

669,15-194

МИНСКИЙ АЗОВ
ДЕП

669.1
Б41.

Б41

Д-р ЭДГАР БЕЙН

РЕСПУБЛИКАНСКАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
БИБЛИОТЕКА
ВССР

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СВОЙСТВА СТАЛИ

01450

Перевод с английского Н. П. АГАПОВОЙ
Под редакцией А. И. ОЛЬШЕВСКОГО

МИНСКАЯ ОБЛ.
Б И Б Л
РЕСПУБЛИКАНСКАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
БИБЛИОТЕКА
В. ВССР



ГОСУДАРСТВЕННОЕ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО
ЛИТЕРАТУРЫ ПО ЧЕРНОЙ И ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Москва 1945

330 25

49 90,07

РЕСПУБЛИКАНСКАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
БИБЛИОТЕКА
ВССР

110 4
110 6

120000
300000

FUNCTIONS OF THE ALLOYING ELEMENTS IN STEEL

By DR. EDGAR C BAIN

U. S. Steel Corporation

Pittsburgh, Pa.



120000
300000

A SERIES OF FIVE EDUCATIONAL LECTURES ON THE FUNCTIONS OF THE ALLOYING ELEMENTS IN STEEL PRESENTED TO MEMBERS OF THE A. S. M. DURING THE TWENTY-FIRST NATIONAL METAL CONGRESS AND EXPOSITION, CHICAGO, ILLINOIS, OCTOBER 23 to 27, 1939.

22 081

СОДЕРЖАНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ	Стр. 3
ГЛАВА I	
ВВЕДЕНИЕ	7
ГЛАВА II	
ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛИ	11
Аллотропия и двойные сплавы железа	11
Значение диаграмм равновесия	18
УГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ	21
Феррито-карбидная смесь	22
Твердый раствор γ (аустенит)	22
Возможность регулирования превращения аустенита	24
Формы карбидных образований	28
Пластинчатые структуры	28
Превращения в области неэвтектоидных концентраций	35
Иглообразная форма продуктов превращения	39
Природа мартенсита	41
Отпуск	43
Сопоставление зернистых и пластинчатых структур	44
Превращение аустенита при постоянных температурах	46
Прокаливаемость стали	49
Величина зерна и прокаливаемость	54
Ограниченные пределы прокаливаемости углеродистой стали	58
Величина зерна аустенита и конечные свойства стали	59
ВЫВОДЫ О НЕОБХОДИМОСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	62
ГЛАВА III	
ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ В НЕЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ	65
Классификация структурных составляющих легированной стали	66
РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЫЧНЫХ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ОТОЖЖЕННОЙ СТАЛИ	67
Принципы распределения	67
Общие тенденции в распределении элементов	69
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СВОЙСТВА ФЕРРИТА	71
Влияние легирующих элементов на упрочнение твердого раствора их с чистым железом	72
Влияние легирующих элементов на упрочнение твердого раствора их с железом в присутствии карбидов	73
Сопоставление свойств стали при постоянной термической обработке и постоянной структуре	77
Специфическое воздействие различных легирующих элементов на свойства феррита	79
ВОЗДЕЙСТВИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА КАРБИДЫ	81
Цементит и специальные карбиды	81
Хром в карбидах	85
Молибден в карбидах	87
Вольфрам в карбидах	89
Ванадий в карбидах	90
Специальные карбиды в отожженной легированной стали	90
Общие выводы	90
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЯХ	90
Неметаллические включения и обрабатываемость стали резанием	91

	Стр.
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ, ВХОДЯЩИХ В ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СОЕДИНЕНИЯ	93
Нитриды как особый случай образования интерметаллических соединений	94
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ В ВИДЕ МЕЛКОРАССЕЯННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ	95
ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ В НЕЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ. ВЫВОДЫ	96
Распределение легирующих элементов между ферритом и карбидами	96
Сталь с преобладанием легированного феррита	97
Малолегированная сталь высокой прочности для строительных конструкций	97
Специальная малоуглеродистая высоколегированная сталь	99
Типичные изменения свойств стали, вызываемые легирующими элементами	99
Специфическое влияние различных легирующих элементов на свойства незакаленной стали	103
ГЛАВА IV	
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ОБРАЗОВАНИЕ АУСТЕНИТА	108
ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ В СТАЛИ, НАХОДЯЩЕЙСЯ ПЕРЕД ЗАКАЛКОЙ В АУСТЕНИТНОМ СОСТОЯНИИ	108
Значение правильного нагрева перед закалкой	109
Образование аустенита при диффузии углерода	109
Выбор температуры нагрева	120
Пространственные модели тройных систем и их сечения	121
Сокращенные диаграммы сплавов для областей чистого аустенита	123
Границы составов, определяющих область существования аустенита при постоянной температуре	130
Эвтектоидные составы и их температуры в легированной стали	134
Равновесное состояние и скорость растворения (диффузии)	136
РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В НАГРЕТОЙ СТАЛИ	137
Элементы, растворенные в аустените	138
Элементы в нерастворенных карбидах	139
Устойчивые карбиды и размер зерна	141
Элементы в неметаллических включениях	142
Полезное воздействие неметаллических включений	142
Включения и рост зерна	143
Сталь, раскисленная алюминием, и рост зерна	145
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ О ВЛИЯНИИ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СВОЙСТВА СТАЛИ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ, СООТВЕТСТВУЮЩИХ ОБРАЗОВАНИЮ АУСТЕНИТОВ	150
ГЛАВА V	
ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ В ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ	152
Необходимость применения термической обработки и легирования	152
ХАРАКТЕРИСТИКА АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ	153
Образование мартенсита	153
Остаточный аустенит	154
Легирующие элементы и твердость мартенсита	154
Углерод и твердость мартенсита	157
ПОНЯТИЕ О ПРОКАЛИВАЕМОСТИ СТАЛИ	158
Способность к повышению твердости в сопоставлении с прокаливаемостью	159

	Стр.
Количественные характеристики прокаливаемости . . .	160
Методы определения и измерения прокаливаемости . . .	164
Физические основы прокаливаемости стали . . .	170
Выводы . . .	182
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ . . .	184
Факторы, определяющие прокаливаемость стали . . .	185
Элементы, растворенные в аустените . . .	188
Снижение точки A_1 как показатель различной прокаливаемости . . .	195
Легирующие элементы в твердом растворе и прокаливаемость . . .	197
Легирующие элементы в карбидах . . .	198
Аномалия в закалке при низких температурах нагрева . . .	203
Легирующие элементы в неметаллических включениях . . .	205
Микроскопическая однородность и прокаливаемость . . .	209
Прокаливаемость стали обычного химического состава . . .	211
Диаграммы состояния с неравновесными структурными составляющими . . .	217
Факторы, не связанные со свойствами стали . . .	219
Значение температуры нагрева . . .	231
ОСОБЫЕ СТРУКТУРЫ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ . . .	233
Сравнительный анализ S-кривых . . .	236
Специфическое воздействие легирующих элементов на образование особой структуры . . .	239

ГЛАВА VI

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ПРОЦЕСС ОТПУСКА СТАЛИ	241
ПРИРОДА ПРОЦЕССА ОТПУСКА . . .	242
Соотношение между временем и температурой отпуска . . .	243
Поведение остаточного аустенита при отпуске . . .	249
Легирующие элементы и снижение твердости . . .	254
ЗАМЕДЛЕНИЕ СНИЖЕНИЯ ТВЕРДОСТИ И ВТОРИЧНАЯ ТВЕРДОСТЬ . . .	258
Отпуск стали, легированной карбидобразующими элементами . . .	258
Время выдержки и вторичная твердость . . .	275
Механизм вторичной твердости . . .	285
Прочность при повышенных температурах . . .	288
Преимущества специальной дисперсной структуры . . .	290
ПОДОВИЕНИЕ СВОЙСТВ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЕЕ ОТПУСКА . . .	291
Твердость и механические свойства стали при испытании на разрыв . . .	291
УМЕНЬШЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ПРИ НЕКОТОРЫХ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ОТПУСКА . . .	296
Отпуск при низких температурах . . .	296
Выделение теплоты в процессе отпуска . . .	300
Уменьшение ударной вязкости в области более высоких температур отпуска . . .	303
ОТПУСК НЕМАРТЕНСИТОВЫХ СТРУКТУР . . .	304
Скорость снижения твердости трех различного типа структур . . .	306
ЗНАЧЕНИЕ ДАННЫХ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ ОТПУСКА	308
СТАЛЬ С НЕОДНОРОДНЫМ СТРОЕНИЕМ . . .	310
Цементуемая сталь . . .	311
Закалка цементуемой стали . . .	314
Азотируемая сталь . . .	315
ЗАКЛЮЧЕНИЕ . . .	317

ПРЕДИСЛОВИЕ

Критическая оценка циклов лекций, читаемых на ежегодных конгрессах для членов Американского общества металлургов, показывает, что авторам этих лекций удавалось изложить весьма просто самые сложные технические вопросы.

Это было достигнуто ими благодаря основательному знанию предмета и ясному логическому изложению. При такой установившейся традиции автору не оставалось ничего другого, как стараться поддержать ее. В процессе подготовки этих лекций можно было испытывать известное удовлетворение лишь в том случае, когда удавалось по возможности исчерпывающим образом упростить изложение вопроса о роли легирующих элементов в стали.

Наиболее эффективные результаты упрощения вопроса, подлежащего изучению, достигаются путем распределения предметов и явлений по категориям. В настоящем случае выбрать соответствующие категории нетрудно. Однако для убедительности все эти категории требуют большого количества пояснений примерами. В отношении легированной стали не всегда легко подобрать такие примеры, в которых влияние одного фактора, подлежащего изучению, не затемнялось бы одновременным влиянием многих других факторов на свойства стали.

При выборе примеров, показывающих влияние отдельных легирующих элементов на свойства стали, автор широко использовал работы, упомянутые в сносках.

Руководству исследовательской лаборатории United States Steel Corporation и отдельным исследовательским институтам промышленных компаний, сотрудничающих с United States Steel Corporation, выражается особая благодарность за тщательное проведение опытов и за предоставленные ими данные. Mr. Milton Male, инженеру-исследователю United States Steel Corporation (Delaware) благодарный автор свидетельствует свою признательность за ценную помощь в подборе рисунков, иллюстрирующих лекции.

Глава I

ВВЕДЕНИЕ

Начало применения легированной стали относится еще к доисторической эпохе, когда первобытный человек изготавливал орудия труда из никельсодержащих метеоритов. Однако последние тридцать-сорок лет отмечены в области успешного применения легированной стали большим прогрессом, чем все предшествующие тысячелетия. Так как исторический обзор развития учения о легированной стали не относится к наиболее действенным средствам ознакомления с ней, целесообразнее рассмотреть общие закономерности, относящиеся к легированной стали, с использованием для этой цели результатов научных исследований. Как ни странно, но таких исследований не слишком много, несмотря на расширяющееся применение легированной стали в технике. Мы попытаемся дать представление о действительной роли различных элементов, вводимых в легированную сталь, и установить, каким образом атомы этих дополнительных элементов распределяются в стали, в чем именно выражается их воздействие и каким образом они способствуют столь глубокому изменению свойств обычной углеродистой стали.

Прежде всего необходимо создать основу для сравнения влияния легирующих элементов, хотя бы в самой общей форме. Для этой цели вполне естественно обратиться к той стали, свойства которой зависят главным образом от железа и углерода и в которой или нет или содержится лишь небольшое количество других элементов, введенных неумышленно и не влияющих на свойства стали. Такой способ подхода к теме основывается на том, что: 1) простая углеродистая сталь со средним содержанием марганца и кремния обладает рядом ценных свойств, показатели которых, однако, ограничены определенными пределами даже при самой совершенной обработке, рассчитанной на использование потенциальных свойств стали; 2) эти пределы могут быть

расширены присадкой других элементов, главным образом металлов. Сразу же возникает вопрос, какие свойства стали могут быть улучшены и при помощи каких элементов, но еще более важен вопрос, как эти другие элементы повышают ценные свойства простой углеродистой стали.

При изучении способности легирующих элементов повышать свойства стали важна возможность количественного измерения этих изменений. Вообще влияние легирующих элементов выражается резко, когда они присутствуют в достаточном количестве, и в этом случае нет необходимости устанавливать в свойствах стали особенно тонкие различия, требующие высокой точности измерения. При этом исходным моментом должны служить количественные соотношения, иначе мы рискуем притти к предположениям или, еще хуже, к предвзятым суждениям, не отражающим той объективности, которую можно обеспечить лишь при использовании количественных соотношений. Важно также, чтобы взятая для сравнения основа, т. е. сталь без легирующих элементов или с низким содержанием их, была хорошо изучена, а потому значительную часть наших лекций можно было бы посвятить рассмотрению свойств простой углеродистой стали. Однако мы здесь ограничимся сравнительно кратким обзором свойств углеродистой стали, имея в виду, что детали этого вопроса более подробно рассматриваются в других работах¹.

Изучение влияния легирующих элементов предполагает рассмотрение вопроса о легированной стали. Но мы считаем необязательным для наших целей уточнение термина «легированная сталь». Нашей целью является знание свойств стали и соответствующая классификация обычных легирующих элементов по их основному влиянию на свойства стали. Мы можем изучать это влияние с твердым убеждением, что оно останется одинаковым независимо от того, как называется сталь, содержащая такие элементы. В отношении

¹ «The Principles of Heat Treatment» (Основы термической обработки) М. А. Grossman, 1935, American Society for Metals, Cleveland, Ohio. Серия лекций, посвященных изложению основ термической обработки стали, прочитанных для членов Американского общества металлургов на XVI Национальном конгрессе по металлам, 30 сентября — 4 октября, 1935 г. во время Чикагской выставки.

углеродистой стали, применяемой в качестве основы для сравнения, достаточно заметить, что она вообще содержит в сумме меньше одного процента других элементов (за исключением железа и углерода) и столь малое количество каждого из этих элементов, что свойства стали изменяются незначительно. Что касается марганца, далее будет показано, что даже нормальное его содержание в стали может оказывать заметное влияние на ее свойства.

Здесь не представляется возможным полностью исчерпать весь комплекс вопросов, относящихся к легированной стали, а потому необходимо сосредоточить наше внимание на стали, характеризующейся определенными пределами по химическому составу и определенной категорией ее свойств. Особое внимание должно быть уделено повышению механических свойств тех сортов стали, которые подвергаются термической обработке — закалке и отпуску. К числу их относятся сорта стали с достаточным содержанием углерода и с относительно невысоким содержанием легирующих элементов. Вообще говоря, эта группа стали содержит выше 0,35% углерода и в сумме не более 5% легирующих элементов. Сравнительно меньшее внимание будет уделено малоуглеродистой стали и стали с таким высоким содержанием легирующих элементов, которое исключает возможность обычных аллотропических превращений (таких, как марганцовистая сталь Гадфильда, некоторые типы нержавеющей стали и пр.).

Не следует устанавливать непосредственную связь основных механических свойств с присутствием некоторых легирующих элементов безотносительно к содержанию элемента и углерода и, кроме того, к применяемой термической обработке и окончательной структуре. Таким образом было бы неправильно утверждать, без указания состава стали и способов ее обработки, что какой-нибудь определенный элемент содействует, например, увеличению твердости и вязкости стали. Автор убежден, что отдельный элемент не определяет специфических свойств стали только фактом своего присутствия, вне зависимости от *структуры*, обуславливаемой, при известных условиях, этим элементом.

В соответствии с этим необходимо перейти к исследованию специфического воздействия отдельных легирующих элементов на структуру и к изучению влияния последней на свойства стали. Здесь будут разобраны главным образом вопросы о растворимости, о скоростях превращения, о действительных скоростях диффузии, о микроструктурах и их стабильности, а также будет рассмотрена связь микроструктур с полезными свойствами стали.

В данном случае возможно детально рассмотреть влияние легирующих элементов только на свойства, перечисленные выше, но интересно отметить, насколько значителен перечень свойств, изменяющихся под действием легирующих элементов и улучшаемых при обработке применительно к требованиям техники. Некоторые характеристики стали, на которые влияют легирующие элементы, приводятся ниже.

А. Механические свойства:

1. Увеличение прочности стали в состоянии поставки.
2. Увеличение вязкости и пластичности в стали при некоторой минимальной прочности.
3. Увеличение максимально допустимых сечений, при которых будут обеспечены желательные свойства после закалки.
4. Уменьшение способности стали к закалке.
5. Повышение твердости при наклепе.
6. Уменьшение пластичности при данной твердости для улучшения обрабатываемости стали на станках.
7. Увеличение сопротивления износу или повышение режущих свойств стали.
8. Уменьшение коробления и склонности к появлению трещин при обработке на заданную твердость.
9. Улучшение физических свойств при высоких или низких температурах.

В. Магнитные свойства:

1. Повышение магнитной проницаемости и максимальной магнитной индукции.
2. Уменьшение коэрцитивной силы, потерь на гистерезис и ваттных потерь (магнитное «мягкое» железо).
3. Увеличение коэрцитивной силы и остаточного магнетизма (постоянные магниты).
4. Уменьшение всех магнитных свойств.

