

ГЛАВНИИПРОЕКТ ПРИ ГОСПЛАНЕ СССР

НАМИ

ВЫПУСК

85

*Скотников В.В.*

**ПРОМЕЖУТОЧНОЕ  
ПРЕВРАЩЕНИЕ  
И ОТПУСКНАЯ ХРУПКОСТЬ  
В КОНСТРУКЦИОННЫХ  
АВТОМОБИЛЬНЫХ  
СТАЛЯХ**

МАШГИЗ

КРЕДИТ

В

8/8

4899

67

ГЛАВНИИПРОЕКТ ПРИ ГОСПЛАНЕ СССР

ЦЕНТРАЛЬНЫЙ ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ  
НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ  
АВТОМОБИЛЬНЫЙ И АВТОМОТОРНЫЙ ИНСТИТУТ  
Н А М И

---

ВЫПУСК 85

Инж. В. В. СКОТНИКОВ

ПРОМЕЖУТОЧНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ  
И ОТПУСКНАЯ ХРУПКОСТЬ  
В КОНСТРУКЦИОННЫХ  
АВТОМОБИЛЬНЫХ  
СТАЛЯХ

ГОСУДАРСТВЕННОЕ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО  
МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОЙ ЛИТЕРАТУРЫ  
Москва 1958

В книге дана классификация и оценка различных теорий промежуточного превращения стали, экспериментально исследованы изотермическое превращение аустенита и явление необратимой отпусковой хрупкости продуктов промежуточного превращения большого количества конструкционных автомобильных сталей.

На основе этого разработаны новые представления о механизме и кинетике промежуточного превращения.

Полученные экспериментальные данные могут быть использованы при решении практических вопросов выбора марки стали и режимов термообработки, особенно при применении изотермической закалки как способа повышения конструктивной прочности стали.

Книга предназначена для инженеров заводских лабораторий и научно-исследовательских организаций.

---

#### Состав редсовета НАМИ:

*М. А. ПАШИН* — председатель, *А. А. ЛИПГАРТ* — зам. председателя и отв. редактор, *С. Г. БОРИСОВ*, *М. И. БРИСКИН*, *О. В. ДЫБОВ*, *Я. Г. ЗИЛЬБЕРБЕРГ*, *А. С. ЛОЗАРЬ*, *И. С. ЛУНЕВ*, *Я. М. ПЕВЗНЕР*, *В. И. ПРЯДИЛОВ*, *К. С. РАМАЙЯ*, *Г. И. САМОЛЬ*, *Е. В. СЕДОВА*, *Н. С. ХАНИН*,  
*А. А. ЧАПЧАЕВ*, *С. Б. ЧИСТОЗВОНОВ*, *Э. М. ШКОЛЬНИКОВ*

---

*Редакция литературы по автомобильному, тракторному  
и сельскохозяйственному машиностроению  
Зав. редакцией инж. И. М. БАУМАН*

## ВВЕДЕНИЕ

Большинство из применяемых в автомобильной промышленности конструкционных сталей обладает ограниченной прокаливаемостью, поэтому при закалке деталей даже сравнительно небольшого сечения на некотором расстоянии от их поверхности получают немартенситные продукты. В сердцевине цементованных деталей, как правило, образуются продукты, представляющие собой различные структурные формы распада аустенита в промежуточной области.

В основе находящей все более широкое применение изотермической закалки стальных и чугуновых деталей также лежит промежуточное превращение.

Однако среди других превращений в железоуглеродистых сплавах промежуточное превращение наименее изучено. Достаточно сказать, что если перлитному и мартенситному превращениям в курсах металловедения посвящаются целые главы, то рассмотрение промежуточного превращения ограничивается обычно кратким изложением особенностей кинетики, установленным главным образом с помощью магнитометрического метода, и высказыванием весьма противоречивых представлений о механизме этого превращения.

В литературе продукты промежуточного превращения даже не получили единого названия. Для их обозначения существует много терминов: бейнит, «промежуточная фаза», игольчатый троостит, X-структура, игольчатый феррит, пятнистый феррит, черновит, штейнбергит, уралит и даже тросто-сорбит, тросто-мартенсит и т. д.

Между тем, промежуточное превращение, распространяющееся на широкую область субкритических температур, имеет исключительно важное значение как в теоретическом, так и в практическом отношении.

В чем заключается механизм этого превращения как промежуточного между перлитным и мартенситным превращениями, какова природа образующихся продуктов, следует ли стремиться к получению этих продуктов или, наоборот, необходимо предотвращать их появление в изделиях путем применения стали соответствующих марок и способов закалки —

вот те главные вопросы, на которые все еще не дано ясного ответа.

Изучению явлений отпускной хрупкости посвящен ряд работ. Однако в них недостаточно полно исследовано влияние продуктов промежуточного превращения на явления хрупкости при отпуске и проведены эти работы на ограниченном количестве автомобильных сталей.

Проблема повышения прочности автомобильных деталей, а также вопросы рационального выбора марок стали и разработки новых, установление наиболее эффективных способов термообработки могли бы решаться более успешно, если бы были достаточно ясны сущность промежуточного превращения и явлений хрупкости при отпуске не только мартенсита, но и продуктов промежуточного превращения.

---

## КЛАССИФИКАЦИЯ ТЕОРИЙ ПРОМЕЖУТОЧНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Ознакомление со многими литературными источниками по промежуточному превращению показывает, что в настоящее время имеются существенные различия во взглядах относительно механизма этого превращения и природы образующихся продуктов. Еще больше расхождений существует в оценке некоторых деталей этого превращения. Вместе с тем необходимо отметить, что имеющиеся экспериментальные данные, полученные в ряде работ, позволяют построить новую теорию промежуточного превращения. Поэтому надо признать весьма необходимым рассмотрение существующих теорий как в отдельности, так и в обобщенном виде, выяснить вопрос, в какой мере каждая из них вытекает из современных представлений о фазовых превращениях и согласуется с экспериментально установленными фактами и в состоянии ли она их объяснить.

Существующие различные взгляды и представления по промежуточному превращению сводятся к восьми теориям:

- 1) мартенситная теория;
- 2) теория, согласно которой превращение в промежуточной области состоит в непосредственном образовании из аустенита феррито-карбидной смеси, при иницирующей роли феррита;
- 3) теория, базирующаяся на изменении состава карбидной фазы;
- 4) теория, основывающаяся на торможении распада аустенита вследствие фазового наклепа;
- 5) теория промежуточного превращения на основе продолженных линий диаграммы состояния Fe—C;
- 6) теория, основывающаяся на прекращении диффузии легирующих элементов и протекании  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения по мартенситной кинетике;
- 7) теория, согласно которой бейнит — продукт многостадийного распада первичной игольчатой составляющей, богатой углеродом;
- 8) теория, рассматривающая промежуточное превращение как процесс образования зародышей мартенсита и последующего некогерентного роста альфа-фазы.

## Мартенситная теория

Наиболее ранней и в то же время наиболее распространенной теорией промежуточного превращения является представление, согласно которому распад аустенита в промежуточной области происходит не непосредственно, а через первоначальное образование пересыщенного феррита с последующим его распадом на карбид и альфа-фазу.

Для краткости назовем эту теорию мартенситной. Следует отметить, что данная теория в общем виде была разработана многими исследователями, которые значительно расходятся в отдельных деталях. Одни авторы — Курдюмов и Перкас [18]; Бейн, Вилела и Гелих [45]; Пинес [26]; Крайнер и Кронайс [57]; Гардин [3]; Бунин [2] и др. — первоначальное образование пересыщенного феррита полностью отождествляют с мартенситным превращением. Такого же мнения о механизме образования продуктов в области 400—200° придерживается Мел [60], а для области ниже мартенситной точки — Томпсон и Джепсон [64].

Другие — Вефер и Матью [12]; С. С. Штейнберг [40]; Н. М. Грязнов [5] (раньше такого же взгляда придерживался и Курдюмов [17]) — считают, что образованию пересыщенного феррита предшествуют диффузионные процессы, приводящие к выделению цементита и образованию вследствие этого обедненных углеродом участков аустенита, после чего в них наступит самое обычное мартенситное превращение.

Клайер и Лимэн [55] предполагают, что в результате быстрого перемещения атомов углерода создаются обедненные участки аустенита (без предшествующего выделения цементита), которые превращаются по мартенситному типу в пересыщенный феррит.

И, наконец, Зинер [66] считает, что первоначальный продукт образуется, подобно мартенситу, бездиффузионным путем, как пересыщенный феррит, но без возникновения упругих напряжений и, следовательно, механизм образования этого продукта не может полностью отождествляться с мартенситным.

Дальнейшие расхождения у авторов, придерживающихся этой теории, относятся к характеру распада пересыщенного феррита.

Большинство считает, что распад его, как и мартенсита, полученного обычным путем, приводит к образованию сфероидальных частиц карбида, некоторые же (А. И. Гардин и А. П. Гуляев [4]) на основании электронно-микроскопических исследований пришли к выводу о пластинчатой форме карбидов.

Зинер, например, считает, что цементит вначале образуется в виде пластинок, которые при больших выдержках начинают сфероидизироваться.

Основной особенностью промежуточного превращения, исходя из мартенситной теории, признается затухание процесса при достижении определенной степени распада, возрастающей с понижением температуры. Однако указанная закономерность распада разными авторами, придерживающимися этой теории, объясняется по-разному. Согласно Г. В. Курдюмову и М. Д. Перкас в основе ее лежат те же явления, что и при мартенситном превращении. Зинер, а также Гардин эту особенность промежуточного превращения объясняют обогащением непревращенного аустенита за счет диффузии в него углерода из бейнита. Особенно подробно этот вопрос рассмотрен А. И. Гардиным [3].

Особых взглядов придерживаются Клайер и Лимэн [55], а также Лория и Шеферд [58], которые наличие непревращенного аустенита связывают с образованием обогащенных участков аустенита непосредственно в самих продуктах распада, возникающих уже на начальных стадиях превращения.

Полное отождествление механизма промежуточного превращения с мартенситным противоречит факту существования инкубационного периода, длительность которого, например, в высокоуглеродистых сталях, в зависимости от характера и степени легирования, а также температуры превращения измеряется от минут до нескольких часов.

Следовательно, такое представление не только не объясняет сущности промежуточного превращения как особого процесса, но приводит к ряду неверных положений, искажающих сущность самого мартенситного превращения, к отрицанию тех его специфических особенностей, которыми оно отличается от других превращений, сопровождающихся диффузионными процессами.

Некоторые из сторонников этой теории зашли так далеко с отождествлением обоих превращений, что различие их видят лишь в том, что мартенситное превращение происходит при таких температурах, при которых критическая величина зародышей мартенсита настолько мала, что часть существовавших в аустените гетерофазных флюктуаций превращается в зародыши при температуре  $M$ .

Из этого положения, развиваемого в работах К. П. Бунина [2], вытекает, что существующие в аустените гетерофазные флюктуации, превращающиеся в зародыши ниже мартенситной точки, не смогли реализоваться при более высоких температурах только потому, что по своим размерам они меньше тех, которые необходимы в данных условиях для устойчивых зародышей. При таком подходе к гетерофазным флюктуациям, т. е. только с количественной стороны, стираются все качественные особенности превращения аустенита при различных степенях переохлаждения и остается немного до признания давно отвергнутой и забытой теории Совера [27], со-

гласно которой превращение во всем субкритическом интервале представлялось происходящим посредством первоначального образования мартенсита.

Предположение о наличии предшествующих мартенситному превращению диффузионных процессов, приводящих к выделению цементита и образованию обедненных участков аустенита, на первый взгляд восполняет указанный пробел, так как оно не противоречит факту существования инкубационного периода, а, наоборот, предполагает его наличие. Однако прямые экспериментальные доказательства этому отсутствуют. Напротив, имеются данные, не согласующиеся с указанным предположением. Так, в работе Клайера и Лимэна [55] показано, что образование карбида при промежуточном превращении не предшествует появлению в продуктах распада альфа-фазы, а следует за ним.

В исследованиях Вефера, Розе и Петера [65], а также Л. М. Певзнер, Г. М. Ровенского и Т. Д. Кубышкиной [23], проведенных на некоторых легированных сталях, показано, что в продуктах промежуточного превращения после полной его приостановки содержится исключительно малое количество карбидов.

Высказывания Клайера и Лимэна о механизме бейнитного превращения, состоящем в образовании диффузионным путем обедненных углеродом участков аустенита (без предшествующего выделения цементита), превращающихся затем по мартенситному типу в пересыщенный феррит, представляют несомненный интерес и будут рассмотрены ниже.

Что касается последнего варианта мартенситной теории — предположения Зинера о том, что в промежуточной области образуется пересыщенный феррит бездиффузионным путем, но без возникновения упругих напряжений, то это не подтверждается достаточными теоретическими обоснованиями и находится в противоречии с твердо установленным положением о том, что пересыщенный феррит с такой же концентрацией углерода, как и аустенит, может образоваться только по мартенситному механизму, для которого упругая энергия является существенным фактором.

Следует далее отметить, что выводы относительно идентичности физических свойств, микроструктуры и состояния альфа-фазы продуктов промежуточного превращения и отпущенного при тех же температурах мартенсита, приводимые в подтверждение мартенситной теории, в большинстве своем основываются на экспериментальных данных, полученных для нижней части промежуточной области. Но и для указанного узкого интервала температур эти выводы не являются безупречными. Работами Вефера, Розе и Петера, а также Певзнер, Кубышкиной и Ровенского показано, что при изотермическом превращении аустенита различных сталей даже ниже мартенситной точки

состав и количественное соотношение фаз получаются иные, чем при отпуске мартенсита.

В верхней части промежуточной области, по данным многих авторов, различия в структуре и свойствах продуктов распада, по сравнению со структурой и свойствами продуктов распада отпущенного на те же температуры мартенсита, настолько значительны, что они никак не могут быть совместимы с мартенситной теорией промежуточного превращения.

Близкими к мартенситной теории являются представления Ко и Котрелла [56], которые, обнаружив при распаде аустенита в промежуточной области эффект рельефа на поверхности, подобный получающемуся при мартенситном превращении, пришли к выводу, что бейнит образуется посредством зарождения центров и когерентного роста, скорость которого зависит от состава аустенита и температуры превращения.

Несмотря на эти весьма интересные экспериментальные данные, вносящие большую определенность в представление о характере превращения в промежуточной области, выводы Ко и Котрелла относительно движущей силы превращения и деталей описанного механизма этого превращения являются ошибочными.

Авторы видят в возникновении упругой энергии основное препятствие для протекания когерентного роста новой фазы при мартенситном превращении. Поэтому, когда различие свободных энергий двух решеток недостаточно, чтобы компенсировать возникновение упругой энергии, то, по их мнению, когерентный рост выше мартенситной точки становится возможным вследствие распада образующегося пересыщенного феррита, сопровождающегося уменьшением удельного объема и снижением упругой энергии. В результате этого увеличивается движущая сила превращения. Такого же взгляда на механизм превращения аустенита ниже мартенситной точки придерживаются в своей работе Томпсон и Дженсон [64].

Основным ошибочным положением в представлениях Ко и Котрелла, а также Томпсона и Дженсона, по нашему мнению, является их утверждение, что уменьшение упругих напряжений способствует когерентному превращению, вопреки твердо установленным фактам стабилизации непревращенного аустенита вследствие отпуска образовавшегося мартенсита.

### **Теория феррито-карбидного распада**

Согласно этой теории предполагается, что распад аустенита в промежуточной области, как и в перлитной, происходит непосредственно на феррит и карбид с той лишь разницей, что при этом распаде ведущей фазой является не цементит, а феррит. Этот взгляд в свое время развивал В. Д. Садовский [28], [29], [30]. Однако к такому же выводу раньше В. Д. Садовского пришли Мел [60], Жоливе [54], Гринингер и Трояно [49].

В работе Жоливе указывается, что, хотя в конечном результате этого превращения получается феррито-цементитный агрегат, фаза, возникающая первой в форме зародыша, по-видимому, является цементитом в перлитной области и пересыщенным ферритом в промежуточной области. Жоливе указывает также, что им совместно с Портвеном это положение в общих чертах было высказано еще в 1937 г. и что оно разделяется Мелом

Обстоятельную критику взгляда В. Д. Садовского на промежуточное превращение аустенита как на феррито-карбидный распад, отличающийся от перлитного превращения только тем, что он инициируется альфа-фазой, дал А. И. Гардин [3]. Как известно, многими исследователями уже давно было обращено внимание на то, что в верхней части промежуточной области продукты распада имеют меньшую дисперсность, чем перлит, образующийся при тех же температурах. Однако А. И. Гардин впервые указал на то положение, что если в промежуточной области продолжается непосредственное образование феррито-карбидной смеси, то, независимо от того, какая из фаз является ведущей, должно существовать непрерывное с перлитной областью изменение межпластиночных расстояний. Это вытекает из термодинамических принципов фазовых превращений: при отсутствии изменений в составе образующихся фаз разность свободных энергий аустенита и продуктов его распада непрерывно возрастает с увеличением степени переохлаждения и все большее количество энергии затрачивается на создание межфазовой поверхности, чему должно соответствовать образование все более дисперсной структуры продуктов распада. Поэтому факт обнаружения резкого увеличения межпластиночных расстояний является свидетельством изменения энергетического баланса, а следовательно, и механизма превращения при переходе от перлитной области к промежуточной.

Об этом свидетельствует также резкое понижение твердости продуктов распада при переходе от перлитной области к промежуточной, обнаруженное на большом количестве сталей Девенпортом [46] и другими исследователями. Следовательно, уже из этого вытекает несовместимость взгляда на превращение в промежуточной области как на продолжение одного и того же процесса распада аустенита на феррит и карбид, но отличающегося, по выражению В. Д. Садовского, лишь механизмом начальных стадий, т. е. когда ведущей фазой вместо карбида становится феррит.

Противоречащими феррито-карбидной теории являются также такие экспериментально установленные факты, как неполнота превращения, обогащение непревращенного аустенита и снижение для него температуры мартенситного превращения, приводимые обычно сторонниками мартенситной теории.

К феррито-карбидной теории промежуточного превращения относятся также две новые гипотезы Хультгрена [51].

Одна из них предложена для легированных сталей, другая — для углеродистой. Согласно первой гипотезе бейнит легированных сталей представляет собой продукт метастабильного превращения, приводящего к образованию феррито-карбидной смеси при отсутствии перераспределения легирующих элементов между фазами.

Согласно второй гипотезе бейнит углеродистых сталей представляет собой феррито-карбидный агрегат, образование которого инициировано ферритом первичной ориентировки, а цементит в этом продукте имеет вторичную ориентировку.

Несмотря на кажущуюся новизну представления, развиваемые Хультгреном (вторая гипотеза), совпадают в основном с обычной теорией феррито-карбидного распада в промежуточной области. Поэтому все возражения, приведенные против указанной теории, основывающиеся на закономерном характере изменения межпластиночного расстояния и твердости феррито-карбидного агрегата с увеличением переохлаждения, полностью применимы и к этой гипотезе.

Что касается первой гипотезы, базирующейся на различии химического состава, то к ней непосредственно не может быть применено положение о закономерном характере изменения межпластиночного расстояния в зависимости от переохлаждения, так как в виду существующего, по данным Хультгрена и других исследователей, различия состава фаз в перлитной и бейнитной областях размеры ведущего зародыша, а следовательно, и межпластиночные расстояния в каждой из этих областей будут изменяться по-своему.

Однако мы считаем недостаточно обоснованной необходимость существования двух самостоятельных гипотез для объяснения одного и того же превращения в сталях, отличающихся по химическому составу. Причем мы не нашли и у Хультгрена никакого довода для выдвижения первой гипотезы, кроме замечания, что «данная гипотеза появилась из результатов анализа карбидных остатков». Поэтому представляет интерес рассмотреть эту гипотезу в свете имеющихся экспериментальных данных.

О том, что в промежуточной области выделяется карбид железа независимо от наличия в стали карбидообразующих элементов, хорошо известно по многим работам. Также известно, что в области перлитного превращения состав карбида, хотя и отличается по содержанию легирующих элементов от среднего их содержания в стали, однако, не при любом содержании карбидообразующего элемента образуется специальный карбид. Если принять во внимание то обстоятельство, что в некоторых легированных сталях даже при значительных количествах легирующих элементов начальные стадии феррито-карбидного рас-

пада протекают без предварительного перераспределения легирующих элементов, то будет не лишено основания утверждение, что влияние легирующих элементов на промежуточное превращение не должно существенно сказаться на механизме процесса и должно отразиться на кинетике процесса, как это имеет место при перлитном превращении.

Более того, если в некоторых легированных сталях при перлитном превращении происходит образование специального карбида и даже предполагается перераспределение легирующих элементов уже на начальных стадиях процесса, но при этом механизм превращения признается таким же, как и для углеродистых сталей, то ввиду указанного совершенно нет никаких оснований предполагать особый механизм промежуточного превращения в легированных сталях, при котором образующийся карбид, как и в углеродистых сталях, является цементитом.

Тогда ограничения, оговоренные выше, в применимости закономерного характера изменения межпластинчатого расстояния и ферритокарбидной смеси с увеличением степени переохлаждения для легированных сталей, должны в существенной части отпасть со всеми вытекающими отсюда последствиями.

Таким образом и для легированных сталей предложенный Хультгреном механизм промежуточного превращения, который состоит в непосредственном распаде аустенита на ферритокарбидную смесь и отвечает особому типу метастабильного равновесия (названного параравновесием), является в высшей степени гипотетическим.

Можно привести еще несколько доводов против предложенного механизма.

Во-первых, у некоторых легированных сталей при значительной полноте распада аустенита в промежуточной области почти не обнаруживается карбидной фазы, что никак не может отвечать представлению о ферритокарбидном распаде.

Во-вторых, с помощью данного механизма нельзя объяснить, почему существует область взаимного перекрывания обоих типов превращения, что особенно характерно для малоуглеродистых сталей: когда бейнитная реакция, рассматриваемая этой теорией как распад аустенита на ферритокарбидную смесь, практически полностью завершается — появляется вторая реакция, представляющая собой действительный ферритокарбидный распад, но протекающая со скоростью в  $10^4$ — $10^6$  раз меньшей, чем первая [59].

В-третьих, по этой теории совершенно необъяснима причина образования характерной структуры, состоящей, как указывает Хультгрэн, из коротких прутков, четок, а иногда и сфероидальных частиц карбидов, легко различимых даже при небольших увеличениях. В силу каких причин карбидная фаза при таких больших степенях переохлаждения сфероидируется с такой исключительной легкостью? Из практики термической обра-

ботки хорошо известно, что для получения зернистого перлита из пластинчатого требуются длительные выдержки при нагреве почти под самую критическую точку и чем меньше содержание углерода в сталях, тем труднее получить зернистую форму карбидов. При бейнитном превращении сфероидизированные частицы легко образуются в сталях с очень низким содержанием углерода.

В-четвертых, эта гипотеза не может дать ответа, почему в процессе феррито-карбидного распада имеет место стабилизация аустенита, выражающаяся в прекращении превращения и резком понижении для непревращенного аустенита мартенситной точки.

Все это вместе взятое свидетельствует о неприменимости гипотезы, базирующейся на изменении химического состава фаз, к промежуточному превращению аустенита. Таким образом, ни одна из предложенных теорий феррито-карбидного распада не в состоянии объяснить основных закономерностей промежуточного превращения.

### **Теория, базирующаяся на изменении состава карбидной фазы**

Теорией, также относящейся к проблеме существования осложненного типа С-образной кривой, а следовательно, и к появлению промежуточного превращения в легированных сталях, является теория Н. Н. Сироты [32] — [35], объясняющая указанные явления постепенным изменением состава, а иногда и структуры карбидной фазы в зависимости от степени переохлаждения.

Этот взгляд не нашел сколько-нибудь широкого признания, однако следует сделать отдельные замечания по существу этой теории.

1. Автор не пытается раскрыть действительный механизм промежуточного превращения и определить какие структурные формы образуются при распаде аустенита в промежуточной области. При выводе формулы зависимости времени полураспада аустенита он допускает, что во всем субкритическом районе вплоть до мартенситной точки механизм превращения остается неизменным. Такое допущение является необоснованным, так как оно приводит к отрицанию качественных различий между превращениями в перлитной и промежуточной областях, что, естественно, не может привести к установлению действительных причин существования осложненного типа С-образных кривых.

2. В работах Клайера и Лимэна [55], Н. Е. Карского [14], Р. И. Энтина [43], [44] и др. показано, что в промежуточной области распад аустенита, легированного различными карбидообразующими элементами (хромом, марганцем, вольфрамом, молибденом), приводит к образованию простого карбида с со-

держанием легирующих элементов, не отличающимся от среднего их содержания в стали. При этом не замечено сколько-нибудь существенного изменения содержания легирующих элементов с повышением температуры превращения, пока не наступает реакция феррито-карбидного распада, сопровождающаяся резким обогащением карбидообразующими элементами карбидной фазы.

3. Как следует из работы Клайера и Лимэна, образование альфа-фазы опережает выделение карбида, а в работах Веллера, Розе и Петера [65], Л. М. Певзнер, Г. М. Ровенского и Т. Д. Кубышкиной [23] показано, что в некоторых сталях в бейнитной области даже при достижении высоких степеней распада аустенита карбидной фазы не образуется. Из этого вытекает, что карбидная фаза не имеет решающего значения при изменении кинетики процесса.

Следовательно, попытки объяснения существования осложненного типа С-образных кривых у легированных сталей изменением химического состава карбидной фазы являются несостоятельными, противоречащими экспериментальным данным.

### **Теория, основывающаяся на торможении распада аустенита вследствие фазового наклепа**

Представителем этой теории является М. Е. Блантер [1]. По его мнению превращение в промежуточной области характеризуется протеканием элементарного процесса диффузии углерода, отсутствием диффузии легирующих элементов и невозможностью протекания процесса восстановления структурного соответствия на границе исходной и образующейся фаз.

Образование продуктов распада в этой области, по мнению М. Е. Блантера, происходит при ведущей роли феррита.

Появление осложненного типа С-образных кривых у легированных сталей М. Е. Блантер объясняет тем, что уже в нижней части перлитной области фактором, определяющим скорость превращения, является не диффузионный процесс образования феррито-карбидной смеси, а процесс восстановления структурного соответствия на границе исходной и новой фаз, скорость которого резко замедляется такими легирующими элементами, как хром, кремний и др.

Несмотря на свою оригинальность, эта теория не раскрывает действительных причин существования осложненного типа С-образных кривых.

Во-первых, утверждение автора о том, что фактором, определяющим скорость превращения в нижнем интервале перлитной области, является процесс восстановления структурного соответствия на границе фаз, находится в противоречии с его же экспериментальными данными.

Так, одинаковая степень разупрочнения (25%) была полу-

чена для никелевого аустенита при  $550^{\circ}$ , марганцовистого и кобальтового — при  $600^{\circ}$ , молибденового — при  $640^{\circ}$ , кремнистого — при  $690^{\circ}$  и хромистого — при  $700^{\circ}$ . Далее, согласно экспериментальным данным автора, степень разупрочнения, а следовательно, и степень восстановления структуры деформированного аустенита, возможная при любой температуре, достигается практически мгновенно. Следовательно, скорость восстановления структурного соответствия не может влиять на кинетику распада аустенита. Эти данные свидетельствуют о том, что если бы фактором, определяющим скорость превращения, было восстановление нарушенного пластической деформацией структурного соответствия, то уже при  $550-700^{\circ}$  превращение легированного аустенита должно было бы на какой-то стадии прекратиться, так как в этом температурном интервале не происходит полного снятия последствий наклепа, а достигается лишь частичное восстановление структурного соответствия. Больше того, если принять во внимание то обстоятельство, что полное восстановление соответствия кристаллических решеток становится возможным, согласно экспериментальным данным М. Е. Блантера, при еще более высоких температурах, то это должно было бы привести к невозможности полного превращения аустенита во всей перлитной области, особенно при введении таких легирующих элементов, как кремний, молибден и хром.

Во-вторых, в противоречии со взглядом М. Е. Блантера находится тот факт, что в нижней части промежуточной области, где согласно его экспериментальным данным, совершенно невозможен процесс восстановления структурного соответствия, в действительности распад аустенита происходит полнее и даже может достигать 100%.

