание кислорода, %
<i>В проходной печи в атмосфере диссоциированного аммиака</i>			
ПК200Д2	0	2,05	0,24
ПК200Д2	1800	1,82	0,35
ПК200Д2	3600	1,55	0,48
ПК100Д3	0	0,98	—
ПК100Д3	3600	0,71	—
ПК100Д3	7200	0,63	—
<i>В самогенерируемой защитной среде</i>			
ПК50	0	0,52	0,24
ПК50	1200	0,51	0,23
ПК50	1800	0,52	0,24
ПК70Д3	0	0,72	—
ПК70Д3	3600	0,72	—
ПК70Д3	7200	0,73	—
ПК200Д2	0	2,01	—
ПК200Д2	1800	1,98	—
ПК200Д2	3600	1,99	—

камере следующий состав газа, %: CH_4 — 48—54, H_2 — 20—24, C_nH_{2n} — 12—18, CO — 4—7. Этот состав должен предохранять порошковую сталь от обезуглероживания. Для определения влияния газовой среды на изменение химического состава стали образцы нагревали до температуры 1200 °С. Химический состав порошковых сталей в обычных проходных печах в атмосфере диссоциированного аммиака и в самогенерируемой защитной среде указанного ранее состава изменяется в зависимости от времени выдержки при этой температуре (табл. 58).

Приведенные результаты согласуются с данными работы [129] и подтверждают, что при достаточно большой выдержке углеродистые порошковые стали не окисляются и не обезуглероживаются, в то время как в атмосфере диссоциированного аммиака в проходной печи наблюдается значительное обезуглероживание порошковых сталей и, как следствие, падение твердости и прочности спеченных конструкционных деталей.

4

ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА КИНЕТИКУ РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА

Закономерности фазовых превращений, установленные при исследовании кинетики распада переохлажденного аустенита (см. главу 2), могут быть объяснены на основе современных положений металловедения порошковых сталей. Особенности фазовых превращений обусловлены такими структурными свойствами порошковых сталей, как поры, химическая неоднородность, повышенное содержание неметаллических включений, а также вредных примесей (кислорода, водорода, серы). Зачастую разделить влияние этих факторов на кинетику распада аустенита не представляется возможным. Это, по-видимому, одна из причин противоречивых сведений в литературе по этому вопросу.

В работе [97] отмечается, что положение линий на термокинетических диаграммах и их вид определяются точностью инструментальных средств. Особенно существенно точность влияет на минимальную устойчивость аустенита и критическую скорость закалки, что в свою очередь затрудняет сопоставление данных, полученных различными исследователями. Так, в работах [26, 28] изменение кинетики диффузионного распада аустенита объясняется величиной работы образования зародыша критического размера. При этом скорость образования центров зарождения новой фазы при изменении температурных условий описывается уравнением

$$N = K \cdot e^{-\frac{A_k}{kT}} e^{-\frac{U}{kT}}, \quad (20)$$

где A_k — работа образования зародыша критического размера; U — энергия активации перемещения атома в ходе фазового превращения; T — абсолютная температура.

Уменьшение работы образования зародыша ведет к увеличению максимального значения образования центров зарождения и к повышению температуры этого максимума. Последнее приводит к уменьшению устойчивости аустенита вообще и к повышению температуры минимальной устойчивости аустенита — в частности. Уменьшение работы образования зародыша вызвано повышенной дефектностью кристаллического строения металла на поверхности пор и поровых каналов, присутствием межчастичных границ зерен, химической неоднородностью, неметаллическими включениями [132].

В работе [133] показано, что помимо пористости на кинетику распада переохлажденного аустенита порошковых сталей влияет дисперсность исходного материала, хотя и в значительно меньшей степени, чем пористость. Влияние дисперсности исходного порошка показано в разделах 2.1.3 и 2.7.1. Приводятся данные, что рост пористости снижает влияние дисперсности. Авторы объясняют влияние дисперсности измельчением зерен аустенита, увеличением межчастичных контактных поверхностей, на которых располагаются силикаты и оксиды.

В работах [18, 134] на основании термодинамического анализа фазовых превращений также делается вывод, что с увеличением пористости скорость образования центров зарождения увеличивается и максимальная скорость их образования смещается в области более высоких температур. Это подтверждается экспериментальными данными, приведенными в разделе 2.3.7. Как показано в [66], на начальной стадии диффузионного превращения существенное влияние оказывает скорость зарождения центров. Поэтому устойчивость аустенита, которая в диффузионных областях превращения определяется скоростью зарождения центров, уменьшается с увеличением пористости, дисперсности исходного материала и т. д. По этой же причине должна увеличиться скорость превращения в начальной стадии процесса.

В работах [135, 136] влияние пористости на кинетику превращения аустенита в диффузионной области оценивается только при анализе диаграмм скоростей распада (раздел 2.2.3). Скорости превращения пористого аустенита в диффузионной области на 15—30 % больше, чем беспористого. У пористой стали область наибольших скоростей диффузионного распада аустенита находится ближе к концу превращения, в то время как у беспористой стали — в начале распада. Так, максимум скорости распада аустенита достигался у пористой стали за 4 с до конца пре-

вращения, а у беспористой — за 80 с. Кроме того, если у беспористой стали область высоких скоростей диффузионного распада аустенита совпадала с областями его минимальной устойчивости, то в пористой стали эта область сдвинута в сторону меньших скоростей охлаждения. Например, у пористой стали максимальная скорость распада переохлажденного аустенита достигалась при скоростях охлаждения 20 °C/с, а минимальная устойчивость аустенита при скоростях охлаждения в четыре раза выше, в то время как у беспористой стали обе скорости охлаждения примерно одинаковые.

Следует подчеркнуть, что области наибольшей скорости диффузионного распада аустенита у пористой и беспористой сталей находятся примерно при одинаковой температуре и характеризуются одним и тем же отрезком времени. Последнее свидетельствует о том, что температурно-временной интервал максимальной скорости диффузионного распада аустенита стали ПК70ДЗ не зависит от ее пористости и, следовательно, от расположения термокинетической диаграммы в координатных осях температура — время.

Увеличение устойчивости аустенита при устранении пористости обусловлено уменьшением вероятности образования центров зарождения. Следовательно, обнаруженная закономерность поведения интегральной скорости распада аустенита может быть объяснена только увеличением скорости роста новой фазы. В работе [97] предлагается объяснение этой закономерности на основе изменения эффективного коэффициента диффузии [137] с увеличением пористости:

$$D_r = D \left(1 + \frac{2EVC}{(1 - v_n)RT} \omega^2 \right), \quad (21)$$

где E — модуль Юнга; v_n — коэффициент Пуассона.