С. Химическая инертность:

1. Уменьшение ржавления во влажной среде.
2. Уменьшение коррозии при высоких температурах.
3. Уменьшение коррозии при воздействии химических реагентов.

Глава II

ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛИ

Чистое железо, когда содержание примесей в нем понижено до нескольких сотых процента, лишь немного тверже и прочнее меди. Оно изготавливается в промышленных условиях без больших затруднений, но масштабы производства его невелики. Весьма высокая пластичность и небольшая твердость являются скорее недостатком, чем достоинством чистого железа. Поэтому наибольшее количество промышленного железа представляет собой умеренно загрязненный металл, а процессы извлечения железа из руды и рафинирования стали не имеют своей главной целью получение очень чистого элемента.

Исходя из необходимости высокого выхода железа из руды, в качестве восстановительного агента широко применяют углерод, содержание которого впоследствии уменьшают до заданных пределов путем окисления вместе с другими элементами, первоначально восстановленными из руды и способными окисляться. Углерод элемент недорогой; он влияет на свойства стали более сильно, чем какой-нибудь другой элемент, и часто наиболее полезен. *Аллотропия* железа и сопровождающие ее процессы, особенно связанные с различной растворимостью углерода, создают возможность получения обширного ряда свойств стали с обычными пределами по содержанию углерода; аллотропические превращения, при достаточном содержании углерода и других элементов, замедляются, и сталь получает способность с наибольшей эффективностью воспринимать термическую обработку.

Аллотропия и двойные сплавы железа. Железо существует в двух аллотропических кристаллических модификациях, приведенных на рис. 1: 1) в виде альфа (α)-и дельта (δ)-железа, твердые растворы которых называются ферритом [или дельта (δ)-ферритом)] и 2) в виде гамма (γ)-железа, твердые растворы которого называются аустенитом. Модификация альфа-железа (в случае чистого железа) существует

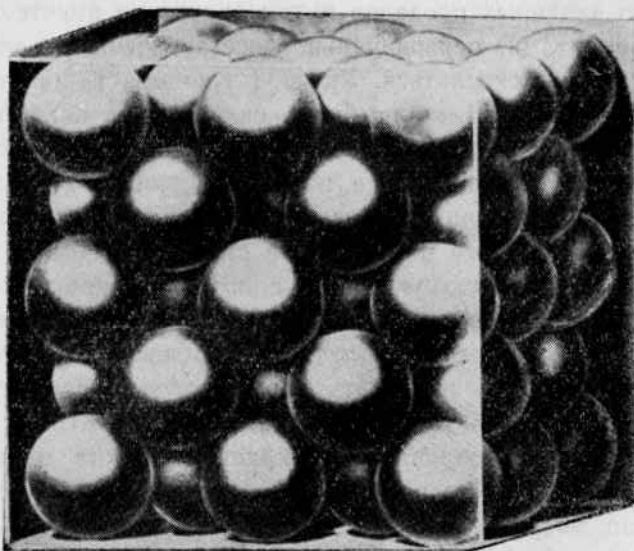
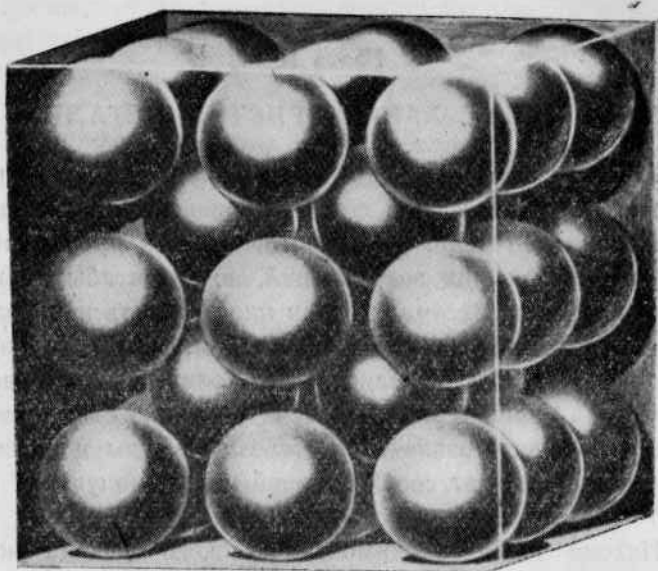


Рис. 1. Расположение атомов в двух аллотропических модификациях железа; вверху альфа-(дельта)-железо; внизу гамма-железо. (R. M. Bozorth, Bell Telephone Laboratories).

в области температур примерно ниже 910 и выше 1400°C. В последнем случае оно называется дельта-железом. Гамма-железо существует в области температур, расположенной между этими двумя пределами. Растворимость легирующих элементов в каждой из этих двух форм железа весьма различна, вследствие чего превращения из одной формы в другую в присутствии легирующих элементов происходят при различных температурах. В чистом железе альфа-железо превращается в гамма-железо при одной определенной температуре, а наличие другого элемента в сплаве приводит к образованию более или менее узкого температурного интервала, в пределах которого обе модификации железа могут существовать одновременно, находясь в равновесии. Различие коэффициентов растворимости и изменение их в зависимости от количества легирующего элемента приводят к некоторым характерным типам аллотропических превращений в сплавах железа. Существуют два основных типа превращений с подразделением каждого типа на две разновидности.

Все это в краткой форме обобщено на диаграммах равновесия, приведенных на рис. 2.

Два условия позволяют сомневаться в том, что эти диаграммы равновесия представляют значительный практический интерес при изучении легированной стали.

1. Промышленные сорта стали содержат значительное количество углерода и других легирующих элементов, которые сильно изменяют температуры превращений и структурный состав металла; исключением являются некоторые сорта весьма малоуглеродистой стали, особенно с высоким содержанием легирующего элемента.
2. Действительные температуры превращений при нагреве и охлаждении, вследствие малой скорости реакций вблизи этих температур, далеки для большинства сортов стали от температур превращений в условиях равновесного состояния. Кроме того, полученные в результате превращения структуры не могут быть предсказаны на основании какой-либо

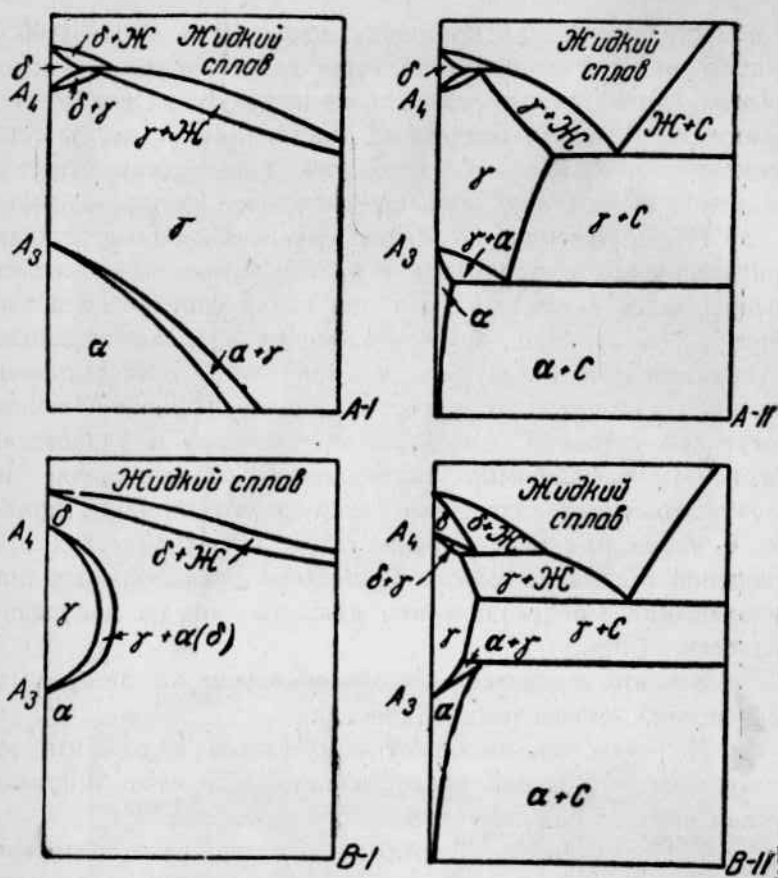


Рис. 2. Два типа А и В и подгруппы I и II диаграмм фазового равновесия железных сплавов (Wever).

диаграммы равновесия; а, как это станет ясным в дальнейшем, изучение структур дает ценные сведения относительно сплавов.

Особенности превращения различных бинарных сплавов позволяют классифицировать их, как показано на рис. 2, следующим образом:

Тип А, подгруппа I. Легирующий элемент расширяет область температур устойчивого аустенита путем понижения температур превращения альфа-гамма и повышения температур превращения гамма-дельта. Си-

стема характеризуется отсутствием богатых железом определенных соединений (или твердых растворов в легирующем элементе) при концентрациях в области полей альфа- и дельта-железа. Двухфазная ($\alpha + \delta$)-область доходит до температур плавления железа, а двухфазная ($\sigma + \gamma$), область снижается до обычных температур. Примеры: марганец, никель и кобальт.

Тип А, подгруппа II. Сплавы аналогичны сплавам подгруппы I; богатые железом определенные соединения (или твердые растворы в легирующем элементе) становятся устойчивыми в области полей альфа- или дельта-железа. Примеры: медь, цинк, золото, азот и углерод.

Тип В, подгруппа I. Легирующий элемент сужает область температур устойчивого аустенита и в конце концов приводит к полному ее исчезновению. Аустенитовая зона полностью ограничивается двухфазной областью ($\alpha + \gamma$) или ($\gamma + \delta$), которая не прерывается интерметаллическими соединениями или твердыми растворами в легирующем элементе. Примеры: кремний, хром, вольфрам, молибден, фосфор, ванадий, титан, бериллий, олово, сурьма, мышьяк и алюминий.

Тип В, подгруппа II. Сплавы аналогичны сплавам подгруппы I, но помимо твердых растворов альфа- и гамма-железа в сплавах появляются интерметаллические соединения или структурные составляющие, которые прерывают «петлю», окружающую двухфазную зону. Примеры: тантал, цирконий, бор, сера и церий.

Интересно отметить одну, а может быть и две аномалии (хотя элементы, о которых будет сказано, и отнесены к одной из вышеприведенных схем). Хром в пределах до 7 или 8% понижает область температур превращений альфа-гамма-железа; дальнейшее увеличение содержания хрома приводит к повышению этих температур. Однако одновременно понижение температур превращений гамма-дельта-железа в пределах до 8% хрома происходит значительно быстрее, чем понижение температур превращений альфа-

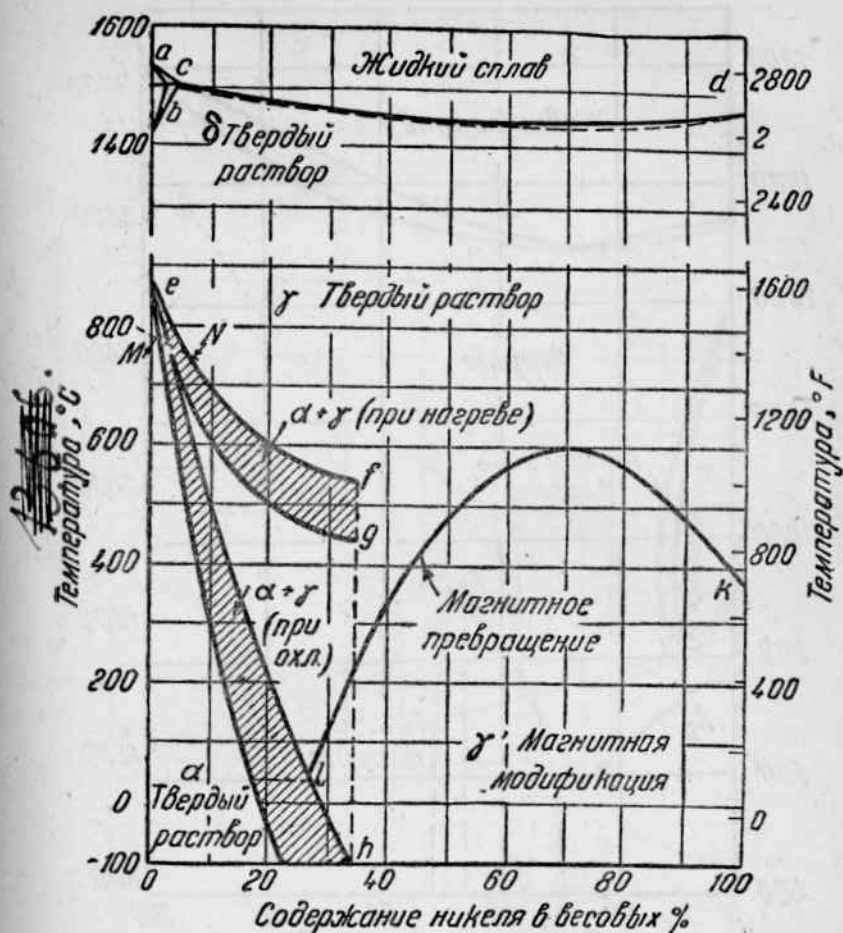


Рис. 5. Диаграмма равновесного состояния системы железо—никель.
(Metals Handbook, 1930).

гамма-железа, и естественно поэтому считать, что хром всегда сужает область устойчивого аустенита.

Кобальт, вероятно, может служить другим примером аномалии, когда область аустенита расширяется, хотя и наблюдается повышение температуры превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ при небольших концентрациях этого элемента.

Диаграммы семи двойных равновесных систем железа с обычными легирующими элементами показаны на рис. 3—9.

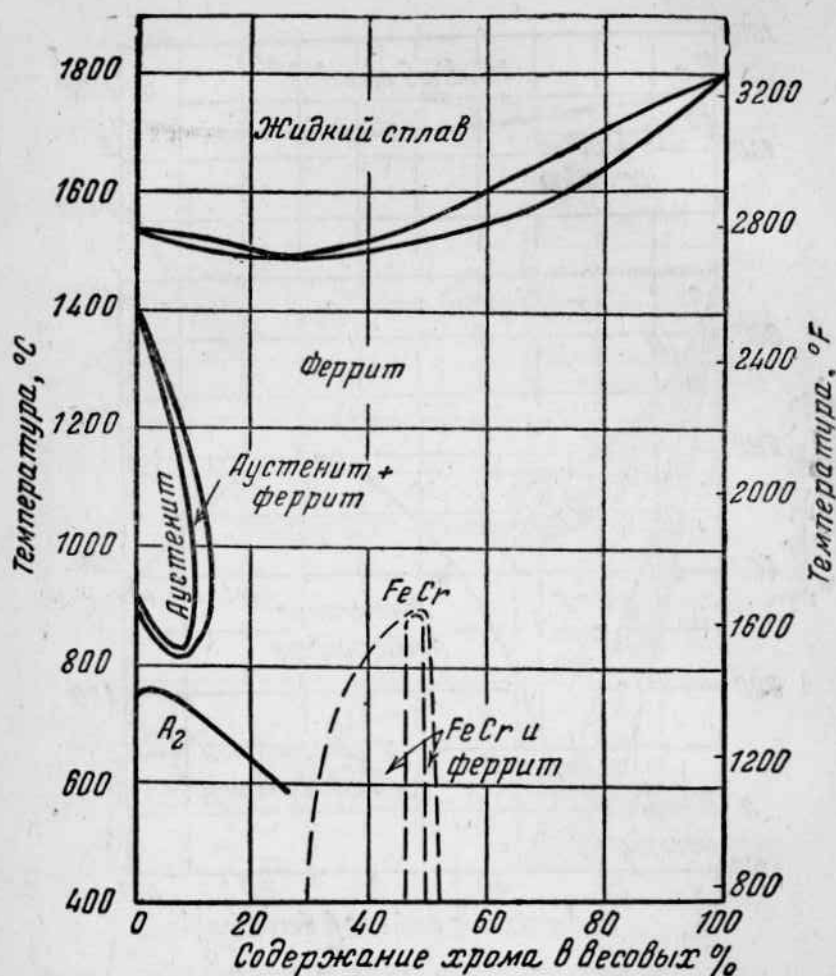


Рис. 6. Диаграмма равновесного состояния системы железо—хром.
(Metals Handbook, 1939).