В-третьих, существование нисходящей ветви на кривой изотермического превращения аустенита в нижней части перлитной области является проявлением общей закономерности фазовых превращений — уменьшением скорости образования зародышей и скорости их роста в связи с преобладающим влиянием энергии активации (ниже максимума скорости превращения), возрастающим с понижением температуры.

Следовательно, для объяснения существования нисходящей ветви С-кривой у легированных сталей, являющейся, по мнению автора данной теории, одним из основных признаков осложненного типа С-кривых, совершенно не требуется каких-либо дополнительных факторов.

Основным ошибочным положением в работе М. Е. Блантера, по нашему мнению, является преувеличение роли фазового наклепа при превращении и отождествлении его с механическим наклепом.

Нельзя также считать обоснованным то положение, что автором в качестве исходного аустенита при экспериментальном

изучении влияния легирующих элементов был избран аустенит с 12% марганца, исходя из того лишь факта, что изменение содержания марганца с 12 до 8% качественно не отразилось на поведении марганцовистого аустенита. Этот факт не дает также оснований считать, что введение марганца не влияет на процессы разупрочнения аустенита и не изменяет форму С-образной кривой, как утверждает М. Е. Блантер.

Хорошо известно, что влияние легирующих элементов на свойства стали особенно эффективно при введении их в небольших количествах, при значительном же их содержании дальнейшее повышение концентрации вызывает сравнительно малый эффект.

В работах О. П. Максимовой [20] и Р. И. Энтина [43] определенно установлено, что марганцовистые стали имеют осложненный тип С-образных кривых.

Таким образом, необоснованно принятые при проведении экспериментальной работы допущения и привели М. Е. Блантера к неправильным выводам, находящимся в противоречии с теорией и экспериментальными данными.

### Теория промежуточного превращения на основе продолженных линий диаграммы состояния Fe—C

К этой теории промежуточного превращения относится положение, развиваемое А. С. Завьяловым [9], [10], согласно которому в субкритической области образуются метастабильные фазы. Состав этих фаз определяется продолженными в эту область равновесными линиями  $GP$  и  $ES$  диаграммы железо-углерод. Автором предложена диаграмма превращений переохлажденного аустенита, которая, по его мнению, позволяет с единой точки зрения рассмотреть все процессы фазовых превращений в стали при охлаждении.

В критических статьях Г. В. Курдюмов [16] и А. А. Попова с В. Д. Садовским [25] показали несостоятельность и глубокую ошибочность развиваемых А. С. Завьяловым представлений, необоснованность предпочтительного выбора для продолжения в субкритическую область одних линий диаграммы и произвольность отказа от продолжения других. Указано также на неправильное понимание автором физического смысла линий диаграммы в равновесной области и их продолжения в субкритическую область, необоснованность отождествления линии  $GP$  и ее продолжения с положением мартенситной точки в зависимости от содержания углерода, произвольность нанесения на диаграмму двух дополнительных горизонтальных линий  $Tr$  и  $Tc$  (температурный порог рекристаллизации железа и температура, ниже которой практически прекращается обособление карбидов), не имеющих реального физического смысла, и др.

## Теория, основывающаяся на прекращении диффузии легирующих элементов и протекания $\gamma \leftarrow \alpha$ превращения по мартенситной кинетике

К данной теории промежуточного превращения мы относим представления Р. И. Энтина. Особенностью этих представлений является рассмотрение превращения переохлажденного аустенита как совокупности элементарных процессов, скорость протекания которых различна в зависимости от степени переохлаждения.

Существование осложненного типа С-образной кривой, появление промежуточного превращения и характерные различия структуры продуктов этого превращения в верхней и нижней части области Р. И. Энтин, исходя из полученных экспериментальных данных, объясняет следующим образом: в перлитной области распад аустенита замедляется вследствие:

- 1) уменьшения скорости полиморфного превращения;
- 2) необходимости диффузии легирующих элементов и образования специальных карбидов и
- 3) понижения скорости диффузии углерода.

Ускорение распада аустенита в промежуточной области, по его мнению, наступает в результате изменения механизма превращения: отпадает необходимость перераспределения легирующих элементов и на элементарный процесс диффузии углерода накладывается полиморфное превращение с мартенситной кинетикой.

Прежде чем дать общую оценку этой теории, необходимо установить, действительно ли отмечаемые Энтиным элементарные процессы отражают специфические особенности промежуточного превращения.

Основными моментами, которые, по его мнению, позволяют подойти к выяснению механизма промежуточного превращения с иных позиций, являются:

- 1) отсутствие необходимости диффузионного перераспределения легирующих элементов при этом превращении;

- 2) резкое замедление полиморфного превращения и протекание его по мартенситной кинетике ниже  $500^\circ$  в сталях, легированных хромом; хромом и никелем; хромом, никелем и молибденом или вольфрамом;

- 3) протекание диффузии углерода в промежуточной области температур:

Рассмотрим каждое из этих положений отдельно.

1. а. Автор теории считает, что образование в промежуточной области цементита с содержанием легирующих элементов примерно соответствующим среднему составу стали однозначно указывает на отсутствие диффузионного перераспределения легирующих элементов при этом превращении.

По нашему мнению, полученные Р. И. Энтиным экспериментальные данные позволяют лишь сделать вывод об отсутствии необходимости перераспределения легирующих элементов для образования карбидов, но не могут служить однозначным доказательством отсутствия диффузионного перераспределения легирующих элементов вообще. Интересными в этом отношении являются данные, полученные А. А. Поповым [24]. Им установлено, что после практически полной приостановки превращения аустенита в промежуточной области последующая изотермическая выдержка приводит к дальнейшему изменению состава непревращенного аустенита, выражающемуся в увеличении его устойчивости, — к смещению интервала распада его при последующем отпуске с  $300\text{—}350^\circ$  к  $500\text{—}550^\circ$ . Аналогичные результаты получены и В. Д. Садовским [31].

Такое повышение температуры превращения остаточного аустенита при отпуске, сравнимое с поведением остаточного аустенита высоколегированных сталей, свидетельствует о том, что при бейнитном превращении наряду с перераспределением углерода возможно и диффузионное перераспределение легирующих элементов между образовавшимися продуктами распада.

Однако, принимая во внимание отсутствие различий в содержании легирующих элементов карбида от их среднего содержания в стали, следует, что это перераспределение не затрагивает карбидной фазы.

Это должно быть понятным из работы Н. Е. Карского [14], который установил, что обогащение легирующими элементами карбидной фазы происходит только при непосредственном распаде аустенита на феррито-карбидную смесь и что, следовательно, выше и ниже области распада аустенита на феррито-карбидную смесь обогащения выделившейся карбидной фазы легирующими элементами не происходит.

б. Следует отметить также, что изменение состава карбида не является, по-видимому, обязательным при переходе от перлитного к промежуточному превращению. Так, например, в углеродистых сталях состав карбида не изменяется, однако, это не мешает протеканию превращения аустенита в этих сталях посредством двух различных механизмов.

Таким образом, изменение состава карбида при переходе от перлитного к промежуточному превращению не отражает наиболее существенные стороны двух механизмов распада аустенита, а отсутствие обогащения легирующими элементами карбида, образующегося в промежуточной области, не может служить доказательством невозможности диффузионного перераспределения легирующих элементов между продуктами превращения.

2. Эта особенность не является присущей всем сталям, а только для сплавов, по данным Р. И. Энтина, с содержанием

хрома выше 5%, а также для сплавов, легированных, кроме хрома, еще никелем; никелем и молибденом или вольфрамом, при содержании хрома, однако, во всех случаях также выше 6,0—6,5%.

Промежуточное превращение четко проявляется по кинетике процесса и структурным формам продуктов распада в малолегированных сталях, в которых не наблюдается ни резкого замедления полиморфного превращения (например, при легировании только молибденом), ни протекания полиморфного превращения с мартенситной кинетикой. Следовательно, и эта особенность не является обязательной для механизма промежуточного превращения.

3. Экспериментальное подтверждение протекания диффузии углерода, о существовании которой высказывались предположения в самых первых работах по промежуточному превращению, не дает еще каких-нибудь новых данных для подхода с иных позиций к выяснению механизма промежуточного превращения, так как одно лишь признание диффузии углерода само по себе является неопределенным.

Известно, что диффузия углерода имеет место при образовании избыточных фаз из переохлажденного аустенита и при феррито-карбидном распаде, протекающих при высоких температурах; при старении аустенитных и ферритных сплавов и даже во время первой стадии отпуска мартенсита, происходящей при низких температурах. Таким образом, из установления факта диффузии углерода в промежуточной области без конкретных указаний на то, к каким качественным различиям в составе фаз, к какому типу превращения приводит происходящая диффузия углерода в этой области и в чем отличие его от других процессов, не может быть еще выведено каких-нибудь определенных суждений в пользу той или иной теории промежуточного превращения.

Из приведенного рассмотрения основных положений, на которых основываются представления Р. И. Энтина по промежуточному превращению, видно, что они не являются, во-первых, достаточно конкретными, чтобы можно было определить специфические особенности промежуточного превращения по сравнению с другими процессами; во-вторых, два первых положения не являются необходимыми для всех сталей и, вероятно, отражают лишь проявление не основных, а частных особенностей промежуточного превращения в некоторых сталях.

Следовательно, на основе этих положений не может быть сформулирована общая теория промежуточного превращения, которая, как мы уже отмечали, должна быть одинаковой для всех сталей в существенном и отличаться в некоторых деталях, зависящих от химического состава стали, как это имеет место для перлитного и мартенситного превращений.

**Теория, согласно которой бейнит — продукт многостадийного распада первичной игольчатой составляющей, богатой углеродом**

К этой теории промежуточного превращения аустенита относятся представления Лориа и Шеферда [58]. Сущность их взглядов заключается в том, что в верхней и средней части промежуточной области образуется богатый углеродом первичный игольчатый продукт, который отличается от игольчатого «пятнистого» феррита или X-составляющей, по Девенпорту [46]. Образование этого игольчатого продукта, по мнению авторов, происходит посредством механизма сдвига. Мы считаем излишним здесь рассматривать этот вопрос, так как он затрагивает по существу механизм мартенситного превращения, который раскрыт в работах Г. В. Курдюмова и его сотрудников.

Мы остановимся на другом положении авторов, а именно: их утверждении, что бейнит в хромоникелемолибденовой стали с 0,6% углерода образуется в результате длительного стадийного распада богатого углеродом первичного игольчатого продукта, приводящего к получению феррито-карбидного агрегата. В то время, как в другой — хромомарганцевомолибденовой стали с тем же содержанием углерода образующиеся игольчатые структуры, по мнению Лориа и Шеферда, иницируются ферритом, а освобождающийся при этом углерод, окруженный растущим ферритом, выделяется в виде карбида и в результате также получается феррито-карбидный агрегат.

Детальное рассмотрение помещенных в работе авторов микрофотографий и их описаний показывает, что никакого богатого углеродом игольчатого продукта не образуется. Распад аустенита в обеих сталях происходит одинаково и приводит к образованию тех же продуктов, о которых указывается в работах ряда авторов [46], [54].

Так называемая многоступенчатость, многостадийность распада и другие отмеченные Лориа и Шефердом особенности являются результатом того, что авторы изучали превращение аустенита в верхней части промежуточной области и зоне относительной его устойчивости. В этом температурном интервале, как известно, превращение идет настолько медленно, что происходит коалесценция продуктов распада в процессе их образования и на промежуточное превращение накладывается процесс феррито-карбидного распада, что при весьма длительных выдержках (достигавших 14 дней) действительно приводит к образованию феррито-карбидного агрегата в превращенных областях. Однако структура, полученная таким путем, как правильно указал Жоливе [54], не может больше связываться с первоначально образующимся продуктом.

Сходство структуры феррито-карбидного агрегата, получающегося в результате стадийного распада первичного игольчатого продукта одной из сталей, с быстро образующимся при

более низкой температуре продуктом распада аустенита другой стали является чисто внешним, и фазовый анализ того и другого агрегата показал бы резкие различия между ними. Этот вопрос нами будет рассмотрен особо.

Следовательно, представления Лориа и Шеферда о механизме образования бейнита, состоящем из первоначального образования богатого углеродом игольчатого продукта и медленном его распаде при прохождении через ряд промежуточных стадий и получении в итоге феррито-карбидного агрегата, являются нереальными. Что касается механизма промежуточного превращения другой стали, состоящего в быстром выделении карбида, вследствие роста ферритных образований, инициирующих превращение, то этот механизм совпадает с представлениями Хультгрена и других о феррито-карбидном распаде в промежуточной области.

### **Промежуточное превращение как процесс образования зародышей мартенсита и последующего некогерентного роста альфа-фазы**

К данной теории можно отнести взгляды, развиваемые Еллингхаусом [53].

Сущность их заключается в следующем: в стали, переведенной в аустенитное состояние, — или вследствие неомогенности, что имеет место при низких температурах нагрева, или в результате диффузионных процессов, протекающих во время изотермической выдержки, но без выделения карбида, — создаются бедные углеродом участки аустенита. Затем эти участки претерпевают превращение в пересыщенный альфа-раствор по мартенситному типу и таким образом начинается распад аустенита в промежуточной области.

Дальнейшее превращение состоит в неупорядоченном росте образовавшихся зародышей альфа-железа, происходящем путем последовательного присоединения зародышами атомов железа из прилегающих участков аустенита. Оттесняемый при этом углерод у одних сталей (в особенности легированных карбидообразующими элементами) скапливается в непревращенном аустените, что приводит к его стабилизации и прекращению роста зародышей альфа-железа. В других сталях не происходит стабилизации аустенита, а наблюдается преимущественное образование карбида на границе альфа-фазы и аустенита, где обособляется углерод, вследствие чего превращение в этих сталях заканчивается полностью.

Остановимся более подробно на основных положениях этой теории, на ее связях с другими представлениями по данному вопросу и посмотрим, действительно ли она может объяснить специфические особенности промежуточного превращения.

Прежде всего следует отметить, что Еллингхаус на основа-

нии теоретического анализа и экспериментальных данных достаточно убедительно аргументирует неприменимость механизма феррито-карбидного распада и мартенситного механизма к промежуточному превращению.

Он убедительно показал, что если бы превращение в промежуточной области состояло из комбинации чередующихся процессов выделения карбидов из аустенита с последующим мартенситным превращением в обедненных участках, выделения карбидов из пересыщенного альфа-раствора и дальнейшей подготовки новых обедненных участков аустенита, то едва ли можно было бы найти какое-либо принципиальное различие этого превращения от перлитного. Однако автор все же остается непоследовательным и сам предлагает такую схему превращения, которая еще ближе подходит к механизму феррито-карбидного распада аустенита. Особенно это относится ко второй группе сталей (не содержащих карбидообразующих элементов), превращение в которых, как отмечает автор, совпадает с предложенной Хультгреном схемой образования бейнита. По схеме Хультгрена, как известно, распад аустенита в промежуточной области происходит непосредственно на феррито-карбидную смесь, в которой феррит имеет первичную ориентировку по отношению к аустениту, а цементит — вторичную.

Еллингхаус к схеме Хультгрена дает лишь уточнение начальным стадиям процесса — образованию зародышей. Допустим, что ссылка на схему Хультгрена у Еллингхауса не означает признания им механизма непосредственного распада аустенита на феррито-карбидную смесь. Действительно, во всех рассуждениях его проводится идея о качественном своеобразии превращения аустенита в промежуточной области. Наиболее существенное в этом своеобразии, по мнению автора, выражается в том, что ведущим процессом для обеих групп сталей является неупорядоченный рост альфа-фазы, происходящий путем непосредственного присоединения ею атомов железа из прилегающих участков аустенита, или, как выражается автор: «зародыши альфа-фазы растут, встраивая в свою решетку атомы железа». Обогащение углеродом непревращенного аустенита (или скопление углерода, по Еллингхаусу) и выделение карбида (обособление углерода, по Еллингхаусу) является следствием протекания указанного выше основного процесса. Но что означает собой неупорядоченный рост альфа-фазы в сравнении с другими известными процессами, происходящими при распаде аустенита?

Если не касаться механизма образования зародышей альфа-фазы и вопроса о том, как происходит их рост — посредством ли присоединения отдельных атомов или целой группы атомов, то предлагаемая автором данной теории схема процесса до момента образования карбида ничем существенным не отличается от процесса выделения избыточного феррита. Последующий ход

процесса, описываемый автором, вряд ли может быть признан принципиально отличным от продолжения распада аустенита в перлитной области, если принять во внимание, что характерные особенности в поведении углеродистых и не содержащих карбидообразующих элементов сталей — с одной стороны, и легированных карбидообразующими элементами — с другой, появляются и в перлитной области.

Следовательно, попытки автора представить процесс превращения аустенита в промежуточной области, как начинающийся с образования зародышей альфа-фазы по мартенситному типу и продолжающийся путем неупорядоченного их роста, несмотря на введение ряда деталей, как бы отражающих своеобразие этого превращения, по существу приводят к описанию тех же процессов, которые происходят в перлитной области. Причем, в основе этих процессов лежит необоснованное предположение, что при температурах, находящихся значительно ниже температуры рекристаллизации, может происходить неупорядоченный рост альфа-фазы со значительной скоростью, превосходящей даже скорость диффузии углерода. Это опровергается, в частности, исследованиями Р. И. Энтина и Л. И. Коган, в которых установлено, что скорость неупорядоченного роста альфа-фазы у легированных сталей, после достижения максимума в перлитной области при дальнейшем понижении температуры превращения, падает. Ускорение аллотропического  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения наступает лишь в результате протекания этого превращения с мартенситной кинетикой.

Рассмотрение существующих взглядов на промежуточное превращение не было бы полным, если не упомянуть еще об одном представлении, согласно которому в промежуточной области не происходит какого-либо изменения природы процесса и бейнит по существу ничем не отличается от троостита и что нет поэтому никаких оснований выделять его в особую структурную форму. Такой взгляд высказан С. А. Казеевым и Р. В. Готфельд [13].

Нет необходимости в специальном рассмотрении выдвинутых последними авторами положений, так как несостоятельность их достаточно ясна из приведенного литературного обзора.

### **Общая оценка предложенных теорий распада аустенита в промежуточной области**

Не все из рассмотренных восьми теорий промежуточного превращения имеют достаточно выраженную самостоятельность. В каждой из них в большей или меньшей степени находит отражение или механизм феррито-карбидного распада, или мартенситный, или, наконец, комбинация этих механизмов. Иными словами, ни одна из рассмотренных теорий не представляет

собой ничего принципиально нового в области фазовых превращений железоуглеродистых сплавов. Поэтому Мел [61] не без оснований заявляет, что неудачи, постигшие многие из предложенных теорий промежуточного превращения, являются свидетельством отсутствия основной ведущей идеи.

Мы считаем, что такое положение объясняется тем, что теория фазовых превращений железоуглеродистых сплавов в ряде специальных работ развивается в отрыве от экспериментальных данных. Характерными в этом отношении, как уже отмечалось выше, являются теоретические исследования Н. Н. Сироты, в которых выясняются причины существования осложненного типа С-образных кривых. При этом заранее допускается, что механизм превращения аустенита во всей субкритической области вплоть до мартенситной точки остается неизменным, тогда как экспериментальные данные показывают, что именно в появлении промежуточного превращения с особым механизмом и кинетикой кроется причина существования осложненного типа С-образных кривых.

Этим же по существу страдают и исследования Я. С. Уманского [38], посвященные изучению причин образования метастабильных фаз. В его работах теоретически достаточно обоснованы и сформулированы причины возникновения метастабильных фаз в сплавах. Однако возможными состояниями системы, получающимися в результате превращения аустенита в субкритической области, признаются только эвтектоидная смесь и мартенсит, как метастабильная фаза. Образование последней, как указывает Я. С. Уманский, делается неизбежным при тех температурах, при которых из-за отсутствия диффузии делается невозможным связанное с изменением состава перлитное превращение.

По его мнению, уже при температурах 250—300° подвижность атомов делается исчезающе малой, ввиду чего превращение, связанное с изменением состава, т. е. превращение диффузионного типа, становится невозможным. О продуктах распада аустенита в промежуточной области в указанной выше работе даже нет упоминания.

Таким образом получается, что совершенно правильные теоретические положения о неизбежности образования метастабильных фаз и о многообразии состояния системы, канонизируются известными примерами о предпочтительном образовании в условиях переохлаждения — цементита, чем свободного углерода и при еще большем переохлаждении — мартенсита, чем ферритокарбидной смеси. Этими структурными состояниями исчерпывается все многообразие продуктов превращения аустенита во всей области ниже линии PSK.

Чем же объясняется существование такого резкого разрыва между широкими возможностями образования метастабильных состояний, вытекающих из общих принципов фазовых превра-

щений, и исключительной ограниченностью структурных форм и природы продуктов превращения аустенита, приводимое в работе Я. С. Уманского?

Не вдаваясь в детали, следует отметить, что в основе указанных выше несоответствий, по нашему мнению, лежит необоснованное предположение, что диффузионные процессы в переохлажденном аустените могут приводить только к образованию феррито-карбидной смеси и что различия в состояниях системы, определяемые степенью переохлаждения, заключаются лишь в степени дисперсности тех же фаз, которые образуются и в равновесной области, т. е. феррита и цементита. Нереальность такого предположения обнаруживается из анализа приводимых Я. С. Уманским сравнений вероятностей перескока атома углерода, совершающего колебания около положения равновесия, в соседний междуатомный промежуток гранецентрированной решетки при температурах 800 и 500° абс. Соотношение средних продолжительностей пребывания атомов углерода в определенном положении при температуре 500 и 800° абс. составляет 13 000.

Учитывая, что обе температуры находятся в области ниже перлитного максимума, трудно представить, чтобы при таких больших различиях в степени подвижности атомов углерода диффузионные процессы во всей субкритической области вплоть до мартенситной точки приводили бы к образованию феррито-карбидного агрегата. Во всяком случае соотношение скоростей процесса превращения при тех же температурах для любой стали несоизмеримо меньше приведенного выше соотношения. В особенности это относится к низко- и среднеуглеродистым сталям, промежуточное превращение у которых, несмотря на резкое уменьшение скорости диффузии углерода, протекает даже с большей скоростью, чем в нижней части перлитной области.

Первым из советских металлургов, кто провел резкую границу на С-образной кривой между диффузионным и бездиффузионным процессами превращения в стали, был С. С. Штейнберг [41]. По его представлениям в точке  $M_{II}$  совершается скачкообразный переход от диффузионного феррито-карбидного распада к бездиффузионному мартенситному.

В свое время это положение имело большое значение при критике неправильных взглядов на мартенситное превращение. Однако оно было чрезмерно переоценено металлургами, в результате чего даже сейчас исправления, внесенные С. С. Штейнбергом в С-образную диаграмму Девенпорта и Бейна, и все его доводы остаются непоколебимыми. В действительности указанное выше положение С. С. Штейнберга не соответствует реальным процессам, проходящим в промежуточной области.

Мало того, основной тезис С. С. Штейнберга о скачкообразном переходе от феррито-карбидного распада к бездиффузион-

ному мартенситному превращению должен быть пересмотрен. Не подлежит сомнению, что мартенситное превращение, включающееся в диффузионный распад аустенита, действительно является скачкообразным переходом.

Вопрос состоит в том, как подготавливается этот переход, возможно ли такое положение, чтобы при какой-то определенной температуре диффузионный распад аустенита, приводящий к образованию феррито-карбидной смеси, т. е. процесс расслоения на две резко отличающиеся по концентрации углерода фазы, скачкообразно перешел в бездиффузионное мартенситное превращение. Имеются сомнения в вероятности такого перехода, так как при температуре изотермического превращения у точки  $M_n$  невозможно такое резкое изменение термодинамических факторов и подвижности атомов, чтобы выше этой точки скорость диффузии углерода была достаточной для распада аустенита на феррито-карбидную смесь, а сразу ниже ее совершенно становилось невозможным протекание какого бы то ни было диффузионного превращения.

Таким образом, предполагаемый С. С. Штейнбергом скачкообразный переход сразу от феррито-карбидного распада к бездиффузионному мартенситному является нереальным.

### **О механизме промежуточного превращения**

В раскрытии особенностей промежуточного превращения, по нашему мнению, большое значение имеет известное положение Мела [61] о том, что прекращение перлитного превращения выше верхней границы промежуточной области является следствием прекращения образования зародышей цементита. Кроме того, имеются определенные доказательства диффузионного характера промежуточного превращения. Исходя из этих двух положений, становится вполне вероятным, что промежуточная область как раз и должна представлять собой ту необходимую ступень или ряд ступеней, через которые осуществляется постепенная подготовка к скачкообразному переходу от феррито-карбидного распада аустенита к бездиффузионному мартенситному превращению в условиях все уменьшающейся скорости диффузии углерода.

Участок кривой изотермического превращения для промежуточной области имеет, как и для перлитной области, С-образную форму. Увеличение степени дисперсности продуктов распада по мере понижения температуры промежуточной ступени и их двухфазный характер строения, такие же, как и для перлитной области. Указанное выше приводит к необходимости предположить, что в этой области, как и в перлитной, происходит процесс диффузионного распада аустенита и что этот процесс так же, как и перлитный распад может быть охарактеризован обычными параметрами кристаллизации скоростью зарождения центров кристаллизации и скоростью их роста.

Предположение о расслоении, как о существенном моменте в процессе превращения аустенита в промежуточной области, было высказано Розе [62]. Еще раньше, но несколько в иной форме, об этом указывалось в работе Клайера и Лимэна [55]. Позднее основные положения Клайера и Лимэна были использованы Еллингхаусом для разработки новой теории промежуточного превращения. Следует однако отметить, что во всех этих предположениях, хотя и указывается на диффузионное расслоение аустенита в промежуточной области, однако, действие его ограничивается, главным образом, начальными, подготовительными стадиями, а последующие превращения происходят посредством либо перлитного, либо мартенситного механизма.

Главное состоит в том, что эти высказывания находятся в противоречии с морфологией и природой продуктов превращения аустенита в промежуточной области.

В соответствии со всеми предложенными теориями промежуточного превращения почти во всех без исключения работах, которые рассмотрены в литературном обзоре, структура продуктов распада аустенита в промежуточной области представляется состоящей из крупных частиц карбида зернистой, четкообразной или пластинчатой формы, расположенных в альфа-фазе с нормальной или повышенной концентрацией углерода. При этом отмечается, что дисперсность карбидных частиц возрастает по мере понижения температуры превращения.