В формуле (21) с увеличением пористости множитель $E(1 - v_n)^{-1}$ уменьшается, что равносильно понижению коэффициента диффузии. В работе [138] приводится зависимость скорости роста ферритного зерна от коэффициента диффузии:

$$v = \frac{\beta \sqrt{D(C)}}{\sqrt{t}}, \quad (22)$$

где t — время превращения.

Следовательно, увеличение пористости приводит к понижению скорости роста зародышей феррита и перлита. Приведенные диаграммы распределения скоростей распада аустенита дают убедительное объяснение обнаруженному ранее закономерному увеличению температурного интервала диффузионного распада аустенита с увеличением пористости стали [139]. Уменьшение времени распада переохлажденного аустенита с увеличением пористости, как показано в работах [2, 140—143], связывается с тем, что увеличение скорости зарождения с возрастанием дефектности пористого аустенита перекрывает уменьшение скорости роста.

Менее изучено влияние пористости на кинетику распада переохлажденного аустенита в бездиффузионной области. В работах [2, 3, 18, 58, 139] показано, что, как и у компактных материалов, положение M_n не зависит от скоростей охлаждения и с увеличением легирующих элементов температура начала мартенситного превращения понижается. С увеличением пористости температура начала мартенситного превращения повышается, причем зависимость мартенситной точки от пористости линейная [18]:

$$M_n = k \cdot \Theta + v, \quad (23)$$

где M_n — температура начала мартенситного превращения, К; k , v — коэффициенты; Θ — пористость, %.

В работе [139] повышение M_n с увеличением пористости объясняется уменьшением работы образования зародыша критического размера вследствие увеличения протяженности границ зерен и повышения их дефектности. В то же время известно [144, 145], что зарождение происходит не на границах и субграницах и не на порах. Прямым доказательством этого является то, что мартенситная точка не зависит от размера зерна аустенита [109] и в частицах стали (Fe — 30 % Ni) диаметром 40 мкм около 1/20 их числа осталось в аустенитном состоянии вплоть до -196°C , в то время как температура начала мартенситного превращения массивного образца $M_n = -20^\circ\text{C}$.

В работе [145] показано, что мартенсит в пористом сплаве Fe — 31 % Ni менее двойникован. Поэтому можно считать, что пористость разупрочняет мартенсит и аустенит и облегчает аккомодацию решеток при мартенситном превращении, что приводит к уменьшению степени двойникованности кристаллов мартенсита.

На основании термодинамических особенностей $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в работе [18] объясняется повышение температуры

мартенситного превращения в пористых порошковых сталях уменьшением упругой энергии ($\delta F_{\text{упр}}$) при превращении с повышением пористости. Кроме того, здесь же отмечается, что пористый аустенит обладает меньшим сопротивлением пластической деформации, и это облегчает релаксационные процессы, следовательно, уменьшает вклад упругой энергии когерентных границ. Снижение $\delta F_{\text{упр}}$ уменьшает разность свободной энергии при всех температурах превращения, следовательно, температура начала мартенситного превращения должна повыситься. Однако известно [66], что в результате релаксации часть упругой энергии “перекачивается” в поверхностную энергию границ, поэтому скорость зарождения для релаксационных кристаллов может быть на много порядков меньше и, следовательно, температура начала мартенситного превращения ниже. Заметим, что в работе [66] речь идет о релаксационных процессах на межфазных границах, а в [18], по всей видимости, — в зерне аустенита. Кроме того, не ясен механизм уменьшения упругой энергии при мартенситном превращении в пористых материалах.

Исследование кинетики мартенситного превращения на основе диаграмм скоростей распада показало, что скорости превращения аустенита в мартенсит (при одинаковых скоростях охлаждения) у пористой стали выше, чем у беспористой. На рис. 225 приведены кривые изменения скорости образования мартенсита при указанной скорости охлаждения. Как видно из рисунка, скорость образования мартенсита у пористой стали значительно выше, чем у беспористой, и сдвинута в область более высоких температур. Так, при охлаждении со скоростью $300^\circ\text{C}/\text{с}$ максимальная скорость образования мартенсита на 30 % выше у пористой стали, чем у беспористой. Увеличение температуры начала образования мартенсита и рост скорости бездиффузионного распада аустенита пористых сталей по сравнению с беспористыми можно объяснить влиянием пористости на свободную энергию образования новой фазы.

В работе [138] для определения выигрыша свободной энергии при образовании центров новой фазы, когерентно связанной с матрицей (мартенсита), которая подвергнута гидростатическому давлению, получено следующее уравнение:

$$\Delta F = \left(\Delta F_0 + 3P\alpha + \frac{E\alpha^2}{1 - \nu_n} \right) \frac{4}{3} \pi r_{\text{кр}}^3 + \sigma \cdot 4\pi r_{\text{кр}}^2, \quad (24)$$

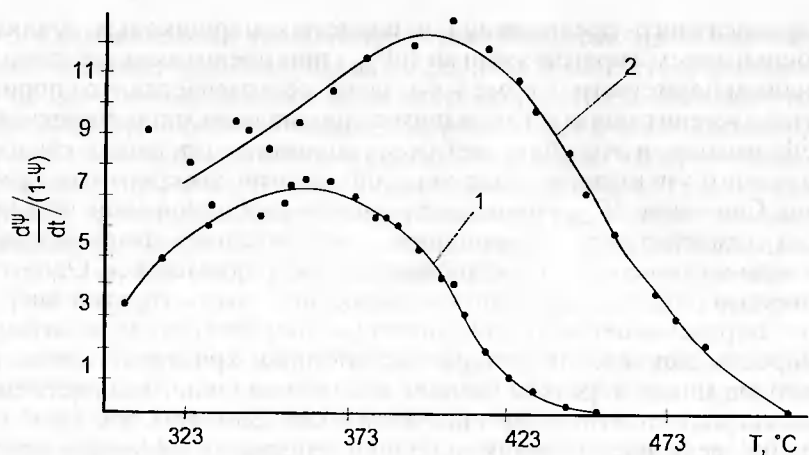


Рис. 225. Изменение скорости образования мартенсита от температуры превращения при охлаждении со скоростью 300 °C/с стали ПК70ДЗ.
1 — сталь с пористостью 15 %, 2 — сталь, пропитанная ртутью

где $\Delta\Phi_0 = \Phi_0^1 - \Phi_0^2$; Φ_0^1, Φ_0^2 — термодинамический потенциал новой и старой фаз при отсутствии напряжения, Дж; P — гидростатическое давление на систему, Па; $\alpha = \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V}$ — дилатаци-

онный эффект фазового превращения; ΔV — объемный эффект превращения; E — модуль упругости, Па; v_n — коэффициент Пуассона; σ — сила поверхностного натяжения, Дж/м²; ρ_{kr} — критический радиус образовавшегося зародыша новой фазы, м.