Значение диаграмм равновесия. В отношении систем сплавов, которые будут изучаться в дальнейшем, необходимо подчеркнуть, что диаграммами их состояния отражаются условия равновесия. При этом подразумевается, что не только были применены все известные средства для осуществления превращений, но и что все эти превращения действительно осуществлены полностью. Во многих случаях

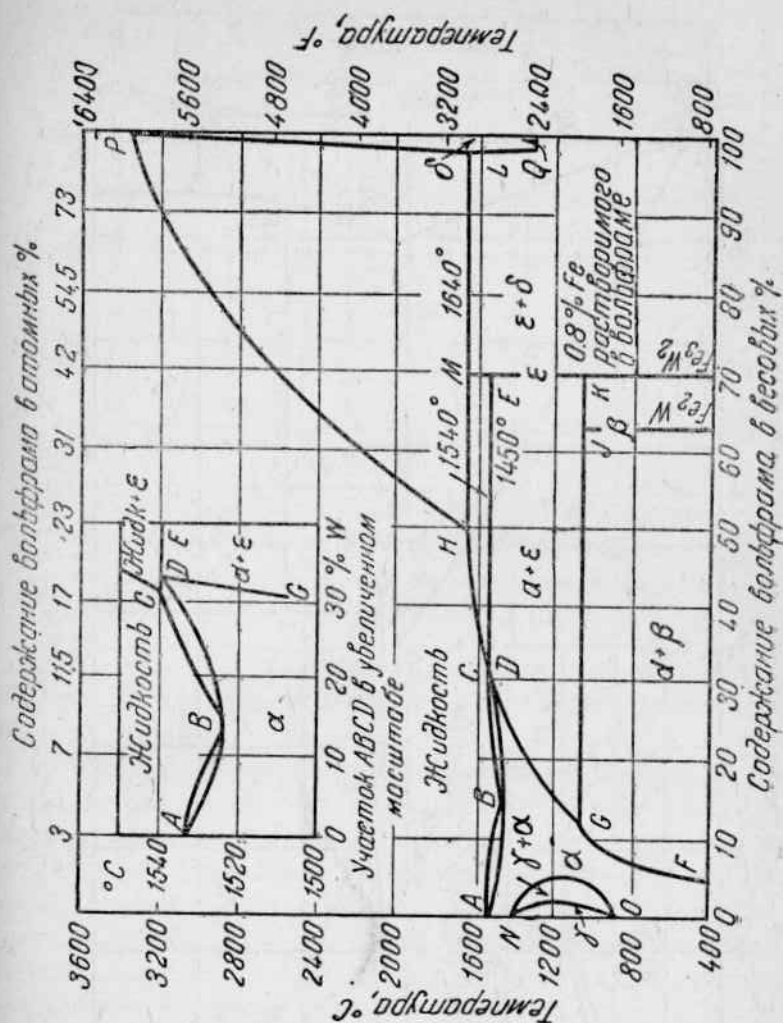


Рис. 7. Диаграмма равновесного состояния системы железо—вольфрам. (Metals Handbook, 1939).

разница температур, требующаяся для хода превращения в противоположном направлении, уменьшается до такой степени, что не будет большой погрешностью считать приведенные на диаграмме данные соответствующими действительному равновесию системы. Однако в ходе изучения легиру-

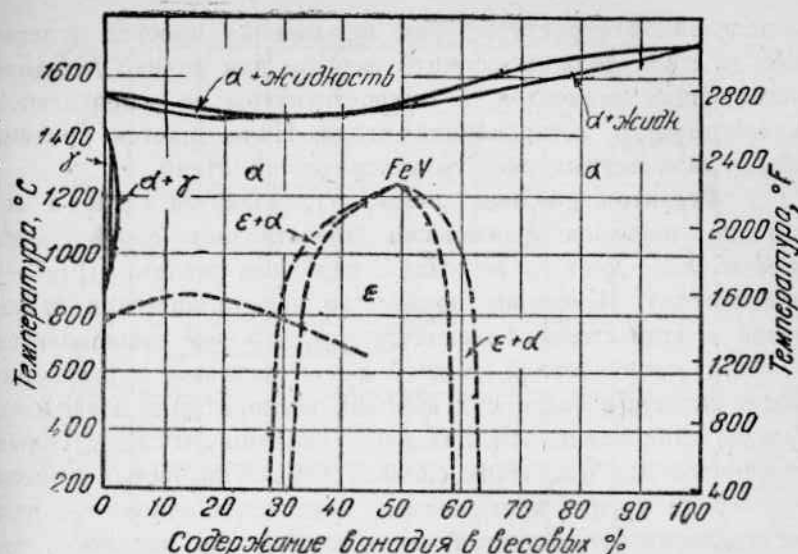


Рис. 9. Диаграмма равновесного состояния системы железо—ванадий. (Metals Handbook, 1939).

ванной стали становится очевидным, насколько мало интересно для исследователя состояние равновесия. Его больше интересует не то, что может вообще случиться, а то, что в действительности происходит в данный, конкретный промежуток времени при определенной температуре. Тем не менее знание диаграмм равновесия разных сплавов дает возможность установить, каких изменений (и в каких условиях) не может быть с данным сплавом при данных температурах, даже если на основе их и нельзя предсказать, с какой скоростью и насколько полно будут происходить возможные превращения.

УГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ

Наиболее важна система железо—углерод, поскольку присутствие углерода в стали обязательно; даже при сравнительно высоком содержании полезных легирующих элементов в этой системе не наблюдается значительного изменения природы получаемых структур, хотя при этом изменяются многие условия, способствующие образованию

определенной структуры. Так называемая простая углеродистая сталь должна служить базисом для оценки действия легирующих элементов, а микроструктуры ее — прототипом микроструктур легированной стали. Ниже дается краткий обзор характерных свойств углеродистой стали.

Феррито-карбидная смесь. Углеродистая сталь в состоянии поставки фактически представляет собой смесь относительно чистого железа с карбидом железа (Fe_3C — цементитом). Некоторое количество неметаллических включений в этой стали объясняется тем, что она выплавляется в печах с огнеупорной кладкой и под шлаками, а растворимость шлаков в стали при высоких температурах повышена. Теперь установлено, что, даже при наличии легко доступных источников для получения сплавов химически чистых железа и углерода (редко применяемых в качестве присадок), при изготовлении углеродистой стали необходимо вводить в состав ее соответствующие посторонние примеси. Тем не менее с металлургической точки зрения промышленная углеродистая сталь представляет собой карбид железа, рассеянный в феррите. Количество этого карбида находится в непосредственной зависимости от содержания углерода в стали, так как в феррите растворяется (при температуре около 715°) максимально только 0,03—0,04 % углерода. При самой низкой температуре (в условиях которой углерод может выделяться из феррита) растворимость углерода вероятно едва ли превышает 0,01 %. Как правило, процентное содержание цементита в отожженной стали равно содержанию углерода (в процентах за вычетом 0,02 %), умноженному на 15, или содержанию углерода, умноженному на 15 и уменьшенному на 0,3 %.

Твердый раствор γ (аустенит). При нагреве стали растворимость углерода увеличивается, но особенно резко это выявляется при температуре образования аустенита в присутствии углерода. Растворимость углерода в обычной углеродистой стали представлена в виде кривой на рис. 10. Скорость, с какой происходит растворение углерода, данной диаграммой не характеризуется. Она построена для условий, близких к равновесному состоянию, которое даже

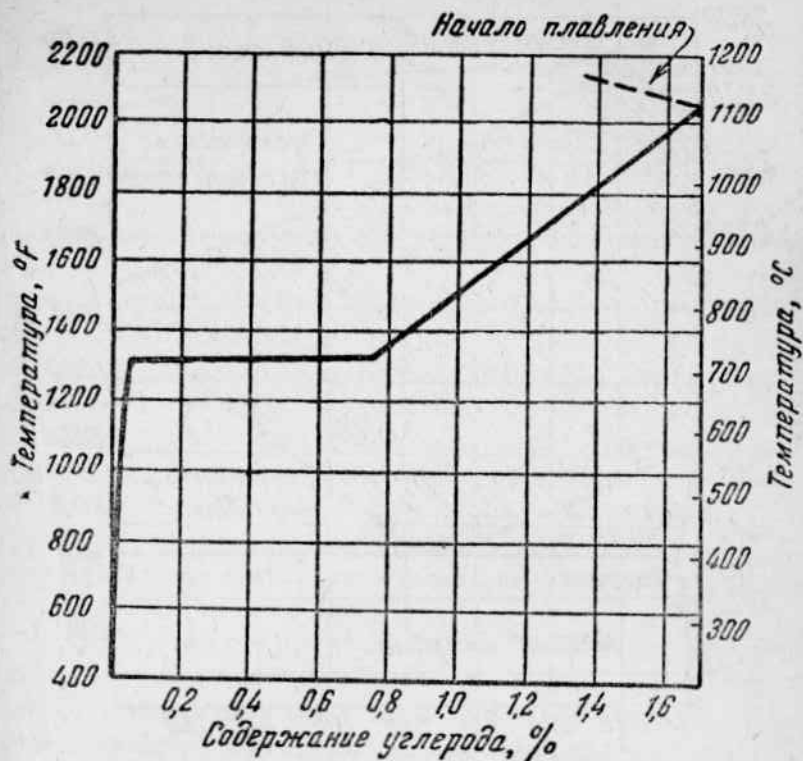


Рис. 10. Влияние температуры на растворимость углерода в железе. Химический состав последнего ближе к промышленной стали, чем к чистому железу.

для простой углеродистой стали не достигается полностью при выдержке в течение многих часов. Чтобы обеспечить полный переход отдельных структурных составляющих углеродистой стали в единую структуру — аустенит, требуется довести нагрев стали до области температур, отмеченной на рис. 11 штриховкой. Нагрев при наиболее низких температурах в этой области применяется редко вследствие чрезмерной длительности растворения карбида. Ковка и прокатка стали производятся именно в пределах температур, соответствующих полностью аустенитному состоянию. Однако сталь с более высоким содержанием углерода (приблизительно выше 0,9%) при термической обработке не обязательно

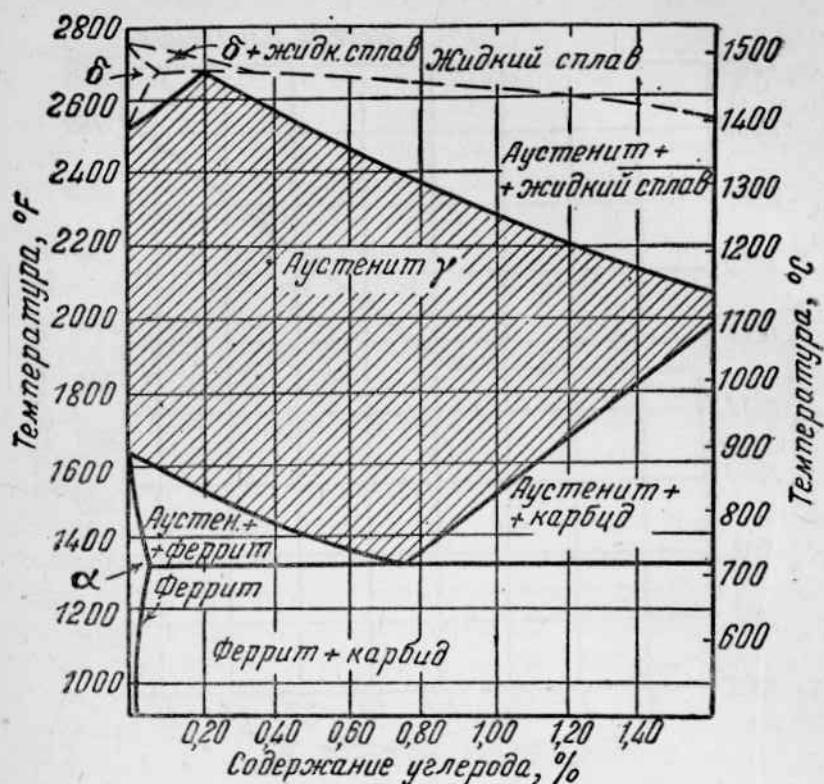


Рис. 11. Пределы температур и концентраций, при которых образуется чистый аустенит (заштриховано). Показаны также области феррита и гетерогенные области; диаграмма соответствует промышленным сортам углеродистой стали.

нагревать до этой области, так как часто нежелательно иметь весь цементит растворенным.

Возможность регулирования превращения аустенита. Термическая обработка стали начинается переходом ее при повышенных температурах полностью или частично в аустенитное состояние. Здесь свойства аустенита определяются: 1) его составом и однородностью этого состава, 2) определенной величиной зерна. При охлаждении аустенит распадается на феррит и цементит; конечная микроструктура стали определяется условиями охлаждения и, главным образом, скоростью последнего; именно таким образом представляется

возможным в значительной мере регулировать по желанию распределение твердой карбидной составляющей в мягком самом по себе феррите. Примером регулируемой скорости, при которой сталь охлаждают от температур аустенитного состояния, является более или менее автоматически регулируемая скорость охлаждения прокатанных изделий на стеллажах после прохода последнего ручья. С металлургической точки зрения такой способ является термической обработкой (хотя по технике выполнения он не соответствует такой обработке). Эта обработка обеспечивает получение для каждого данного сечения однообразных результатов, обусловленных одинаковым способом превращения с получением свойств, соответствующих определенному назначению стали. По этой причине условия, при которых сталь получается в так называемом состоянии прокатки, следует рассматривать как разновидности термической обработки, хотя бы и не связанной соблюдением особых требований для обеспечения требуемых скоростей охлаждения.

Если углеродистая сталь охлаждается очень медленно (со скоростью нескольких градусов в час), превращения аустенита происходят при температурах, близких к температурам, приведенным на рис. 11, с разницей, например, 5, самое большее 10°C по сравнению с температурами равновесного состояния. Однако, когда скорость охлаждения повышается, реакции превращения аустенита происходят в области температур, весьма отличающихся от приведенных на рис. 11. Соответствующая диаграмма равновесия для системы чистое железо — углерод приведена на рис. 12. Величина запаздывания превращений как при нагревании, так и при охлаждении для случая системы чистое железо — углерод измерялась Мелом и Уэлсом (Mehl and Wells)². Результаты их исследования приведены на рис. 13. Скорость охлаждения оказывает влияние на получаемую в результате превращения структуру стали, и это обстоятельство для нас представляет особый интерес.

² «Constitution of High Purity Iron-Carbon Alloys» (Строение железо-углеродистых сплавов высокой степени чистоты), Robert F. Mehl и Cyril Wells, 1937, Technical Publication, American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, No. 798, Iron and Steel Division, No. 175. Metals Technology, June, 1937.

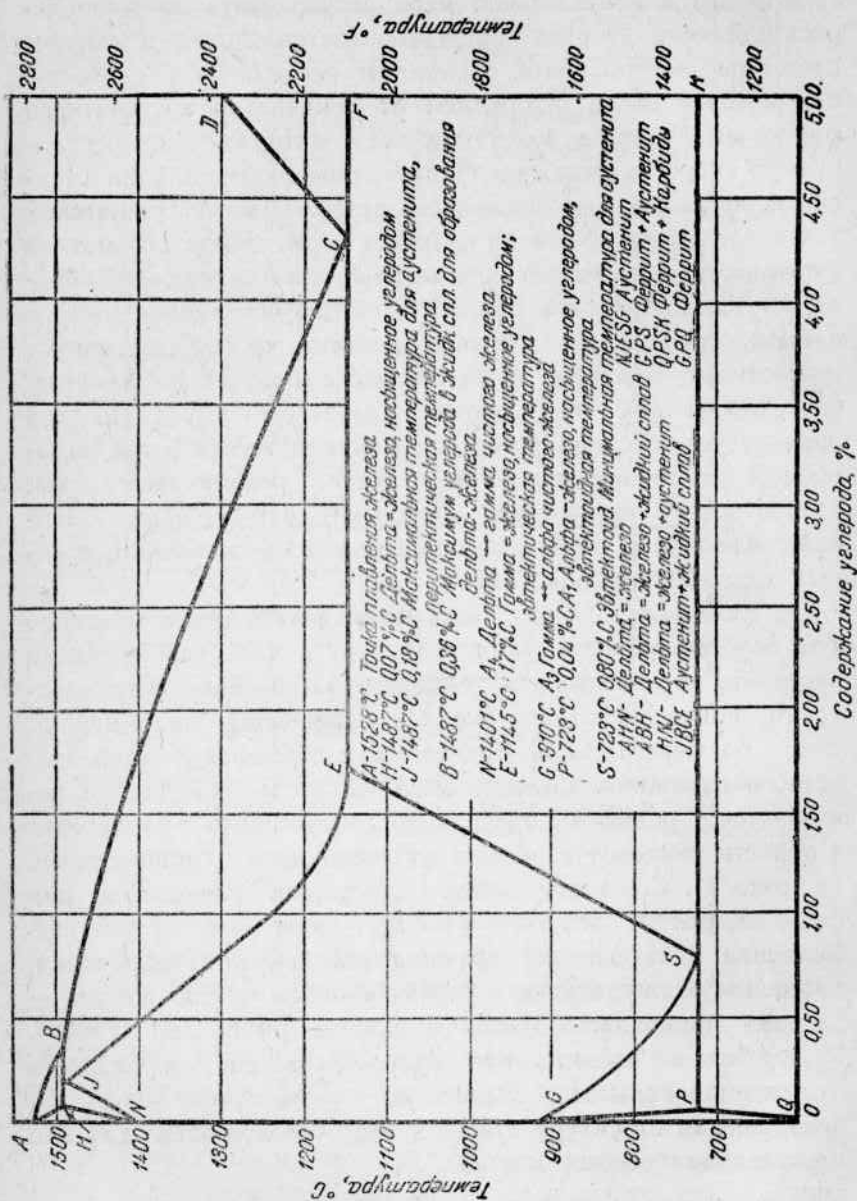


Рис. 12. Диаграмма равновесного состояния системы железо—карбид железа (Fe-Fe₃C).