При рассмотрении оптических и электронных микрофотографий, приведенных в ряде работ [47], [63], а также на фиг. 1 нетрудно обнаружить следующие закономерности:

1) при переходе от перлитной области к промежуточной наблюдается не только укрупнение частиц распределенной фазы, но и относительное увеличение общей площади, занимаемой ими на ферритной матрице;

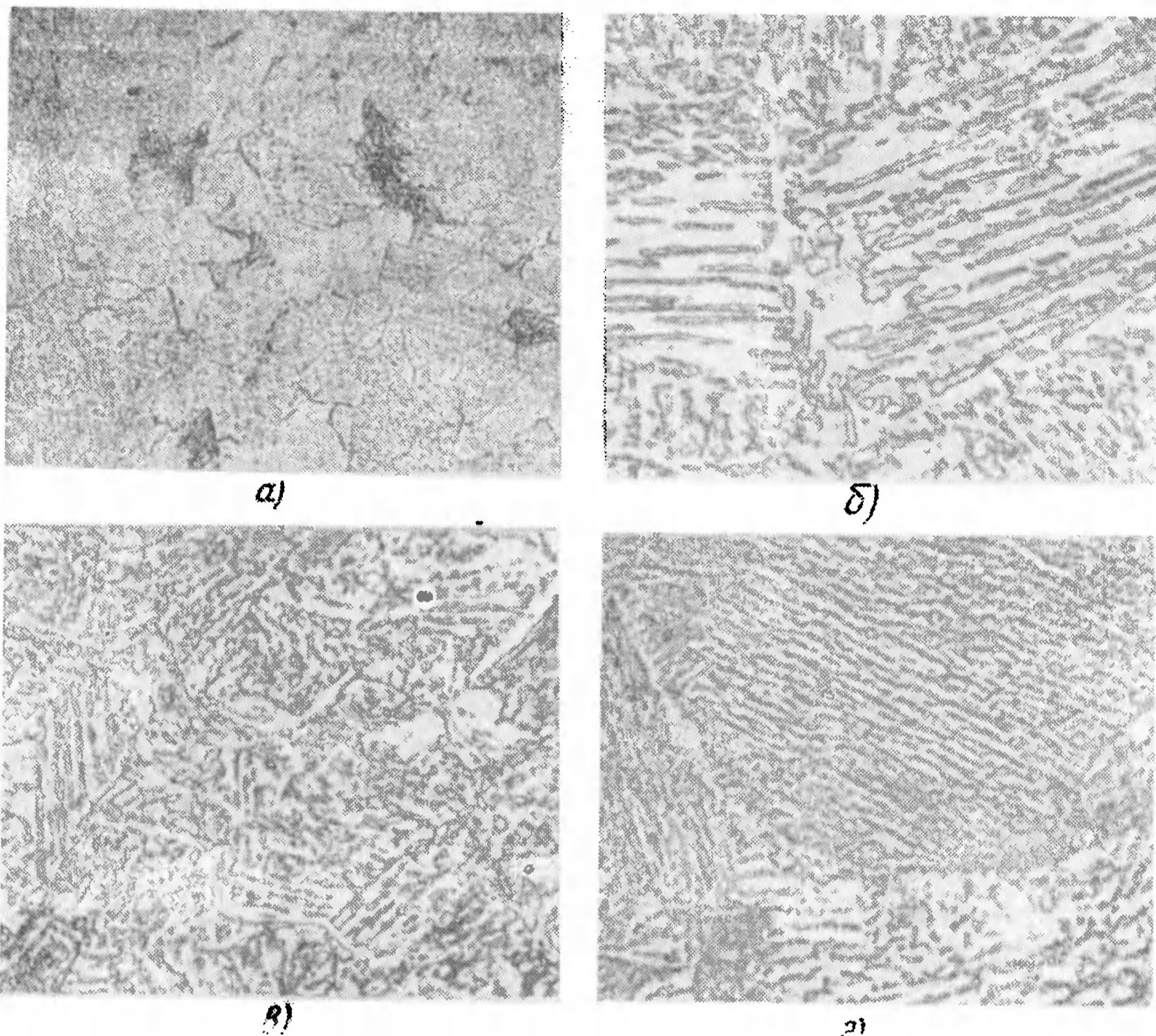
2) скорость сфероидизации этих частиц в продуктах распада промежуточной области настолько значительна, что уже в начальных стадиях изотермического превращения, определяемых во многих случаях секундами, а также при непрерывном быстром охлаждении наряду с удлиненными пластинками наблюдаются четкообразные и сфероидизированные частицы, тогда как цементитные пластинки в перлите остаются без изменения в течение длительного времени.

Экспериментальные данные [47] показывают также, что в температурном интервале, где на промежуточное превращение накладывается перлитное и процесс распада аустенита протекает в две стадии, дисперсность карбидов, образующихся во второй стадии процесса, исключительно высока и изменение ее является непрерывной по отношению к перлитной области.

Все это свидетельствует об отсутствии достаточных основа-

ний для установившихся представлений, что наблюдаемые в продуктах распада промежуточной области частицы являются карбидными.

Следовательно, разрешение проблемы промежуточного превращения требует прежде всего выяснения истинной природы



Фиг. 1. Дисперсность, форма и количество цементита в перлите и распределенной (дисперсной) фазы в продукте промежуточного превращения:

а — сталь 15НМ после изотермического превращения при  $600^{\circ}$  в течение часа; аустенизация  $900^{\circ}$  ( $\times 600$ ); б — сталь 15НМ. Сердцевина зуба шестерни, прошедшей непосредственную закалку в масле после цементации при  $930^{\circ}$  в течение 8 час. ( $\times 800$ ); в — сталь 12ХНЗА. Сердцевина зуба цементованной шестерни после закалки от  $870^{\circ}$  ( $\times 800$ ); г — сталь 20. Сердцевина зуба шестерни, прошедшей непосредственную закалку в масле после цементации в течение 10 час. ( $\times 800$ )

этих своеобразных частиц, являющихся составным элементом всех структурных форм продуктов промежуточного превращения.

X-структура или пятнистый феррит — по Девенпорту [46]; характерный вид «зернистой икры» — по Штейнбергу и Попову [42]; вид «резаной соломы» — по Гуляеву [6]; отсутствие окрашиваемости структуры вследствие предполагаемой весьма

быстрой коагуляции продуктов распада мартенсита — по В. И. Зюзину и С. И. Баранчуку [11]; перемежающиеся параллельные ферритные пластины, содержащие грубые карбидные частицы — по Ко и Каттреллу [56]; вид светлых иглообразных полей, на фоне которых заметны зернистые карбиды, — как результат того, что продукты превращения чрезвычайно сильно отпускаются, — по Н. П. Нагорному и А. А. Попову [21]; снижение дисперсности с одновременным утолщением и укорочением пластинок цементита — по А. А. Гардину [3], — вот далеко не полный, но достаточно показательный перечень структурных форм продуктов распада аустенита, связанный именно с существованием указанных частиц, принимаемых за карбидные.

На фоне господствующего представления о наблюдаемых частицах в продуктах распада аустенита промежуточной области как о карбидах представляют исключительный интерес те немногие работы, рассмотренные в литературном обзоре, в которых имеются экспериментальные доказательства иной природы этих частиц. Прежде всего должна быть отмечена работа Клайера и Лимэна [55].

Авторы экспериментально установили, что при превращении аустенита в промежуточной области температур обогащенный аустенит обнаруживается уже в начальной стадии процесса и что после остановки превращения этот аустенит находится повсеместно распределенным внутри превращенных областей. Именно с наличием обогащенного аустенита в превращенных областях авторы связывают изменение параметра решетки мартенсита, известное и по другим работам. В дальнейшем, по их мнению, обогащенный аустенит или распадается, или постепенно теряет часть своего углерода, выравниваясь по составу с непревращенным аустенитом, вследствие чего тетрагональность уменьшается.

Эти важные факты остались незамеченными металловедомы, и при ссылках на работы Клайера и Лимэна в отечественной литературе отмечается лишь изменение степени тетрагональности мартенсита в результате превращения аустенита в промежуточной области. При этом необоснованно считается, что это изменение происходит в результате обогащения углеродом непревращенного аустенита.

Даже в специальном реферате по работам Клайера и Лимэна и Трояно, посвященном проблемам бейнитного превращения, полностью отсутствуют приводимые в статье данные об образовании обогащенного аустенита в превращенных областях [19].

Другой из этой серии работ является исследование Лориа и Шеферда [58], которые экспериментально установили, что в верхнем интервале промежуточной области на исследованных ими сталях образуется игольчатый феррит или X-составляющая по Девенпорту. Частицы, распределенные в нем и придающие

ему пятнистый вид, представляют собой не только карбиды, как это обычно принято считать, но и окруженные мелкие островки аустенита, которые превращаются в мартенсит при последующем охлаждении. Эти частицы, по мнению авторов, образуют также ячейки или группы ячеек из прямых коротких пластинок, определенно ориентированных к первичному столбчатому ферриту, который в процессе своего роста вовлекает их в пределы своих границ. Установлено, что игольчатый феррит имеет относительно низкую твердость и при отпуске его не обнаруживается никаких признаков выделения карбидов.

На основании этого авторы делают вывод, что образовавшийся светлотравящийся продукт является игольчатым ферритом с равновесной концентрацией углерода и что большая часть освободившегося при этом углерода диффундирует в окруженный аустенит, который является причиной медленно протекающего превращения в последующие стадии процесса.

Следует однако отметить, что авторы не пришли к выводу о закономерном характере образования частиц, островков аустенита в превращенных областях и рассматривают их как случайно вовлеченные в пределы своих границ растущими кристаллами феррита. Кроме того, они считают, что это явление имеет место только в некоторых сталях и только в верхней части промежуточной области.

Третьей из упомянутых выше работ является работа Грэнджа и др. [48], которые, применив специальные травители, окрашивающие карбиды в черный цвет, установили, что в верхней части промежуточной области при значительной степени распада аустенита вплоть до наступления второй стадии превращения в продуктах распада не обнаруживается карбидов. В то же время из приведенных микрофотографий следует, что структура представляет собой типичный для всех легированных сталей агрегат, состоящий из укороченных и более длинных пластинок, наблюдавшихся Лориа и Шефердом, подобных цементитным в крупнопластинчатом перлите.

Характерно, что сами авторы далеки от такого представления и вопреки приведенным микрофотографиям отсутствие почернения объясняют либо тем, что образуется пересыщенный феррит, либо тем, что выделившиеся карбиды настолько дисперсны, что не могут быть обнаружены микроскопически.

Следует остановиться еще на работе Грэнджа, Бойса и Пека [47]. С помощью структурного метода при применении оптического и электронного микроскопов ими установлено, что в верхней части промежуточной области в результате быстро протекающей первой стадии образуется игольчатый феррит, содержащий крупные тиреобразные частицы, которые авторы принимают за карбид. После этого начинает образовываться темнотравящийся продукт, строение которого совершенно не различимо в оптическом микроскопе, а при электронномикро-

скопическом исследовании этот продукт обнаруживает все признаки высокодисперсной феррито-карбидной смеси. Иными словами, действительный карбид, образующийся в этих условиях, имеет несоизмеримо более высокую степень дисперсности, чем тиреобразные частицы, возникающие при распаде аустенита по промежуточному типу.

В рассмотренных выше работах посредством микроскопического и электронномикроскопического методов исследования можно считать установленным, что при распаде аустенита в верхней части промежуточной ступени в превращенных областях наряду с ферритом и цементитом образуются обогащенные участки аустенита, имеющие форму сфероидальных частиц, а также коротких и удлиненных пластинок, по дисперсности резко отличающихся от карбидных частиц, образующихся при тех же и даже значительно более высоких температурах.

С наличием указанных частиц обогащенного аустенита связано увеличение степени тетрагональности образующегося при последующем охлаждении мартенсита и протекание второй реакции (феррито-карбидного распада) в превращенных областях при дальнейшей изотермической выдержке.

Работами Вефера, Розе и Петера [65], Л. М. Певзнер, Г. М. Ровенского [23] и Т. Д. Кубышкиной, а также Л. И. Коган и Р. И. Энтина [15] путем непосредственного измерения постоянной решетки аустенита на сталях, легированных кремнием, ванадием, хромом и другими элементами установлено резкое обогащение углеродом аустенита, достигающее в некоторых сталях значения, в 3—4 раза превосходящего среднее содержание углерода в стали.

Хотя указанные авторы в соответствии с привычным взглядом истолковывают полученные данные как доказательство обогащения углеродом непревращенного аустенита, на самом же деле сопоставление результатов микроскопического и рентгеноструктурного методов анализа дает, по крайней мере, для средней и нижней части промежуточной области единственно возможное объяснение: обогащенный аустенит в данном случае является как бы вновь возникшей фазой, распределенной более или менее равномерно в превращенных областях. Так, например, Л. М. Певзнер, Т. Д. Кубышкина и Г. М. Ровенский установили, что в стали 35ХГСА после трехчасовой выдержки при 350° содержится 10—12% остаточного аустенита с концентрацией углерода, определенной по постоянной решетке, равной 1,3%.

При этом образовавшаяся структура представляет собой обычный бейнит с отсутствием каких-либо признаков непревращенного аустенита. Учитывая, что в продуктах промежуточного превращения аустенита некоторых сталей почти полностью отсутствуют карбиды, приведенные выше данные о существовании обогащенного аустенита позволяют сделать весьма

важный вывод: процесс превращения аустенита в промежуточной области приводит к диффузионному расслоению исходного аустенита, в результате чего образуется альфа-фаза и обогащенный аустенит. Этот обогащенный аустенит равномерно распределен в превращенных областях и с ним связана, по крайней мере для средней и нижней части промежуточной области, так называемая неполнота превращения и изменение степени тетрагональности мартенсита, т. е. две основные особенности промежуточного превращения.

Для четкого определения своеобразия процесса распада аустенита в промежуточной области необходимо более подробно рассмотреть вопрос о характере происходящего при этом расслоения аустенита. В этой связи следует отметить следующие экспериментально установленные факты:

1) изменение структуры продуктов промежуточного превращения, начиная с перистого типа у верхней его границы и вплоть до мартенситной точки, когда образуется игольчатая структура, происходит с той же закономерностью, что и изменение в характере строения эвтектик и эвтектоидов в зависимости от степени переохлаждения;

2) С-образные кривые изотермического превращения, характеризующие в целом изменение скорости превращения в промежуточной области в зависимости от степени переохлаждения, аналогичны С-образным кривым перлитной области;

3) имеется принципиальное сходство кинетических кривых превращения для каждой данной температуры обеих областей, если принять во внимание, что так называемая неполнота промежуточного превращения, определяемая обычно магнитным методом, является следствием образования обогащенного аустенита в самих продуктах распада.

Все это вместе взятое дает основание считать, что происходящее расслоение исходного аустенита на феррит и резко обогащенный аустенит с концентрацией углерода, иногда в 3—4 раза превосходящей среднее содержание углерода в стали, представляет собой аналогию с диффузионным расслоением твердого раствора при эвтектоидном распаде.

Подобно тому, как в процессе эвтектоидного распада твердых растворов происходит возникновение и одновременный рост двух фаз, так и в процессе промежуточного превращения имеет место нечто в высшей степени похожее на одновременный и совместный рост феррита и обогащенного аустенита. При этом обогащенный аустенит, в отличие от непревращенного аустенита, является как бы новой фазой, образование которой становится возможным лишь в результате эвтектоидного характера расслоения исходного аустенита. Должно быть понятным, что создающийся при этом превращении концентрационный градиент является в несколько раз меньшим, чем при ферритокарбидном распаде. Естественным результатом вступления

в действие такого механизма превращения должно явиться, несмотря на понижение скорости диффузии углерода, ускорение процесса как по отношению к феррито-карбидному распаду, так и к выделению избыточного феррита. Это действительно наблюдается на многих сталях. Чтобы еще более убедиться в сходстве промежуточного превращения с эвтектоидным типом распада твердых растворов, рассмотрим более подробно строение образующихся продуктов. По современным представлениям эвтектика и эвтектоид представляют собой конгломерат, одна из фаз в котором является непрерывной, а другая более или менее равномерно распределенной в ней в виде мелких изолированных включений. Это определение полностью подходит для структурных форм продуктов распада промежуточной области. Как показывают снимки, полученные на оптическом и электронном микроскопах, матричной фазой этих продуктов, как и в перлите, является феррит.

Характерной особенностью эвтектик и эвтектоидов является изменение внешней формы матричной фазы и дисперсности частиц распределенной фазы в зависимости от степени переохлаждения. То и другое также имеет место при распаде аустенита в промежуточной области.

Особенно интересными в этом отношении являются исследования А. И. Стрегулина и Ф. С. Коцина [36], Гренингера и Трояно [49], а также Еллингхауса [53], которые наблюдали на исследованных ими высокоуглеродистых сталях структуры продуктов промежуточной ступени, сходные со сферолитными структурами, образующимися в перлитной области.

Реальность предлагаемого механизма превращения в промежуточной области подтверждается еще тем, что в некоторых сплавах даже в равновесных условиях эвтектоидный распад твердых растворов приводит к образованию одной из фаз, не отличающейся кристаллографически от исходного твердого раствора и отличающейся от него лишь по концентрации. Так происходит, например, при распаде  $\beta$ -фазы в сплавах алюминий—цинк [37]. Это превращение, по аналогии с монотектическим, может быть названо монотектоидным.

Для дальнейшего уточнения механизма превращения в промежуточной области следует установить также, какая из фаз является ведущей. Нет сомнения, что ведущей фазой в этом превращении, как это всеми признается, является феррит; особенно убедительно это показано в работе Холломона [50].

Следовательно, своеобразие промежуточного превращения, как эвтектоидного, помимо наличия других его особенностей, по сравнению с перлитным, состоит в том, что феррит в данном случае одновременно является и ведущей в процессе превращения и матричной — непрерывной в конечном продукте фазой.

В соответствии с высказанными представлениями о механизме промежуточного превращения находят объяснение при-

чины, побудившие многих исследователей прийти к выводу о непосредственном распаде аустенита и двухфазном характере образующихся продуктов при этом превращении (Жоливе, Хультгрэн, Садовский и др., Гренингер и Трояно, а также А. Розе [62], указавший на расслоение аустенита, как существенную особенность промежуточного превращения).

Однако на процессе расслоения исходного аустенита на смесь феррита и обогащенного аустенита превращение в промежуточной области не заканчивается, так как из образовавшихся при этом фаз только одна — феррит является стабильной фазой, а другая — обогащенный аустенит является в данных условиях лишь относительно более устойчивой по сравнению с исходным аустенитом.

Рентгеноструктурные исследования и анализ выделенного осадка показывают, что в продуктах промежуточного превращения наряду с ферритом, мартенситом и остаточным аустенитом имеются еще и карбиды. Кроме того, у многих сталей количество остаточного аустенита очень мало, равно как незначительна и степень изменения его постоянной по отношению к исходному аустениту. Эти факты говорят о том, что в промежуточной области протекают еще какие-то процессы.

Однако это не противоречит основному механизму превращения — расслоению аустенита с образованием смеси из феррита и обогащенного аустенита.

Диффузионное расслоение аустенита в промежуточной области есть первичный и закономерный процесс. Его появление обуславливается тем, что он является кинетически более выгодным или, иными словами, в данных условиях протекает с большей скоростью как по сравнению с феррито-карбидным распадом, так и с выделением избыточного феррита. Кроме того, и в термодинамическом отношении этот процесс вполне вероятен, так как одна из образующихся при этом фаз является стабильной, а вторая (обогащенный аустенит) относительно более устойчивой, чем исходная фаза. Последнее вытекает из того, что с увеличением содержания углерода скорость превращения аустенита в промежуточной области уменьшается и смещаются вниз по температурной шкале верхняя и нижняя границы этого превращения. Устойчивость образовавшейся системы феррит + обогащенный аустенит, на возможность существования которой в промежуточной области впервые указал Хультгрэн [52], будет, следовательно, зависеть от устойчивости обогащенного аустенита, а это, в свою очередь, определяется характером и степенью легирования стали и содержанием в ней углерода.

Как установлено в исследованиях Вефера, Розе и Петера [65], Л. М. Певзнер, Г. М. Ровенского и Т. Д. Кубышкиной [23], а также Л. И. Коган и Р. И. Энтина [15], в некоторых сталях, в особенности легированных кремнием, ванадием, хро-

мом и другими элементами, образующийся в результате промежуточного превращения обогащенный аустенит сохраняется в течение длительного времени и остается непревращенным даже при последующем охлаждении до очень низких температур. В углеродистых сталях и сталях, легированных главным образом никелем и марганцем, по-видимому тоже образуется существенно обогащенный аустенит. Однако, вследствие меньшей стойкости, в нем успевают произойти процессы выделения карбида, и поэтому не представляется возможным определить максимальную степень обогащения аустенита. Следует полагать также, что устойчивость образовавшегося обогащенного углеродом аустенита будет определяться не только его составом, но и степенью дисперсности его частиц, так как эти частицы действительно находятся в состоянии дисперсного распределения в ферритной матрице. Иными словами, для выяснения характера и скорости процессов, которые могут происходить в системе после образования смеси из феррита (непрерывной фазы) и обогащенного аустенита (дисперсной фазы), требуется привлечение законов, которым подчинены превращения в дисперсных системах. Не вдаваясь в детальное рассмотрение этих законов, следует отметить, что в связи с дисперсностью неустойчивость метастабильной фазы еще больше возрастает. Поэтому скорости протекания процессов превращения в дисперсной метастабильной фазе, а также температурные области, в которых эти процессы имеют место, могут существенно измениться по сравнению со скоростями и температурными областями превращения для той же фазы, но находящейся в непрерывном состоянии.

Наиболее важное значение для проблемы промежуточного превращения имеет вопрос о протекании мартенситного превращения в дисперсной аустенитной фазе. Есть основание полагать, что увеличение степени распада аустенита с понижением температуры является результатом все возрастающей неустойчивости образующегося обогащенного аустенита из-за увеличения степени дисперсности его частиц.

Описанный механизм процесса очевидно не может быть полностью распространен на всю промежуточную область температур, однако принцип расслоения переохлажденного аустенита на альфа-фазу и обогащенный аустенит лежит в основе превращения и в нижней части промежуточной области.

Рентгенографические исследования Г. В. Курдюмова и М. Д. Перкас [18], обнаружившие тетрагональную решетку альфа-фазы в продуктах распада аустенита хромовой и молибденовой сталей в области температур 250—300°, определенно указывают на образование пересыщенного феррита в нижней части промежуточной области. Это обычно сопровождается изменением и в характере структуры, все более напоминающей собой отпущенный мартенсит.

Непрерывное уменьшение скорости диффузии углерода и увеличение упругости среды с понижением температуры промежуточного превращения, а также тот факт, что при отпуске мартенсита в этом температурном интервале часть углерода еще сохраняется в альфа-фазе, несмотря на бóльшую скорость диффузии углерода в альфа-железе, чем в гамма-белезе, свидетельствуют о том, что в этом температурном интервале феррит с равновесной концентрацией углерода действительно не может образоваться. В связи с этим необходимо рассмотреть каков же будет механизм превращения: будет ли он представлять собой бездиффузионное образование мартенсита, как промежуточной фазы, с последующим его отпуском (как считают Курдюмов и Перкас) или возможен другой путь — непосредственное образование из аустенита пересыщенного альфа-твердого раствора, но с меньшей концентрацией углерода, чем исходный аустенит?

Рассмотрение снимков микроструктуры сталей показывает, что каждая отдельная игла представляет собой значительно более грубый конгломерат, чем отпущенный мартенсит и что площадь, занимаемая частицами дисперсной фазы, значительно больше той, которую может занимать карбидная фаза. Важно также отметить, что во многих случаях на диаграммах изотермического превращения отсутствует заметный переход от средней части промежуточной области к нижней. Приведенные выше положения позволяют сделать вывод, что в нижней части промежуточной области не происходит коренного изменения механизма превращения — процесс как в верхней, так и в средней частях промежуточной области носит характер диффузионного расслоения исходного твердого раствора. Однако, вследствие уменьшения скорости диффузии углерода и увеличения упругости среды, расслоение уже приводит к образованию не равновесного, а пересыщенного феррита (малоуглеродистого мартенсита), как матричной фазы, приобретающей игольчатую форму, и обогащенного аустенита, распределенного в виде изолированных частиц в иглах пересыщенного феррита.

Резкое обогащение углеродом аустенита в результате изотермического превращения даже в области ниже мартенситной точки, установленное в ряде работ [65], [22], [23], [15] — с одной стороны, и данные Г. В. Курдюмова и М. Д. Перкаса [18] о наличии тетрагональности решетки альфа-фазы — с другой, находятся в соответствии с высказанными представлениями.

## Выводы

1. В результате уменьшения скорости диффузии углерода в промежуточной области становится невозможным образование в исходном аустените зародышей карбида, ввиду чего перлитное превращение прекращается. Однако превращение и в

этой области осуществляется путем диффузионного расслоения аустенита подобно процессу образования эвтектоида. В верхней части области в результате такого превращения образуется смесь из феррита с концентрацией по углероду, приближающейся к равновесной, и обогащенного аустенита, устойчивость которого определяется температурой превращения и химическим составом.

2. В верхней части области обогащенный аустенит при продолжительной изотермической выдержке претерпевает распад на феррито-карбидную смесь, в средней части из обогащенного аустенита может происходить выделение карбидов аналогично процессу старения.

Эти процессы вследствие дисперсного состояния обогащенного аустенита должны протекать с большей скоростью, чем в том случае, когда аустенит является непрерывной фазой. Связанное с процессами выделения понижение концентрации углерода в аустените, а также дисперсное состояние самого аустенита приводит к тому, что он может претерпевать гамма-альфа превращение в процессе изотермической выдержки.

3. В нижней части области, ввиду невозможности образования феррита с равновесной концентрацией по углероду, в результате расслоения исходного аустенита образуется малоуглеродистый мартенсит и обогащенный аустенит в состоянии дисперсного распределения, вследствие чего он является термодинамически более подготовленным к фазовому превращению, которое может полностью реализоваться во время изотермической выдержки с образованием мартенсита. Следовательно, можно предполагать, что в какой-то момент превращения в нижней части промежуточной области может существовать состояние, близкое к получающемуся при двухфазном распаде мартенсита, чем и можно объяснить близкое сходство обоих продуктов по структуре и свойствам.

---

## ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ И СТРУКТУРНЫХ ФОРМ ПРОДУКТОВ РАСПАДА АУСТЕНИТА В ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ОБЛАСТИ

Исходя из особенностей промежуточного превращения, рассмотренных в литературном обзоре, мы считали, что магнитный метод, обычно применяемый для изучения кинетики превращения аустенита, не может дать действительной картины хода процесса, особенно его конечных стадий, так как в самих продуктах распада находится немагнитная фаза и поэтому отсутствует критерий, по которому можно было бы судить об окончании процесса распада аустенита.

Микроструктурный метод лишен этих недостатков. В сочетании с проверкой твердости он позволяет проследить не только за ходом процесса в целом, но и за отдельными его стадиями и установить момент достижения конца превращения исходного аустенита. Кроме того, микроструктурный метод при соответствующем выборе интервалов выдержки позволяет выполнить и вторую поставленную в настоящей работе задачу — проследить за всеми изменениями структуры в зависимости от температуры и длительности изотермической выдержки. Следует также отметить, что метод твердости, несмотря на его простоту, представляет определенную ценность, особенно в сочетании с проверкой твердости отпущенного при различных температурах мартенсита. При этом путем сопоставления твердости продуктов распада аустенита во всей субкритической области с твердостью отпущенного на те же температуры мартенсита могут быть получены данные для оценки справедливости теории феррито-карбидного распада и мартенситной теории применительно к промежуточному превращению.

Исходя из этих соображений, нами в качестве основного метода избран микроструктурный метод исследования в сочетании с проверкой твердости, как наиболее полно отвечающий разрешению следующих поставленных задач:

1) выяснения возможности протекания реакции расслоения исходного аустенита на феррит и обогащенный аустенит, без предшествующего выделения избыточного феррита в низкоуглеродистых сталях со значительно меньшим содержанием

в них углерода, чем требуется для образования квазиэвтектоида в верхней области субкритических температур;

2) выяснения существования связи между морфологией структурно-свободного феррита и морфологией продуктов промежуточного превращения или иначе, бейнита, что по Мелу и Хультгрёну является весьма существенным для построения теории промежуточного превращения;

3) выяснения наличия так называемой аномалии в изменении твердости продуктов изотермического превращения при переходе от перлитной области к промежуточной в сталях с высоким содержанием углерода, в которых, если это явление действительно имеет место, совершенно исключается влияние выделений избыточного феррита, вызывающего понижение твердости низко- и среднеуглеродистых сталей;

4) экспериментального подтверждения на большом количестве сталей, легированных различными элементами и с различным содержанием углерода, явления неполноты превращения вследствие образующегося в продуктах распада обогащенного аустенита;

5) изучения особенностей процессов коагуляции и сфероидизации продуктов промежуточного превращения и нахождение им объяснения, исходя из предложенного механизма промежуточного превращения;

6) выяснения характера влияния температуры нагрева на промежуточное превращение аустенита в сталях с различным содержанием углерода, имея в виду, что повышение температуры нагрева в низкоуглеродистых сталях должно тормозить выделение феррита, а в высокоуглеродистых — выделение цементита.

На все эти вопросы, как показывает подробное изучение литературы по промежуточному превращению, можно найти ответ только при применении непосредственно микроструктурного метода исследования процессов превращения переохлажденного аустенита.

Для исследования было взято пять цементуемых и шесть среднеуглеродистых марок стали. Наименование марок стали, их химический состав и исходный профиль приведены в табл. 1.