Как видно из уравнения, третье слагаемое ответственно за увеличение упругой энергии при дилатационном эффекте. Чем выше это слагаемое, тем меньше по абсолютной величине $\Delta\Phi$, т. е. тем ниже скорость образования центров. Известно [146, 147], что модуль упругости связан с пористостью соотношением

$$E = E_k \cdot \vartheta^m, \quad (25)$$

где E_k — модуль упругости компактного материала, Па; ϑ — относительная плотность; коэффициент $m = 1,5 \dots 2$.

Коэффициент Пуассона определяется уравнением

$$v_n = \vartheta^m \cdot v_{nk}, \quad (26)$$

где v_{nk} — коэффициент Пуассона компактного тела; ϑ — относительная плотность; $m = 0,25 \dots 0,5$.

Таким образом, с увеличением пористости модуль упругости и коэффициент Пуассона уменьшаются, что приводит к увеличению выигрыша свободной энергии и, следовательно, к увеличению вероятности образования центров зарождения мартенсита. Известно, что скорость образования мартенсита определяется именно скоростью зарождения центров.

Увеличение пористости, кроме того, смещает температуру фазового равновесия мартенсита и аустенита, которая определяется как корень уравнения

$$\Delta\Phi_0(T) + \frac{E \cdot \alpha^2}{1 - v_n} = 0. \quad (27)$$

Как показывают расчеты, пористость 15 % приводит к увеличению температуры мартенситного превращения, оцененному по уравнению (24) на 10—15 %. Это хорошо согласуется с приведенными диаграммами. Следовательно, пористость изменяет кинетику мартенситного превращения за счет уменьшения энергии упругих искажений, связанных с дилатационным эффектом фазовых превращений.

Химическая неоднородность порошковых сталей по углероду и легирующим элементам оказывает двоякое влияние на процесс аустенитизации [18]. С одной стороны, в областях с повышенным содержанием углерода процесс аустенитизации идет быстрее, с другой, неоднородность затрудняет диффузионное перераспределение углерода, что в свою очередь затормаживает и растягивает процесс аустенитизации. Так, в разделе 2.10.5 приводятся данные о влиянии степени неоднородности стали ПК100Х5Н10 на положение критических точек. Материал с различной степенью неоднородности получали путем спекания при температурах 1100, 1150 и 1200 °C. Показано, что с увеличением неоднородности критические точки A_{c1} и A_{c3} понижаются, а A_{r1} и A_{r3} повышаются.

Влияние неоднородности распределения легирующих на кинетику распада переохлажденного аустенита показано в разделах 2.3.3, 2.4.2, 2.5.1, 2.8.4, 2.10.3—2.10.6. Для всех сталей с увеличением коэффициента вариации концентрации (КВК) устойчивость аустенита понижается.

Для исследования была выбрана сталь — 2,3 % Mn, 1,0 % Cu, 0,25 % C [148]. Смесь порошков железа, графита, легкоплавкой лигатуры, содержащей марганец и медь и нагретой до температуры 1100 °С, подвергали штамповке. Распределение меди и марганца является периодическим с периодом, равным диаметру исходных частиц порошка железа (75 мкм), и с максимумами на границах участка. Феррит и перлит зарождаются на участках, обедненных легирующими элементами, и растут в направлении их максимальной концентрации. Границы продвижения фронта перлитного превращения определяются скоростью охлаждения. В период образования феррита и перлита углерод мигрирует в области, обогащенные медью и марганцем. Этим авторы объясняют замедление распада аустенита в легированных участках. В результате этих процессов протяженность зоны распада изотермических диаграмм превращения неомогенной стали увеличивается, а прокаливаемость уменьшается.

Влияние степени неоднородности на мартенситное превращение аналогично влиянию пористости. В работе [149] показано, что при закалке наблюдаются две мартенситные точки, одну из которых связывали с образованием мартенсита в диффузионных зонах вокруг частиц никеля, вторую — с мартенситным превращением матрицы. Поэтому отмечены два типа мартенсита: игольчатый и высоконикелевый. В работе [149] также наблюдали изменение морфологии мартенсита в связи с неоднородностью по никелю.

В [150] показано, что при неоднородности распределения углерода и пор в стали ПК120 наблюдаются различные морфологические типы мартенсита. Кроме того, на морфологию мартенсита оказывает влияние величина зерна аустенита. При изучении влияния неомогенности твердого раствора на положение критических точек в [151] обнаружено, что при увеличении степени неомогенности порошкового материала ПК100Х5М5 с пористостью 12—14 % температура начала мартенситного превращения повышается. По мнению авторов [18], повышение M_n с увеличением степени неоднородности связано с облегченным зарождением мартенсита на микрон неоднородностях. Кроме того, в [18] отмечено, что понижение M_n с увеличением гомогенности можно объяснить растворением карбидов при больших выдержках, что приводит к обогащению твердого раствора углерода хромом и молибденом.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: Справочник термиста. М.: Металлургия, 1965. 500 с.
2. Кукушкин Н. Н. Исследование процессов превращений в спеченной стали при нагреве и охлаждении: Дис. ... канд. техн. наук. Л., 1974. 178 с.
3. Рахманов В. И. Структурные превращения и свойства порошковых сталей при термической обработке: Дис. ... канд. техн. наук. Курган, 1981. 190 с.
4. Лившиц Б. Г., Крапошин В. С., Линецкий Я. Л. Физические свойства металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1980. 320 с.
5. Малинкина Е. Е., Ломакин В. Н. Прокаливаемость стали. М.: Машиностроение, 1969. 180 с.
6. Металловедение и термическая обработка стали Т. I Методы испытания и исследования / Под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. М.: Металлургия, 1983. 352 с.
7. Murry G. Methode pratique de prevision des deformations et contraintes apparaissent au cours de Ca tempedes auers // Jraitement Thermique. 1978. № 130. P. 69—73.
8. Шкляр Р. Ш., Попов А. А. Универсальный магнитометр для изучения быстро и медленно протекающих превращений в ферромагнитных материалах // Труды Уральского политехнического института. Термическая обработка металлов. Свердловск; Москва, 1954. № 46. С. 34—49.
9. Белоус М. В., Васильев М. А., Черепин В. Т. Магнитометр для быстротекущих процессов // Заводская лаборатория. 1966. № 3, XXXII. С. 370—371.
10. Панышин И. Ф., Рахманов В. И. Магнитный метод исследования превращения при охлаждении стали // Научно-исследовательская работа и учебный процесс. Курган, 1969. С. 40—46.
11. Физическое металловедение / Под ред. Р. У. Кана, П. Хаазева. 3-е изд. Т. I. Атомное строение металлов и сплавов; Пер. с англ. М.: Металлургия, 1987. 640 с.
12. Афанасьев Ю. В., Гольдрейер И. Г., Долганов С. Ш. Вопросы проектирования феррозондовых магнитометров // Геофизическая аппаратура. М., 1968. Вып. 36. С. 41—54.
13. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Панышин И. Ф. Термокинетические диаграммы превращения аустенита порошковых низколегируемых сталей // Порошковые конструкционные материалы. Киев, 1980. С. 146—149.
14. Арнольд Р. Р. Расчет и проектирование магнитных систем с постоянными магнитами. М.: Энергия, 1969. 184 с.
15. Апаев Б. А. Фазовый магнитный анализ сплавов. М.: Металлургия, 1976. 200 с.
16. Афанасьев Ю. В. Феррозонды. Л.: Энергия, 1969. 168 с.