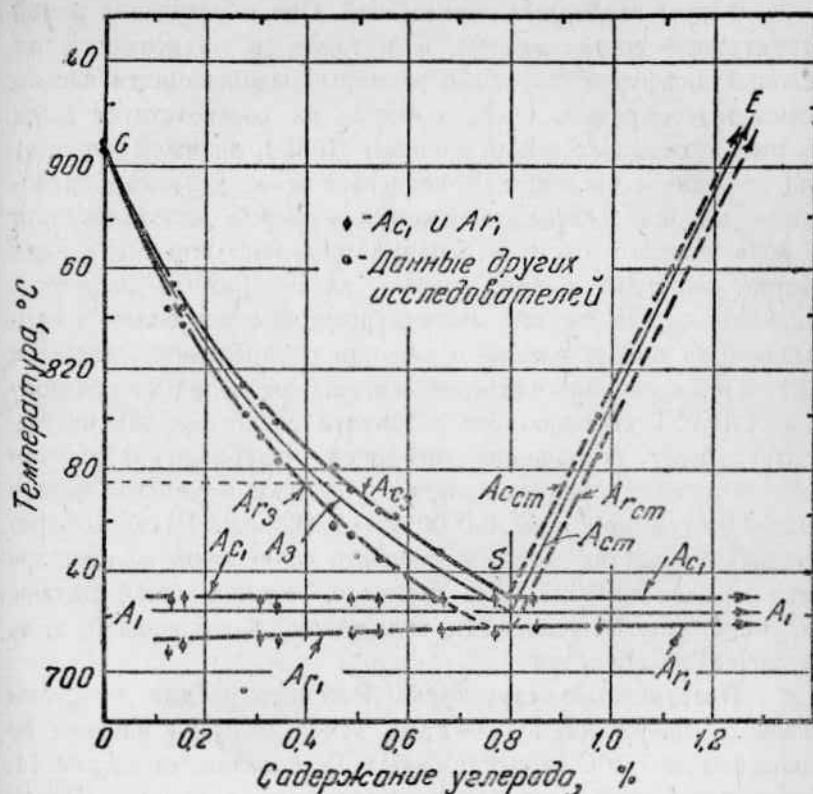


Рис. 13. Влияние нагрева и охлаждения со скоростью $\frac{1}{10}^{\circ}\text{C}$ в минуту на температуры превращений чистых сплавов железо-углерод. Для некоторых фаз показаны также вероятные температуры равновесия (Mehl и Wells?).

Распад аустенита начинается не сразу после понижения температуры аустенита до температуры превращения. Наблюдается определенный инкубационный период, в течение которого происходит формирование новых центров кристаллизации или случайных скоплений атомов, необходимых для образования устойчивых кристаллов. При любой скорости охлаждения инкубационный период является вполне определенным и постоянным для данного состава аустенита, и возможная степень переохлаждения в полной мере зависит от скорости охлаждения.

Формы карбидных образований. При образовании новой структурной составляющей в металле в зависимости от условий диффузии, конечные размеры выделяющихся частиц очень разнообразны. Однако форма их соответствует двум из трех возможных типов: пленкам (films), нитям (filaments) или объемным частицам. В зависимости от условий образования, карбид железа выделяется в форме пластинок или в виде тонкого слоя по границам зерен, или же в виде частиц округлой формы самых разнообразных размеров. Никакая другая область металлургии не дает более исчерпывающего представления о влиянии распределения твердых частиц в мягкой пластической основе, чем область производства стали. Получению более тонкого распределения частиц соответствует повышение твердости материала. В случае пластинчатой структуры толщина пластинок цементита может изменяться в пределах 0,0000125—0,002 мм. Размеры сфероидальных частиц могут изменяться от величин молекулярного порядка до 0,025 мм в диаметре. Тип карбидной дисперсии определяется условиями охлаждения и нагревания, т. е. термической обработкой.

Пластинчатые структуры. Рассмотрим для простоты сталь с содержанием 0,7—0,9% углерода. При нагреве ее примерно до 760°C структура образца, показанная на рис. 14, будет полностью состоять из полиэдров аустенита. После медленного охлаждения, например со скоростью 2,5°C в минуту, аустенит превращается в смесь феррита и цементита с пластинчатым расположением структурных составляющих. Переохлаждение в этом случае составит каких-нибудь 8—11° C, и превращение аустенита совершается при температуре 704—707°C. В действительности температура образца во время превращения аустенита может несколько повыситься, хотя не исключается завершение превращения при более низкой температуре. Межпластинчатые расстояния будут равны при этом 0,0004 мм, толщина пластины — около 0,00005 мм. Твердость стали с такой структурой равна примерно 210 единицам по Бринелю. Картина последовательности превращений представлена серией микрофотографий на рис. 15—19.

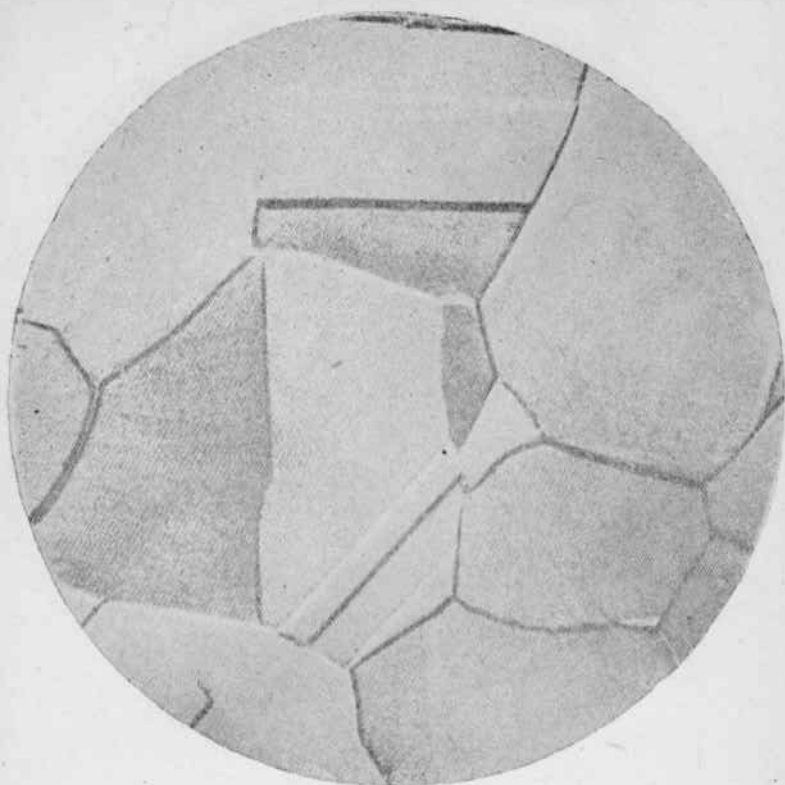


Рис. 14. Микроструктура аустенита. Имеются зерна с двойниками:
 $\times 1000$. (Vilella).

Влияние повышения скорости охлаждения на свойства углеродистой стали с содержанием 0,75% углерода показано в табл. 1.

Таблица 1

Приблизительная скорость охлаждения от 760°C до температуры превращения	Температура превращения °C	Твердость по Бринелю
2°,8 C в минуту	707	210
128 C , ,	670	315
1000°C , ,	543	415

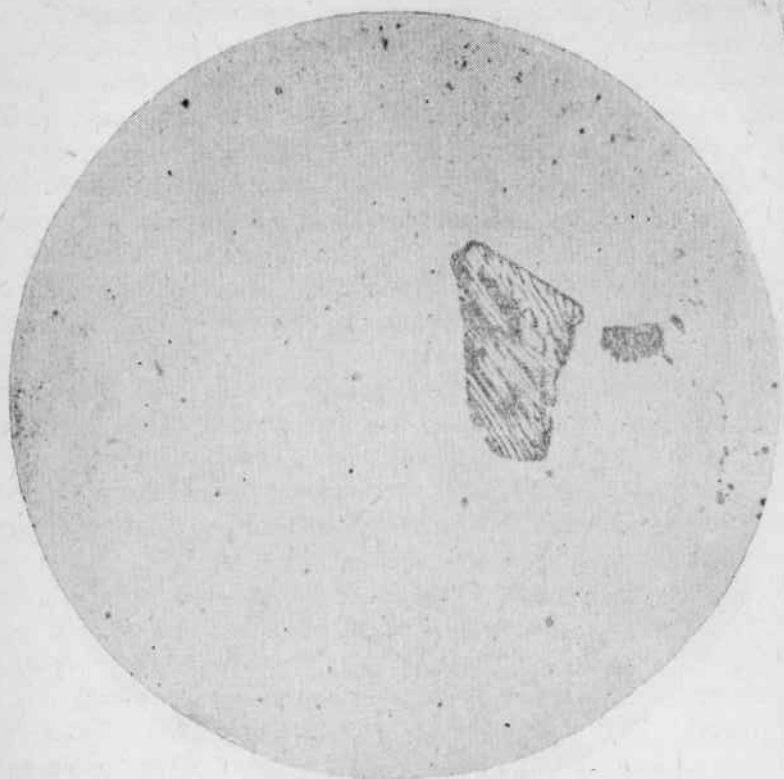


Рис. 15. Превращение аустенита в перлит в эвтектоидной стали, зафиксированное в самом его начале. Наблюдается рост зерна вокруг центра превращения и одновременное образование феррита и карбидов: $\times 1000$. (Vilella).

В другом случае для стали с содержанием 1,0% углерода получены данные, приведенные в табл. 2.

Таблица 2

Приблизительная скорость охлаждения от 760°C до температуры превращения	Температура превращения °C	Твердость по Бринеллю
1°, 7°C в минуту	704	217
55°C „ „	682	262
222°C „ „	674	302

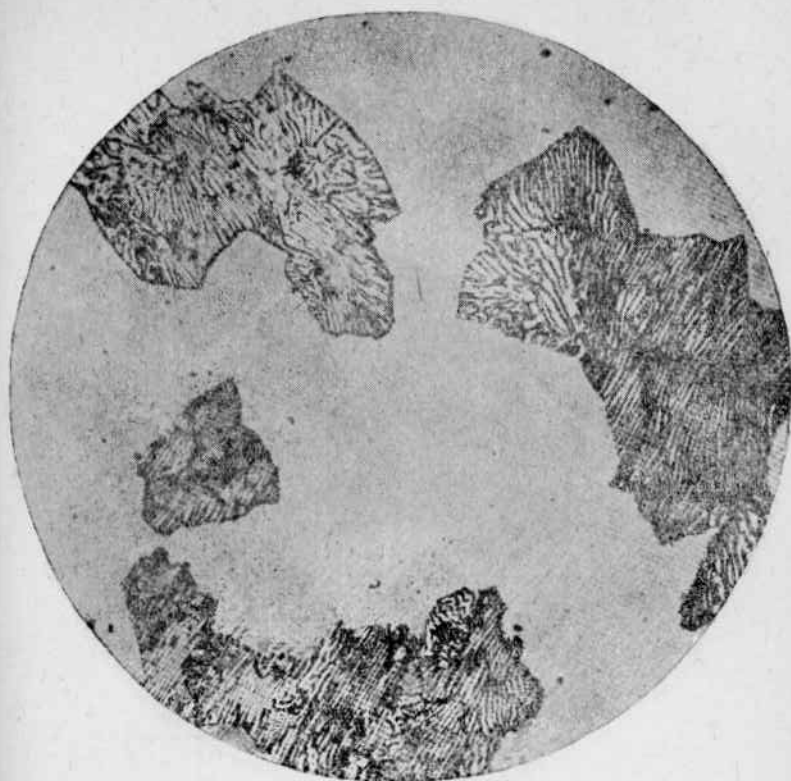


Рис. 16. Превращение аустенита в перлит, зафиксированное в тот момент, когда количество превращенного аустенита составляет 25%; $\times 1000$, (Vilella).

При еще большей скорости охлаждения образование тонкопластинчатых структур прекращается, и даже при содержании углерода в 1,1% твердость пластинчатых структур не поднимается выше 444—461 по Бринелю. Как правильно замечает Мел (Mehl)³, увеличение скорости охлаждения, сопровождающееся уменьшением размеров пластинок, быстро приводит при более низкой температуре образования к такой предельной скорости охлаждения, когда размеры пластинок

³ The Physics of Hardenability. The Mechanism and the Rate of Decomposition of Austenite (Физические основы прокаливаемости. Механизм и скорость превращения аустенита) Robert F. Mehl, Symposium on Hardenability of Alloy Steels, 1938, American Society for Metals, стр. 40—41.



Рис. 17. Превращение аустенита в перлит, зафиксированное в тот момент, когда количество превращенного аустенита составляет 50%; $\times 1000$ (Vilella).

становятся меньше размеров элементарного кристаллита цементита. На рис. 20—24 приведены микрофотографии пластинчатых структур, образовавшихся при различных температурах превращения аустенита, с указанием твердости, характеризующей эти структуры. Изменение твердости полос толщиной около 12,5—20 мм при охлаждении их на стеллажах (в зависимости от содержания углерода) характеризуется средней кривой на рис. 26.

Когда скорость охлаждения становится слишком высокой для получения структур пластинчатого типа при температуре приблизительно 550° , превращение аустенита насту-

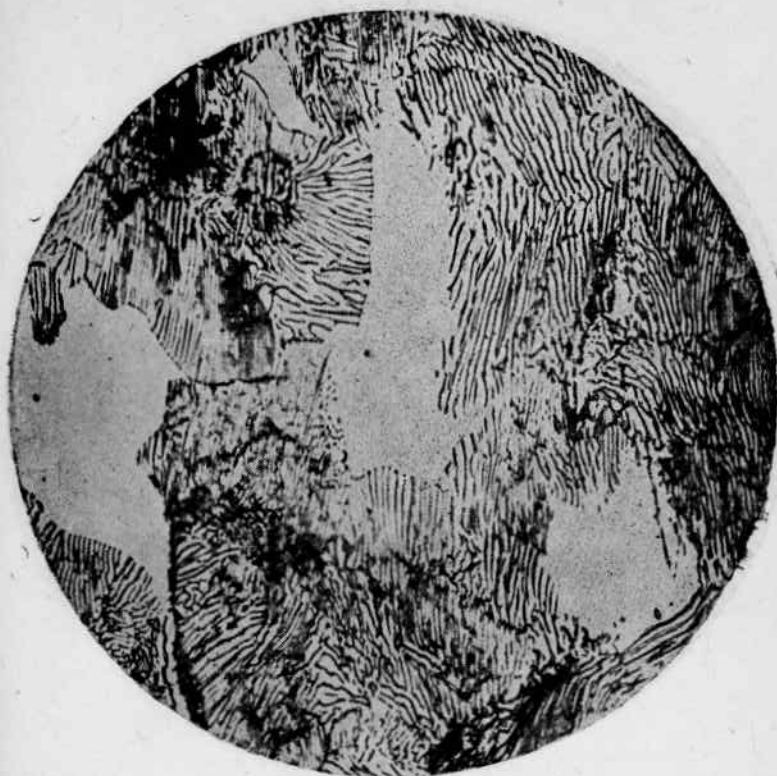


Рис. 18. Превращение аустенита в перлит, зафиксированное в то момент, когда количество превращенного аустенита составляет 75%; $\times 1000$ (Vilella).

пает лишь в области значительно более низких температур при условии, что и температура охлаждающей среды будет более низкой, примерно, 100°C . В этом случае превращение, которое сопровождается получением более твердой структуры мартенсита, происходит иным образом. Скорость охлаждения, при которой предотвращается превращение в области температур около 550° и наступает превращение при более низких температурах, называется «критической скоростью охлаждения», или критической скоростью закалки. Превращение первого типа и соответствующая ему температура обозначаются индексом A_1' , превращение второго типа и соответ-



Рис. 19. Тот же процесс превращения, что и на рис. 15—18: весь аустенит превратился в перлит; $\times 1000$. (Vilella).

ствующая температура — $A_{r''}$. Критической является скорость охлаждения, когда превращение происходит только при $A_{r''}$. Однако при охлаждении со скоростью, близкой к критической, во многих сортах стали наблюдаются превращения и первого, и второго типа даже в пределах одного и того же зерна.

При чрезвычайно медленном охлаждении многие рассматриваемые здесь сорта стали не дают хорошо выраженных пластинчатых структур, особенно, если в стали содержится небольшое количество легирующих элементов, имеется мелкозернистый аустенит, или же карбиды, частично не пере-



Рис. 20. Грубопластинчатый перлит, образовавшийся при температуре, близкой к 726°C (1325°F). Твердость $R_c - 5$, $H_B - 170$; $\times 2500$. (Vilella).

шедшие при нагреве в твердый раствор. В таком случае карбиды будут частично сфероидизированы или же расположатся по границам зерен. Поэтому неправильно или ошибочно принимать превращения, показанные на диаграммах при температурах равновесия, как превращения аустенита в перлит, поскольку название «перлит» ассоциируется с характерным видом пластинчатой структуры, напоминающей перламутр.