При изучении влияния углерода на характер превращения аустенита все низкоуглеродистые и две среднеуглеродистые стали марок 40ХН и ОХМ предварительно цементовались так, чтобы с одной стороны образца получился слой глубиной 1,0—1,2 мм с содержанием 0,9—1,05% углерода на поверхности. Образцы имели форму секторов толщиной 2,5 мм. Аустенизация производилась в электропечи при температуре 900 и 1000° в течение 10 мин. Превращение изучалось в области 700—200° с интервалом 50°. Для изотерм 450—200° применялась смесь нитрита натрия и нитрита калия, для изотерм от 450° и выше — тройная смесь хлористых солей натрия, бария и кальция.

## Химический состав и исходный профиль исследованных сталей

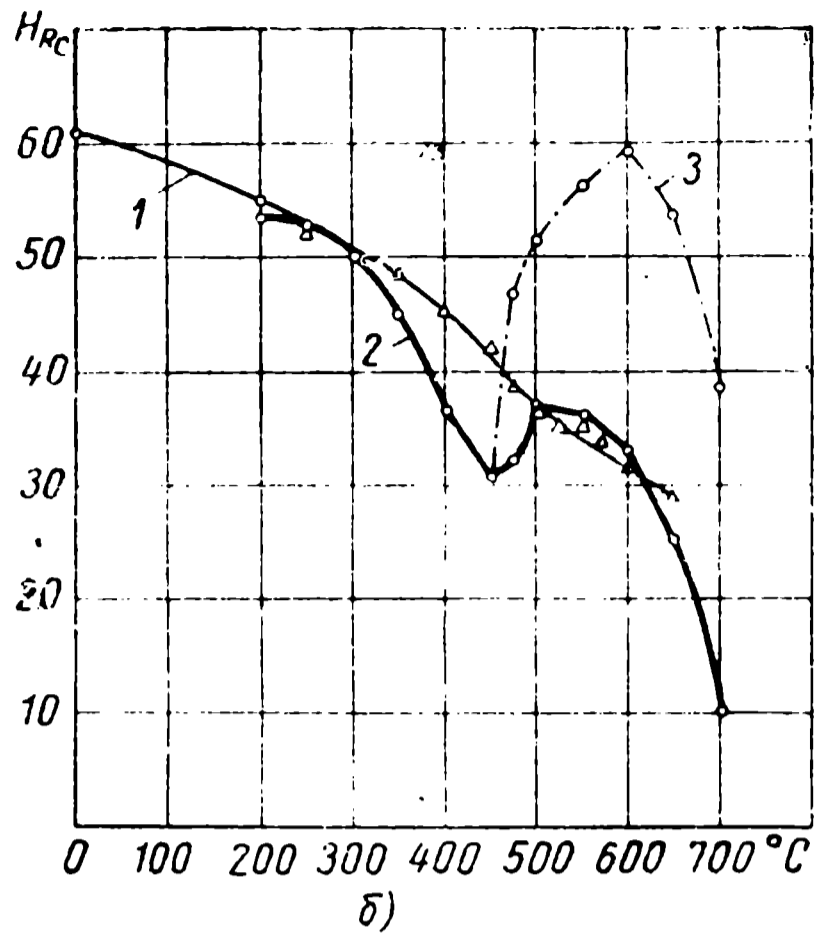
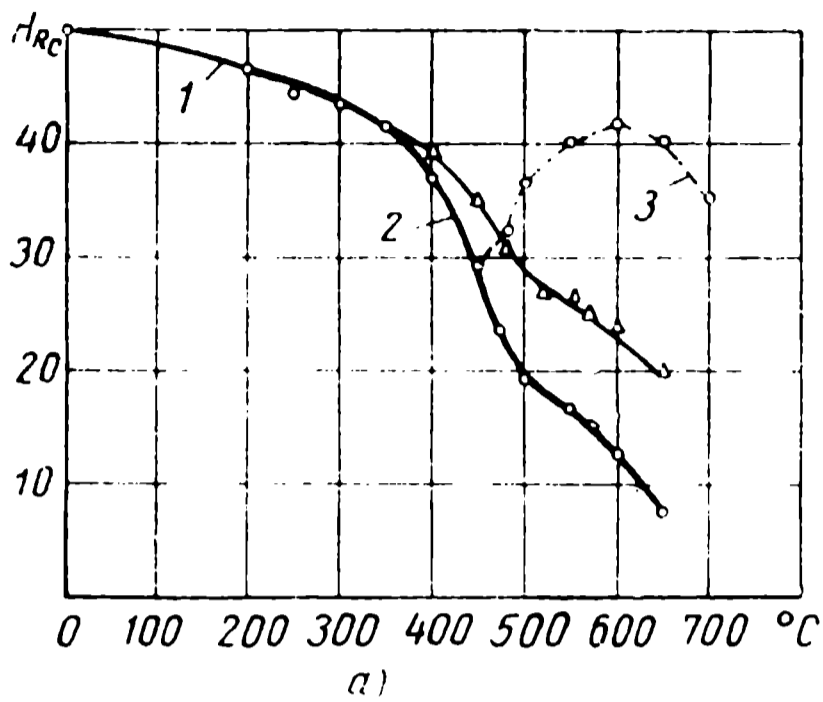
| Марка стали | Химический состав в % |      |      |       |       |      |      |              | Диаметр материала в мм |
|-------------|-----------------------|------|------|-------|-------|------|------|--------------|------------------------|
|             | C                     | Mn   | Si   | S     | P     | Cr   | Ni   | Mo, V, B, Ti |                        |
| 15НМ        | 0,15                  | 0,49 | 0,21 | 0,021 | —     | 0,14 | 1,70 | 0,08 Mo      | 17                     |
| 15ХФ        | 0,11                  | 0,45 | 0,25 | 0,023 | —     | 0,94 | 0,17 | 0,1 V        | —                      |
| 12ХНЗА      | 0,12                  | 0,47 | 0,23 | 0,022 | —     | 0,78 | 2,76 | —            | 38                     |
| 18ХГТ       | 0,20                  | 0,99 | 0,23 | 0,016 | 0,023 | 1,27 | 0,2  | 0,1 Ti       | 70                     |
| 20ХГР       | 0,21                  | 1,00 | 0,29 | 0,018 | 0,02  | 0,95 | 0,19 | 0,003 B      | 75                     |
| 40ХН        | 0,39                  | 0,75 | 0,30 | 0,025 | —     | 0,68 | 1,21 | —            | 23                     |
| 35ХГСА      | 0,36                  | 1,02 | 1,18 | 0,024 | —     | 1,09 | 0,18 | —            | 65                     |
| 45Г2        | 0,45                  | 1,75 | 0,36 | 0,031 | —     | 0,10 | —    | —            | 48                     |
| 40ХНМА      | 0,39                  | 0,63 | 0,28 | 0,022 | —     | 0,75 | 1,48 | 0,15 Mo      | 65                     |
| ОХМ         | 0,40                  | 0,66 | 0,26 | 0,026 | —     | 1,04 | 0,15 | 0,13 Mo      | 21                     |
| 40ХГТ       | 0,45                  | 0,95 | 0,25 | 0,016 | 0,023 | 1,04 | 0,19 | 0,1 Ti       | 65                     |

Температура ванны поддерживалась с точностью  $\pm 5^\circ$ . Процесс изотермического превращения изучался на образцах, выдерживавшихся в ванне различное время от 2 сек. до 8 час., причем выдержка в пределах этого интервала устанавливалась в последовательности геометрической прогрессии со знаменателем 2. По истечении назначенной выдержки полученное состояние распада фиксировалось охлаждением образца в воде. Затем образцы подвергались испытанию на твердость и исследованию микроструктуры. Одновременно было проведено сравнение твердостей продуктов изотермического распада аустенита и мартенсита после отпуска при тех же температурах в течение часа.

### Зависимость твердости продуктов изотермического распада аустенита от температуры превращения

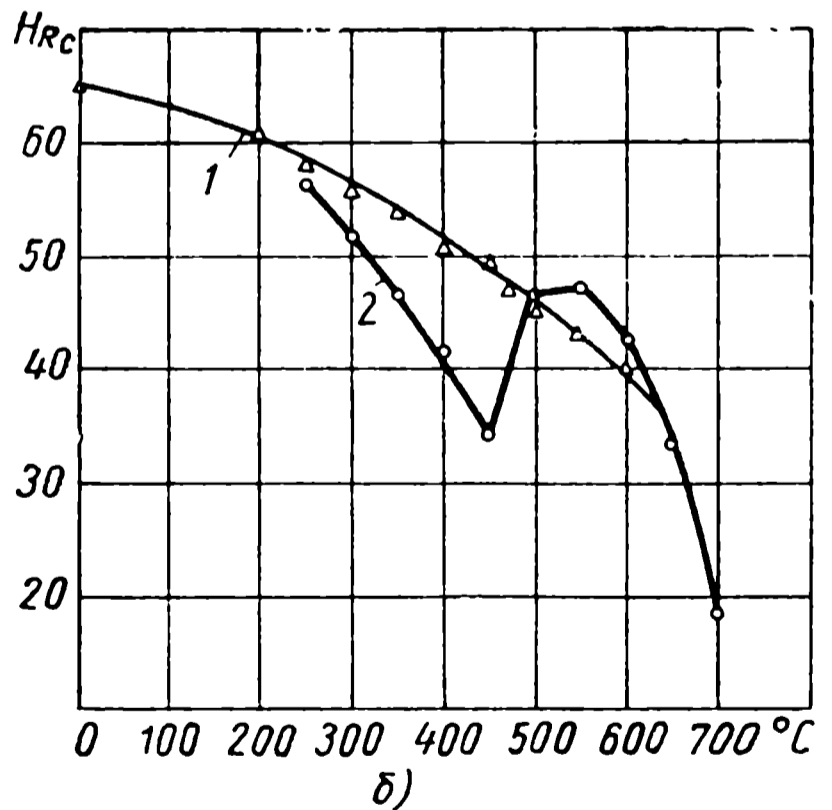
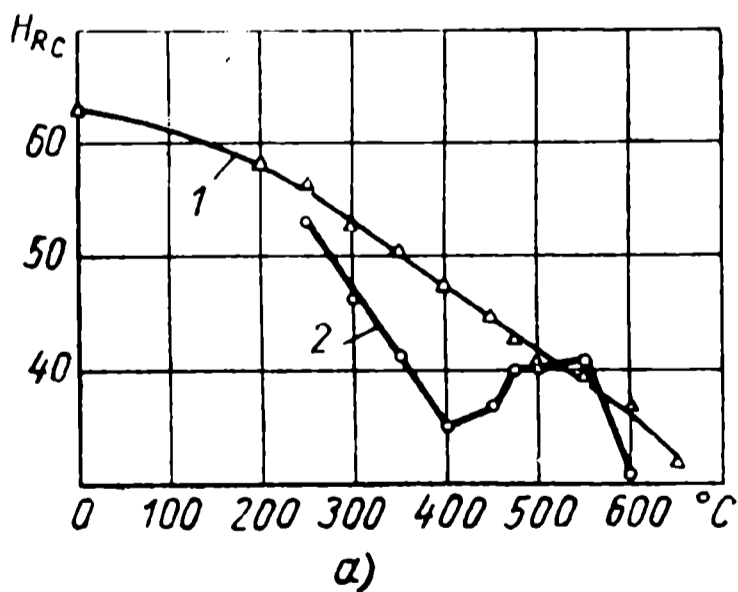
Для каждой стали построены графики (фиг. 2 и 3), выражающие зависимость твердости изотермических продуктов от температуры превращения, которые сопоставлены с кривыми изменения твердости нормально закаленных образцов при отпуске на те же температуры. У всех малоуглеродистых сталей твердость изотермических продуктов в интервале  $200\text{—}350^\circ$  (для стали 15ХФ до  $300^\circ$ ) полностью совпадает с твердостью отпущенного на те же температуры мартенсита. При более высоких температурах твердость изотермических продуктов понижается более резко, чем у закаленных и отпущенных образцов.

У среднеуглеродистых сталей кривые твердости обоих продуктов практически совпадают до  $300^\circ$ , затем в интервале температур  $300\text{—}450^\circ$  между ними наблюдается заметное различие. Твердость изотермических продуктов резко падает, достигая максимального отклонения 8—14 единиц по Роквеллу относи-



Фиг. 2. Зависимость твердости продуктов изотермического распада аустенита от температуры превращения и продуктов распада мартенсита от температуры отпуска. Аустенизация при  $900^{\circ}$  в течение 10 мин.:

а — сталь 20XГР; б — сталь 40XГТ; 1 — закалка и отпуск в течение часа; 2 — изотермические превращения; 3 — завершение выделения феррита



Фиг. 3. Зависимость твердости продуктов изотермического распада аустенита от температуры превращения и продуктов распада мартенсита от температуры отпуска. Аустенизация при  $1000^{\circ}$  в течение 10 мин.:

а — науглероженный слой стали 12XН3А; б — науглероженный слой стали 20XГР; 1 — закалка и отпуск в течение часа; 2 — изотермическое превращение

тельно отпущенного мартенсита. После прохождения зоны повышенной устойчивости аустенита ( $450\text{—}550^\circ$ ), в которой для исследованных сталей не было достигнуто полного превращения в течение 8 час., отчетливо обнаруживается вторая самостоятельная ветвь кривой, изображающая твердость продуктов в перлитной области.

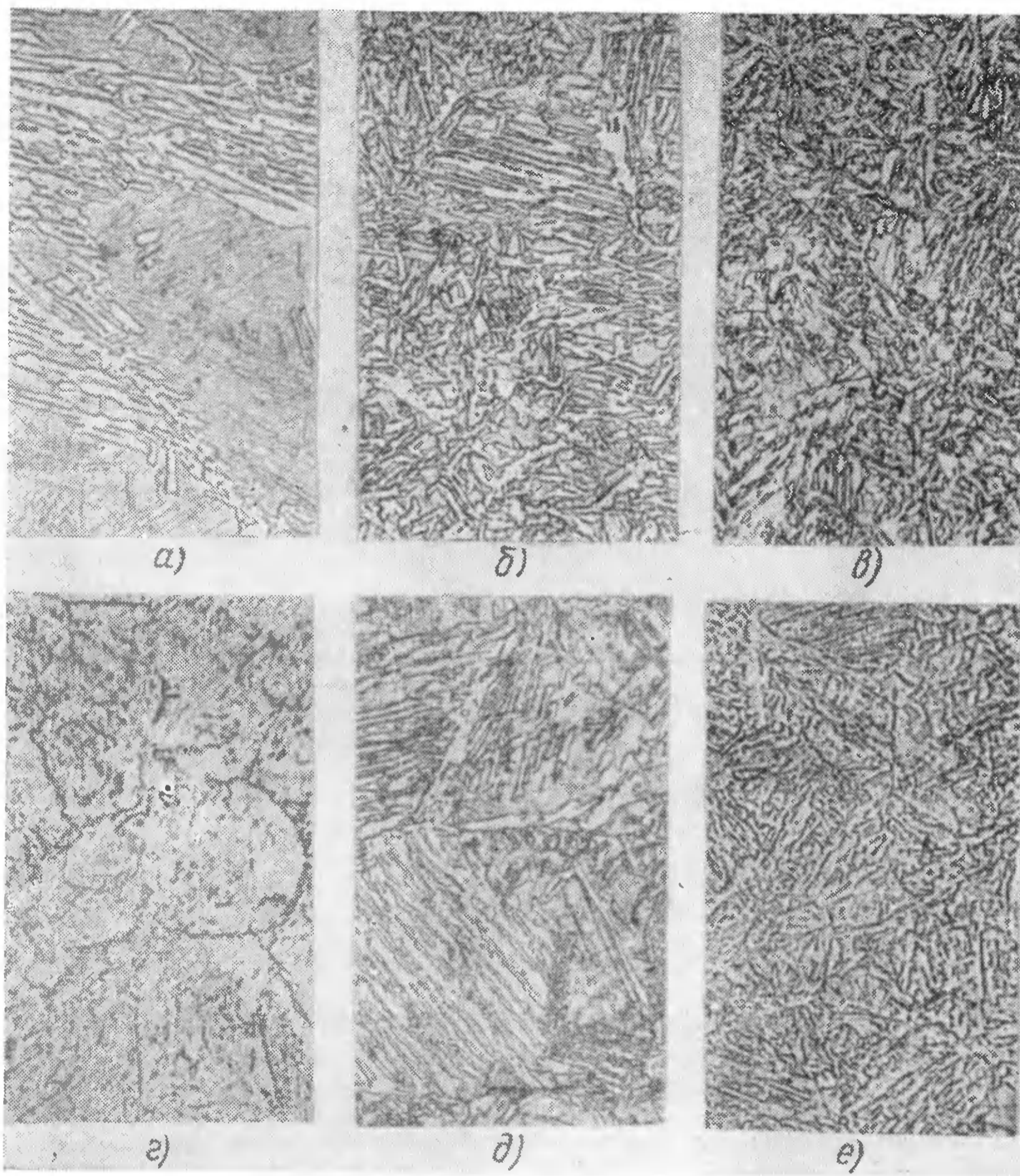
Наибольший интерес представляют кривые твердости изотермических продуктов науглероженного слоя (фиг. 3). На всех сталях, подвергавшихся цементации, так же как и на среднеуглеродистых сталях, отчетливо обнаруживается существование двух самостоятельных ветвей, между которыми имеется разрыв, соответствующий интервалу перехода и сосуществования двух типов превращения: перлитного и промежуточного.

Наибольшее отклонение — «провал» твердости продуктов промежуточного превращения по отношению к отпущенному мартенситу и феррито-карбидной смеси у большинства сталей наблюдается при  $450^\circ$ , когда различие в твердости продукта промежуточного превращения и отпущенного мартенсита, составляет 8—10 единиц, а в сравнении с нижним перлитом даже 10—15 единиц по Роквеллу. Полученные результаты, особенно для случая цементованного слоя, когда исключается влияние выделений избыточного феррита, свидетельствуют о том, что механизм промежуточного превращения принципиально отличается от механизма как перлитного, так и мартенситного превращений и носит самостоятельный характер.

### **Исследование структурных форм продуктов изотермического превращения**

**Низкоуглеродистые стали.** У всех исследованных сталей выше  $550^\circ$  распад переохлажденного аустенита начинается с выделения избыточного феррита по границам зерен и завершается перлитным превращением. При  $550^\circ$  превращение начинается с выделения тонкой сетки феррита, но развитие ее быстро прекращается и при дальнейшей выдержке от нее внутрь зерен аустенита прорастают иглообразные и пластинчатые образования феррита, которые более или менее закономерно перемежаются с пластинками обогащенного аустенита (фиг. 4,а). В ходе процесса внутри исходного зерна аустенита образуется большое количество мелких участков обогащенного аустенита, форма которых быстро изменяется так же, как и при процессе сферсидизации. В этих участках, а также более крупных, позднее происходит перлитное превращение. При  $500^\circ$  уже в начальных стадиях процесса появляются отдельные перемежающиеся пластинки феррита и обогащенного аустенита, а также целые их группы, не связанные своим происхождением с ферритной сеткой (фиг. 4,б и д). В отдельных зернах наблюдается образование перемежающихся пластинок феррита и обогащенного аустенита одного и того же направления во всем объеме зерна

так, что создается картина, напоминающая собой перлитные колонии. Пластинчатая форма обогащенного аустенита сохраняется весьма недолго. В стали 15ХФ уже через 4 сек. заме-

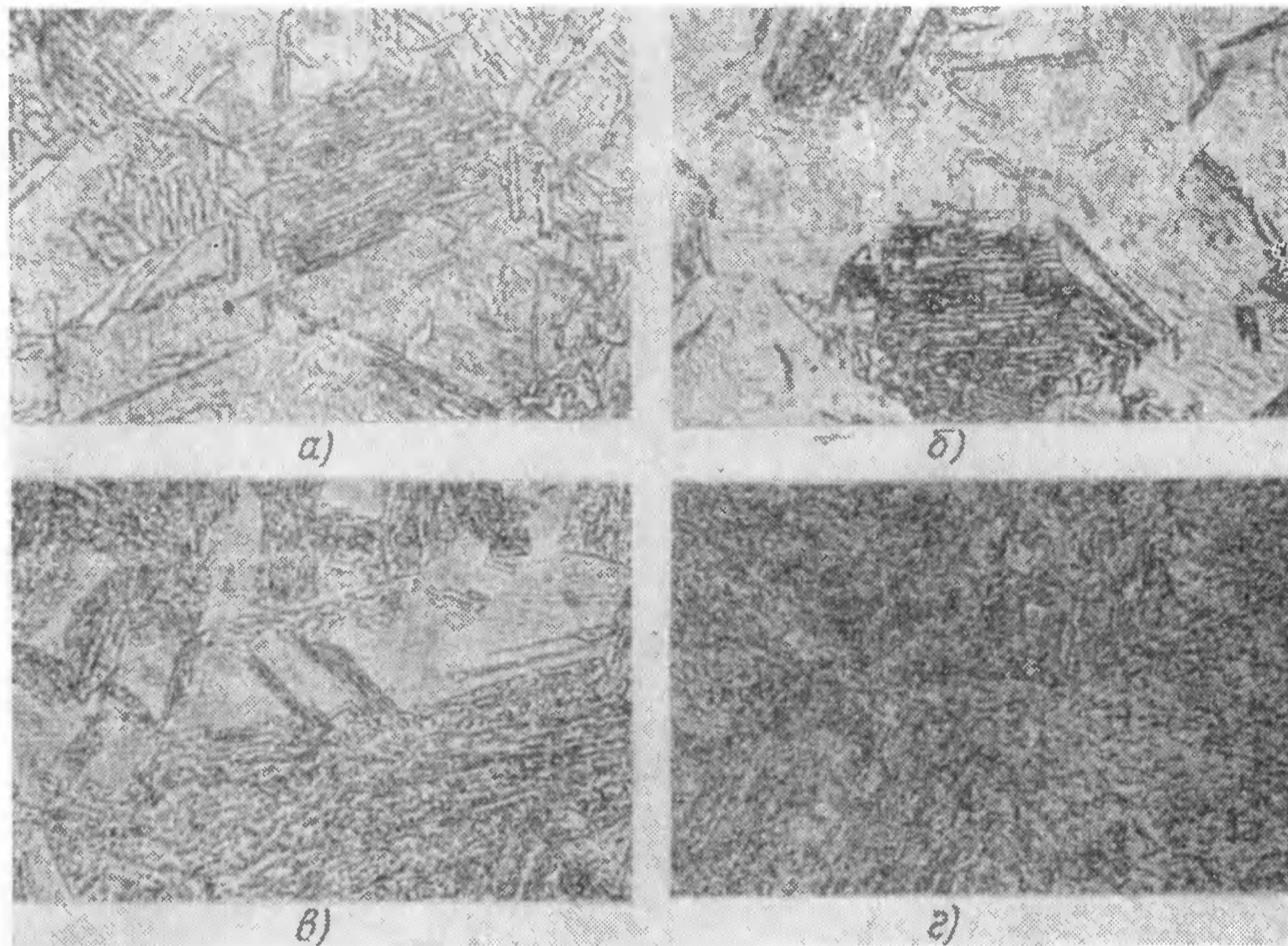


Фиг. 4. Изменение структуры в ходе изотермического превращения в верхней части промежуточной области. Аустенизация при  $1000^{\circ}$  в течение 10 мин. ( $\times 600$ ):

*a* — сталь 12ХНЗА после выдержки в течение 16 сек.; *б* — сталь 15ХФ после выдержки при  $500^{\circ}$  в течение 4 сек.; *в* — то же, в течение 16 сек.; *г* — то же, в течение часа; *д* — сталь 12ХНЗА после выдержки при  $500^{\circ}$  в течение 2 сек.; *е* — то же, в течение 32 сек.

чено явление сфероидизации, а через 16 сек., когда закончился распад исходного аустенита, завершилась и сфероидизация обогащенного аустенита. Последний равномерно распределен в феррите, и в целом структура очень сходна со структурой зернистого перлита высокоуглеродистой стали (фиг. 4, *в* и *е*).

Большой интерес представляет характер дальнейших изменений в структуре. При более длительных выдержках частицы обогащенного аустенита начинают уменьшаться в размерах, вырождаясь в точки (фиг. 4,г). Иными словами, вместо процесса сфероидизации и коалесценции происходит совершенно противоположное явление — уменьшение размера частиц. При этом четко выявляются границы бывших зерен аустенита, которые теперь принадлежат ферриту, как матричной фазе. При более низких температурах (475—400°), а у сталей 15ХФ и



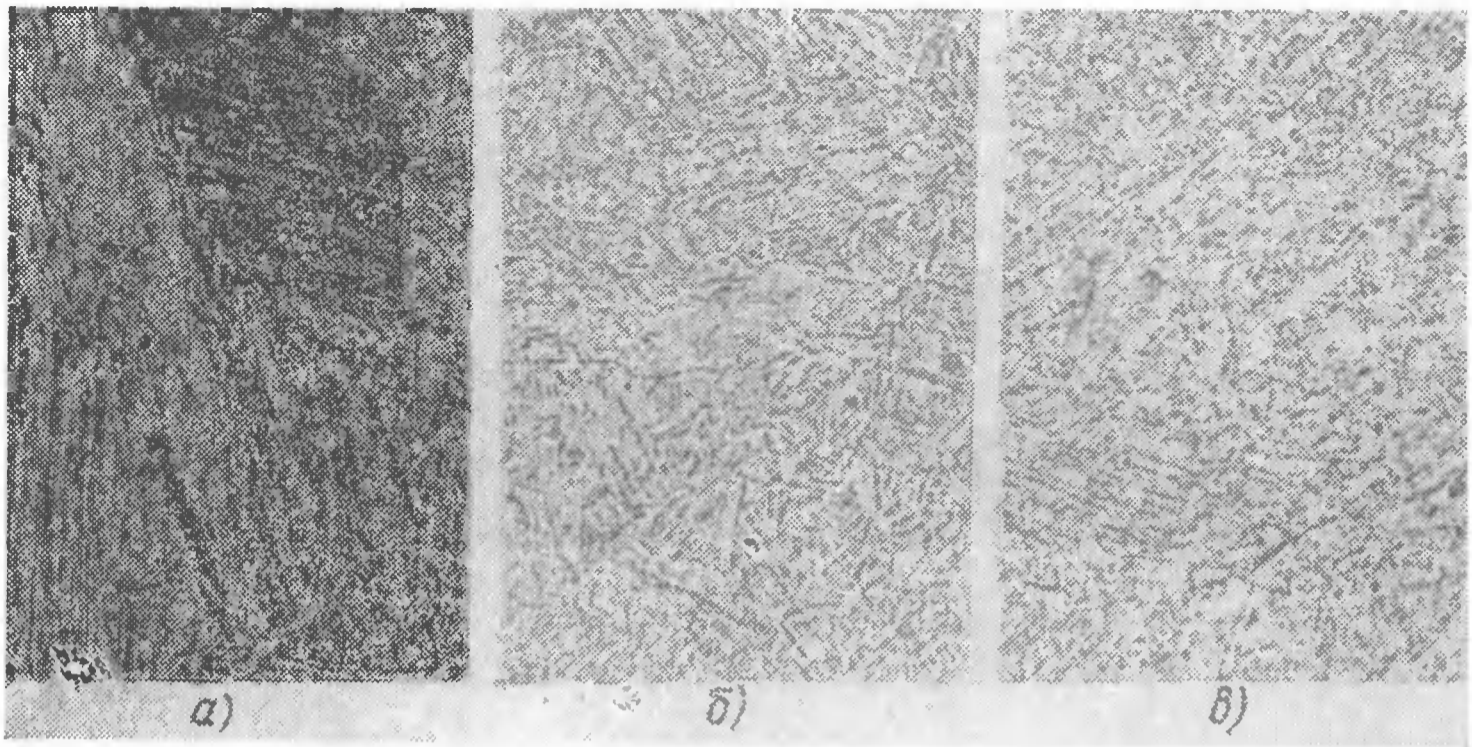
Фиг. 5. Изменение структуры в ходе изотермического превращения в промежуточной области. Явление сфероидизации и «усыхания» частиц обогащенного аустенита. Аустенизация при 1000° в течение 10 мин. ( $\times 600$ ):

*а* — сталь 12ХНЗА после выдержки при 475° в течение 8 сек.; *б* — сталь 20ХГР после выдержки при 450° в течение 8 сек.; *в* — то же, в течение 32 сек.; *г* — то же, в течение 4 мин.