17. Ивашко А. Г., Юшковский А. Г., Паньшин И. Ф. Магнитометр для исследования распада аустенита в компактных и порошковых материалах. Курган, 1984. 7 с. Деп. в ВИНТИ. 1984. № д12396.
18. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И. Термическая обработка порошковых сталей. М.: Металлургия, 1985. 80 с.
19. Ермаков С. С. Термическая обработка порошковых стальных деталей. Л.: ЛДНТП, 1981. 24 с.
20. Ермаков С. С., Вязников Н. Ф. Порошковые стали и изделия. 4-е изд., перераб. и доп. Л.: Машиностроение, 1990. 319 с.
21. Блиновский В. А. Физические и технологические основы методов термического упрочнения порошковых спеченных сталей: Автореф. дис. ... докт. техн. наук. М., 1999.
22. Ермаков С. С., Резников Г. Т., Кукушкина Н. Н. Влияние пористости и среды охлаждения на превращения в металлокерамических сталях // Труды Всесоюз. науч.-техн. конф. по металлокерамическим материалам и изделиям. Ереван, 1973. С. 248—255.
23. Ермаков С. С., Резников Г. Т. Термическая и химико-термическая обработка металлокерамических материалов на железной основе // Вестн. машиностроения. 1973. № 1. С. 60—63.
24. Ермаков С. С. Порошковая металлургия: Учеб. пособие. Л.: ЛПИ, 1986. 86 с.
25. Гуревич Ю. Г., Розман Е. С., Ивашко А. Г., Германюк Н. В. Закаливаемость и прокаливаемость порошковой стали СП70ДЗ—1 в зависимости от содержания в ней углерода // Порошковая металлургия. 1990. № 4. С. 45—49.
26. ГОСТ 9849—86. Порошок железный (взамен ГОСТ 9849—61). Введен 01.01.76. 11 с.
27. ГОСТ 9722—79. Порошок никелевый (взамен ГОСТ 9722—71). Введен 01.01.78. 13 с.
28. ТУ—48—19—316—80. Порошок молибденовый электролитический. Технические условия (взамен ЦМТУ 4787256). Введен 01.01.81.
29. ГОСТ 4960—75. Порошок медный электролитический. Технические условия (взамен ГОСТ 4960—68). Введен 01.01.77. 15 с.
30. ГОСТ 4404—78. Графиты для производства карандашных стержней. Технические условия (взамен ГОСТ 4404—73). Введен 01.01.80. 3 с.
31. ТУ—6—09—4262—76. Порошок стеарат цинка (взамен ТУ 16—53). Введен 01.01.77.
32. ГОСТ 6613—86. Сетки проволоочные тканые с квадратными ячейками нормальной точности (взамен ГОСТ 6613—73). Введен 01.01.86. 8 с.
33. ГОСТ 6912—87. Глинозем (взамен ГОСТ 6912—64). Введен 01.01.87. 8 с.
34. ГОСТ 5279—74. Графит кристаллический (взамен ГОСТ 5279—61). Введен 01.01.75. 6 с.
35. ГОСТ 18898—89. Порошковая металлургия. Изделия. Методы определения плотности и пористости (взамен ГОСТ 18898—73). Введен 01.01.89. 5 с.
36. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Паньшин И. Ф. Кинетика превращения аустенита в порошковой стали ЖГр1ДЗ до и после пропитки медью // Изв. вузов. Черная металлургия. 1985. № 11. С. 139—140.
37. ГОСТ 8233—56. Сталь. Эталоны микроструктур. Введен 01.07.56. 4 с.
38. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Рахманов В. И. Влияние пористости на скорость диффузионного распада аустенита // Порошковые, композиционные материалы и покрытия. Пермь, 1985. С. 35.

39. Гуревич Ю. Г., Юшковский А. Г., Ивашко А. Г. Фазовые превращения в стали 40ХН2Мп, полученной путем спекания прессовок из легированного порошка // Применение порошковых композиционных материалов и покрытий в машиностроении: Тез. докл. V Урал. регион. конф. по порошковой металлургии и композиционным материалам. Пермь, 1983. С. 9.

40. Ивашко А. Г. Магнитометр для изучения фазовых превращений в порошковых сталях // Тез. докл. совещ. по комплексной программе "Порошковая металлургия". Курган, 1984. С. 9—10.

41. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Юшковский А. Г. Автоматическое устройство для спекания и термообработки изделий из порошковых материалов // Теория и практика порошковой металлургии. Электрофизические технологии в порошковой металлургии: Тез. докл. науч.-техн. семинаров. Челябинск, 1984. С. 49—50.

42. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Паньшин И. Ф. Свойство стали 40Н2М после изотермической закалки // Горячее прессование. Новочеркасск, 1985. С. 182—183.

43. Ивашко А. Г., Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Юшковский А. Г. Влияние термоциклической обработки на кинетику распада переохлажденного аустенита порошковой стали 40Н2М // Технология получения изделий из порошков и исследование их свойств. Пенза, 1985. С. 33—34.

44. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Микуров А. И. Методика обработки экспериментальных данных и построение диаграмм распада переохлажденного аустенита // Теория и технология производства новых конструкционных материалов. Курган, 2000. С. 14.

45. Ивашко А. Г., Гуревич Ю. Г., Юшковский А. Г., Паньшин И. Ф. Влияние углерода и способа легирования на кинетику распада переохлажденного аустенита // Технология получения изделий из порошков и исследование их свойств. Пенза, 1985. С. 33.

46. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Рахманов В. И. Влияние пористости на скорость диффузионного и бездиффузионного распада аустенита // Применение порошковых, композиционных материалов и покрытий в машиностроении: Тез. докл. Урал. регион. конф. по порошковой металлургии и композиционным материалам. Пермь, 1985. С. 55—56.

47. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Юшковский А. Г., Паньшин И. Ф. Метод расчета прокаливаемости порошковых сталей с учетом скоростей распада аустенита // Применение порошковых, композиционных материалов и покрытий в машиностроении: Тез. докл. Урал. регион. конф. по порошковой металлургии и композиционным материалам. Пермь, 1985. С. 53—54.

48. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Ивашко А. Г., Паньшин И. Ф. Структура и свойства стали 40Н2Мп после обычной и изотермической закалки // Применение порошковой металлургии для изготовления деталей и инструмента: Тез. докл. науч.-техн. семинара. М., 1986. С. 94—95.

49. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г. Математическая модель процесса закалки сталей с целью прогнозирования структуры // Нелинейные процессы и проблемы самоорганизации в современном материаловедении: Тез. докл. Первого Всерос. семинара. М., 1997. С. 86.

50. ГОСТ 9450—76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазного наконечника (взамен ГОСТ 9450—60). Введен 01.01.77. 32 с.

51. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Паньшин И. Ф. и др. Термическая обработка деталей из порошковых сталей методом совмещения спекания с закалкой // Первое собрание металлосоведов России: Тез. докл. Ч. 1 / Под ред. Лахтина Ю. М., Когана Я. Д. Пенза, 1993. С. 94—95.
52. Анциферов В. Н., Масленников Н. Н., Пещеренко С. Н., Рабинович А. И. Определение химической неоднородности распределения элементов в порошковых материалах // Порошковая металлургия. 1982. № 2. С. 63—66.
53. Анциферов В. Н., Латыпов М. Г., Шацов А. А. Изотермический распад аустенита концентрационно-неоднородных никелевых сталей // Металлургия. 1998. № 5. С. 20—24.
54. Блантер М. Е. Теория термической обработки. М.: Металлургия, 1984. 328 с.
55. Анциферов В. Н., Боброва С. Н., Перельман О. М., Шацов А. А. Изотермический распад аустенита порошковой никельмолибденовой стали // Металлургия. 1993. № 8. С. 18—20.
56. Коротушенко Г. В., Григоркин В. И. Механические свойства никелевых сталей со структурой изотермического и атермического мартенсита // Металлургия. 1974. № 1. С. 41—46.
57. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Паньшин И. Ф. Термокинетические диаграммы превращения аустенита порошковых и низколегированных сталей // Порошковые конструкционные материалы. Киев, 1980. С. 146—149.
58. Гуревич Ю. Г. Резерв эффективности. Челябинск: Южн.-Урал. кн. изд-во, 1982. 120 с.
59. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Ивашко А. Г. и др. Кинетика распада переохлажденного аустенита и механические свойства стали СП70Д3 до и после пропитки медью // Порошковая металлургия. 1992. № 9. С. 62—66.
60. Анциферов В. Н., Масленников Н. Н., Шацов А. А., Смышляева Т. В. Порошковая сталь со структурой метастабильного аустенита // Порошковая металлургия. 1994. № 3/4. С. 42—47.
61. Анциферов В. Н., Масленников Н. Н., Смышляева Т. В. Износостойкость и сопротивление усталости метастабильных псевдосплавов сталь—медь // Металлургия. 1997. № 12. С. 15—20.
62. Анциферов В. Н., Шацов А. А., Смышляева Т. В. Трансформация поверхности псевдосплавов сталь—медь при контакте с абразивом // ФизХОМ. 1997. № 2. С. 79—88.
63. Мучник С. В. Фосфоросодержащие спеченные сплавы (обзор) // Порошковая металлургия. 1984. № 12. С. 20.
64. Кан Р. Физическое металловедение. Т. 2. М.: Мир, 1968. 490 с.
65. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Рахманов В. И., Паньшин И. Ф. Влияние термоциклической обработки на кинетику изотермического превращения аустенита и свойства порошковой стали 40Н2М // Порошковая металлургия. 1993. № 6. С. 47—57.
66. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращение в железе и стали. М.: Наука, 1977. 238 с.
67. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Рахманов В. И., Паньшин И. Ф. Структура и свойства порошковой стали 40Н2М после изотермической закалки // Изв. вузов. Черная металлургия. 1987. № 11. С. 30—34.

68. Манукян Н. В., Манукян Г. Б. Термоциклическая обработка спеченных сталей. Сообщ. 1 // Порошковая металлургия. 1984. № 4. С. 81—95.
69. Манукян Н. В., Манукян Г. Б. Термоциклическая обработка спеченных сталей: Сообщ. 2 // Порошковая металлургия. 1984. № 5. С. 86—90.
70. Гуревич Ю. Г., Юшковский А. Г., Ивашко А. Г., Розман Е. С. Автоматическое устройство для термообработки изделий из порошковых материалов // Применение порошковой металлургии для изготовления деталей и инструмента: Тез. докл. науч.-техн. семинара. М., 1986. С. 117—118.
71. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Рахманов В. И., Паньшин И. Ф. Структурные превращения и свойства порошковой стали 40Н2М при обычной и изотермической закалке // Тез. докл. Урал. регион. конф. "Применение порошковых композиционных материалов и покрытий в машиностроении". Пермь, 1987. С. 56—57.
72. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Рахманов В. И., Паньшин И. Ф. Структура и свойства порошковой стали 40Н2М после изотермической закалки // Изв. вузов. Черная металлургия. 1987. № 11. С. 30—34.
73. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Рахманов В. И., Паньшин И. Ф. Структурные превращения и свойства порошковой стали 40Н2М при обычной и изотермической закалке // Структура и оптимальное упрочнение конструкционных материалов: Межвуз. сб. научн. тр. / Отв. ред. Тушинский Л. И. Новосибирск, 1988. С. 115—121.
74. Гуревич Ю. Г., Юшковский А. Г., Ивашко А. Г. Производство порошковых колец для насосов // Достижения науки — производству: Порошковая металлургия. Информ. мат.-лы. Свердловск, 1988. С. 20—22.
75. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Ивашко А. Г., Паньшин И. Ф. Структура и свойства деталей, полученных совмещением спекания с закалкой // Тез. докл. XVI Всесоюз. науч.-техн. конф. по порошковой металлургии. Свердловск, 1989. С. 60.
76. Гуревич Ю. Г., Юшковский А. Г., Ивашко А. Г. и др. Автоматическая установка для спекания индукционным нагревом // Электрофизические технологии в порошковой металлургии: Сб. науч. тр. / Отв. ред. Райченко А. И. Киев, 1989. С. 102—105.
77. Ивашко А. Г., Рахманов В. И., Паньшин И. Ф. Структура образования и свойства порошковой стали 40Н2М при изотермической обработке с предварительным термоциклированием // Термодинамика и кинетика металлургических процессов. Курган, 1995. С. 31—36.
78. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Родионов С. С. и др. Высокопрочные детали из порошковой стали, полученные совмещением спекания с закалкой // Тез. докл. семинара-аукциона: Порошковая металлургия и термообработка. Курган, 1989. С. 6—7.
79. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Ивашко А. Г., Паньшин И. Ф. Магнитометрическое исследование кинетики фазовых превращений // Тез. докл. семинара-аукциона: Порошковая металлургия и термообработка. Курган, 1989. С. 12—13.
80. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Рахманов В. И. Влияние термоциклической обработки на кинетику изотермического превращения аустенита и свойства порошковой стали 40Н2М // Новые материалы и ресурсосберегающие технологии термической и химико-термической обработки деталей машин и инструмента: Тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конф. Махачкала; Москва, 1989. С. 29—30.