Превращения в области неэвтектоидных концентраций. В сортах стали, несколько отличающейся по составу от эвтектоидной (для которой характерно полное превращение

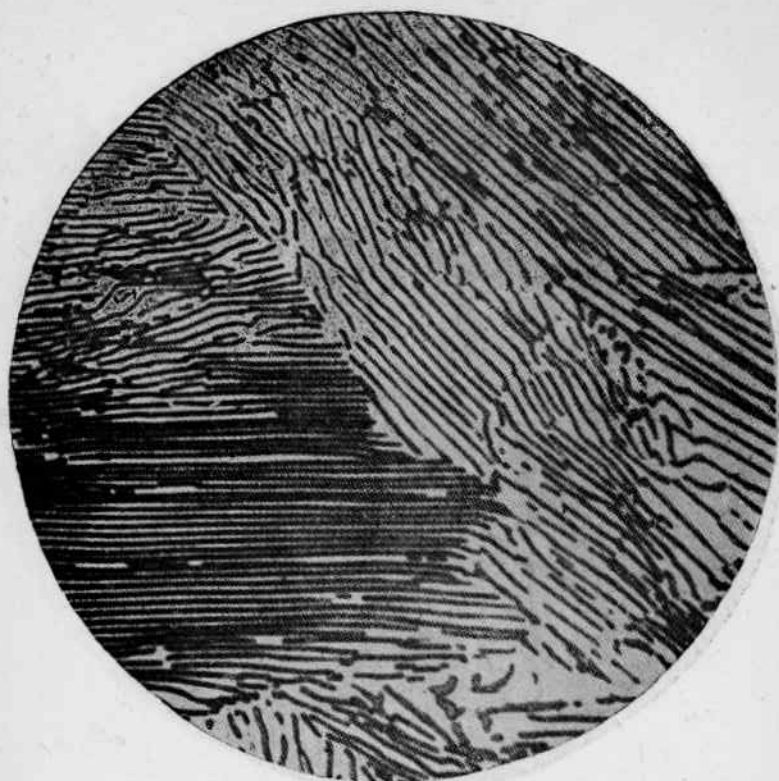


Рис. 21. Грубопластинчатый перлит, образовавшийся при температуре 705°C (1300°F). Твердость $R_c - 15$, $H_B - 208$; $\times 2500$. (Vhella).

в аустенит при наиболее низкой возможной температуре нагрева), выделение феррита или цементита может происходить раньше превращения аустенита в пластинчатую структуру. Возможный максимум выделений избыточного феррита или цементита определяется составом стали, однако фактическое количество их регулируется скоростью охлаждения. Чем выше скорость охлаждения, тем меньше получается избыточного феррита или цементита. Таким образом, в стали с содержанием 0,5% углерода при соответствующем охлаждении может быть получено без затруднений лишь несколько процентов феррита, выделившегося до превращения осталь-



Рис. 22. Среднеламинчатый перлит, образовавшийся при 665°C (1225°F). Твердость R — 30, H_V — 296; $\times 2500$. (Viella).

ного аустенита в тонкопластинчатую структуру. Примерно такое же явление наблюдается и в заэвтектоидной стали в отношении избыточного цементита, который, при равном удалении от эвтектоидного состава, более легко выделяется из твердого раствора, чем феррит. Оба компонента в неэвтектоидной стали начинают выделяться по границам зерен аустенита, но выделения феррита получаются несколько более неправильной формы, чем цементита.

Реакции в области неэвтектоидных концентраций существенно образом зависят от диффузии. Выделения одного феррита не могли бы образовываться без перемещения угле-



Рис. 23. Тонкопластинчатый перлит, образовавшийся при 650°C (1200°F). Твердость $R_c - 33$; $H_B - 319$; $\times 3000$. (Vilella).

рода, диффузионная способность которого является функцией температуры. Чем больше степень переохлаждения аустенита, тем мельче выделения феррита или карбида. Учитывая, что время, в течение которого может происходить образование феррита, часто определяется только минутами, следует ожидать, что в большинстве случаев равновесие в отношении превращений при неэвтектоидных концентрациях достигаться не будет.

Интересно, что избыточный феррит в доэвтектоидной стали образуется даже в том случае, когда аустенит доведен без изменений до температуры, при которой он *полностью* неустойчив. Следовательно, перенасыщение твердого раствора



Рис. 24. Тонкопластинчатый перлит, образовавшийся при 595°C (1100°F). Твердость $R_c - 40$, $H_B - 377$; $\times 3000$. (Vilella).

является регулирующим фактором даже в том случае, когда неустойчив самый растворитель.

Иглообразная форма продуктов превращения. Если углеродистая сталь охлаждается в среде с комнатной температурой со скоростью выше критической, то превращение аустенита идет очень быстро и происходит при температуре около 100°C . Продукт этого превращения имеет по сравнению с другими структурами весьма высокую твердость и наибольший объем. Такая структура, называемая мартенситом, показана на рис. 25. Под микроскопом мартенсит отличается характерным иглообразным строением вследствие способа его образования и последовательных почти мгновенных превра-

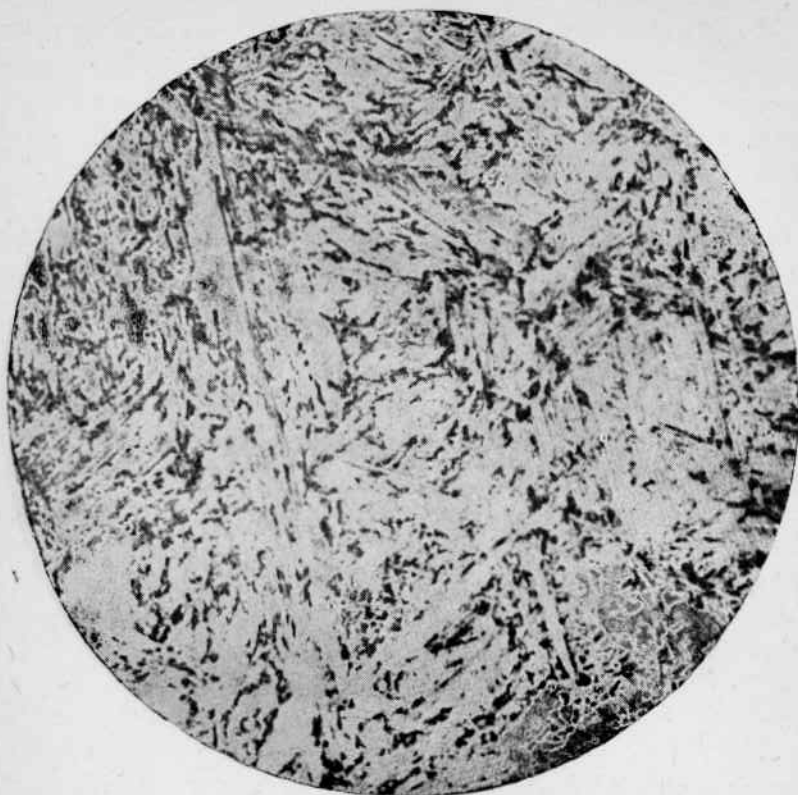


Рис. 25. Микроструктура мартенсита в эвтектоидной стали; $\times 2000$. (Vilella).

щений зерен аустенита по кристаллографическим плоскостям. Превращение, не связанное с диффузией углерода, происходит, вероятнее всего, путем так называемых «смещений» (shear); ориентация плоскостей одного и того же зерна аустенита различна, и поэтому превращение может происходить в разных кристаллографических плоскостях, причем остающийся еще неразложенным аустенит должен подвергаться некоторому деформированию. Мартенсит можно рассматривать отчасти как находящийся в напряженном состоянии весьма мелкозернистый металл с плоскостными сдвигами. Однако его твердость едва ли можно приписать этому обстоятельству.

Природа мартенсита. По атомному строению мартенсит в основном соответствует ферриту; различна только степень асимметрии решетки тетрагонального типа. Отношение ее параметров увеличивается в зависимости от содержания углерода до величины приблизительно 1,06. Предполагается, что причиной этой тетрагональности служат атомы углерода, которые при столь низких температурах неспособны образовывать цементит. Во всяком случае, при нагреве приблизительно до 100°C изометрия кубической решетки феррита восстанавливается без какого бы то ни было понижения твердости. Мы полагаем, что, возможно, до этой температуры форма содержащегося в стали углерода подобна отдельным молекулам цементита, т. е. углерод находится на первой ступени, необходимой для последующего образования кристаллитов цементита. Во всяком случае тетрагональное состояние является промежуточным и не обязательно для получения высокой твердости; наличием структуры с характерными плоскостями можно объяснить некоторую твердость малоуглеродистого мартенсита.

Повидимому, проще всего принять мартенсит как единственный пример структуры дисперсионного твердения со следующими особенностями: 1) исключительно эффективное перенасыщение становится возможным за счет аллотропии железа и 2) в процессе превращения, вызванного закалкой, создаются условия для образования мельчайших частиц выделяющихся соединений без какого бы то ни было последующего старения и приблизительно оптимальной их дисперсности. Первоначальная твердость мартенсита, вызванная выделением дисперсных частиц, повидимому ближе к *истинному* максимуму, чем к обычно имеющемуся в дисперсионных системах *статическому*, который случайно и, повидимому, ошибочно приписывался так называемому «критическому размеру» дисперсных частиц. Чтобы связать максимальную твердость при старении с предполагаемым оптимальным размером частиц, необходимо было бы предположить однородность в размерах частиц. Очевидно, это условие не осуществляется, так как наличие широкого пологого максимума твердости на кривых дисперсионного твердения свидетель-

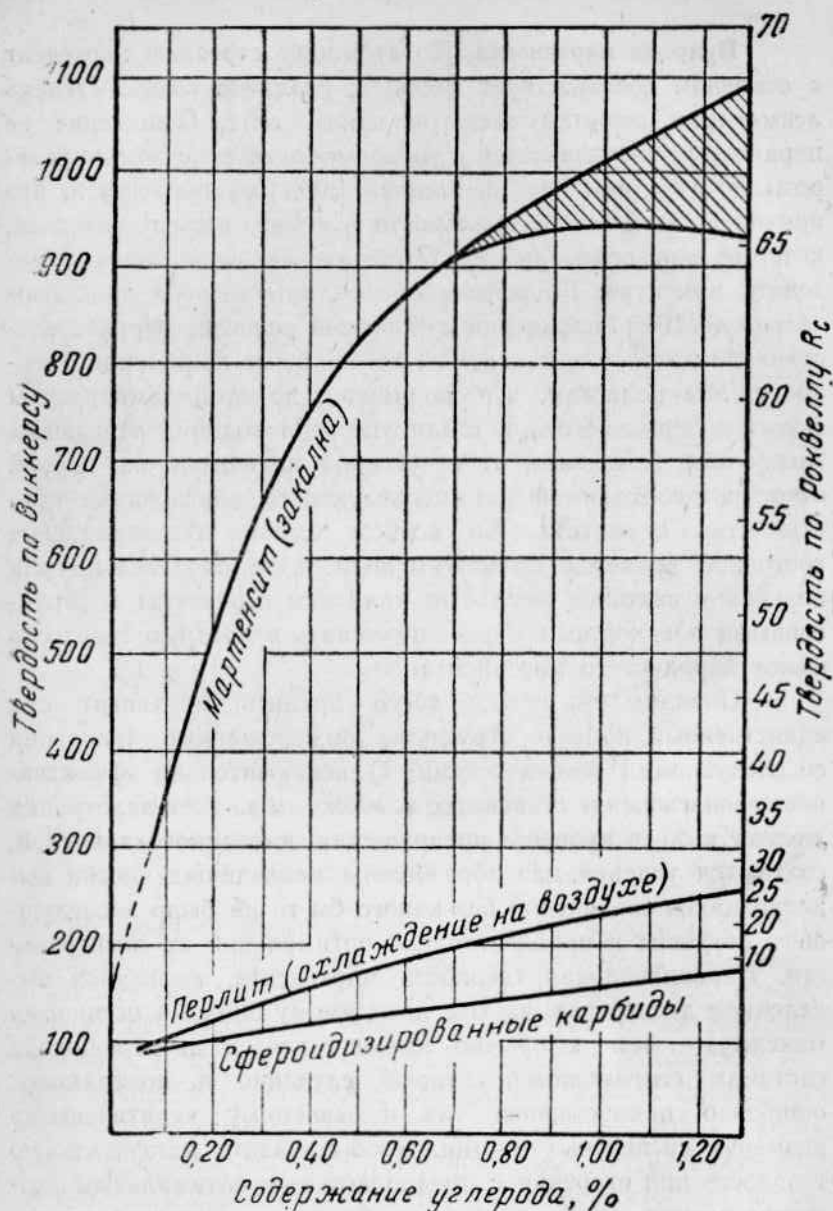


Рис. 26. Твердость углеродистой стали в трех различных структурных состояниях, в зависимости от содержания углерода (приблизительно). Верхняя кривая — мартенсит. Средняя кривая — пластинчатый перлит (с ферритом или избыточным цементитом), полученный при нормальном охлаждении после прокатки. Нижняя кривая — грубозернистый перлит. Твердость практически минимальная.

ствует, что некоторые зоны делаются мягкими до полного завершения процессов старения в других областях. Во всяком случае мартенсит углеродистой стали дает прекрасную иллюстрацию дисперсионного твердения, при котором наблюдается постепенное снижение твердости с повышением температуры нагрева или увеличением времени нагрева, т. е. при условиях, когда могут увеличиваться размеры частиц.

Зависимость между содержанием углерода в стали и твердостью при полной закалке на мартенсит изображена верхней кривой на рис. 26. При более высоком содержании углерода эта кривая раздваивается вследствие наличия более мягкой составляющей — остаточного аустенита, получающегося при закалке. Поэтому высокоуглеродистая сталь часто имеет пониженную твердость. Однако если при закалке стали некоторое количество карбидов остается нерастворенным в аустените, то твердость полученной структуры будет повышаться под влиянием остаточных твердых частиц и вследствие образования большего количества чистого мартенсита. Наиболее высокие значения твердости в области раздвоения кривой соответствуют максимальной твердости закаленной стали. Такая твердость может быть получена путем охлаждения стали ниже комнатной температуры для превращения остаточного аустенита в мартенсит.

Отпуск. Понижение твердости мартенсита углеродистой стали в зависимости от повышения температуры отпуска при выдержке приблизительно в течение одного часа изображено в виде кривых на рис. 27*. Падение твердости для углеродистой стали настолько определенно и закономерно, что оно почти служит одной из ее характеристик. При нагревании мартенсита первоначальные карбиды молекулярных размеров соединяются, увеличиваются в размерах, уменьшаются в числе и вследствие этого все менее и менее эффективно воздействуют на твердость.

По общепринятому мнению частицы субмикроскопических размеров сфероидальны (зернисты) при всех их размерах, хотя у нас нет еще неопровержимых доказательств этого положения. Во всяком случае при более или менее заметном

* Зак. в данном и дальнейших рисунках означает закаленное состояние.

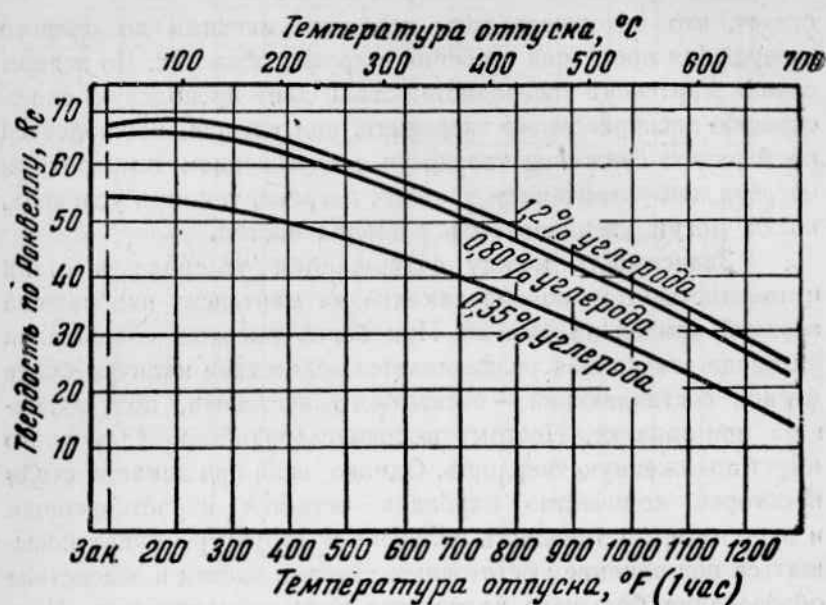


Рис. 27. Понижение твердости закаленной углеродистой стали в зависимости от температуры отпуска; выдержка — 1 час.

снижении твердости форма отдельных частиц карбидов близка к сфероидальной.