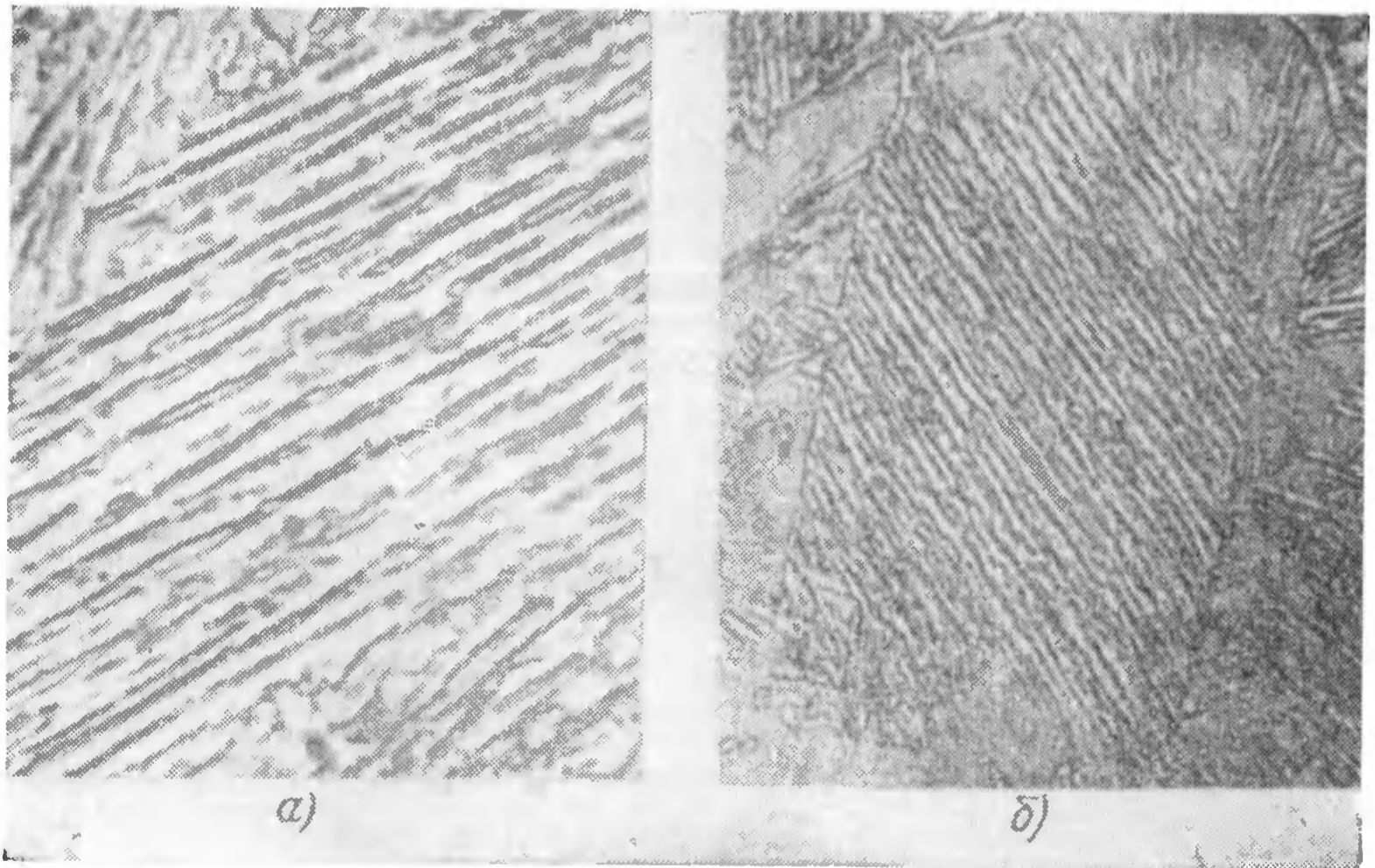
12ХНЗА даже при 300°, в начальных стадиях превращения также образуется пластинчатый двухфазный продукт, представляющий собой смесь феррита с обогащенным аустенитом, и наблюдается такой же характер изменений при дальнейшей выдержке, как и при более высоких температурах, но протекающих более медленно (фиг. 5 и 6). Исключительно близкое сходство между перлитом и продуктами начальных стадий распада обнаружено у сталей 20ХГР и 12ХНЗА при температуре превращения 450—475° (фиг. 5, *а* и *б*).

У всех сталей с понижением температуры распада от 550—500° до 350—300° наблюдается закономерное уменьшение

межпластиночного расстояния (фиг. 4—7), которое в этом продукте выражает те же основные зависимости, что и в перлите и вообще эвтектоидах и эвтектиках.



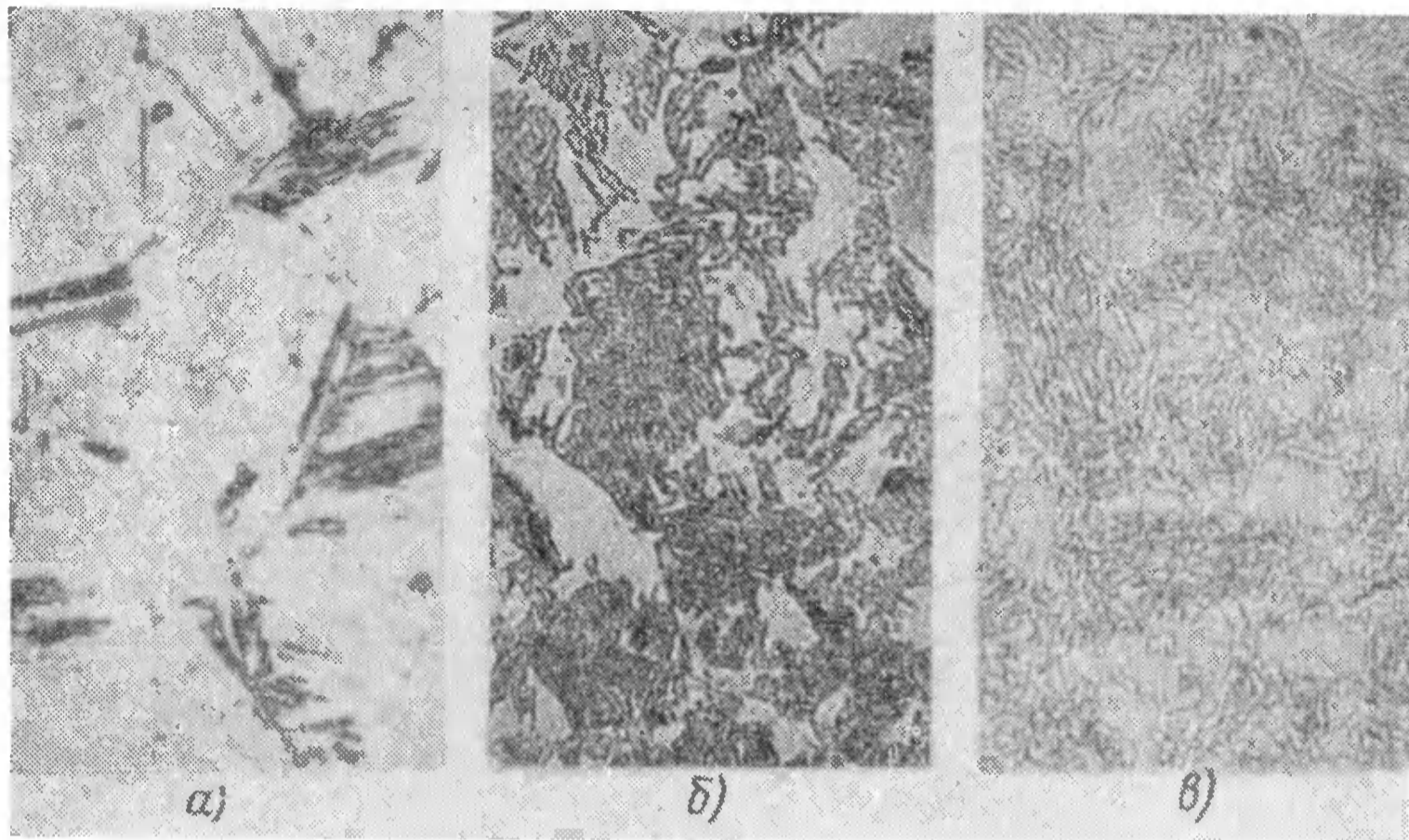
Фиг. 6. Сталь 12ХНЗА. Аустенизация при  $1000^{\circ}$  в течение 10 мин. Последовательное изменение структуры в процессе изотермического превращения при  $400^{\circ}$  ( $\times 600$ ); выдержка в ванне: а — 2 сек.; б — 16 сек.; в — 2 часа



Фиг. 7. Сталь 15ХФ. Аустенизация при  $1000^{\circ}$  в течение 10 мин. Начальные стадии превращения: а — при  $350^{\circ}$  в течение 4 сек. ( $\times 1500$ ); б — при  $300^{\circ}$  в течение 2 сек. ( $\times 1000$ )

**Среднеуглеродистые стали.** У этих сталей превращение в перлитной области также начинается с выделения феррита по границам зерен, но к моменту перлитного превращения его обра-

зается сравнительно немного. При  $500\text{--}450^\circ$  после значительно более длительного инкубационного периода, чем у цементуемых сталей, появляются короткие пластинки и группы параллельных пластинок феррита, располагающиеся в исходном аустените — мартенсит после охлаждения (фиг. 8,а). Увеличение выдержки приводит к существенным изменениям в областях, где раньше возникли образования феррита: пропадают участки с пластинчатой формой строения, переходя (вырождаясь) в области с неопределенными очертаниями (фиг. 8,б). В некоторых



Фиг. 8. Сталь ОХМ. Аустенизация при  $900^\circ$  в течение 10 мин. Последовательные стадии промежуточного превращения при  $450^\circ$  ( $\times 600$ ):

а — выдержка 15 сек.; б — выдержка 1 мин.; в — выдержка 5 мин.

из этих областей наблюдаются мелкие сфероидизированные частицы обогащенного аустенита, придающие ферриту пятнистый вид (фиг. 8,в).

В результате этих изменений феррит уже не представляется составляющей, расположенной в какой-то основе, а сам является матрицей, в которой распределены частицы обогащенного аустенита. Иными словами, с увеличением длительности изотермической выдержки происходит более четкое выделение превращенных областей и их основы — феррита, а также сфероидизация и «усыхание» частиц обогащенного аустенита. Это явление, по-видимому, Шеферд и Лориа и определяют как превращение ранее возникших игольчатых продуктов с образованием областей, имеющих светлые наружные оболочки и темнотравящую сердцевину.

С понижением температуры до  $400\text{--}350^\circ$  в начальных стадиях превращения возникают пластинчатые и игольчатые об-

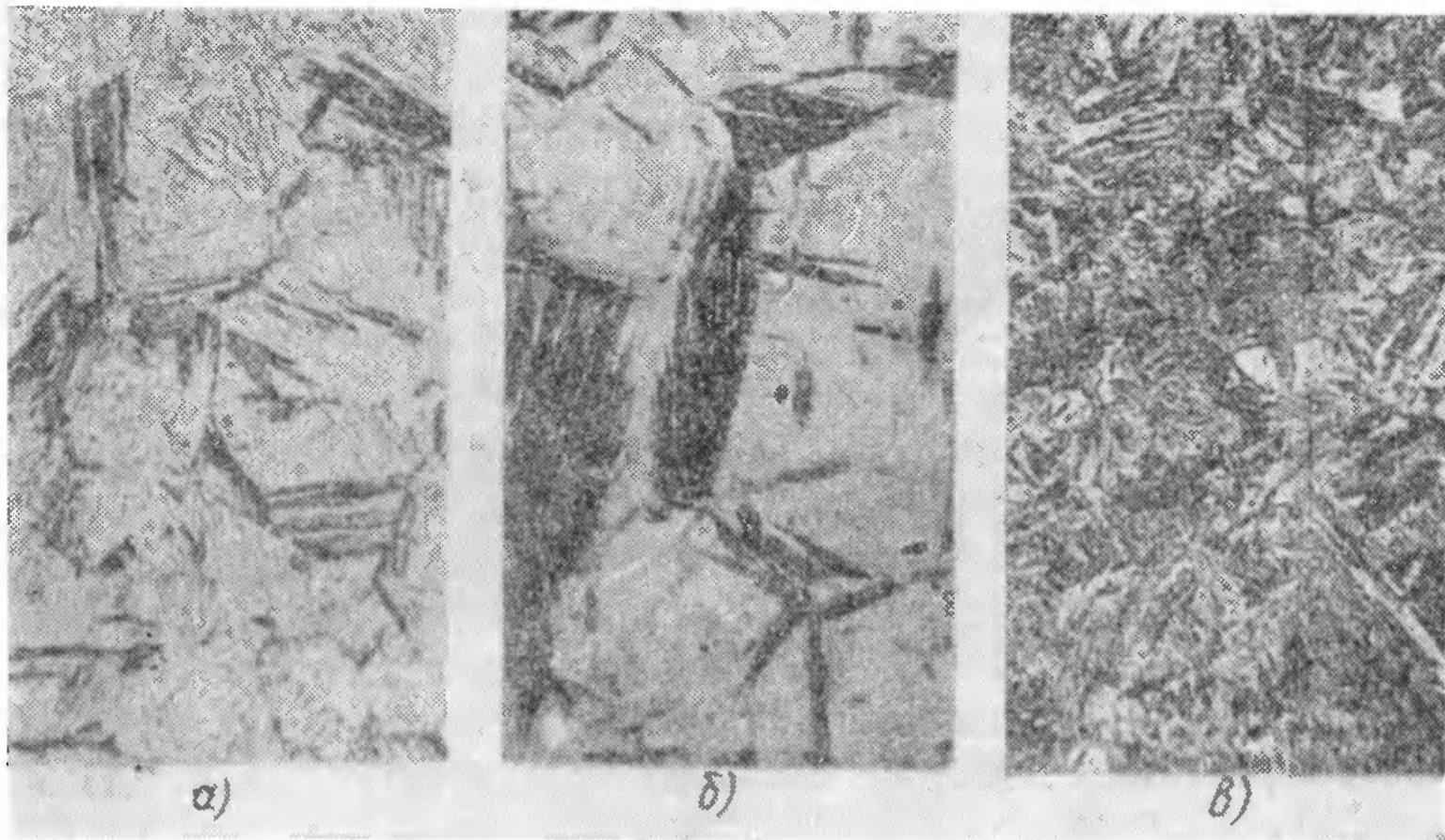
разования, в которых уже трудно различать отдельные фазы, а с увеличением выдержки происходят те же явления, что и при более высоких температурах (фиг. 9, а и б). После завершения распада получается исключительно тонкая феррито-аустенитная смесь с отсутствием даже следов первоначальных структурных форм (фиг. 9, в).

**Науглероженный слой.** В перлитной области с понижением температуры превращения от  $700\text{—}550^\circ$  у всех сталей обнаруживаются известные структурные формы феррито-карбидной смеси: сферолитная, звездчатая и игольчатая, которые хорошо различимы только при частичном распаде аустенита.

Первые признаки промежуточного превращения у большинства сталей замечены при  $500^\circ$ . Наиболее ярко они выражены у сталей ОХМ, 20ХГР и 15 ХФ и заключаются в следующем: на фоне аустенита появляются мелкие частицы в виде линзочек, четок и зернышек, которые сначала можно принять за цементитные (фиг. 10, а и в). Только тщательное исследование всего цементированного образца позволило установить, что они являются ферритными. Об этом же свидетельствует падение твердости при переходе от перлитной области к промежуточной, резко усиливающееся при дальнейшем снижении температуры распада вплоть до  $450^\circ$  (см. фиг. 3). С увеличением выдержки развитие процесса идет двумя путями: происходит выделение частиц феррита в новых областях, а в местах, где они появились раньше, происходит перлитное превращение. С понижением температуры до  $475\text{—}450^\circ$ , а для стали 12ХНЗА до  $400^\circ$ , количество феррита возрастает и после завершения распада получается феррито-трооститная смесь, в которой матричной фазой является феррит, а троостит распределен в нем в виде мелких участков, что создает своеобразный характер структуры, напоминающий явление абнормальности стали.

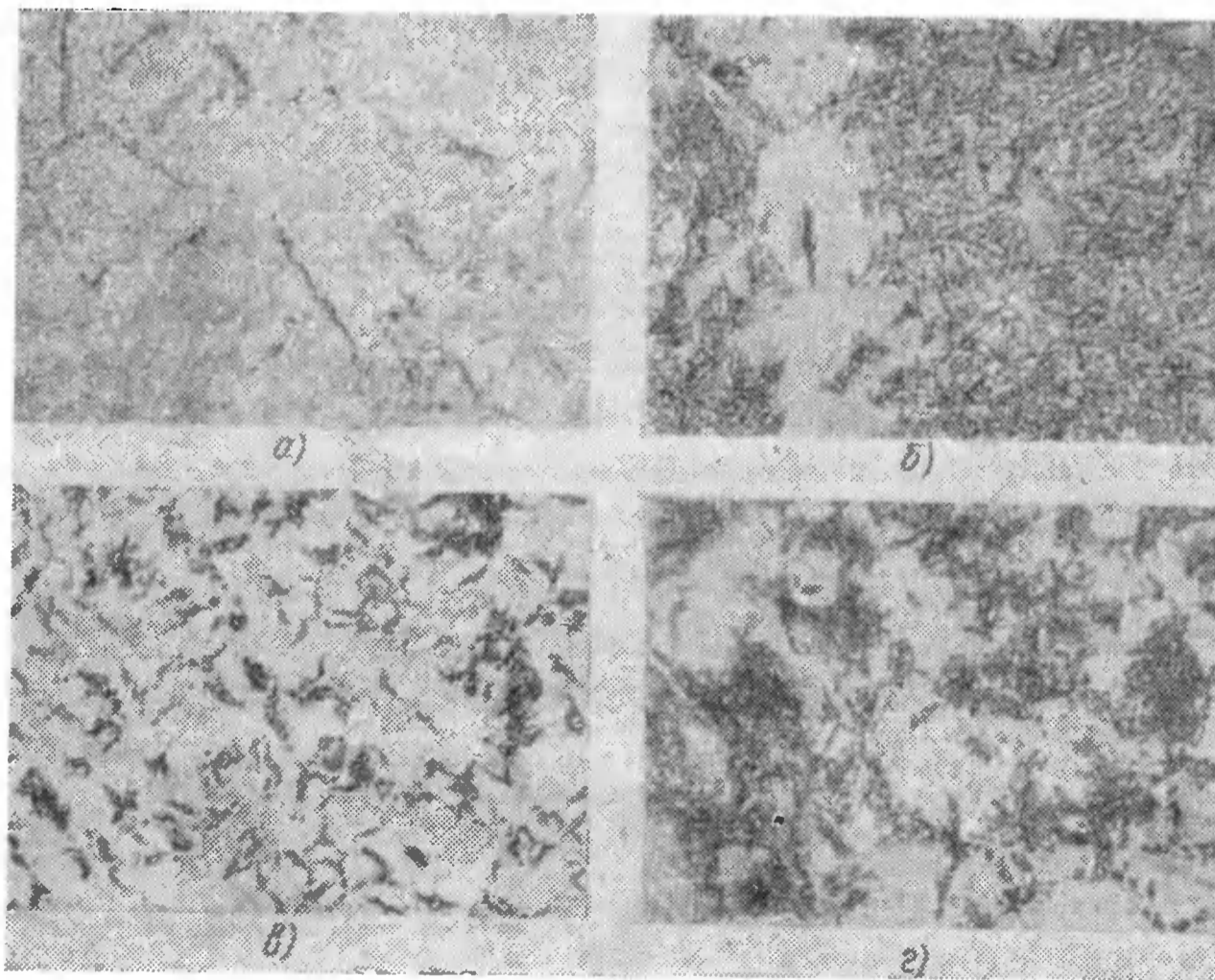
Ниже  $450^\circ$  полностью исчезает своеобразие промежуточного превращения, присущее высокоуглеродистым сталям (первоначальное, как бы самостоятельное, выделение феррита). Первичный продукт приобретает ясно выраженный двухфазный характер и возросшую дисперсность. В начальных стадиях все еще наблюдается влияние углерода на структуру. Однако при достаточном развитии превращения становится невозможным найти какие-либо различия в строении продуктов высокоуглеродистых сталей по сравнению со среднеуглеродистыми и даже некоторыми из низкоуглеродистых сталей, как, например, сталью 20ХГР. Во всех случаях, независимо от содержания углерода, после сфероидизации частиц обогащенного аустенита и более четкого выделения превращенных областей и их основы — феррита (в средне- и высокоуглеродистых сталях) структура становится внешне одинаковой.

Несмотря на указанное внешнее сходство структуры различных сталей углерод и легирующие элементы оказывают



Фиг. 9. Сталь ОХМ. Аустенизация при  $900^{\circ}$  в течение 10 мин. Последовательные стадии промежуточного превращения при  $350^{\circ}$  ( $\times 600$ ):

*a* — выдержка 15 сек.; *б* — выдержка 30 сек.; *в* — выдержка 5 мин.



Фиг. 10. Выделение феррита в науглероженном слое при изотермическом распаде аустенита в верхней части промежуточной области. Аустенизация при  $1000^{\circ}$  в течение 10 мин. ( $\times 600$ ):

*a* — сталь 20ХГР, выдержка при  $475^{\circ}$  в течение 4 мин.; *б* — то же, в течение 16 мин.; *в* — сталь ОХМ, выдержка при  $500^{\circ}$  в течение 5 мин.; *г* — то же, в течение 15 мин.

большое влияние на фазовый состав продуктов промежуточного превращения. Об этом убедительно свидетельствует сравнение твердостей стали марки 20ХГР и цементованного слоя стали 12ХНЗА (фиг. 2,а и 3,а). Так, при изотермическом распаде на 400 и 350° сталь 20ХГР имела твердость 37 и 41,5 по Роквеллу, а науглероженный слой стали 12ХНЗА соответственно твердость 35 и 41,5. В случае закалки и отпуска картина резко меняется: сталь 20ХГР после закалки и отпуска на 400 и 350° имела твердость 39,5 и 41,5 по Роквеллу, тогда как науглероженный слой стали 12ХНЗА — соответственно 47,5 и 50.

Продукт промежуточного превращения является сложным по своему фазовому составу. При изотермической выдержке наряду с основным процессом расслоения исходного аустенита на феррит и обогащенный аустенит происходят побочные процессы: в верхней части области — перлитное превращение обогащенного аустенита, а при более низких температурах — старение и, вероятно, мартенситное превращение, чему благоприятствует малый размер частиц обогащенного аустенита. Следовательно, окончательный продукт изотермического распада может состоять из феррита, мартенсита, остаточного аустенита и цементита.

Влияние легирующих элементов и углерода выражается в изменении соотношений между этими отдельными фазами. Этим, между прочим, и объясняется совпадение твердости изотермических продуктов стали 20ХГР и науглероженного слоя стали 12ХНЗА при резком различии ее после закалки и отпуска, когда продукт состоит в основном из двух фаз — феррита и карбида.

### Построение С-образных кривых

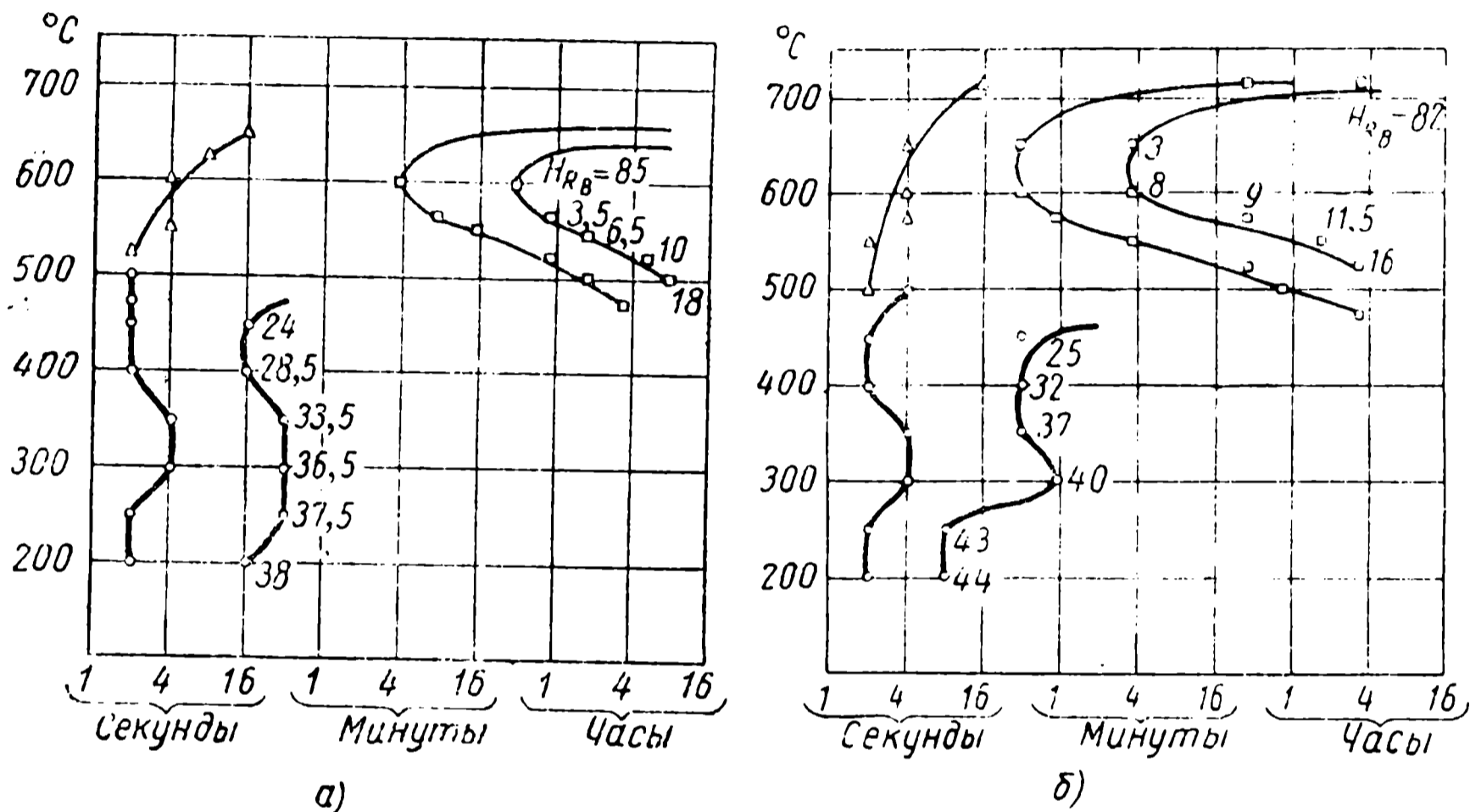
На основании данных микроскопического анализа и измерения твердости для всех сталей построены кривые изотермического превращения аустенита, в том числе и для науглероженного слоя (фиг. 11, 12 и 13). На всех диаграммах для каждой изотермы приведены значения твердости продуктов, соответствующие моменту окончания превращения.

Анализ построенных кривых показал следующее.

**Низкоуглеродистые стали.** Общей особенностью С-образных кривых всех низкоуглеродистых сталей (фиг. 11) является то, что линия начала выделения феррита как бы непрерывно переходит в промежуточную область, что создает впечатление о единой линии начала превращения для всей субкритической области и существования морфологической связи между выделениями феррита и бейнита, как это считает Мел [61]. Только резкий разрыв между линиями конца превращения свидетельствует о различном характере процессов в перлитной и промежуточной областях. Так, например, в стали 12ХНЗА (фиг. 11,а) в случае аустенизации при 900° распад аустенита у нижней

границы перлитной области ( $500^{\circ}$ ) закончился через 8 час., а в верхней части промежуточной области (при  $450^{\circ}$ ) превращение было завершено через 16 сек.