81. Гуревич Ю. Г., Розман Е. С., Ивашко А. Г., Германюк Н. В. Закаливаемость и прокаливаемость порошковой стали СП70ДЗ—1 в зависимости от содержания в ней углерода // Порошковая металлургия. 1990. № 4. С. 45—49.

82. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Рахманов В. И., Паньшин И. Ф. Структурные превращения и свойства порошковой стали 40Н2М при обычной и изотермической закалке // Порошковая металлургия. 1991. № 4. С. 48—52.

83. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Рахманов В. И., Паньшин И. Ф. Изотермическая обработка порошковой стали 40Н2М с предварительным термоциклированием // Термообработка порошковых сталей: Тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конф. / Под ред. Гуревича Ю. Г. Курган, 1991. С. 8—9.

84. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Белканов И. А. Автоматизированный магнитометр // Термообработка порошковых сталей: Тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конф. / Под ред. Гуревича Ю. Г. Курган, 1991. С. 13—14.

85. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Рахманов В. И., Паньшин И. Ф. Влияние термодинамической обработки на кинетику изотермического превращения аустенита и свойства порошковой стали 40Н2М // Порошковая металлургия. 1993. № 6. С. 47—57.

86. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Рахманов В. И., Паньшин И. Ф. Структура и свойства порошковой стали 40Н2М, изотермически обработанной до и после предварительного термоциклирования // Изв. вузов. Черная металлургия. 1995. № 2. С. 48—53.

87. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Паньшин И. Ф. и др. Термическая обработка стопорных колец из стали СП100ДЗ для гусениц трактора Т-170 методом совмещения спекания с закалкой // Термодинамика и кинетика металлургических процессов. Курган, 1995. С. 38.

88. Рахманов В. И., Ивашко А. Г., Паньшин И. Ф. Кинетика превращения аустенита и свойства порошковой стали 40Н2М при обычной и изотермической закалке // Термодинамика и кинетика металлургических процессов. Курган, 1995. С. 50—56.

89. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Ивашко А. Г. и др. Термическая обработка дистанционных колец из стали СП100ДЗ методом совмещения спекания с закалкой // Сталь. 1997. № 10. С. 70—71.

90. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Ивашко А. Г., Микуров А. И. Порошковые материалы для колец уплотнительного шарнира гусениц трактора Т-170 // Тез. докл. XVI Российской школы по проблемам проектирования неоднородных конструкций. Миасс, 1997. С. 57.

91. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Ивашко А. Г., Микуров А. И. Повышение точности изготовления тонкостенных деталей типа колец методом совмещения спекания с закалкой // Тез. докл. XVI Российской школы по проблемам проектирования неоднородных конструкций. Миасс, 1997. С. 58.

92. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Ивашко А. Г., Микуров А. И. Теория и практика термической обработки порошковых сталей // Новые материалы и технологии в машиностроении. Матер. регион. науч.-техн. конф. Тюмень, 1997. С. 22.

93. Ивашко А. Г., Рахманов В. И., Паньшин И. Ф., Микуров А. И. Влияние пористости на кинетику распада переохлажденного аустенита и механические свойства стали СП100ДЗ // Термодинамика и кинетика металлургических процессов. Курган, 1995. С. 37—42.

94. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Ивашко А. Г., Микуров А. И. Термическая обработка стопорных колец из стали СП100ДЗ для гусениц трактора Т-170 методом совмещения спекания с закалкой // Порошковая металлургия. 1997. № 11. С. 86—88.

95. Гуревич Ю. Г., Юшковский А. Г., Ивашко А. Г., Розман Е. С. Устройство для спекания и термообработки порошковых и компактных сталей // Тез. докл. семинара-аукциона "Порошковая металлургия и термообработка". Курган, 1989. С. 3—4.

96. Ивашко А. Г., Богословцев В. А., Стукало В. А. Математическая модель фазовых превращений в порошковых сталях // Математическое и программное обеспечение научных исследований и обучение: Сб. науч. трудов. Курган, 1998. С. 46.

97. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г. Кинетика распада переохлажденного аустенита порошковых сталей. Курган: Изд-во Курган. гос. ун-та. 1998. 153 с.

98. Анциферов В. Н., Буланов В. Я., Богодухов С. И., Гревнов Л. М. Термохимическая обработка порошковых сталей. Екатеринбург: УрО РАН, 1997. 481 с.

99. Меськин В. С. Основы легирования стали. М.: Металлургия, 1964. 654 с.

100. Ле Мэй И., Шётки Л. М. - Д. Медь в черных металлах. М.: Металлургия, 1988. 312 с.

101. Kelley W. R., Zhou H. The influence of heat treatment and copper infiltration on the mechanical properties of powdered metal parts // 1997 European conference on advances in structural PM component production. München, 1997. P. 183—190.

102. Гуревич Ю. Г., Ивашко А. Г., Рахманов В. И. и др. Кинетика распада переохлажденного аустенита и механические свойства стали СП70ДЗ до и после пропитки медью // Порошковая металлургия. 1992. № 9. С. 62—66.

103. Анциферов В. Н., Масленников Н. Н., Смышляева Т. В., Шацов А. А. Порошковая сталь со структурой метастабильного аустенита // Порошковая металлургия. 1994. № 3/4. С. 42—47.

104. Анциферов В. Н., Смышляева Т. В., Шацов А. А. Износостойкость и сопротивление усталости метастабильных псевдосплавов сталь—медь // МТМ. 1997. № 12. С. 15—20.

105. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. М.: Металлургиздат, 1962. Т. 1, 2. 1488 с.

106. Малинов Л. С. Использование принципа получения метастабильного аустенита, регулирования его количества и стабильности при разработке экономнолегированных сплавов и упрочняющих обработок // МТМ. 1996. № 2. С. 35—39.

107. Анциферов В. Н., Акименко В. Б., Гревнов Л. М. Порошковые легированные стали. М.: Металлургия, 1991. 318 с.

108. Анциферов В. Н., Масленников Н. Н., Пещеренко С. Н. Определение химической неоднородности распределения легирующих элементов в порошковых материалах // Порошковая металлургия. 1982. № 2. С. 62—66.

109. Oki S., Akiyama T., Shoji K. Transformation Features and Mechanical Properties of Sintered Cr-Mo Steels Made by Different Processes of Molybdenum Addition // Powder Metallurgy International. 1985. V. 17, № 1. P. 23—26.

110. Анциферов В. Н., Масленников Н. Н., Шацов А. А. Конструктивная прочность концентрационно-неоднородных порошковых сталей. Пермь, 1996. 206 с.
111. Анциферов В. Н., Масленников Н. Н., Шацов А. А., Платонова В. Б. Оптимизация состава порошковой стали // Структура и оптимальное упрочнение конструкционных материалов. Новосибирск, 1989. С. 122—130.
112. Анциферов В. Н., Гревнов А. М., Черепанова Г. Т. Изотермический распад переохлажденного аустенита стали ЖГр1Х5М5, спеченной при различных температурах // Порошковая металлургия. 1975. № 12. С. 75—82.
113. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Металлургия, 1977. 647 с.
114. Термическая обработка в машиностроении: Справочник. М.: Машиностроение, 1980. 784 с.
115. Жорняк А. Ф., Радомысельский И. Д. Характерные особенности закалки плотных металлокерамических сталей // Порошковая металлургия. 1964. № 4. С. 65—75.
116. Радомысельский И. Д. Термическая и химико-термическая обработка в порошковой металлургии // Порошковая металлургия. 1967. № 11. С. 42—49.
117. Радомысельский И. Д. Порошковые конструкционные детали. Современное состояние, перспективы развития // Порошковая металлургия. 1985. № 10. С. 37—41.
118. Либенсон Г. А., Панов В. С. Оборудование цехов порошковой металлургии. М.: Металлургия, 1983. 264 с.
119. Кипарисов С. С., Либенсон Г. А. Порошковая металлургия. М.: Металлургия, 1980. 495 с.
120. Анциферов В. Н., Боброва С. Н., Ракинцева Г. П. Влияние защитной среды на свойства порошковой стали 50х5 после спекания и термической обработки // Изв. вузов. Черная металлургия. 1983. № 5. С. 83—87.
121. Напара-Волгина С. Г., Блувштейн Р. Э. Получение конструкционных порошковых материалов на железной основе с заданным содержанием углерода // Порошковые конструкционные материалы. Киев, 1980. С. 25—27.
122. Пат. 514352 (США). Heat treating atmospheres/ Latva Henry F. Заявл. 15. 10. 74, № 514352; Оpubл. 7.06.77.
123. Никитина Н. В. Спекание металлокерамических конструкционных материалов ТВЧ // Труды V Республиканской научно-технической конференции по порошковым материалам. Киев, 1966. С. 15—17.
124. Кидин И. Н., Мозжухин Е. И., Сурикова М. А. Особенности изменения физико-механических свойств при электротермической обработке легированных сталей, полученных методом порошковой металлургии // Методы исследования и оценки структуры металлокерамических материалов: Сб. трудов 3-й Международной конференции по порошковой металлургии. Киев, 1970. Т. 1. С. 167—186.
125. Кидин И. Н., Мозжухин Е. И., Сурикова М. А. Структурные превращения при электротермической обработке спеченных легированных сталей // Металлокерамические конструкционные материалы. Киев, 1972. С. 150—155.
126. Богодухов С. И. Термическая обработка порошковых материалов на основе железа // Прогрессивные методы порошковой металлургии в машиностроении: Тез. докл. III Урал. зонал. науч.-техн. конф. Оренбург, 1980. С. 57—58.
127. Богодухов С. И. Исследование нагрева пористых заготовок и деталей в соляных ваннах под закалку // Порошковая металлургия. Куйбышев, 1974. С. 171—173.
128. Термическая и химико-термическая обработка изделий, изготовленных методом порошковой металлургии // Технология автомобилестроения: Экспресс-информация / НИИ Автопром. 1980. № 1. С. 15—17.
129. Китайский В. Е. Разработка, исследование и освоение агрегата упрочнения стальных труб: Дис. ... канд. техн. наук. М., 1978. 183 с.
130. А. С. 1196386 СССР, С 21Д 1/10. Способ термической обработки металлических изделий / Ю. Г. Гуревич, А. Г. Юшковский, Н. Р. Фраге, А. Г. Ивашко. № 3725505; Заявл. 12.04.84.
131. А. С. 1309415 СССР, В22F 3/12. Способ спекания изделий из порошковых материалов на основе железа / Ю. Г. Гуревич, А. Г. Юшковский, Н. Р. Фраге, А. Г. Ивашко, А. С. Вавилин. № 3617883; Заявл. 13.12.82.
132. Пумпянская Т. А., Буланов В. Я., Зырянов В. Г. Атлас структур порошковых материалов на основе железа. М.: Наука, 1986. 264 с.
133. Ермаков С. С., Габер М. Влияние дисперсности и состава порошковой смеси на превращение переохлажденного аустенита в пористых спеченных сталях: Труды VI Международной конференции по порошковой металлургии. 1979. Т. 2. С. 29-1—29-16.
134. Рахманов В. И., Панышин И. Ф., Гуревич Ю. Г. Превращение аустенита в спеченных сталях при непрерывном охлаждении // Исследование технологии металлических порошков и спеченных материалов. Свердловск, 1980. С. 81—85.
135. Гуревич Ю. Г., Рахманов В. И., Ивашко А. Г. Влияние пористости на кинетические параметры превращения аустенита в порошковых сталях при непрерывном охлаждении. М., 1985. Деп. в справочно-информационном фонде ЦНТБ ЧМ, № 10. С. 159. ЗД/2939.
136. Ивашко А. Г., Овсянников И. Е., Белоусов Э. А. Влияние температуры аустенитизации на кинетику распада переохлажденного аустенита ПК40Н2М // Теория и технология производства новых конструкционных материалов. Курган, 2000. С. 19.
137. Хачатурян А. В. Теория фазовых превращений и структура твердых растворов. М.: Наука, 1974. 367 с.
138. Любов Б. Я. Кинетическая теория фазовых превращений. М.: Металлургия, 1969. 264 с.
139. Ермаков С. С. Некоторые вопросы теории и практики термической обработки спеченных сталей // Порошковые конструкционные материалы. Киев, 1980. С. 150—154.
140. Ермаков С. С. Теоретические и практические особенности фазовых превращений в порошковых сталях // Проблемы порошковой металлургии: Л., 1982. С. 33—39.
141. Ермаков С. С., Кукушкина Н. Н., Резников Г. Т. Исследование процессов при термической обработке спеченной стали // Труды IV Международной конференции по порошковой металлургии. Прага, 1974. С. 421—435.
142. Ермаков С. С., Максарева И. Ю. Устойчивость переохлажденного аустенита порошковой стали ЖГр0,8Мо0,25 с различной пористостью // Изв. вузов. Черная металлургия. 1984. № 6. С. 76—80.