Сопоставление зернистых и пластинчатых структур. Имеются два способа обеспечения конечной твердости высокоуглеродистой стали в пределах 190—400 по Бринелю. Соответствующая твердость может быть получена при охлаждении стали, предварительно нагретой до температуры аустенитового состояния со скоростью, рассчитанной на получение пластинчатых структур желаемой степени дисперсности и твердости. Точно такую же твердость можно получить путем закалки стали на мартенсит с применением последующего отпуска. Предположение, что не будет особой разницы в свойствах стали при одинаковой ее твердости безотносительно к способу термообработки, было бы неправильным. Механические свойства получаются весьма различными в зависимости от того, оказываются ли карбиды в структуре стали в виде пластинок или в виде зерен.



Рис. 28. Влияние структуры на механические свойства аустенитной стали при одинаковой твердости пластинчатых структур и зернистых структур (полученных путем закалки с отпуском).

На рис. 28** приведены результаты испытаний серий образцов стали, обработанной указанными выше методами. Эта углеродистая сталь содержит 0,84 % углерода; 0,20 % кремния и 0,24 % марганца.

Как видно, при любой твердости, в пределах приведенного ряда, пластические свойства оказываются выше в стали с зернистой структурой, т. е. в стали, закаленной и отпущенной. Только временное сопротивление получается более низким для закаленной и отпущенной или, как обычно говорят, «термически обработанной» стали. Повышенное временное сопротивление стали с пластинчатой структурой объясняется тем, что к моменту окончания общего удлинения и к началу местного удлинения образец такой стали имеет большее сечение, так как сужение площади поперечного сечения значительно выше для закаленной и отпущенной стали. Значение более высокого сжатия сказывается в том, что при одинаковой твердости сталь с зернистым карбидом выдерживает при наличии надреза более высокую пласти-

** Перевод американских мер в метрические для данного и последующих рисунков выполнен с округлением до целых или десятых долей миллиметров или килограммов.

ческую деформацию даже в неблагоприятных условиях. Это свойство стали во многих случаях практически весьма ценно. Обращает на себя внимание относительно невысокое удлинение, объясняемое применением образцов десятикратной длины вместо стандартных американских образцов.

Данные, приведенные на рис. 28, ценны и в том отношении, что они дают количественную оценку, на основании определенного технического критерия, термической обработки, рассчитанной на получение мелкодисперсной структуры карбидов в отпущенном мартенсите. Если сталь не дает таких высококачественных структур в каком-нибудь крупном сечении, то это серьезный и, как будет показано в дальнейшем, наиболее существенный недостаток углеродистой стали.

Превращение аустенита при постоянных температурах. До сих пор структуры углеродистой стали делились на две группы:

- 1) пластинчатые структуры (перлитовые);
- 2) мартенситовые с их сфероидальными производными.

Первая группа структур образуется при температурах приблизительно выше 550°C при замедленном охлаждении стали, предварительно нагретой до аустенитового состояния.

Вторая группа структур получается в условиях быстрого охлаждения и превращения аустенита при температуре, близкой к комнатной, с последующим нагревом стали для получения заданной твердости или вязкости.

Превращение аустенита изучают и другим способом. Очень мелкие образцы стали можно охладить до любой заданной температуры почти мгновенно без превращения аустенита, после чего нетрудно зафиксировать ход и скорость превращения, происходящего при *постоянной* температуре. Установлено, что группа пластинчатых структур в углеродистой стали получается, как и следовало ожидать, при выдержке стали на постоянной температуре приблизительно выше 550°C , и что мартенсит быстро образуется при интервале температур ниже 150°C . Что происходит в интервале между этими двумя температурами? Превращение аустенита совершается также и в этой области, хотя во многих сортах

углеродистой стали аустенит полностью не исчезает, если температура охлаждающей среды была ниже указанного интервала или даже близкой к комнатной безотносительно к охлаждающей способности среды. Продукт превращения аустенита в этой области отличается иглообразным строением со сфероидальной формой цементита. Самый процесс образования такой структуры происходит, очевидно, как и при образовании в мартенсите, скорее путем последовательного превращения по кристаллографическим плоскостям или по отдельным зонам, а не путем роста зародышей (по крайней мере в нижнем интервале температур).

Скорость превращения аустенита при различных температурах представляет большой теоретический и практический интерес. На рис. 29 схематически представлена скорость превращений для эвтектоидной стали: аустенит (черная область) превращается в феррит и карбид или в мартенсит (белая область) в зависимости от времени, нанесенного по оси абсцисс в логарифмической шкале. Смысл температур $A_{r'}$ и $A_{r''}$ и их зависимость от скорости охлаждения легко объясняются характером изменения скорости превращений под влиянием температур изотермической выдержки. Микрофотографии на рис. 30, 31 и 32 иллюстрируют ряд структур, полученных в промежуточной области температур возможных превращений. Эти структуры, известные под названием «бейнита», образуются примерно в интервале температур между 550 и 150°C и характеризуются в углеродистой стали интересными механическими свойствами. Сталь со структурой бейнита при одинаковой твердости имеет более высокую вязкость, чем сталь со структурой отпущенного мартенсита.

На рис. 29 показаны начало и конец превращений аустенита с образованием группы феррито-карбидных структур, поскольку такие превращения происходят со скоростью, поддающейся измерению. В области температур около 175°C превращение аустенита заканчивается в течение нескольких недель, тогда как при более низких температурах распад аустенита происходит значительно быстрее. Однако в стали с содержанием выше 0,7% углерода небольшое количество аустенита может оставаться не распавшимся в течение неоп-

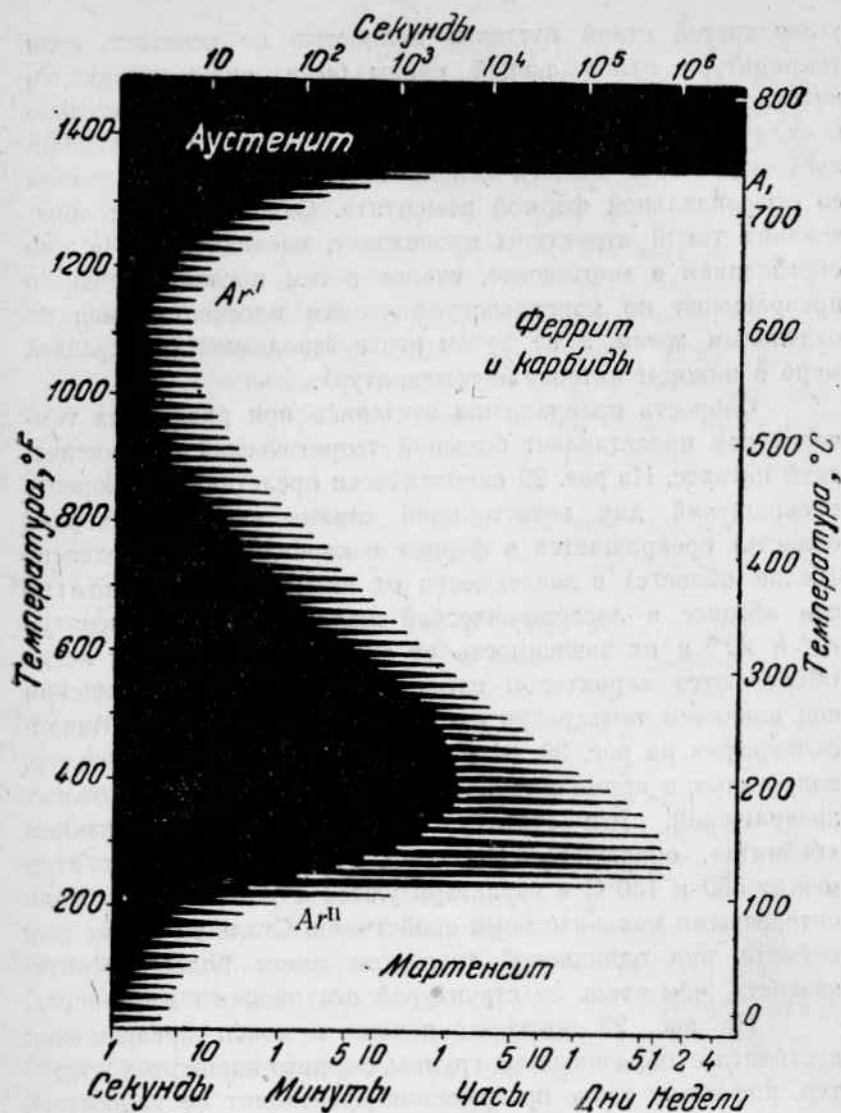


Рис. 29. S-кривая превращения аустенита (черный) в феррит и карбид (белый) при постоянных температурах. Эвтектоидная сталь.

ределенно долгого времени. Диаграмма на рис. 29 этого положения не отображает, так как она построена для превращений, которые в действительности характеризуются началом и концом. С физико-химической точки зрения аусте-



Рис. 30. Типичный вид игольчатой структуры, появившейся при температуре превращения 495°C , несколько ниже температуры максимальной скорости превращения. Наблюдаются следы тонкопластинчатого перлита и бейнит. $\times 2500$. (Vilella).

нит не может быть фазой, совершенно исчезающей. Диаграмма на рис. 34 иллюстрирует эту вторую точку зрения применительно к эвтектонидной стали, в которой может оказаться около 20—25% остаточного аустенита. Твердость структур, полученных в результате изотермического превращения аустенита при различных температурах для эвтектонидной стали, представлена в виде кривой на рис. 33.

Прокаливаемость стали. Возвращаясь к S-кривым (рис. 29 и 34), характеризующим скорость превращений аустенита, можно констатировать, что для достижения твердости, соответствующей полностью мартенситовой струк-

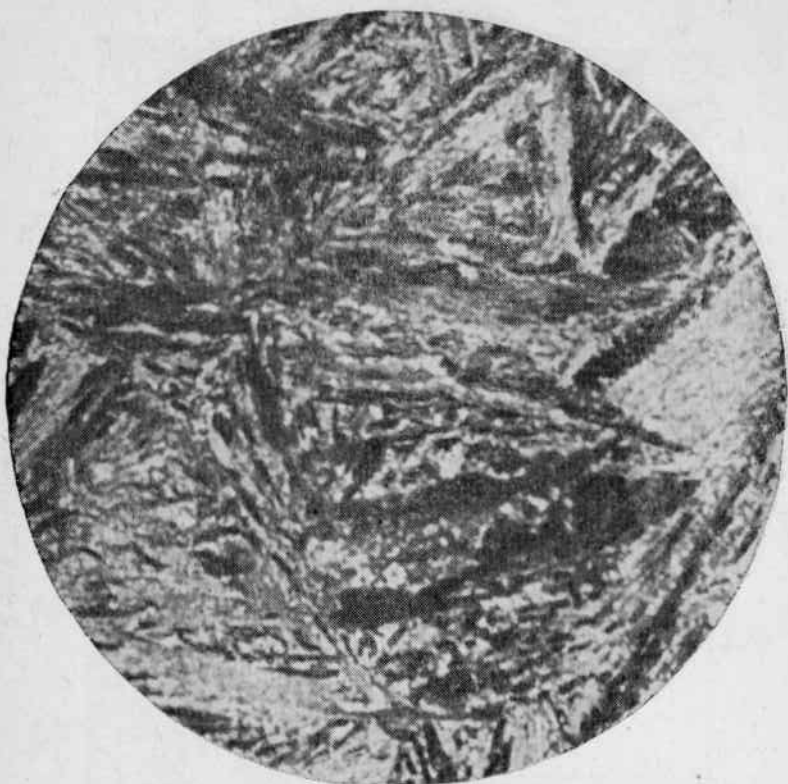


Рис. 31. Типичная игольчатая микроструктура, получающаяся при превращении аустенита при 290° С. Бейнит; $\times 2500$. (Vilella).

туре, образец стали должен охлаждаться очень быстро, чтобы предупредить превращение аустенита в области температур около 550°. Необходимо избегать происходящего с весьма большой скоростью превращения аустенита при A_1' . Если это превращение каким бы то ни было образом можно задержать, скорость охлаждения, очевидно, будет меньшей. Другими словами, критическая скорость охлаждения в значительной мере является функцией минимального времени до начала реакции аустенит $\rightarrow$ феррит-карбид (пластинчатый). Это время, в свою очередь, определяется максимальной скоростью зарождения центров кристаллизации феррита или цементита. Обычно для большинства видов стали эти центры

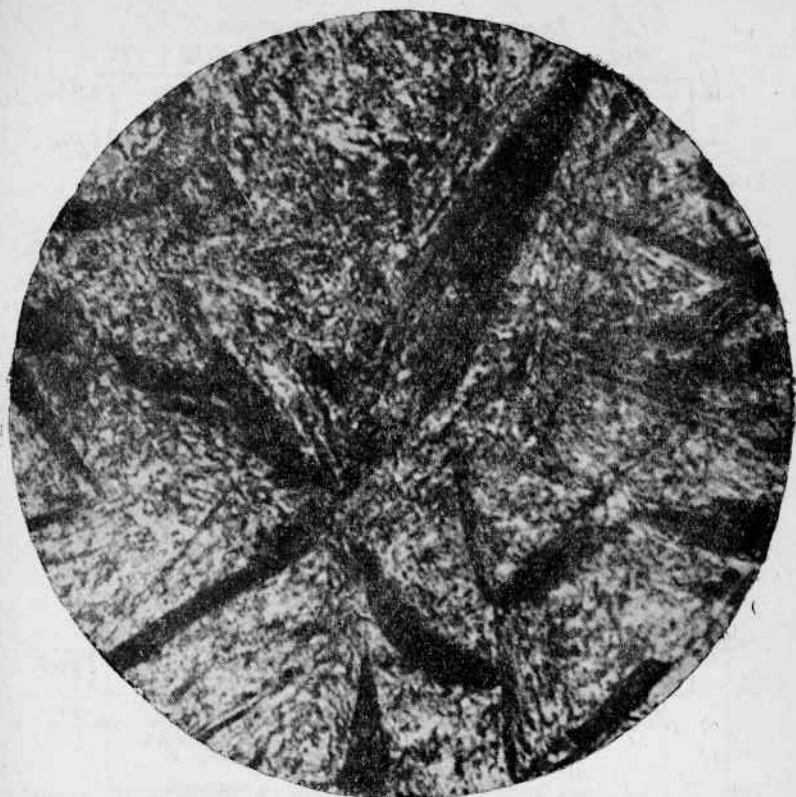


Рис. 32. Типичная игольчатая микроструктура, получающаяся при распаде аустенита при 180°C ; $\times 2500$. (Vilella).

располагаются преимущественно по границам зерен аустенита, и поэтому, чем больше поверхность зерен, тем больше возникает центров кристаллизации. Любые изменения в стали, задерживающие или замедляющие превращение аустенита в области максимальной скорости распада $A_{r'}$, способствуют снижению критической скорости закалки и тем самым увеличению *прокаливаемости*. Изменения, увеличивающие прокаливаемость, не обязательно оказывают какое-либо влияние на максимальную твердость мартенсита, на которую сталь может быть закалена. Максимальная, присущая мартенситу твердость является свойством совершенно другого порядка, определяемым в большей мере содержанием углерода, чем

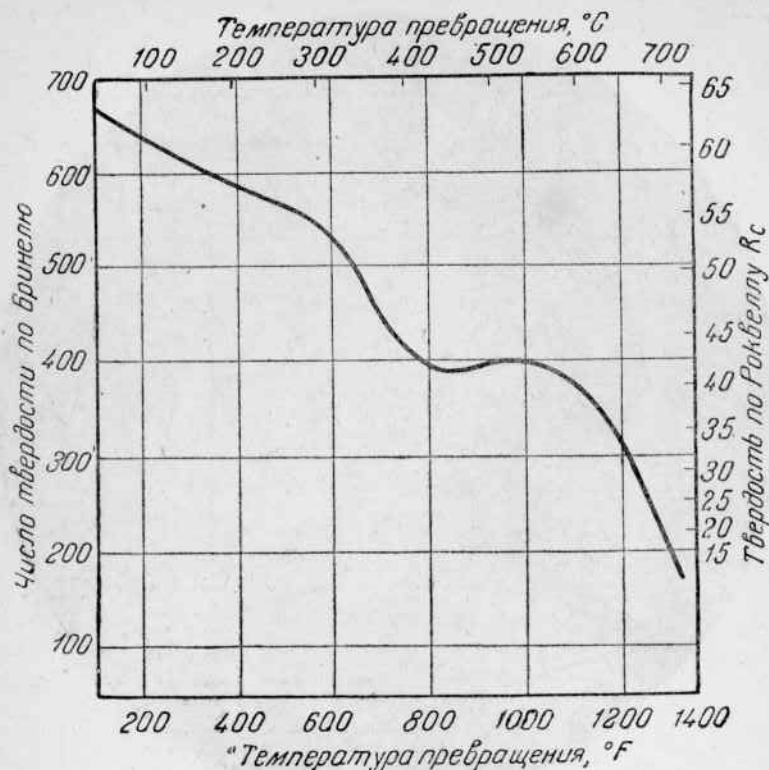


Рис. 33. Твердость продуктов изотермического превращения аустенита в стали эвтектоидного состава в зависимости от температуры превращения (United States Steel Corporation).