**Среднеуглеродистые стали.** Все исследованные стали этой группы имеют осложненный тип С-образных кривых (фиг. 12). Различия между отдельными кривыми проявляются главным образом в форме и взаимном расположении по отношению друг к другу линий начала выделения феррита и бейнита. По этому признаку произведена классификация диаграмм на три вида: первый вид — линии начала выделения феррита и бейнита сопрягаются (сталь 40ХГТ в случае аустенизации при  $900^{\circ}$ , стали



Фиг. 11. Диаграммы изотермического распада аустенита низкоуглеродистых сталей. Цифры у линии конца превращения означают твердость  $H_{RC}$  для различных изотерм. Аустенизация при  $900^{\circ}$  в течение 10 мин.:

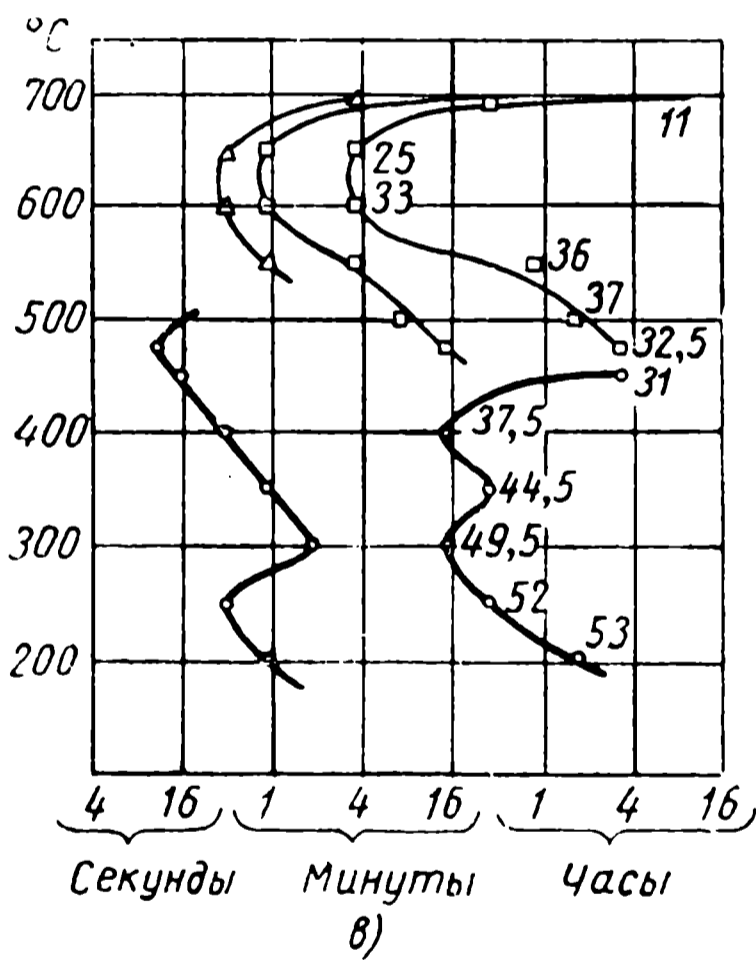
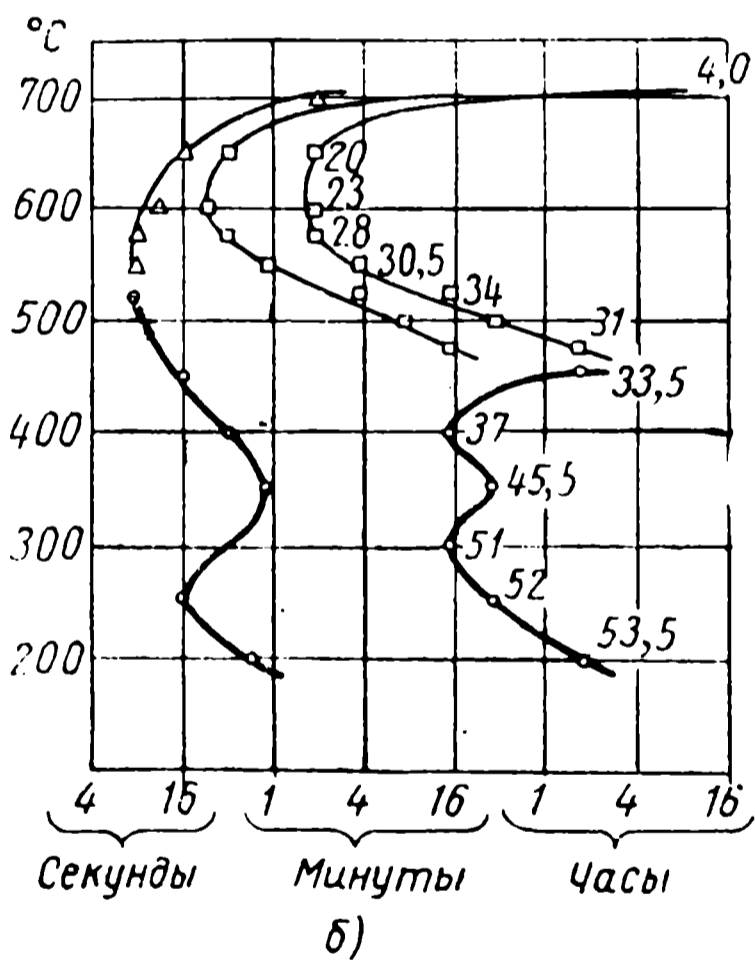
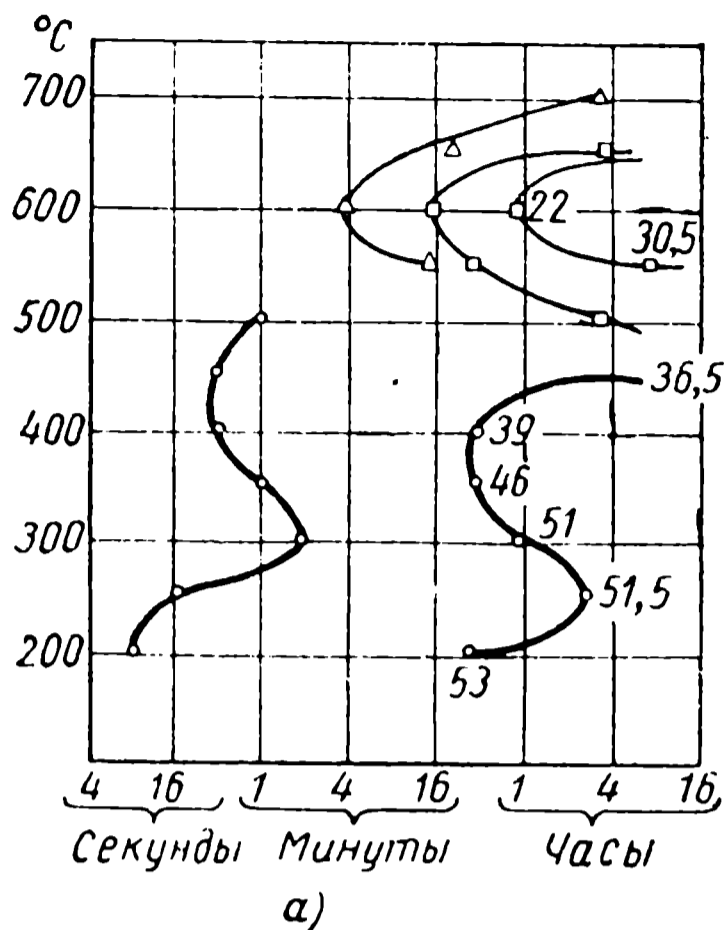
а — сталь 12ХНЗЛ; б — сталь 18ХГТ

35ХГСА и 45Г2); второй вид — линия выделения феррита имеет максимум (сталь 40ХГТ при аустенизации на  $1000^{\circ}$  и сталь 40ХН); третий вид — линия начала выделения феррита имеет максимум и круто уходит вправо при более низких температурах, создавая резкий разрыв с линией начала промежуточного превращения (стали 40ХНМА и ОХМ).

В нижней части промежуточной области обнаруживается новое ускорение превращения с появлением у стали 35ХГСА и 40ХГТ второго максимума при  $250^{\circ}$ , а у сталей 45Г2 и 40ХНМА ускорение, начавшись с  $300^{\circ}$ , продолжается до  $200^{\circ}$ . Повышение температур аустенизации стали 40ХГТ с 900 до  $1000^{\circ}$  вызвало замедление превращения в перлитной области и мало повлияло на ход процесса в промежуточной области.

**Науглероженный слой.** Как и в случае низко- и среднеуглеродистых сталей, диаграммы изотермического распада аусте-

нита науглероженного слоя различных сталей (фиг. 13) имеют между собой принципиальное сходство. Четко обнаруживаются две самостоятельные области превращения, причем каждая из них характеризуется отдельными С-образными кривыми. По взаимному расположению максимумов линий начала превращения перлитной и промежуточной областей диаграммы имеют два типа: у одного из них оба максимума приблизительно совпадают по шкале времени (стали 15ХФ, 40ХН и ОХМ). Другой тип характеризуется смещением максимума кривой начала промежуточного превращения вправо относительно перлитного максимума (стали 18ХГТ, 12ХН3А и 20ХГР).

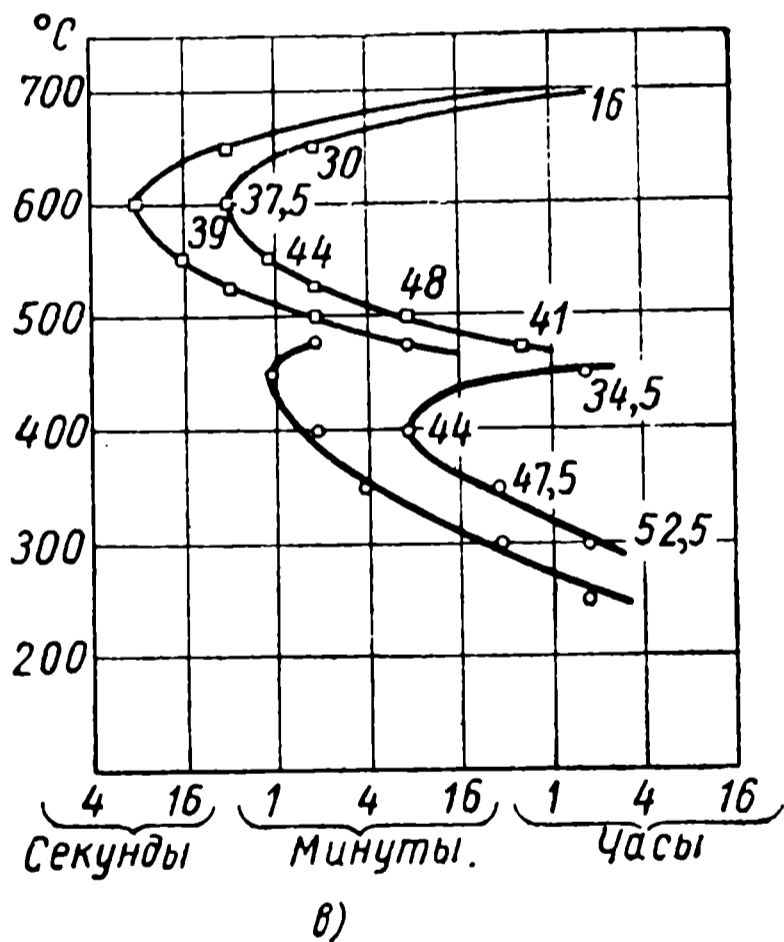
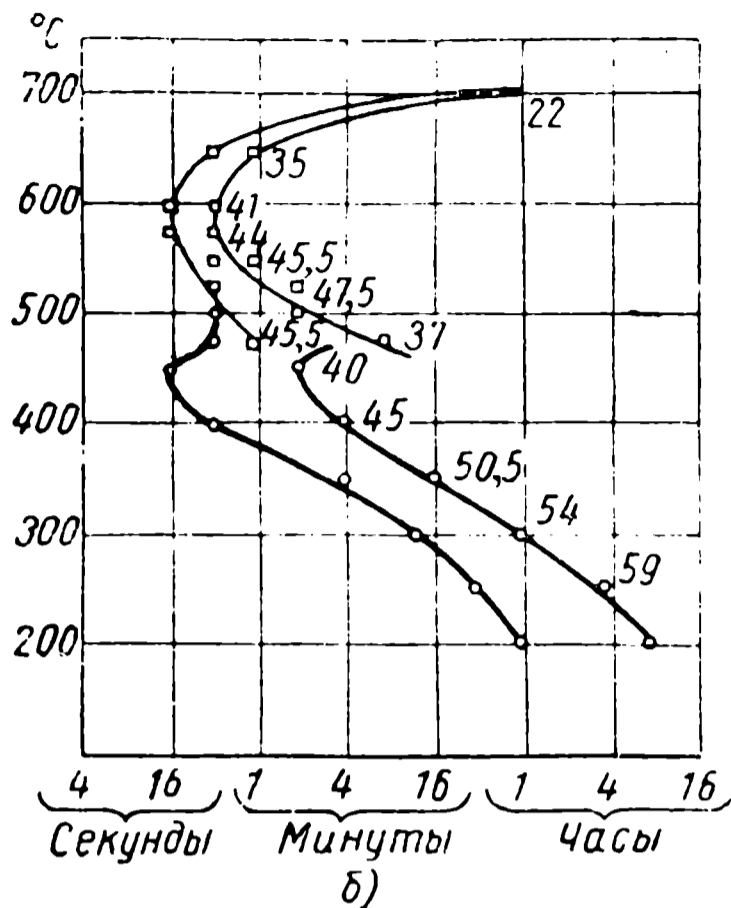
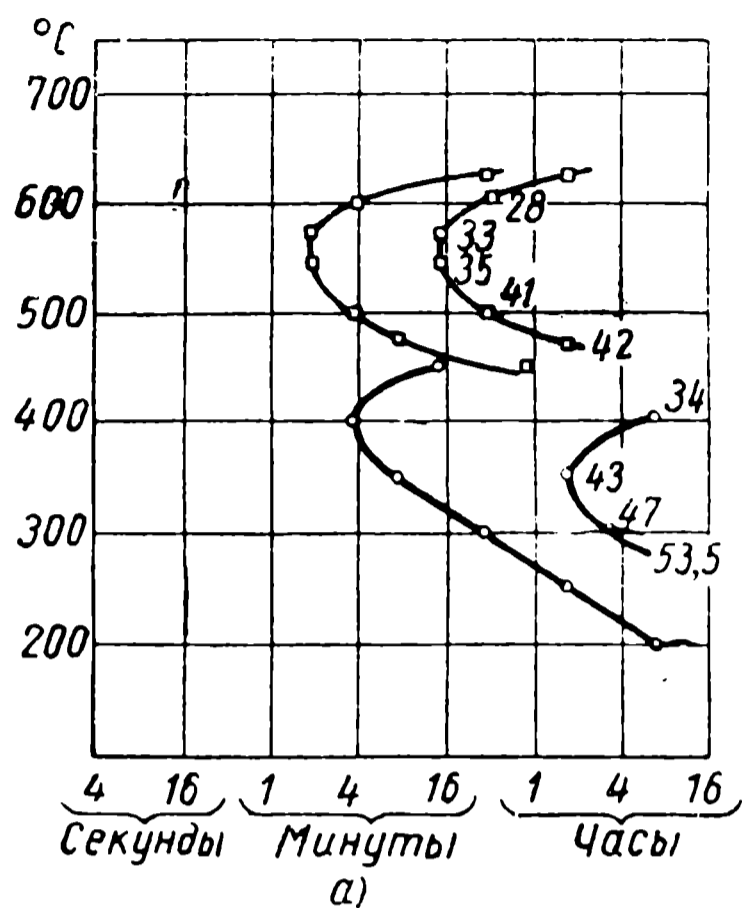


Фиг. 12. Диаграмма изотермического распада аустенита среднеуглеродистых сталей. Цифры у линии конца превращения означают твердость  $H_{RC}$  для различных изотерм:

а — сталь 40ХНМА, аустенизация при  $900^\circ$  в течение 10 мин.; б — сталь 40ХГТ, аустенизация при  $900^\circ$  в течение 10 мин.; в — сталь 40ХГТ, аустенизация при  $1000^\circ$  в течение 10 мин.

Наиболее стойким в обеих областях оказался аустенит науглероженного слоя стали 12ХН3А. Наименее стойким в перлитной области является аустенит стали 18ХГТ; при  $600^\circ$  распад его начался через 8 сек. Самую низкую стойкость в промежуточной области показал аустенит стали 15ХФ. Так, при

450° распад его начался через 15 сек. Следовательно, закаливаемость у этой стали лимитируется не феррито-карбидным распадом, а промежуточным превращением, что имеет важное значение в оценке технологических свойств сталей.



Фиг. 13. Диаграммы изотермического распада аустенита на углероженного слоя. Цифры у линии конца превращения означают твердость  $H_{CR}$  для различных изотерм. Аустенизация при 900° в течение 10 мин.:

а — сталь 12ХНЗА; б — сталь 15ХФ;  
в — сталь 18ХГТ

Влияние температуры аустенизации изучалось на сталях 15ХФ, 18ХГТ и 20ХГР. Повышение температуры с 900 до 1000° сказалось главным образом на стойкости аустенита в перлитной области. В промежуточной области отмечено лишь небольшое замедление превращения в верхнем интервале температур.

### Изучение распада аустенита магнитным методом

С помощью этого метода изучено превращение у двух сталей — 40ХНМА и 20ХГР. Сравнение диаграмм изотермического превращения, построенных по данным микроскопического и маг-

читного методов, показало в основном хорошее их совпадение для обеих сталей, за исключением линий конца превращения в промежуточной области.

Это является естественным, поскольку, как указывалось выше, одной из фаз продуктов промежуточного превращения является обогащенный аустенит.

## Выводы

Экспериментальное изучение изотермического превращения аустенита различных по содержанию углерода и легирующих элементов сталей полностью подтвердило справедливость представлений о механизме промежуточного превращения, высказанных на основании анализа обширных литературных источников. Исследованием, в частности, установлено:

1. В промежуточной области протекает реакция расслоения исходного аустенита на феррит и обогащенный аустенит, сходная по своему характеру с эвтектоидным распадом твердых растворов. Эта реакция распространяется на широкий интервал температур, и даже на часть мартенситной области. Количество углерода, необходимое для получения в легированных сталях смеси феррит + обогащенный аустенит без предшествующего выделения избыточного феррита, является весьма незначительным и равно примерно 0,1%. Поэтому этот тип превращения может встречаться даже у сплавов с очень низким содержанием углерода, как это установлено в работах Р. И. Энтина.

2. При образовании бейнита в легированных низкоуглеродистых сталях отчетливо наблюдается закономерное уменьшение межпластиночных расстояний с увеличением степени переохлаждения, как и при перлитном превращении. При этом принадлежность феррита к матричной фазе обнаруживается уже в начальных стадиях превращения.

3. В среднеуглеродистых сталях первичные образования бейнита в верхней части промежуточной области также имеют пластинчатое строение. Однако ввиду уменьшения соотношения между ферритом и обогащенным аустенитом в бейните непрерывность феррита обнаруживается только после дальнейших изменений в первоначальном продукте, выражающихся в образовании областей со светлыми оболочками и темнотравящейся сердцевиной (по Лориа и Шеферду) или «контурного» феррита (по Ко и Котреллу).

4. В цементированном слое вследствие еще более резкого уменьшения отношения феррита к обогащенному аустениту в бейните превращение в верхней части промежуточной области приводит сначала к выделению ферритных частиц в аустените. Однако по завершении промежуточного превращения непрерывной фазой образовавшегося продукта также становится феррит.

5. Укорочение и утолщение пластинок, а также увеличение межпластиночного расстояния при переходе от перлитной области к промежуточной, вполне закономерно, так как образование смеси феррит+обогащенный аустенит происходит с меньшим изменением свободной энергии, чем образование феррито-карбидной смеси.

Обнаружение двух резко отличающихся между собой межпластиночных расстояний в продуктах превращения верхней части промежуточной области есть результат существования двух продуктов превращения: смеси феррит+обогащенный аустенит, образующейся в первой стадии превращения, и феррито-карбидной смеси, появляющейся во второй стадии превращения.

6. Неполнота промежуточного превращения распространяется на сравнительно узкий температурный интервал: для низкоуглеродистых сталей на  $50-75^\circ$ , для среднеуглеродистых на  $75-100^\circ$  и для цементованного слоя на  $50-75^\circ$  ниже верхней границы промежуточной области. При больших переохлаждениях промежуточное превращение идет до конца.

Неполнота превращения может быть объяснена тем, что в указанном интервале температур возможны два конкурирующих процесса, вероятность которых определяется различными кинетическими и термодинамическими факторами, изменяющимися в ходе превращения. Распад аустенита, начавшись по промежуточному типу, наряду с концентрационными изменениями вызывает появление множества новых поверхностей раздела, чем инициируется продолжение распада аустенита по более выгодному в термодинамическом отношении пути образования феррито-карбидной смеси.

Однако этот процесс протекает крайне медленно.

7. Обнаружено «аномальное» изменение (резкое снижение) твердости продуктов распада аустенита в зависимости от температуры превращения у сталей с высоким содержанием углерода, т. е. в том случае, когда исключается влияние выделений избыточного феррита. Полученное различие в твердости (8—15 единиц  $R_c$ ) продуктов промежуточного превращения по сравнению с отпущенным на те же температуры мартенситом и тонким перлитом находится в соответствии с описанным механизмом промежуточного превращения и фазовым составом продуктов.

8. Минимальная твердость продуктов промежуточного превращения соответствует наивысшей температуре, при которой достигается полный распад исходного аустенита по этому типу. С понижением температуры превращения твердость закономерно возрастает в соответствии с увеличением дисперсности продуктов или, иначе, уменьшением межпластиночного расстояния в момент протекания реакции расслоения исходного аустенита на феррит и обогащенный аустенит. В этом выра-

жаются сходство промежуточного превращения с эвтектоидным типом распада твердых растворов.

9. Явление сфероидизации в продуктах промежуточного превращения протекает с исключительно большой скоростью, измеряемой секундами в верхней части области, десятками секунд и минутами в нижней части области. После завершения сфероидизации дальнейшая выдержка приводит к уменьшению размера частиц распределенной фазы, а не к укрупнению их, как это имеет место при сфероидизации и коалесценции цементита в перлите. Таким образом, процесс сфероидизации распределенной фазы в продуктах промежуточного превращения не имеет ничего общего с процессами сфероидизации цементита и представляет собой изменения, происходящие в обогащенном аустените, образовавшемся в результате расслоения исходного аустенита.

10. Основные особенности промежуточного превращения, установленные с помощью магнитного метода и рентгеноструктурного анализа, — торможение распада, увеличение степени полноты превращения с понижением температуры, снижение мартенситной точки и увеличение степени тетрагональности мартенсита после протекания промежуточного превращения, интенсивное перераспределение углерода, в результате чего концентрация углерода в остаточном аустените у некоторых сталей повышается в 3—4 раза относительно исходного содержания, — находят достаточно убедительное объяснение в описанном механизме промежуточного превращения.

11. Повышение температуры аустенизации вызывает некоторое замедление промежуточного превращения в верхней части области, независимо от химического состава сталей, в то время как в нижней части области в отдельных случаях наблюдается даже ускорение. В перлитной области процесс превращения резко замедляется.

---

## ВЛИЯНИЕ ПРОДУКТОВ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА НА ОТПУСКНУЮ ХРУПКОСТЬ И СКЛОННОСТЬ К ХЛАДНОЛОМКОСТИ

Явления необратимой отпускной хрупкости рассматриваются в свете выдвинутой новой теории промежуточного превращения.

Согласно этой теории распад аустенита в верхней части области приводит к образованию смеси из феррита с равновесной концентрацией углерода и обогащенного аустенита. В этой смеси феррит является матрицей, а аустенит — распределенной в ней фазой. Если необратимая отпускная хрупкость вызывается процессами карбидообразования при отпуске мартенсита, то тогда продукт промежуточного превращения не должен быть склонным к явлениям хрупкости, так как основой его является феррит. Однако вследствие распада при отпуске обогащенного аустенито-мартенсита, расположенного в феррите, должно произойти какое-то снижение ударной вязкости. При этом следует ожидать, что интервал, в котором будет развиваться отпускная хрупкость, а также интенсивность ее, будет существенным образом изменяться по сравнению с обычным ее проявлением в нормально закаленной стали. Вполне логично также предположить, что должен измениться и вид излома образцов в виду различий в характере выделений при отпуске мартенсита и бейнита. Что касается нижнего бейнита, то его матричной фазой является мартенсит с меньшей степенью тетрагональности. Поэтому можно предполагать, что проявление в нем хрупкости должно происходить при тех же температурах, как и для мартенсита, но с меньшей интенсивностью. Кроме того, вследствие наличия в нижнем бейните обогащения фазы, для него принципиально возможны два интервала проявления хрупкости: при отпуске матричной фазы — малоуглеродистого мартенсита и при отпуске распределенной фазы — обогащенного аустенито-мартенсита.

Помимо рассмотренной картины явлений, следует ожидать, что расслоение исходного аустенита на феррит и обогащенный аустенит должно оказать значительное влияние и на склонность стали к хладноломкости в высокоотпущенном состоянии, так как характер распределения карбидной фазы в этом продукте

будет существенным образом отличаться от характера распределения карбидов в отпущенном мартенсите.