143. Ермаков С. С., Левицкая И. Ю. Исследования распада переохлажденного аустенита в легированных спеченных сталях // Вопросы металлургии стали и титановых сплавов. Пермь, 1979. С. 157—159.

144. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978. 392 с.

145. Гревнов Л. М., Гилев В. Г. Особенности формирования структуры спеченного сплава Fe—31Ni // Порошковая металлургия. Пермь, 1979. С. 46—51.

146. Андриевский Р. А. Свойства спеченных тел // Порошковая металлургия. 1982. № 1. С. 37—42.

147. Бальшин М. Ю. Научные основы порошковой металлургии и металлургии волокна. М.: Металлургия, 1972. 336 с.

148. Karlson B., Drag H. Martensit and pearlite formation in inhomogeneous powder metallurgy alloys—P/M. 78 // 5th Eur. Sump. Powder Met. Stockholm, 1978, Prepr. V. 2. Sadertalje, 1978. P. 179—184.

149. Перельман О. М., Синюхин А. В. Фазовые превращения при термической обработке никельмолибденовых спеченных сталей // Тез. докл. III Урал. зонал. науч.-техн. конф. "Прогрессивные методы порошковой металлургии в машиностроении". Оренбург, 1980. С. 65—66.

150. Гревнов Л. М., Гилев В. Г. Исследование рельефа мартенситного превращения в спеченных углеродистых сталях // Порошковая металлургия. Пермь, 1979. С. 93—97.

151. Анциферов В. Н., Черепанова Т. Г. Структура спеченных сталей. М.: Металлургия, 1982. 112 с.

ОГЛАВЛЕНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ	3
1. МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ РАСПАДА АУСТЕНИТА В ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ И ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ	5
1.1. Методика магнитометрического исследования распада аустенита	12
1.2. Методика обработки экспериментальных данных и построение диаграмм распада переохлажденного аустенита	15
2. ИЗОТЕРМИЧЕСКИЕ И ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ ДИАГРАММЫ	19
2.1. Углеродистые стали	19
2.1.1. ПК40	19
2.1.2. ПК45	24
2.1.3. ПК80	24
2.1.4. ПК120	39
2.2. Медистые стали	39
2.2.1. ПК30Д3	39
2.2.2. ПК50Д3	43
2.2.3. ПК70Д3	49
2.2.4. ПК150Д2	65
2.2.5. ПК70Д10	70
2.3. Никелевые стали	74
2.3.1. ПК70Н	74
2.3.2. ПК45Н2	80
2.3.3. ПК35Н4	82
2.3.4. ПК50Н4	83
2.3.5. ПК50Н6	89
2.3.6. ПК50Н9	
2.3.7. Влияние пористости и неоднородности в никелевых сталях	95
2.4. Хромистые стали	99
2.4.1. ПК40Х	99
2.4.2. ПК35Х2	106
2.5. Молибденовые стали	112
2.5.1. ПК35М	112
2.5.2. ПК80М0.25	115
2.6. Фосфористая сталь	120
2.6.1. ПК50Ф	120
2.7. Марганцевые стали	126
2.7.1. ПК70Г	127
2.8. Никель-молибденовые стали	130
2.8.1. ПК15Н2М	130
2.8.2. ПК30Н2М	135
2.8.3. ПК40Н2М	141
2.8.4. ПК35Н4М	168
2.8.5. ПК50Н4М	171

2.9. Хромоникелевые стали.....	175
2.9.1. ПК40ХН.....	175
2.9.2. ПК150ХН, ПК150Х2Н.....	180
2.9.3. ПК12ХН3.....	191
2.10. Хромомолибденовые стали.....	197
2.10.1. ПК35ХМ.....	197
2.10.2. ПК35Х2М.....	200
2.10.3. ПК100Х2М2.....	204
2.10.4. ПК100Х5М5.....	206
2.10.5. ПК100Х5М10.....	210
2.10.6. ПК100Х12М2.....	211
2.11. Хромоникель-молибденовые стали.....	216
2.11.1. ПК40ХНМ.....	216
2.11.2. ПК50Х3НМ.....	224
2.11.3. ПК45Х2Н4М.....	227
2.12. Медно-никелевые стали.....	232
2.12.1. ПК80Н2Д2, ПК80Н2Д2М0,25.....	232
3. ПРАКТИКА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.....	235
4. ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА КИНЕТИКУ РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА.....	241
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	249

Научное издание

**Юрий Григорьевич Гуревич
Владимир Никитович Анциферов
Владимир Яковлевич Буланов
Александр Григорьевич Ивашко**

**ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ И ИЗОТЕРМИЧЕСКИЕ
ДИАГРАММЫ ПОРОШКОВЫХ СТАЛЕЙ
СПРАВОЧНИК**

Рекомендовано к изданию Ученым советом
Института металлургии и НИСО УрО РАН по плану выпуска 2000 г.

Редактор **А. И. Пономарева**
Технический редактор **Е. М. Бородулина**
Корректоры **Г. Н. Старкова, Н. В. Каткова**
Компьютерная верстка **Г. П. Чащиной**

ЛР № 020764 от 24.04.98

НИСО УрО РАН № 178(99)—205. Сдано в набор 27.07.00. Подписано
в печать 19.02.01. Бумага типографская. Формат 64×84 1/16.
Печать офсетная. Гарнитура Таймс. Усл. печ. л. 16,25. Уч.-изд. л. 16,5.
Тираж 200. Заказ 22.

Отпечатано в типографии УрО РАН.
620219, г. Екатеринбург, ГСП-169, ул. С. Ковалевской, 18.