какими-нибудь другими факторами. Хотя и несколько произвольно, здесь для определения прокаливаемости принимается способность стали избегать получения продуктов превращения с низкой твердостью при понижающейся скорости охлаждения независимо от максимальной твердости, которая может быть получена в мартенситовом состоянии. Таким образом, прокаливаемость связана с минимальной скоростью охлаждения, приводящей к получению мартенсита и позволяющей избежать превращений с образованием мягких структурных составляющих; она определяет размер сечений, при которых сталь может быть термически обработана до одинаковой твердости по сечению, а также глубину за-

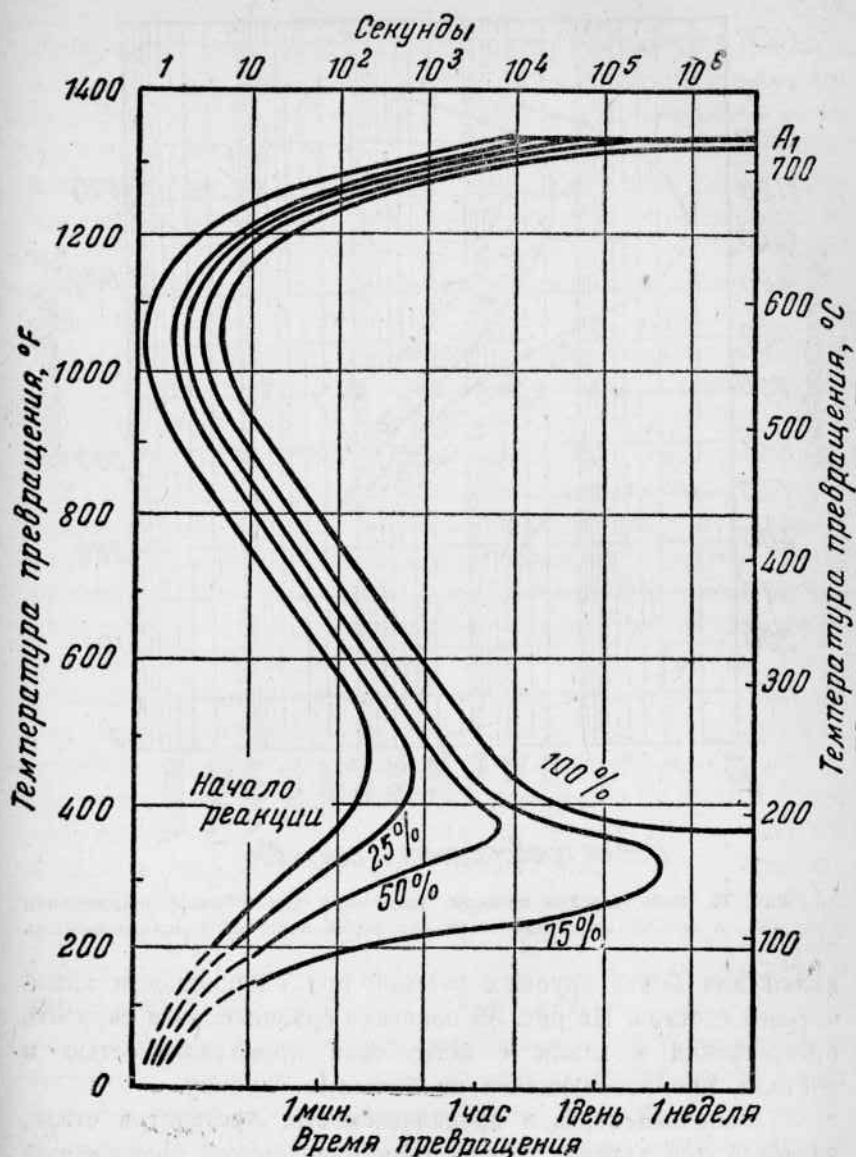


Рис. 34. S-кривые изотермического превращения, соответствующие 25%-., 50%-., 75%- и 100%-ному превращению аустенита эвтектоидной стали. Кривая 100%-ного превращения показывает, что превращение почти прекратилось, однако полностью не завершено. Эта диаграмма более приемлема, чем приведенная на рис. 29.

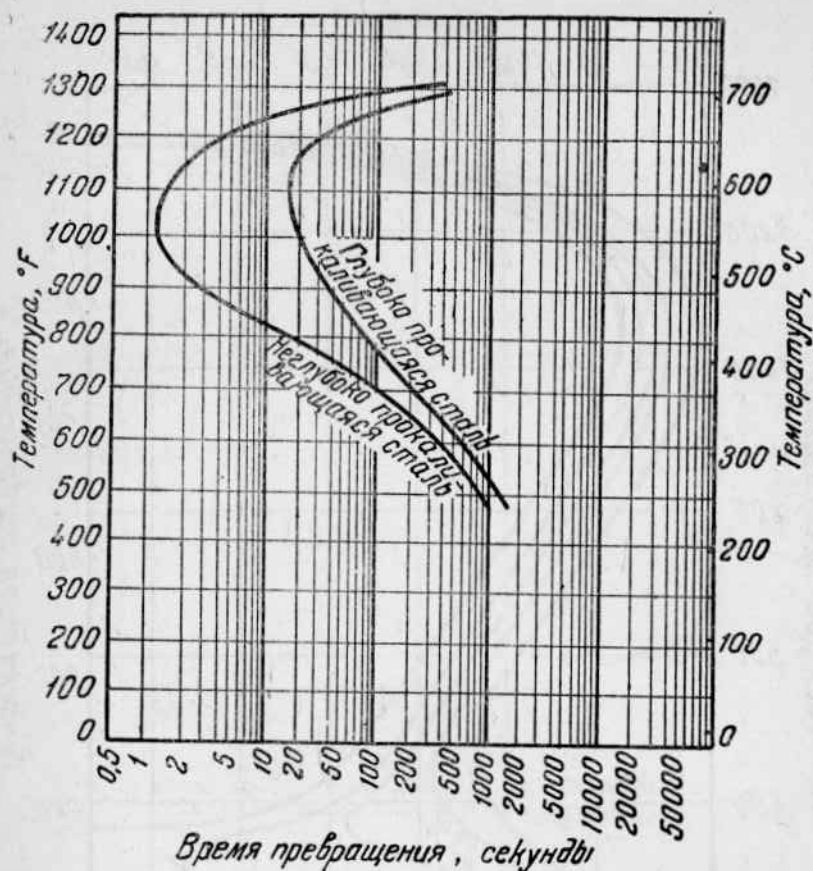


Рис. 35. Сопоставление времени, потребного для 50%-ного превращения аустенита, в низколегированной стали с хорошей и плохой прокаливаемостью.

калки для более крупных сечений при однородности химического состава. На рис. 35 показана сравнительная скорость превращения в стали с неглубокой прокаливаемостью и в стали, прокаливающейся на большую глубину.

Величина зерна и прокаливаемость. Аустенит в стали, нагретой для закалки или какой-нибудь другой термической обработки, характеризуется:

- 1) составом и однородностью состава,
- 2) способностью к образованию центров кристаллизации или величиной зерна.

Считая для данного случая аустенит углеродистой стали однородным (чего нетрудно достигнуть), постараемся уяснить влияние размеров зерна аустенита. В соответствии с обычным представлением о росте зерна в большинстве металлов зерно аустенита увеличивается с температурой нагрева. В зависимости от состава, включений и пр. рост зерна может быть или постепенным или более или менее скачкообразным; температура нагрева позволяет до известной степени регулировать размеры зерна аустенита. Одинаковые образцы для испытаний, нагретые различным образом, способны дать, при надлежащем подборе температур нагрева, серию различных размеров зерна. Все они затем могут быть охлаждены при одинаковых условиях, в одной и той же ванне для того, чтобы установить влияние величины зерна на прокаливаемость. Различие действительных скоростей охлаждения в зависимости от температуры нагрева образцов получится весьма незначительным, но даже и это различие сведется на-нет подстуживанием образцов перед закалкой до одинаковой температуры, если максимальная температура предварительного нагрева была различной для каждого образца. Такие образцы, подготовленные для закалки в аналогичных условиях при одинаковых их размерах, весьма удобны для оценки прокаливаемости в зависимости от размера зерна. Поскольку теплота отводится с поверхности и передается только от более горячих к более холодным зонам, внутренняя часть образца, в начале и в течение значительной части всего периода охлаждения, будет охлаждаться медленнее, чем наружная. Таким образом, представляется возможным получить на одном цилиндрическом образце достаточных размеров целую серию различных скоростей охлаждения.

Указанные образцы подвергались систематическому изучению, и характер распределения скоростей охлаждения в них хорошо известен. Если размеры образца будут достаточными, то скорость охлаждения некоторых внутренних зон в процессе закалки будет меньше критической скорости закалки, тогда как наружная зона образца будет закалена на твердый мартенсит. В случае углеродистой стали цилиндрический образец диаметром 25 мм часто бывает доста-

точен для получения незакаленной внутренней сердцевины при закалке в воде.

На рис. 36 показано распределение твердости по сечению цилиндрических образцов диаметром 25 мм, изготовленных из углеродистой стали с содержанием 0,75% углерода и с различной величиной зерна аустенита перед закалкой в воде. Ясно выраженное влияние укрупнения зерна на повышение прокаливаемости подтверждается тем фактом, что критическая скорость закалки уменьшается с увеличением размеров зерна аустенита. В данном случае все образцы подвергались гомогенизации путем предварительного нагрева до разных температур, а затем быстро охлаждались до одинаковой температуры, расположенной выше критической точки, и закачивались с этой температуры. Все образцы были изготовлены из одного и того же прутка стали, и этим исключалась возможность более или менее заметного влияния каких-нибудь других факторов, помимо способности стали к образованию центров кристаллизации, а эта способность определяется, как указывалось, величиной зерна аустенита. Таким образом, для данного состава способность стали к образованию центров кристаллизации является наиболее существенным фактором, регулирующим ее прокаливаемость, и для многих видов стали эта способность оказывается в исключительно хорошем соответствии с действительной величиной зерна аустенита. Данный вопрос будет разобран весьма подробно в связи с последующим изучением действия легирующих элементов.

Вполне понятно, что определенная степень прокаливаемости является характеристикой аустенита, зависящей от химического состава и величины зерна, или, более точно, характеристика аустенита определяется его однородностью, составом и способностью к образованию центров кристаллизации. Высокая прокаливаемость — свойство не всегда желательное, во многих случаях на практике требуется сталь с относительно невысокой прокаливаемостью, обеспечивающей получение изделий с незакаленной сердцевиной. Если необходимо обеспечить наиболее благоприятное сочетание высокой прочности и высокой вязкости по всему сечению

	A	B	C	D	E
Температура °F:	1800	1700	1575	1450	1375
Средний размер зерна	2	3	3,5	4	5
Температура °C:	980	925	855	785	745

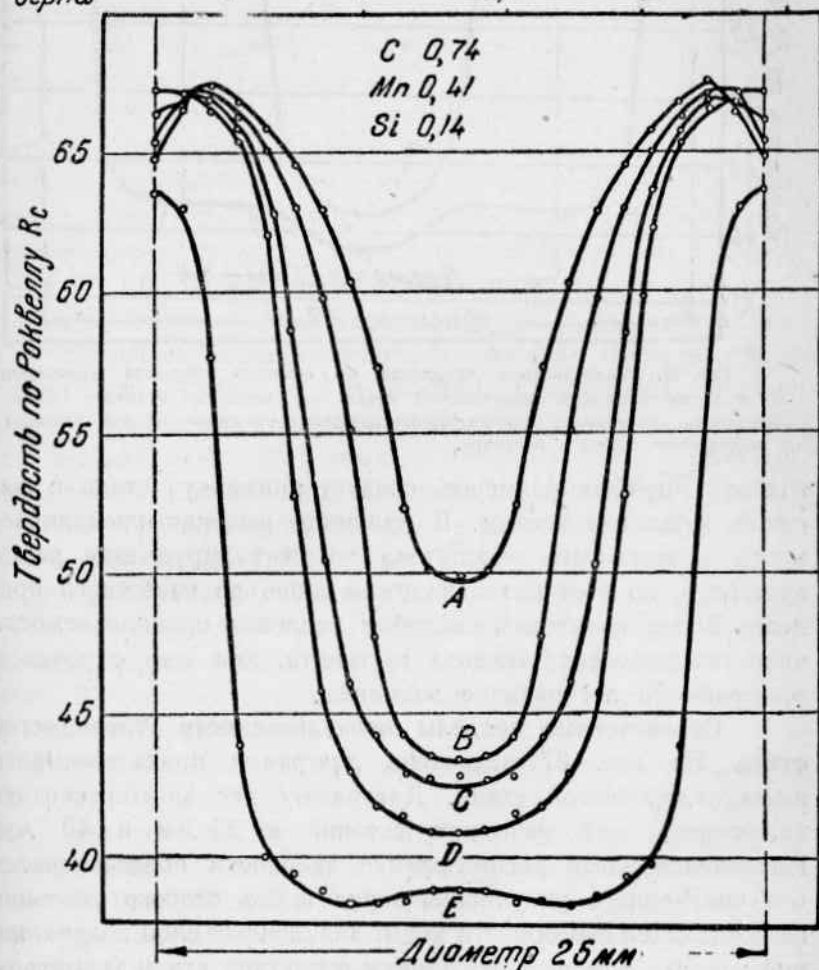


Рис. 36. Влияние размера зерна аустенита на прокаливаемость углеродистой стали, содержащей 0,75% углерода в образце диаметром 25 мм. Измеренные размеры зерна достигались повышением температур предварительного нагрева, показанных на диаграмме, при неизменной температуре закалки.

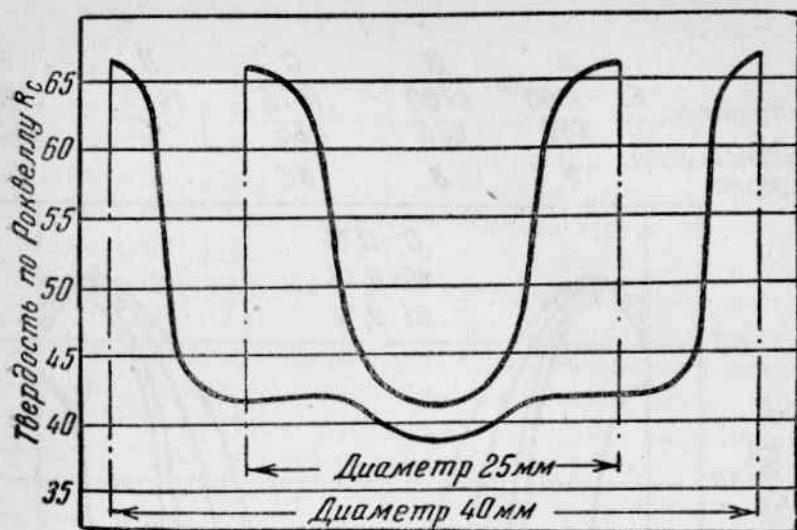


Рис. 37. Распределение твердости по сечению образцов диаметром 25 и 40 мм типичной эвтектоидной стали со средним размером зерна. Диаграмма показывает степень прокаливаемости, получаемой при закалке в подогретом соляном растворе.

изделий крупных размеров, следует применять стали с высокой прокаливаемостью. В принципе высокая прокаливаемость может быть обеспечена за счет укрупнения зерна аустенита, но этот метод надежен лишь до известного предела. Более надежным способом усиления прокаливаемости является изменение состава аустенита, для чего с успехом применяются легирующие элементы.

Ограниченные пределы прокаливаемости углеродистой стали. На рис. 37 приведена диаграмма прокаливаемости высокоуглеродистой стали. Диаграмму эту можно считать характерной при размерах сечений в 25 мм и 40 мм. Показанное здесь распределение твердости обеспечивается без чрезмерного укрупнения зерна и без особого усиления охлаждающей способности воды. Закаленный слой получается при закалке в воде очень тонким в прутках стали диаметром 41 мм. Стремление получить более глубокую прокаливаемость за счет укрупнения зерна приводит к появлению закалочных трещин. На рис. 38 приведена диаграмма максимальной прокаливаемости до твердости приблизительно 45

по Роквеллу С для прокованных прутков различного диаметра из стали с содержанием 0,45% углерода и 0,75% марганца. Некоторые сорта такой стали дают несколько меньшую глубину прокаливаемости, повышение давления охлаждающей воды приводит к получению несколько более глубокой прокаливаемости до твердости 50 по Роквеллу С, но приведенная на рис. 38 диаграмма иллюстрирует средние результаты. Более глубокой прокаливаемости от стали этой марки ожидать нельзя. Между тем во многих случаях производственной практики необходимо получить высокую твердость на большей глубине по сечению, чем показано выше. Очевидно этого нельзя достигнуть в углеродистой стали, и здесь неизбежно применение легирующих элементов, увеличивающих прокаливаемость. Во многих случаях желательна прокаливаемость стали с мелким зерном аустенита, но с глубокой прокаливаемостью.

Величина зерна аустенита и конечные свойства стали.