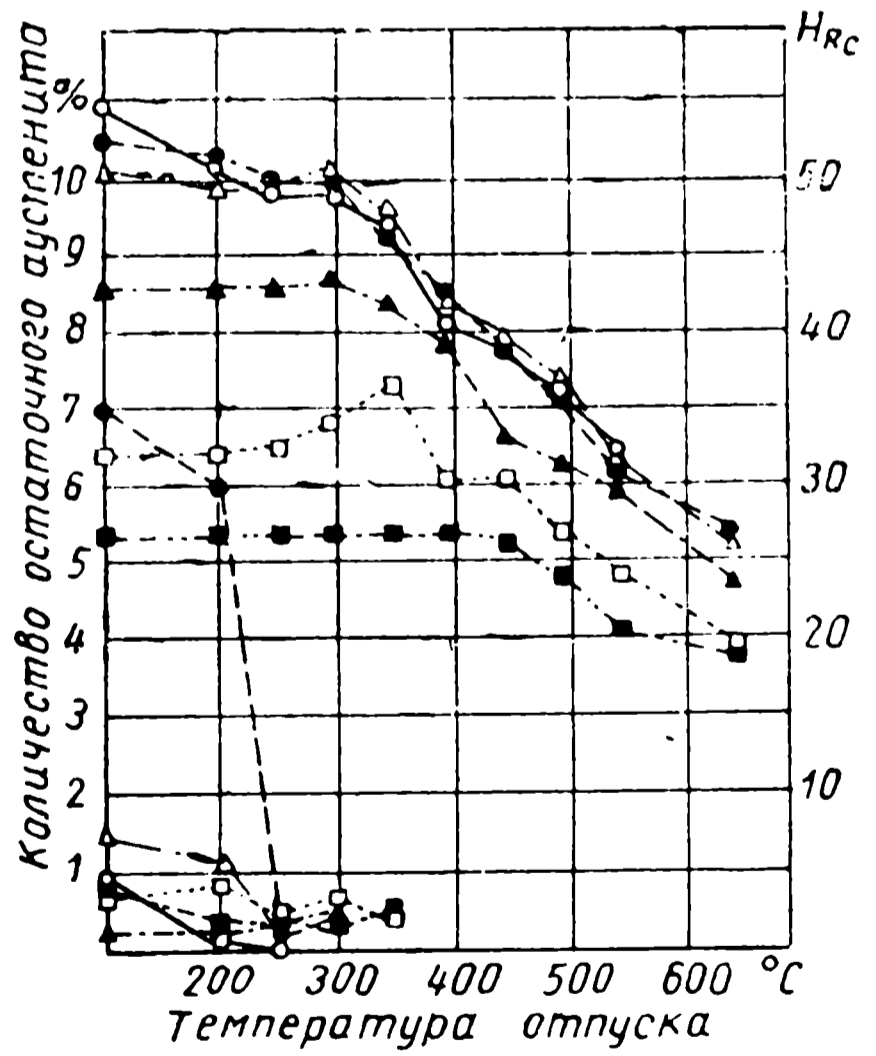
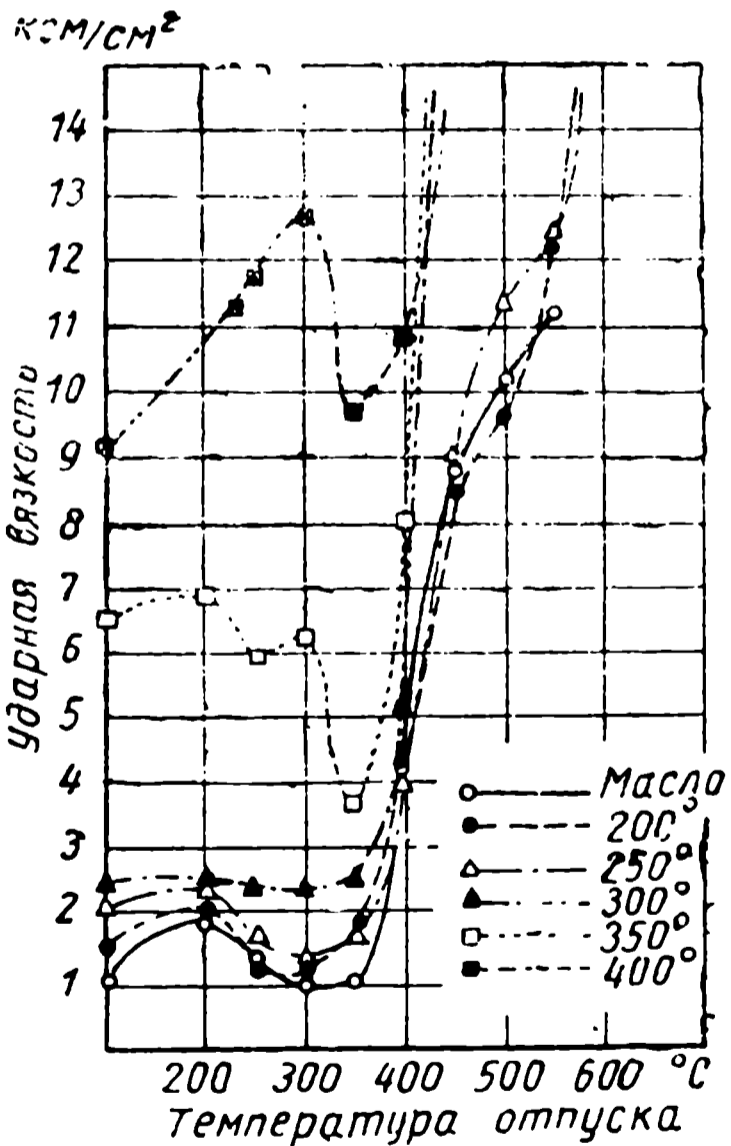
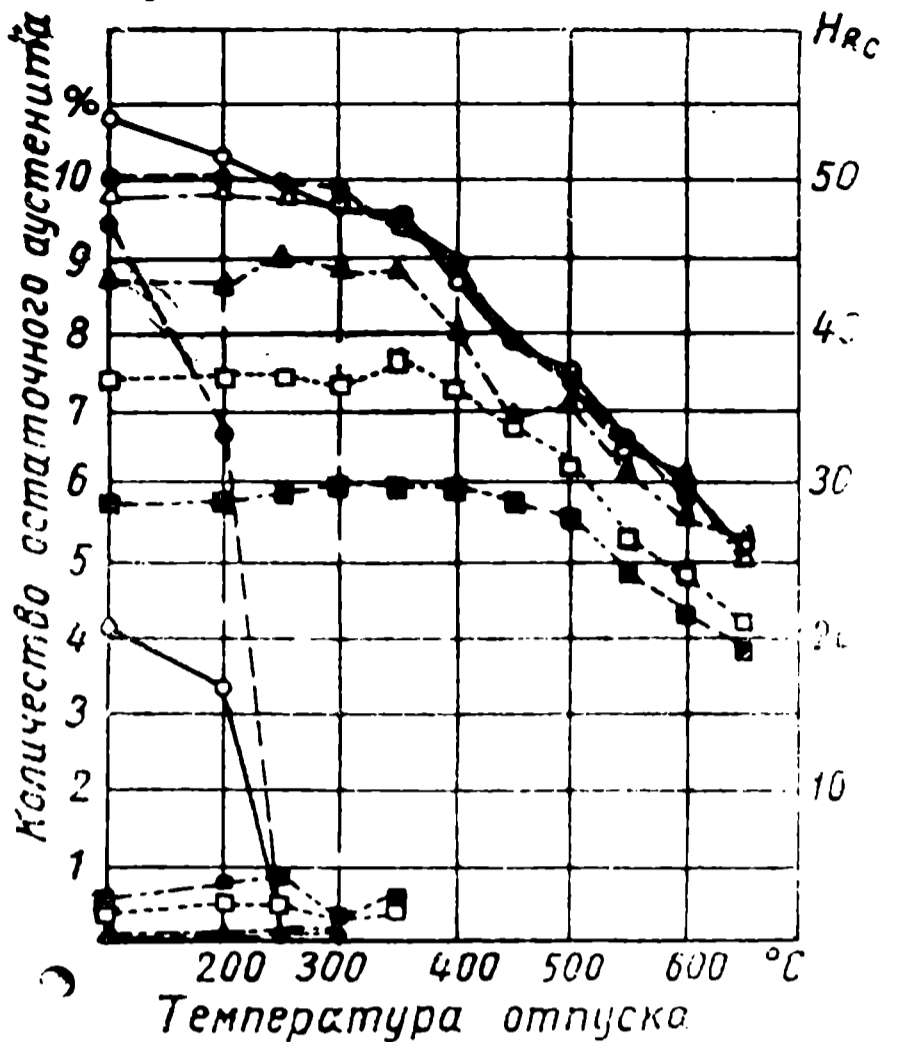
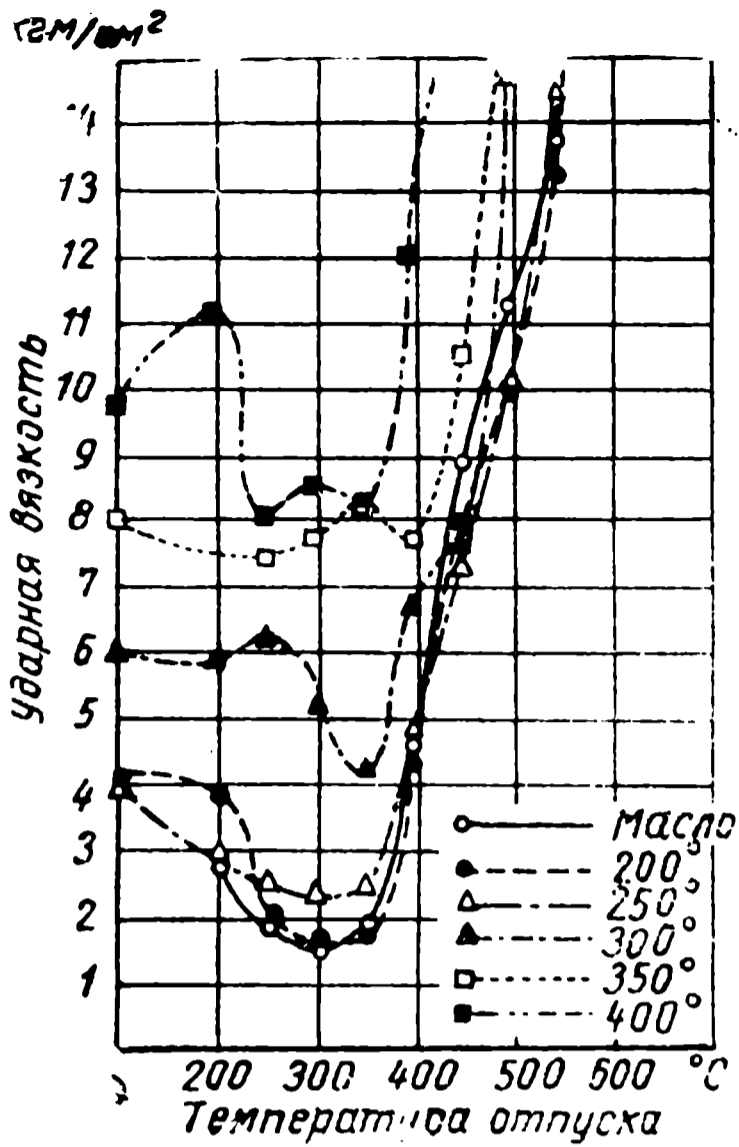
Для экспериментальной проверки этих предположений были изучены явления отпускной хрупкости в сталях, закаленных при непрерывном охлаждении, и после изотермической закалки при температурах, соответствующих образованию нижнего и верхнего бейнита; исследовано влияние распада остаточного аустенита на развитие хрупкости при отпуске и выяснено влияние отрицательных температур на ее проявление, а также изучена склонность к хладноломкости продуктов изотермического распада после высокого отпуска.

Для исследования были избраны более широко применяемые в автомобильной промышленности стали марок 40X, 40XН, 40XНМА, 35ХГСА и стали ОХМ и 40ХГТ. На основных марках стали исследование проведено на двух-трех плавках. В качестве основного метода испытания было принято ударное испытание на изгиб стандартных образцов. Окончательное шлифование и надрез производились после термической обработки. Изотермическая закалка производилась в интервале  $200\text{—}400^\circ$  через  $50^\circ$  в смеси нитрита натрия и нитрата калия. Продолжительность выдержки в ванне составляла 1 час, что обеспечивало полный распад исходного аустенита, затем образцы охлаждались в воде. Отпуск производился в области  $200\text{—}650^\circ$  с интервалом  $50^\circ$  продолжительностью 1 час. После отпуска образцы также охлаждались в воде.

### **Явления хрупкости при отпуске нормально закаленной стали**

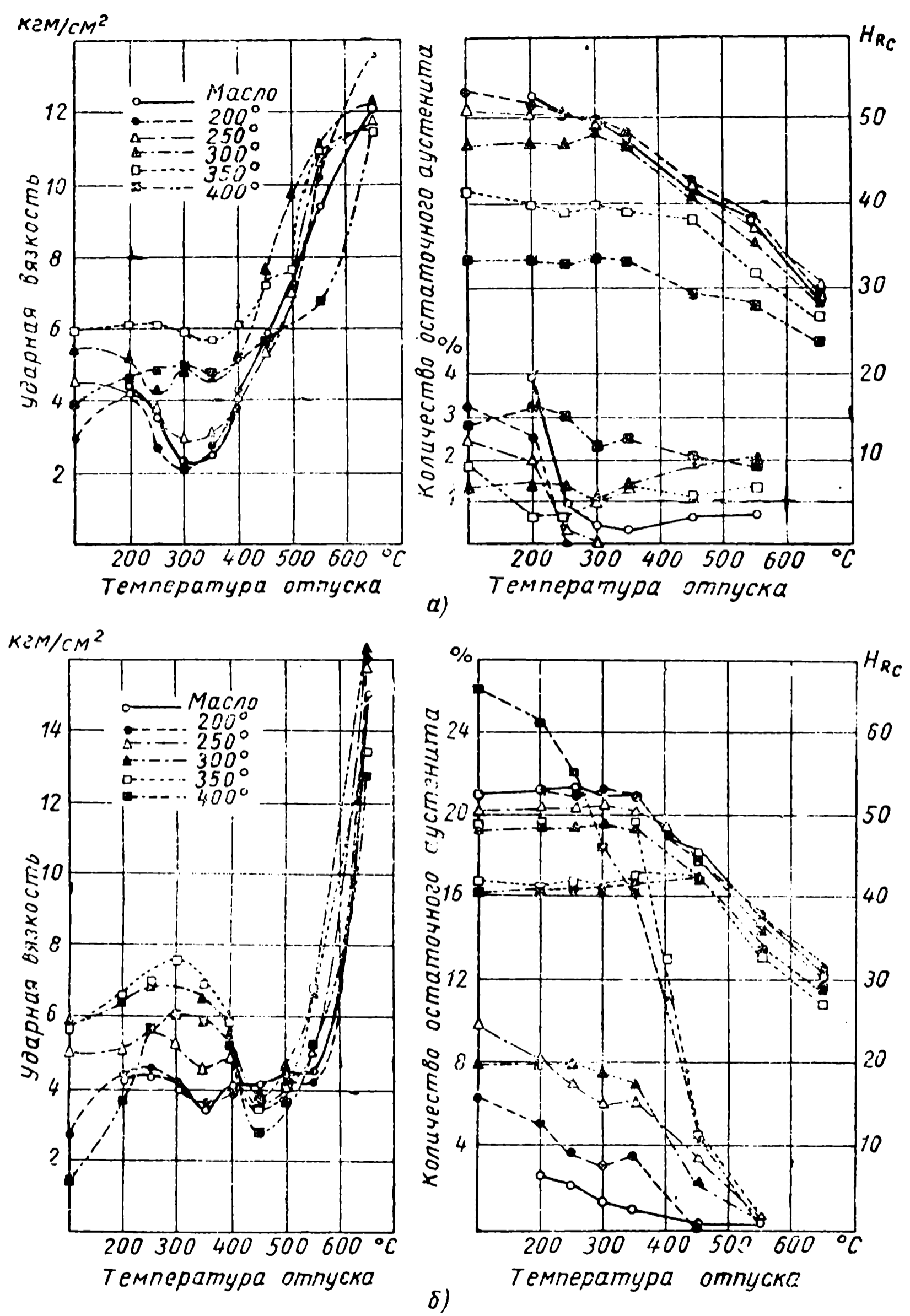
Во всех исследованных сталях наблюдается явление необратимой отпускной хрупкости (фиг. 14 и 15). Наибольшая хрупкость проявляется при отпуске на  $300^\circ$  (кроме стали 35ХГСА). Отпуск при  $400^\circ$  приводит к полному восстановлению ударной вязкости до значения ее у низкотемпературного максимума и даже некоторому ее подъему. Дальнейшее повышение температуры отпуска вызывает непрерывное и быстрое нарастание вязкости. В одной из плавки стали 45Г2 обнаружено образование второго минимума ударной вязкости при  $500^\circ$ , что, по-видимому, не имеет отношения к необратимой отпускной хрупкости и связано с явлениями, лежащими в основе обратимой отпускной хрупкости.

У стали 35ХГСА (фиг. 15) низкотемпературный максимум и интервал хрупкости смещены к более высоким температурам. Минимальная ударная вязкость обнаруживается при отпуске на  $350^\circ$ . В одной из ее плавки хрупкость непрерывно возрастает с повышением температуры отпуска от  $300$  до  $500\text{—}550^\circ$ , после чего только начинается сначала слабое, а затем более интенсивное увеличение ударной вязкости.



Фиг. 14 Изменение ударной вязкости, количества остаточного аустенита и твердости в зависимости от температуры отпуска для различных способов закалки:

а — сталь 40X, закалка от 870°; б — сталь 45Г2, закалка от 870°



Фиг. 15. Изменение ударной вязкости, количества остаточного аустенита и твердости в зависимости от температуры отпуска для различных способов закалки:

а — сталь 40ХНМА, закалка от 880°; б — сталь 35ХГС, закалка от 930°

## Явления хрупкости при отпуске сталей после изотермической закалки

У всех сталей закалка с изотермическим распадом аустенита вызывает изменение характера проявления отпускной хрупкости по сравнению с обычной закалкой. Это различие тем более резко выражено, чем выше температура изотермической закалки (фиг. 14 и 15). Так, закалка с распадом аустенита при  $200^\circ$  еще не приводит к сколько-нибудь заметному ослаблению явлений хрупкости при отпуске. Повышение температуры изотермического процесса до  $250^\circ$  вызывает падение ударной вязкости в той же области температур, как и у нормально закаленной стали. Однако хрупкость проявляется значительно слабее. После изотермической закалки при  $300$  и  $350^\circ$  все исследованные стали оказались нечувствительными к отпускной хрупкости первого вида. Эти данные находятся в соответствии с описанным механизмом промежуточного превращения и позволяют определить температуру, при которой альфа-фаза в бейните становится пересыщенной по отношению к углероду. Появляющееся при несколько более высоких температурах отпуска снижение ударной вязкости вызывается распадом обогащенных аустенитно-мартенситных частиц. Это снижение ударной вязкости и представляет собой проявление необратимой хрупкости второго вида. Интенсивность ее развития зависит от степени обогащения аустенита при бейнитном превращении. Наиболее отчетливо второй вид хрупкости при всех вариантах изотермической закалки проявляется у стали 35ХГСА с образованием второго минимума ударной вязкости при  $450^\circ$  (фиг. 15,б), причем у этой стали при закалке с распадом аустенита при  $200$  и  $250^\circ$  четко обнаруживаются оба вида необратимой отпускной хрупкости, соответствующие, как было сказано выше, распаду малоуглеродистого мартенсита, представляющего основу изотермического продукта (первый вид хрупкости) и распаду обогащенной фазы (второй вид необратимой хрупкости). Вторым видом хрупкости ясно выражен также у стали 40ХНМА при закалке с распадом аустенита при  $250$ ,  $300$  и  $350^\circ$ ; у стали 54Г2 при закалке на  $350$  и  $400^\circ$  и у стали 40Х в случае изотермической закалки при  $300$  и  $350^\circ$ . Однако у всех этих сталей интервал проявления хрупкости второго вида лишь незначительно смещен относительно интервала хрупкости первого вида (на  $50^\circ$ ).

### Влияние остаточного аустенита и последующего его распада на необратимую хрупкость первого и второго видов

Изучение проведено на сталях 40Х, 45Г2, 40ХНМА и 35ХГСА. Количество остаточного аустенита определялось непосредственно на ударных образцах по методу магнитного насыщения на приборе Штеблейна, при напряжении поля  $H =$   
60

=9000 эрст. В качестве эталона применялся образец после закалки в масле и низкого отпуска, при котором происходил полный распад остаточного аустенита и достигался максимум на кривой насыщения. По среднему значению магнитного насыщения трех образцов, пользуясь известной формулой, было подсчитано количество остаточного аустенита и построены графики (фиг. 14 и 15).

Влияние условий закалки на количество остаточного аустенита различно для разных сталей. В сталях 40X, 45Г2 наибольшее его количество получилось при закалке с распадом аустенита при 200°: 9,5% — у стали 40X и 7% — у 45Г2. При изотермической закалке на 300° у обеих сталей практически не наблюдается остаточного аустенита (меньше 0,2%). В стали 40ХНМА наибольшее количество остаточного аустенита получилось после закалки в масле (4%), после закалки с распадом аустенита при 200 и 400° получилось около 3% остаточного аустенита. При остальных вариантах изотермической закалки получилось еще меньше.

В стали 35ХГСА при всех условиях изотермической закалки получилось значительно большее количество остаточного аустенита, чем в других сталях.

Отпуск изотермических продуктов и обычно закаленной стали показал, что распад остаточного аустенита у стали 40X, 45Г2 и 40ХМА после закалки в масле и закалки с распадом аустенита при 200—250° полностью заканчивается при отпуске на 250°. Однако резкое падение ударной вязкости у этих сталей продолжается до 300°. Таким образом обнаруживается несоответствие районов распада аустенита и максимального развития отпускной хрупкости.

У стали 35ХГСА в случае закалки в масле и закалки в соли при 200 и 250° распад остаточного аустенита при отпуске начинается уже с 200°, достигая при 300° ~ 50% от исходного его количества. Между тем, ударная вязкость возрастает до 250°, и лишь при 300° начинается незначительное снижение ее (фиг. 15,б).

Возникновение минимума ударной вязкости при отпуске на 350° в случае закалки в соли при 200 и 250° не сопровождается сколько-нибудь заметным изменением количества остаточного аустенита по сравнению с более низким отпуском. Образование промежуточного максимума ударной вязкости при 400° не только не сопровождается уменьшением степени распада аустенита, а наоборот, повышение температуры отпуска с 350 до 400° вызвало дальнейший распад аустенита.

Наибольшее соответствие между распадом остаточного аустенита и снижением ударной вязкости стали 35ХГСА наблюдается в случае изотермической закалки при 350 и 400°, когда образуется большое количество обогащенного аустенита в изотермическом продукте — верхнем бейните.

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что остаточный аустенит, получающийся при обычной закалке и закалке при  $200^{\circ}$ , т. е. в тех случаях, когда он не отличается или мало отличается по своему составу от исходного аустенита, участвует в развитии необратимой хрупкости первого вида наравне с мартенситом. Поэтому вполне естественен известный из литературы факт [8], что воздействие отрицательных температур на закаленную сталь перед ее отпуском, вызывающее дополнительное превращение аустенита в мартенсит, не влияет на характер проявления необратимой хрупкости первого вида.

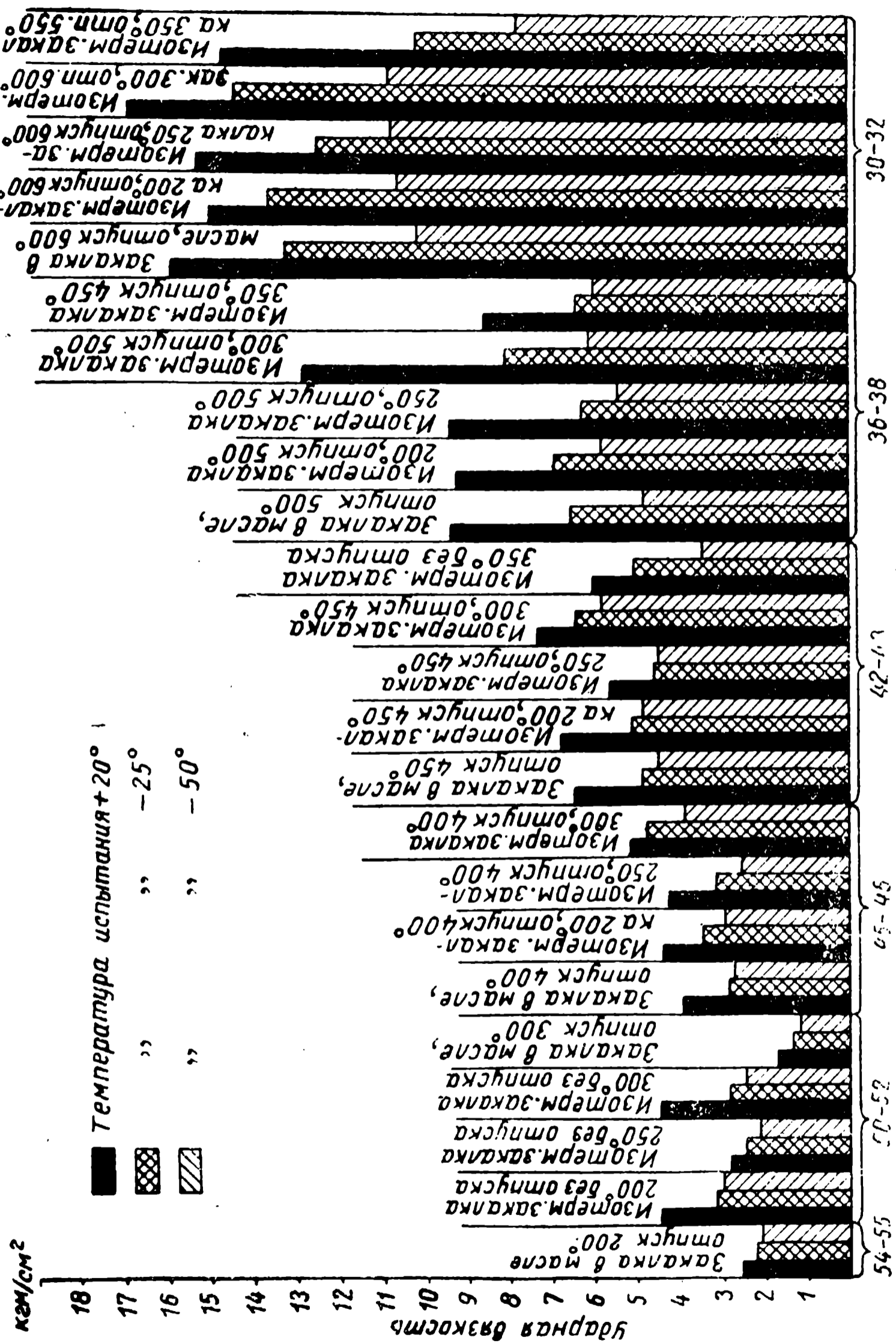
Роль распада остаточного аустенита в развитии необратимой хрупкости второго рода несравненно больше. Это объясняется тем, что в изотермическом продукте аустенит резко обогащается и нередко почти весь углерод сосредоточивается в аустените (аустенито-мартенсите после охлаждения), распад которого приводит к весьма интенсивному падению ударной вязкости.

### **Влияние различных способов обработки на склонность стали к хладноломкости**

Исследование было проведено на сталях 40X, 40XНМА, 35XГСА, 40XН и 45Г2. Как указывает Н. Н. Давиденков [7], склонность стали к хрупкому разрушению наиболее эффективно может быть выявлена при одновременном выполнении трех условий: а) создании надреза, б) понижении температуры и в) увеличении скорости деформирования. Все эти условия выполняются при проведении ударных испытаний надрезанных образцов при последовательно понижающихся температурах. Испытания были проведены при трех температурах:  $20$ ,  $-25$  и  $-50^{\circ}$ . Оценка склонности к хладноломкости производилась по абсолютному значению и относительному снижению ударной вязкости при понижении температуры испытаний, а также по изменению вида излома. Для четырех марок сталей составлены сводные диаграммы, на которых ударная вязкость изображена в зависимости от твердости и температуры испытания (фиг. 16 и 17).

Влияние температуры испытаний на ударную вязкость и вид излома сталей 40X, 40XН, 40XНМА после различных способов закалки и высокого отпуска приведено в табл. 2.

Результаты проведенных испытаний показали, что применение отрицательных температур не изменяет характера проявления необратимой хрупкости первого вида: понижение температуры испытаний вызывает примерно одинаковое снижение ударной вязкости, как у низкотемпературного максимума, так и в районе необратимой хрупкости. Поэтому для обнаружения этого вида хрупкости достаточно надежным является ударное испытание при комнатной температуре.

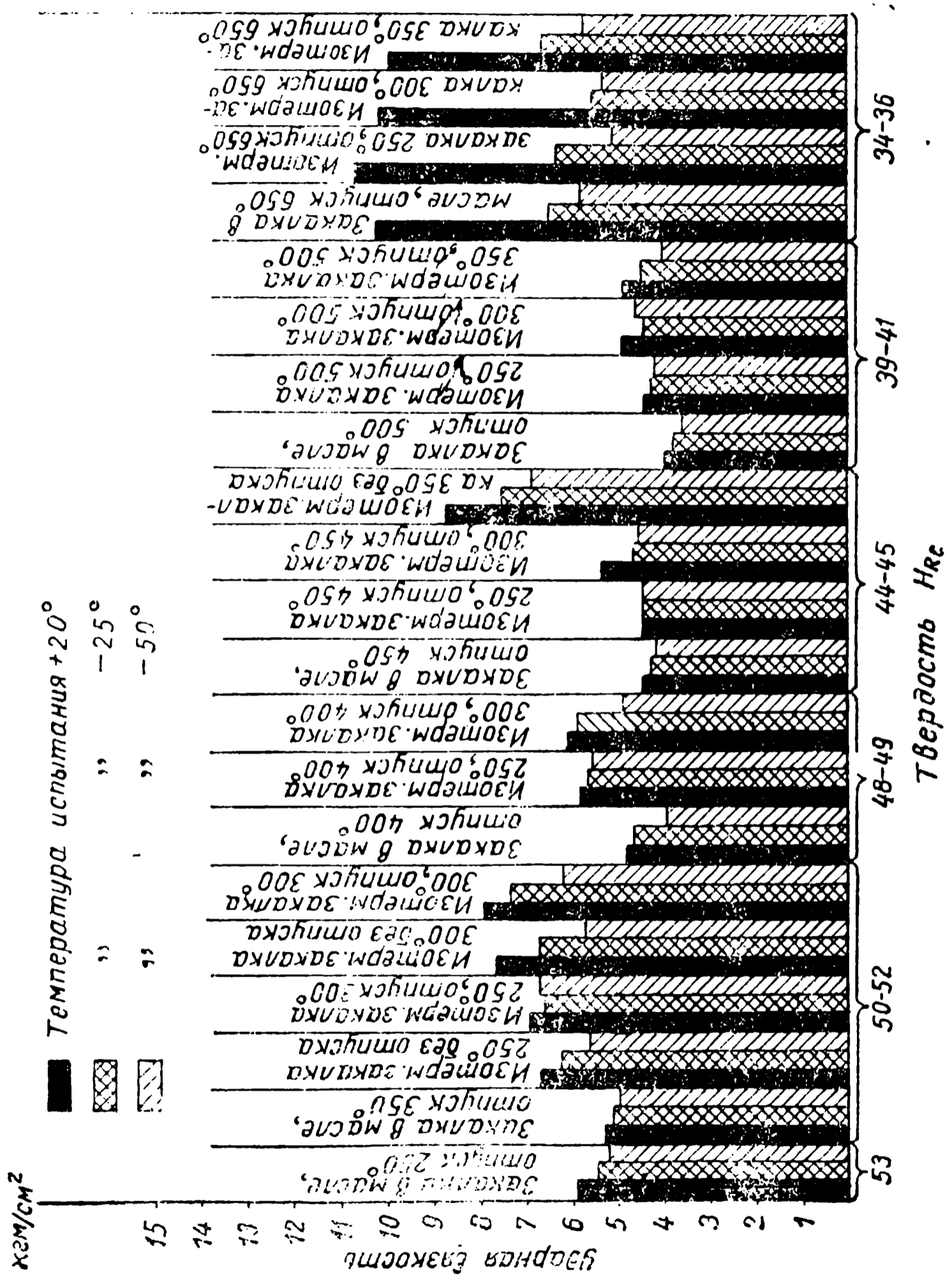


Фиг. 16. Влияние различных способов термической обработки на склонность к хладноломкости стали 40Х.

Влияние температуры испытаний на ударную вязкость и вид излома

| Среда закалки    | Температура отпуска в °С | + 20°           |                |   | - 25°          |   |                | - 50°  |                |            |
|------------------|--------------------------|-----------------|----------------|---|----------------|---|----------------|--|----------------|------------|
|                  |                          | H <sub>RC</sub> | a <sub>K</sub> | Вид излома                                | a <sub>K</sub> | Вид излома                                | a <sub>K</sub> | Вид излома                                     |                |            |
|                  |                          |                 |                |   |                |   |                |  | a <sub>K</sub> | Вид излома |
| <i>Сталь 40X</i> |                          |                 |                |   |                |   |                |  |                |            |
| Масло            | 550                      | 34,5            | 10,92          | Волокнистый                               | 8,85           | Волокнистый с кристаллической сердцевиной | 6,46           | Кристаллический                                |                |            |
|                  | 650                      | 27              | 16,28          | "   | 16,40          | Волокнистый                               | 15,70          | Волокнистый                                    |                |            |
| Соль при 300°    | 550                      | 33,2            | 14,65          | Волокнистый                               | 9,78           | Волокнистый с кристаллической сердцевиной | 6,90           | Кристаллический                                |                |            |
|                  | 650                      | 27,5            | 20,1           | "   | 18,42          | Волокнистый                               | 15,50          | Волокнистый с тонкокристаллической сердцевиной |                |            |
| Соль при 350°    | 550                      | 30,5            | 14,40          | Волокнистый с кристаллической сердцевиной | 9,32           | Кристаллический                           | 7,59           | Кристаллический                                |                |            |
|                  | 650                      | 27,4            | 20,25          | Волокнистый                               | 15,40          | Смешанный                                 | 11,25          | "  |                |            |

| Среды закалки       | Температура отпуска в °С | + 20° |       | - 25°           |       | — 50°           |
|---------------------|--------------------------|-------|-------|-----------------|-------|-----------------|
|                     |                          | $HRC$ | $a_K$ | Вид излома      | $a_K$ |                 |
| <b>Сталь 40ХН</b>   |                          |       |       |                 |       |                 |
| Масло               | 550                      | 36,5  | 11,15 | Волокнистый     | 9,26  | —               |
|                     | 650                      | 29,0  | 19,2  | "               | 16,70 | —               |
| Соль при 300°       | 550                      | 35,7  | 12,17 | Волокнистый     | 11,25 | —               |
|                     | 650                      | 29,0  | 18,92 | "               | 17,67 | —               |
| Соль при 350°       | 550                      | 32,8  | 14,86 | Волокнистый     | 11,14 | —               |
|                     | 650                      | 27,8  | 20,64 | "               | 19,10 | —               |
| <b>Сталь 40ХНМА</b> |                          |       |       |                 |       |                 |
| Масло               | 550                      | 37,0  | 10,38 | Волокнистый     | 9,82  | Волокнистый     |
|                     | 650                      | 30,5  | 16,24 | "               | 14,70 | "               |
| Соль при 300°       | 550                      | 36,2  | 12,41 | Волокнистый     | 11,43 | Волокнистый     |
|                     | 650                      | 29,5  | 17,43 | "               | 16,18 | "               |
| Соль при 350°       | 550                      | 33,2  | 15,47 | Волокнистый     | 11,73 | Смешанный       |
|                     | 650                      | 27,4  | 19,11 | "               | 17,97 | Волокнистый     |
| <b>Сталь 35ХГС</b>  |                          |       |       |                 |       |                 |
| Масло               | 600                      | 35,3  | 5,31  | Кристаллический | 4,21  | Кристаллический |
|                     | 700                      | 28    | 18,7  | Волокнистый     | —     | —               |
| Соль при 300°       | 600                      | 35,1  | 5,66  | Кристаллический | 4,68  | Кристаллический |
|                     | 700                      | 27,5  | 17,8  | Волокнистый     | —     | —               |
| Соль при 350°       | 600                      | 33,8  | 6,90  | Кристаллический | 4,64  | Кристаллический |
|                     | 700                      | 27,5  | 17,8  | Волокнистый     | —     | —               |



Фиг. 17. Влияние различных способов термической обработки на склонность к хладноломкости стали 35ХГСА

Для всех исследованных сталей закалка с распадом аустенита в интервале образования нижнего бейнита ( $200\text{—}300^\circ$ ) существенно повышает ударную вязкость по сравнению с обычной закалкой и отпуском на те же температуры. Это превосходство по вязкости изотермических продуктов сохраняется и при отрицательных температурах испытаний. Особенно эффективной для стали 40X оказалась закалка с распадом аустенита при  $200^\circ$ , увеличивающая ударную вязкость по сравнению с обычной закалкой и отпуском при  $200^\circ$  почти вдвое.

Варианты закалки с распадом аустенита при  $250$  и  $300^\circ$  также обеспечивают при всех температурах испытаний более высокую ударную вязкость, чем обычная закалка с отпуском на одинаковую твердость.

Таким образом, изотермическая закалка является эффективным способом повышения конструкционной прочности стали в диапазоне высоких твердостей, когда обычная закалка и низкий отпуск или не обеспечивают еще получения минимальной необходимой пластичности или приводят к резкому снижению ударной вязкости вследствие попадания в зону отпускной хрупкости.

По склонности к хладноломкости высокоотпущенных продуктов изотермического распада аустенита получены следующие данные: у сталей марок 40ХН и 40ХНМА закалка с распадом аустенита в интервале  $200\text{—}300^\circ$  после высокого отпуска в области  $500\text{—}650^\circ$  обеспечивает при  $-25$  и  $-50^\circ$  ударную вязкость, равноценную с закалкой в масле и отпуском на те же температуры. Не обнаружено также существенного различия и по виду излома изотермически закаленных образцов по сравнению с образцами, закаленными в масле. Наблюдается лишь несколько бóльшая склонность к проявлению кристаллических участков в случае закалки на  $250$  и  $300^\circ$  и отпуска при  $500\text{—}600^\circ$ . Закалка при  $350$  и  $400^\circ$ , т. е. выше области нижнего бейнита, действительно приводит к снижению ударной вязкости и ухудшению вида излома, проявляющихся в некоторых случаях уже при испытаниях при комнатной температуре, но все-таки более отчетливо это явление обнаруживается лишь при понижении температуры испытаний.

## ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

Критическое рассмотрение существующих экспериментальных данных и различных теорий по вопросам промежуточного превращения и необратимой отпускной хрупкости, а также экспериментальное изучение этих явлений в настоящей работе позволило сделать следующие выводы.

1. Промежуточное превращение представляет собой особый вид диффузионного распада аустенита, возникающий в условиях, когда диффузионные процессы затормаживаются на-

столько, что делается невозможным образование и рост зародышей цементита, являющегося ведущей фазой при перлитном превращении, в связи с чем перлитное превращение прекращается. Вместе с тем в этих условиях невозможно и мартенситное превращение вследствие еще недостаточной разности свободных энергий гамма- и альфа-фаз.

При стремлении системы к аллотропическому превращению в условиях ограниченной диффузии превращение протекает без резкого концентрационного перераспределения, как при перлитном превращении, и роль диффузионных процессов сводится главным образом к созданию флюктуаций обеднения.

Механизм промежуточного превращения заключается в диффузионном расслоении переохлажденного аустенита на феррит и обогащенный аустенит, т. е. имеет все основные черты эвтектоидного распада, чем и обеспечивается максимальная в данных условиях скорость превращения.

Ведущей фазой этого превращения является феррит, а обогащенный аустенит можно рассматривать в этом случае как новую фазу. В образовавшемся продукте матричной (непрерывной) фазой является феррит, а обогащенный аустенит — распределенной в нем дисперсной фазой.

2. По аналогии с монотектическим превращением, при котором вновь образующаяся жидкая фаза, резко отличаясь по концентрации от маточной, выступает как самостоятельная фаза, превращение в твердом состоянии может быть названо монотектоидным, если при этом одна из образующихся фаз отличается от распадающегося твердого раствора только по концентрации.

Подобный тип превращения в твердом состоянии имеет место в сплавах системы алюминий — цинк.

К такому же типу превращения следует отнести и промежуточное превращение, при котором в результате расслоения исходного аустенита образуется обогащенный аустенит.

Однако следует отметить, что монотектоидное превращение аустенита является метастабильным. Ввиду этого состав фаз и соотношение между ними в монотектоиде могут изменяться в широких пределах в зависимости от химического состава стали и температуры превращения.

3. По завершении распада исходного аустенита получается продукт, в котором существенным образом утрачиваются специфические черты первоначально возникших структурных форм (пластинчатая — подобно перлитной колонии, перистая и игольчатая) в связи с явлением сфероидизации обогащенного аустенита.

Процесс сфероидизации частиц обогащенного аустенита не имеет ничего общего с процессом сфероидизации цементита в перлите и представляет собой расчленение — дробление пластинок обогащенного аустенита и дальнейшее уменьшение раз-

мера частиц путем постепенного перехода их в альфа-фазу, вследствие чего остающиеся частицы продолжают обогащаться углеродом.

4. Интенсивность обогащения аустенита зависит от содержания углерода и легирующих элементов в стали. Особенно интенсивное обогащение получается при легировании кремнием, алюминием и ванадием как в отдельности, так и в комбинации с другими элементами. При последующем охлаждении от температуры изотермы аустенит в бейните претерпевает мартенситное превращение, степень которого определяется интенсивностью обогащения аустенита.

5. Основные закономерности промежуточного превращения, установленные с помощью магнитного метода: самоторможение процесса превращения, увеличение степени превращения с понижением температуры, снижение мартенситной точки для непревращенного аустенита, — получают новое истолкование на основании предложенного механизма промежуточного превращения. Неполнота распада аустенита в промежуточной области не может относиться к самоторможению процесса, так как сам продукт превращения — бейнит имеет в своем составе немагнитную фазу (обогащенный аустенит).

6. В нижней части промежуточной области превращение происходит в условиях еще более заторможенной диффузии и возросшей упругости среды, ввиду чего становится невозможным образование феррита с равновесной концентрацией.

В этих условиях превращение осуществляется также путем диффузионного расслоения исходного аустенита с непосредственным образованием двухфазного продукта, но в этом случае матричной фазой вместо феррита является мартенсит с меньшей степенью тетрагональности (малоуглеродистый мартенсит), в котором равномерно распределены дисперсные частицы обогащенного аустенита.

7. Таким образом, переход от феррито-карбидного распада к бездиффузионному мартенситному превращению происходит через две ступени, распространяющиеся на широкий интервал температур. Первая ступень характеризуется подавлением возможности образования лишь одной из фаз эвтектоида — цементита, вторая — подавлением возможности образования другой стабильной фазы — феррита.

Продуктом первой стадии является верхний монотектоид, представляющий собой в момент возникновения смесь феррита и обогащенного аустенита; продуктом второй ступени является нижний монотектоид — смесь мартенсита с меньшей степенью тетрагональности и обогащенного аустенита.

8. Присутствие карбидной фазы в продуктах промежуточного превращения является следствием вторичных процессов, появляющихся после основного процесса расслоения исходного аустенита; таковыми могут быть феррито-карбидный распад и

старение обогащенного аустенита, отпуск мартенсита, относительное значение и скорость протекания которых зависят от температуры и длительности процесса, а также химического состава стали.

9. В работе найдено подтверждение классификация необратимой отпускной хрупкости на два вида: Первый вид необратимой хрупкости ( $250\text{—}350^\circ$ ) является результатом выделений карбидной фазы при отпуске мартенсита. Остаточный аустенит, не отличающийся по своему составу от исходного, участвует в развитии необратимой хрупкости первого вида наравне с мартенситом.

Необратимая хрупкость второго вида, проявляющаяся при более высоких температурах отпуска ( $300\text{—}450^\circ$ ), вызывается распадом обогащенных фаз в продуктах промежуточного превращения.

В нижнем бейните могут проявляться оба вида необратимой отпускной хрупкости, в верхнем бейните возможна лишь отпускная хрупкость второго вида.

10. Изотермическая закалка в нижней части промежуточной области обеспечивает более выгодное сочетание пластичности и ударной вязкости, чем обычная закалка с последующим отпуском при тех же температурах, совпадающих с интервалом проявления отпускной хрупкости. Поэтому закалка на нижний бейнит является эффективным способом повышения конструктивной прочности сталей.

11. Закалка на нижний бейнит не вызывает заметного увеличения склонности к хладноломкости основных автомобильных сталей в высокоотпущенном состоянии по сравнению с обычной закалкой.

Увеличение хладноломкости наблюдается лишь при закалке на верхний бейнит.

12. Конструкционные автомобильные стали марок 40Х, 40ХН, 40ХНМА являются универсальными сталями в отношении возможности использования их с различными диапазонами твердостей. Применение стали 35ХГСА является эффективным только в высокопрочном состоянии, обеспечиваемом изотермической закалкой или обычной закалкой с последующим отпуском не выше  $300^\circ$ . Сталь марки 45Г2 является неполноценной конструкционной сталью ввиду ее низкой ударной вязкости в высокопрочном состоянии и большой склонности к хладноломкости в состоянии термического улучшения.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Результаты настоящего исследования представляют собой некоторое дополнение и дальнейшее развитие теории превращения переохлажденного аустенита, в основе которой лежит зависимость скорости диффузионных процессов от температуры.

Обоснован вывод о многоступенчатом характере перехода от перлитного превращения к мартенситному. Разработаны новые представления о механизме и кинетике промежуточного превращения, открывающие возможности для дальнейших исследований и установления более строгих закономерностей этого процесса.

Обоснована целесообразность существующего деления продуктов превращения на верхний бейнит и нижний бейнит, как своеобразных структурных форм, отличающихся от перлита и отпущенного мартенсита не только механизмом их образования, но также характером распределения структурных элементов и фазовым составом.

Полученные результаты имеют не только теоретическое, но и прикладное значение, так как они объясняют ряд отрицательных явлений, встречающихся в практике термической обработки и позволяют наметить пути их устранения.

Тщательным изучением причин низкой поверхностной твердости при закалке сравнительно крупных деталей, изготовленных из низколегированных цементуемых сталей (например, 15ХФ) установлено, что это явление связано с протеканием промежуточного превращения в цементованном слое, устранить которое не представляется возможным путем повышения температуры или увеличения продолжительности нагрева. Закалка через воду в масло, являясь вообще нетехнологичной операцией в случае применения ее для подавления промежуточного превращения, приобретает особенно неблагоприятный характер ввиду получения больших деформаций и опасности возникновения трещин. Это вытекает из необходимости в этом случае быстрого охлаждения до более низких температур. При таких обстоятельствах для обеспечения закаливаемости является неизбежным применение более легированных сталей. Переход на сталь марки 18ХГТ взамен стали 15ХФ полностью ликвидировал ранее встречающийся дефект и массовый брак.

Большое значение для практики имеют результаты работы по исследованию среднеуглеродистых автомобильных сталей. На нескольких плавках широко применяемых в автостроении сталей 40Х, 40ХН и 40ХНМА показана целесообразность применения изотермической закалки на нижний бейнит для повышения конструктивной прочности. Особенно эффективной должна явиться закалка шестерен и других деталей из стали 40Х при 200°, обеспечивающая при той же твердости, что и обычная закалка с низким отпуском, значительно более высокую ударную вязкость.

Дана сравнительная оценка применяемым автомобильным сталям по их склонности к отпускной хрупкости и хладноломкости. Исходя из этих данных был сделан вывод о необоснованности выбора стали 45Г2 и нецелесообразности дальнейшего ее применения для ответственных автомобильных де-

талей. В соответствии с этим она была заменена сталью 40Х для шатуна, валиков ротора нагнетателя и других деталей дизеля.

Построенные на основании экспериментальных данных С-образные кривые и кривые твердости продуктов изотермического превращения аустенита как цементованного слоя, так и сердцевины, а также диаграммы изменения ударной вязкости сталей при отпуске после обычной закалки и различных вариантов изотермической закалки, — могут широко быть использованы при решении практических вопросов по подбору сталей и применению режимов термической обработки, обеспечивающих оптимальное сочетание прочности и вязкости.

---

## ЛИТЕРАТУРА

1. Блантер М. Е., Термическая обработка металлов, Материалы конференции, Машгиз, 1952.
2. Бунин К. П., Железоуглеродистые сплавы, Машгиз, 1949.
3. Гардин А. И., Исследование структуры инструментальных сталей, Машгиз, 1954.
4. Гардин А. И. и Гуляев А. П., «Журнал технической физики», т. 23, вып. 11, 1953.
5. Грязнов И. М., Изотермическая закалка стали, Институт технико-экономической информации, 1947.
6. Гуляев А. П., Термическая обработка стали, Машгиз, 1953.
7. Давиденков Н. Н., «Журнал технической физики», т. 23, вып. 3, 1953.
8. Делле В. А., Легированная конструкционная сталь, Metallurgizdat, стр. 217—218, 1953.
9. Завьялов А. С., Проблемы конструкционной стали, Материалы конференции, Машгиз, 1949.
10. Завьялов А. С., «Журнал технической физики», т. 22, вып. 1, 1952.
11. Зюзин В. И. и Баранчук С. И., Труды Уральского филиала АН СССР, изд. АН СССР, 1941.
12. Иванов О. С., Реферат работы Вефера и Матью, «Превращение аустенита в марганцовистых сталях», «Металлург» № 10, 1940.
13. Казеев С. А. и Готфельд Р. В., «Сталь» № 8, 1951.
14. Карский Н. Е., «Сталь» № 8, 1949.
15. Коган Л. И. и Энтин Р. И., Известия АН СССР, Отделение технических наук, № 1, 1955.
16. Курдюмов Г. В., «Журнал технической физики», т. 22, вып. 1, 1952.
17. Курдюмов Г. В., «Фазовые превращения в сплавах», Сб. «Рентгенография в приложении к исследованию материалов», ОНТИ, 1936.
18. Курдюмов Г. В. и Перкас М. Д., Проблемы металловедения и физики металлов, Metallurgizdat, 1951.
19. Липилин И. П., «Сталь» № 2, 1947.
20. Максимова О. П., Проблемы металловедения и физики металлов, Metallurgizdat, 1952.
21. Нагорнов Н. П. и Попов А. А., Проблемы конструкционной стали, Машгиз, 1949.
22. Певзнер Л. М., Металловедение и термическая обработка металлов, Машгиз, 1955.
23. Певзнер Л. М., Ровенский Г. М. и Кубышкина Т. Д., Доклады АН СССР, т. 8, № 85, 1952.
24. Попов А. А., Проблемы конструкционной стали, Машгиз, 1949.
25. Попов А. А. и Садовский В. Д., «Журнал технической физики», т. 22, вып. 11, 1952.
26. Пинес Б. Я., «Сталь» № 11—12, 1945.

27. Рогинский И. С., Реферат работы Совера, «Вестник металлопромышленности» № 6, 1932.
28. Садовский В. Д., Структурные превращения при закалке и отпуске конструкционных сталей, изд. АН СССР, 1945.
29. Садовский В. Д., Известия АН СССР, Отделение технических наук, № 3, 1945.
30. Садовский В. Д., Превращение переохлажденного аустенита, Металлургиздат, 1947.
31. Садовский В. Д. и Чупракова Н. П., Труды Уральского филиала АН СССР, вып. 10, изд. АН СССР, 1941.
32. Сирота Н. Н., Доклады АН СССР, т. 39, № 3, 1943.
33. Сирота Н. Н., Доклады АН СССР, т. 39, № 8, 1943.
34. Сирота Н. Н., Доклады АН СССР, т. 74, № 6, 1950.
35. Сирота Н. Н., Термическая обработка металлов, Машгиз, 1950.
36. Стрегулин А. И. и Коцин Ф. С., Труды Уральского филиала АН СССР, вып. 7, изд. АН СССР, 1937.
37. Туркин В. Д. и Румянцев М. В., Структуры и свойства цветных металлов, Metallurgizdat, 1947.
38. Уманский Я. С., Труды Московского института стали имени Сталина, вып. 28, 1949.
39. Уманский Я. С., Финкельштейн Б. Н., Блантер М. Е., Кишкин С. Т., Фастов Н. С., Горелик С. С., Физическое металловедение, Metallurgizdat, 1955, стр. 520.
40. Штейнберг С. С., «Металлург» № 9—10, 1937.
41. Штейнберг С. С., «Труды Уральского индустриального института» № 8, 1938.
42. Штейнберг С. С. и Попов А. А., «Труды Уральского индустриального института» № 8, 1938.
43. Энтин Р. И., Проблемы металловедения и физики металлов, Metallurgizdat, 1952.
44. Энтин Р. И., Термическая обработка металлов, Машгиз, 1950.
45. Bain E., Vilella I, Guellich G., Transactions ASM, vol. 21, No. 2, 1936.
46. Davenport E., Transactions of the American Society for Metals, vol. 27, 1939.
47. Grange R., Boyce I., Peck V., Metal Progress, vol. 57, No. 5, 1950.
48. Grange R., Holt W., Tkae E., Metals Technology, vol. 13, No. 8, 1946.
49. Greninger A., Troiano A., Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, voll. 140, pp. 307—336, 1940.
50. Hollomon I., Jaffe L., Norton M., Metals Technology, vol. 13, No. 5, 1946.
51. Hultgren A., Transactions of American Society for Metals, vol. 39, 1947.
52. Hultgren A., Дискуссия по работе, Griffiths W., Journal of the Iron and Steel Institute, voll. 108. No. 11, pp. 132, 1923.
53. Jellinghaus W., Archiv für das Eisenhüttenwesen, No. 11/12, 1952.
54. Jolivet H., Journal of the Iron and Steel Institute, voll. 140, No. II, 1939.
55. Klier E. and Lyman T., Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, vol. 158, 1944.
56. Ko T. and Cottrell S., Iron and Steel, voll. XXVI, No. 6, 1953.
57. Krainer H. and Kroneis M., Archiv für das Eisenhüttenwesen, No. 7—8, 1951.
58. Loria E. and Shephard P., Transactions of American Society for Metals, vol. 40, 1948.
59. Lyman T. and Troiano A., Transactions of the American Society for Metals, vol. 37, 1946.

60. Mehl R., Symposium on Hardenability of Alloy Steels, ASM, 1938.
61. Mehl R., Journal of the Iron and Steel Institute, vol. 159, No. 2, 1948.
62. Rose A., Дискуссия по работе, Крайнер Н. and Кронейс М., Archiv für das Eisenhüttenwesen, No. 7—8, 1951.
63. Schrader A. and Wever F., Archiv für Eisenhüttenwesen, No. 11/12, 1952.
64. Thompson F. and Jepson M., Journal of the Iron and Steel Institute, vol. 164, No. 1, 1950.
65. Wever F., Rose A. and Peter W., Archiv für das Eisenhüttenwesen, B. 21, No. 11/12, s. 367—380, 1950.
66. Zener C., Metals Technology, vol. 13, No. 1, 1946.
-

## СОДЕРЖАНИЕ

|   |           |
|---|-----------|
| Введение . . . . .  | 3         |
| <b>Классификация теорий промежуточного превращения</b>  | <b>5</b>  |
| Мартенситная теория . . . . .   | 6         |
| Теория феррито-карбидного распада . . . . .   | 9         |
| Теория, базирующаяся на изменении состава карбидной фазы . . . . .  | 13        |
| Теория, основывающаяся на торможении распада аустенита вследствие фазового наклепа . . . . .  | 14        |
| Теория промежуточного превращения на основе продолженных линий диаграммы состояния Fe—C . . . . .   | 16        |
| Теория, основывающаяся на прекращении диффузии легирующих элементов и протекания $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения по мартенситной кинетике . . . . . | 17        |
| Теория, согласно которой бейнит — продукт многостадийного распада первичной игольчатой составляющей, богатой углеродом . . . . .                            | 20        |
| Промежуточное превращение как процесс образования зародышей мартенсита и последующего некогерентного роста альфа-фазы . . . . .                             | 21        |
| Общая оценка предложенных теорий распада аустенита в промежуточной области . . . . .  | 23        |
| О механизме промежуточного превращения . . . . .  | 26        |
| Выводы . . . . .  | 35        |
| <b>Исследование кинетики и структурных форм продуктов распада аустенита в промежуточной области</b> . . . . .   | <b>38</b> |
| Зависимость твердости продуктов изотермического распада аустенита от температуры превращения . . . . .  | 40        |
| Исследование структурных форм продуктов изотермического превращения . . . . .   | 42        |
| Построение С-образных кривых . . . . .  | 49        |
| Изучение распада аустенита магнитным методом . . . . .  | 52        |
| Выводы . . . . .  | 53        |
| <b>Влияние продуктов изотермического превращения аустенита на отпускную хрупкость и склонность к хладноломкости</b> . . . . .                               | <b>56</b> |
| Явления хрупкости при отпуске нормально закаленной стали . . . . .  | 57        |
| Явления хрупкости при отпуске сталей после изотермической закалки . . . . .   | 60        |
| Влияние остаточного аустенита и последующего его распада на необратимую хрупкость первого и второго видов . . . . .   | 60        |
| Влияние различных способов обработки на склонность стали к хладноломкости . . . . .   | 62        |
| Общие выводы . . . . .  | 67        |
| Заключение . . . . .  | 70        |
| Литература . . . . .  | 73        |

Виктор Васильевич Скотников  
 „ПРОМЕЖУТОЧНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И ОТПУСКНАЯ  
 ХРУПКОСТЬ В КОНСТРУКЦИОННЫХ АВТОМОБИЛЬНЫХ СТАЛЯХ“

Редактор издательства *Л. И. Егоркина*  
 Корректор *Б. С. Нанкина*

Технический редактор *Г. В. Смирнова*

---

Сдано в производство 15/IV 1958 г.                      Подписано к печати 23/VI 1958 г.                      Т-04867  
 Тираж 1300 экз. Печ. л. 4,75    Уч.-изд. л. 5,0    Бум. л. 2,38    Формат 60×92<sup>1</sup>/<sub>16</sub>                      Заказ 301

2 р. 50 к.

С 1.1 1961 г. — 25 коп.



Москва, Третьяковский проезд, 1