Естественно ожидать, что термически обработанный образец стали с закаленным поверхностным слоем и незакаленной сердцевиной будет отличаться в целом большей вязкостью, чем образец, прокаленный насквозь. Мелкое зерно аустенита в одном образце и крупное зерно в другом, при одинаковом составе стали, могут привести к возникновению разницы в глубине закалки. Однако мелкое зерно *само по себе* не является единственным фактором, так как менее интенсивная закалка также приводит к получению вязкой сердцевины. Влияние мелкого зерна на прокаливаемость стали значительно больше влияния менее интенсивной закалки. При сквозной закалке мелких образцов мартенсит, получающийся из мелкозернистого аустенита, оказывается более вязким, чем мартенсит из крупнозернистого аустенита, причем эта особая вязкость сохраняется и при средних температурах отпуска. Рис. 39 показывает, какая работа удара требуется для разрушения мелких образцов и какова зависимость ударной работы от величины зерна аустенита. В данном случае образцы стали трех плавок почти одинакового химического состава, характеризующиеся несколько различной склонностью к росту зерна, нагревались при трех различных температурах с расчетом на получение весьма разнообразных

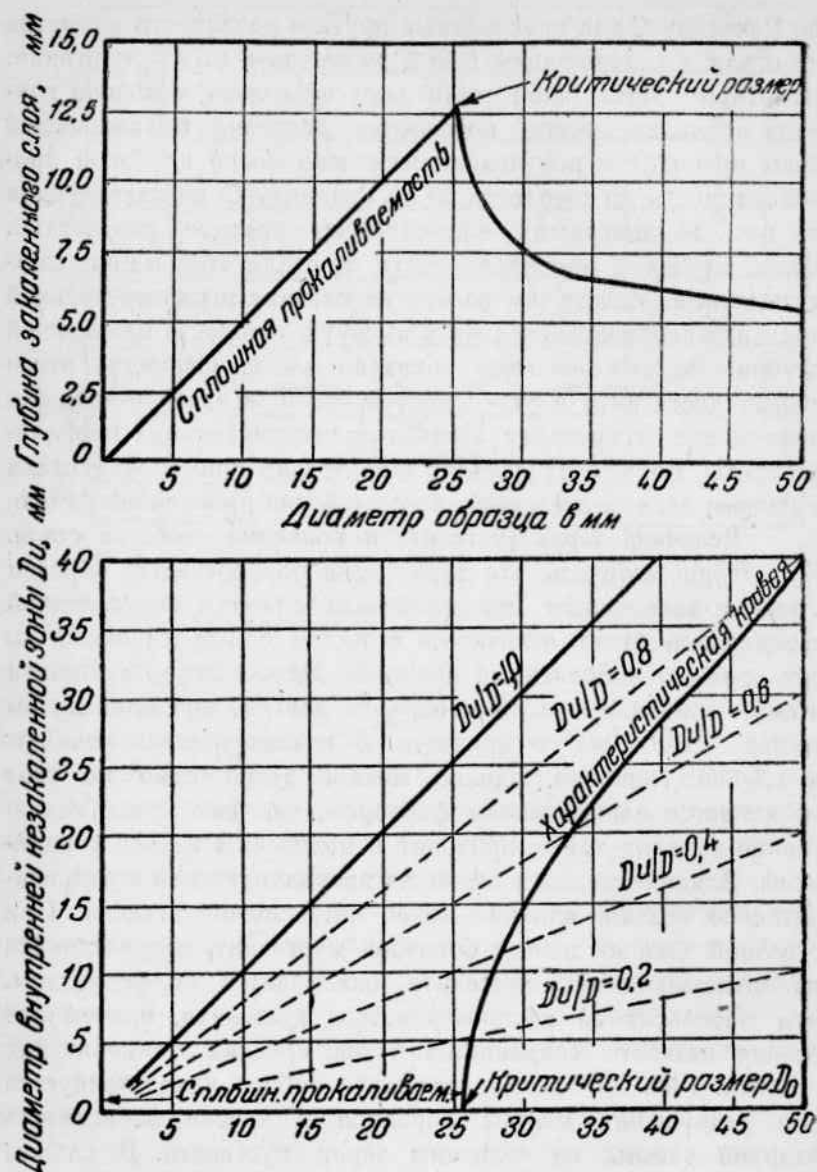


Рис. 38. Прокаливаемость углеродистой стали SAE 1045 с 0,45% углерода, представленная на двух диаграммах. Зависимость между глубиной закаленного слоя (вверху), диаметром внутренней незакаленной зоны (внизу) от диаметра образца при резкой закалке в воде (Grossman).

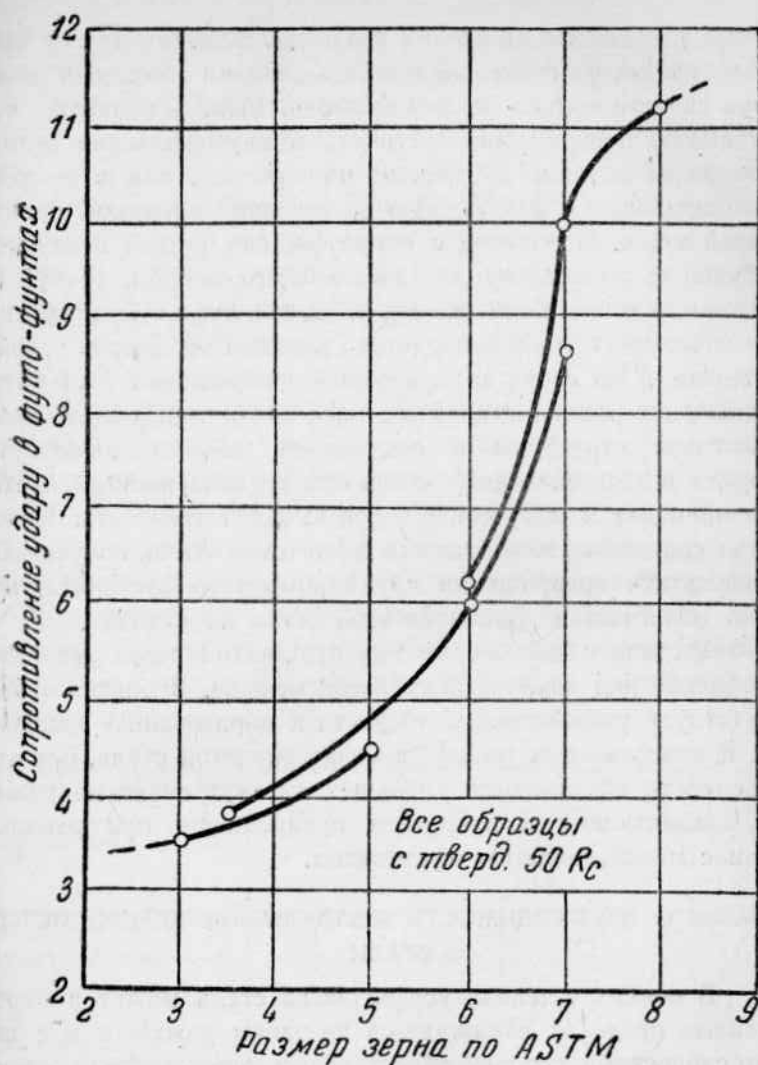


Рис. 39. Соотношение между размерами исходного зерна аустенита и вязкостью (энергия, поглощенная при изломе малых образцов). Эвтектоидная сталь, термически обработанная на твердость 50 по Роквеллу.

размеров зерна аустенита. Применение мелких образцов обеспечивало сквозную прокаливаемость их, а последующий отпуск приводил к получению для всех образцов твердости 50 по Роквеллу С. При такой твердости величина ударной

работы изменяется в широких пределах. Влияние других еще невыясненных факторов не всегда позволяет объяснить изменение свойств только размером зерна. Можно полагать, что в процессе превращения аустенита в крупном зерне возникают более высокие внутренние напряжения, чем в мелком, а это приводит к разрушению от меньшей нагрузки, приложенной извне. В образце с надрезом, как только возникает разрушение по надрезу для дальнейшего излома, требуется приложить извне незначительную дополнительную нагрузку.

Кроме того, наблюдается влияние размеров зерна аустенита и на свойства продуктов превращения аустенита. Уменьшение межпластинчатых расстояний при образовании перлитовой структуры и сокращение объема свободного феррита в доэвтектоидной стали при крупнозернистом аустените приводят к получению более высокой твердости. Некоторым снижением пластичности перлитовой стали, получаемой в результате превращения крупнозернистого аустенита, нередко облегчается обработка этой стали на станках.

У стали с мелкозернистым аустенитом перед закалкой коробление при закалке получается меньше. Вероятно этому сопутствует уменьшение склонности к образованию закалочных и шлифовочных трещин в мелкозернистой стали. Все эти особенности объясняются уменьшением внутренних напряжений, возникающих в продуктах превращения при закалке стали с мелкозернистым аустенитом.

ВЫВОДЫ О НЕОБХОДИМОСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

В мелких сечениях углеродистая сталь может в определенных пределах охлаждаться по таким режимам и с такими скоростями, которые обеспечивают почти любую степень распределения цементита в феррите, включая и предельный случай образования твердого мартенсита. Для любого частного случая распределения карбидов в стали твердость и прочность ее являются функциями содержания углерода; при постоянном содержании углерода с увеличением степени дисперсности карбида прочность стали возрастает, тогда как вязкость (пластичность) и связанные с ней свойства умень-

шаются. При одинаковой твердости зернистая структура цементита приводит к более высокой пластичности (вязкости), чем пластинчатая структура.

Преобразование крупнозернистого аустенита начинается позже, чем превращение мелкозернистого. При охлаждении одинаковой интенсивности сталь с крупнозернистым аустенином прокаливается поэтому более глубоко; сталь с мелкозернистым аустенином характеризуется меньшим короблением при закалке, более свободна от внутренних напряжений и отличается большей вязкостью как в закаленном состоянии, так и после умеренного отпуска.

Относительно мелкие образцы углеродистой стали при надлежащем подборе состава и соответствующей термической обработке можно с успехом применять для получения практически оптимальных механических качеств в обычной температуре. Возможно, что в этих ограниченных условиях углеродистая сталь при надлежащей дисперсности твердых частиц в ферритной основе способна приобрести почти максимально благоприятное сочетание механических свойств. Табл. 3 иллюстрируются свойства этой стали при испытании на растяжение.

Таблица 3

Механические свойства	Промышленное чистое железо	Перлитовая сталь, содержащая 1% углерода	Сфероидизированная отожженная сталь, содержащая 1% углерода	Термически обработанная сталь, содержащая 1% углерода
Предел текучести, кг/мм ²	18,3	59,8	28,1	—
Временное сопротивление, кг/мм ²	29,5	105,5	54,8	182,8
Удлинение, % $\frac{L}{V_a} = 4,45$	40,44	10,0	31,0	13
Сжатие, %	70—75	12—15	57,0	45
Твердость по Бринелю . .	80—85	300,0	156,0	540

Две первые графы таблицы показывают, как повышается добавкой углерода прочность прокатанной стали при соответствующем, однако, значительном снижении вязкости. Третья графа указывает на восстановление вязкости за счет

образования грубозернистой (сфероидизированной) структуры стали, нагретой по режиму, установленному практикой. Последняя графа показывает, какую высокую прочность, соединенную с прекрасной вязкостью, дает структура, промежуточная между мартенситовой и более мягкой грубозернистой сфероидизированной. На этот ряд механических свойств следует обратить особое внимание, так как многие сорта легированной стали термически обрабатываются с расчетом на получение приведенных в таблице механических свойств при помощи надлежащего регулирования получаемых структур. Уже было отмечено, что углеродистая сталь может иметь такие свойства только при относительно малых сечениях. С научной точки зрения возможный оптимум механических свойств для углеродистой стали при испытаниях на разрыв в условиях комнатной температуры не служит основой для оправдания присутствия легирующих элементов при относительно мелких сечениях. Во всяком случае можно быть уверенным в том, что почти чистое железо при соответствующей дисперсности карбида железа дает превосходные механические свойства при испытании на разрыв и что нет оснований ожидать значительного улучшения этих свойств путем добавки других элементов. Хотя легирующие элементы и содействуют усилению определенных свойств, но, как будет видно дальше, они главным образом создают возможность практического получения при комнатной температуре некоторых оптимальных сочетаний механических свойств, получаемых в углеродистой стали лишь при ограниченных сечениях и в ограниченных условиях.

Роль легирующих элементов становится более очевидной, если принимать во внимание механические свойства при повышенных температурах (сопротивление крипу) и другие специальные свойства (например, ударную вязкость). Сопротивление износу усиливается за счет появления специальных структурных составляющих, образованных с легирующими элементами. В общем эти преимущества проявляются в максимальной мере только тогда, когда режим термической обработки, обеспечивающей оптимальную структуру, точно соответствует составу стали.

Глава III

ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ В НЕЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ

Действие легирующих элементов можно исследовать во многих отношениях наиболее полно прежде всего по свойствам стали, содержащей различное количество отдельных элементов и претерпевающей при охлаждении из области повышенных температур аллотропические превращения, а также сопутствующие им реакции. Однако следует раньше изучить распределение отдельных элементов в отожженной стали или в стали, которая подвергалась достаточно медленному охлаждению, так как в результате такого охлаждения получают структурные составляющие, соответствующие состоянию равновесия. Одним из существенных аргументов в пользу такого метода является желательность наиболее быстрого получения обширных количественных данных о комбинированном воздействии отдельных легирующих элементов, т. е. о распределении последних в стали в том случае, когда железо находится главным образом в форме альфа-железа, а значительная часть углерода связана в виде микроскопически различных скоплений карбидов металлов.

Практически такой способ изучения предмета более приемлем и с точки зрения ознакомления потребителей с легированной сталью, так как большинство изучаемых сортов стали поступает к потребителю с металлургических заводов в прокатанном или отожженном состоянии. После придания формы и обработки на станках изделия из стали или сразу поступают в эксплуатацию или, чаще, подвергаются термической и затем окончательной механической обработке. Кроме того, значительное количество малоуглеродистой легированной конструкционной стали высокой прочности находит применение непосредственно в прокатанном состоянии, и такие стали преднамеренно изготавливаются нечувствительными к термической обработке.

Классификация структурных составляющих легированной стали. Чтобы выяснить воздействие легирующих элементов при совместном присутствии их в стали, будет полезно посмотреть, каким образом эти элементы распределяются между различными структурными составляющими, которые можно получить в стали. В связи с этим прежде всего возникает вопрос, какие отдельные структурные составляющие могут находиться в легированной стали, или, более точно, какие фазы могут существовать в отожженной стали различного состава. Применительно к отожженной стали прежде всего имеются две наиболее важные с металловедческой точки зрения структурные составляющие:

1. Феррит; альфа-железо с растворенными в нем элементами.
2. Карбид (цементит) с растворенными в нем элементами или специальные карбиды, содержащие легирующие элементы и железо.

Обычно в дополнение к этим составляющим в стали содержится весьма небольшое количество неметаллических включений в виде мелкодисперсных частиц. Эти включения в промышленных сортах стали являются в общем частичками определенных тел минералогического характера таких, как сложные оксиды, сульфиды, силикаты и пр., образующиеся в результате повышенной растворимости кислорода (или серы и пр.) в области высоких температур (выше точки плавления). Такие частицы, при мелкодисперсном их распределении, предупреждают чрезмерный рост зерна; к сожалению, иногда они достигают нежелательных размеров.

В некоторых случаях можно предполагать при известных условиях появление четвертого типа структурных составляющих — интерметаллических соединений. (В эту категорию могут быть включены нитриды, которые, подобно карбидам, могут рассматриваться и как металлические соединения.) В рассматриваемых здесь видах стали такие соединения встречаются чрезвычайно редко и во всяком случае мало известны.

Наконец, пятым типом возможных структурных составляющих является сам добавляемый элемент как таковой,

например, свинец или медь. Таким образом в стали имеется пять типов отдельных составляющих; легирующие элементы должны распределяться в одной из этих составляющих или же одновременно находиться в нескольких фазах. Строго говоря, каждый элемент обладает, вероятно, некоторой растворимостью во всех наличных фазах, но практически каждый из них обычно характеризуется преимущественной склонностью размещаться в двух или трех фазах и часто только в одной из этих фаз.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЫЧНЫХ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ОТОЖЖЕННОЙ СТАЛИ

Рассматривая только отожженную или незакаленную сталь, можем считать, что легирующие элементы распределяются в ней в соответствии с присущими им свойствами. Это распределение происходит безотносительно к их растворимости в жидком металле. Особенно важно при этом учитывать, что распределение любого элемента между несколькими возможными структурными составляющими зависит от концентрации других элементов. Некоторые принципы распределения можно широко применять в специальных случаях при известном составе стали.

Принципы распределения. В почти чистых железоуглеродистых сплавах могут находиться включения окислов железа, которые остаются и при введении в сталь легирующих элементов, являющихся слабыми раскислителями. Окислы этих элементов неспособны существовать в присутствии значительного количества железа, отнимающего у них кислород. Марганец, однако, уже характеризуется стремлением находиться в таких кислородных включениях, хотя он всегда остается отчасти в феррите. Кремнистые включения образуются в присутствии значительного количества кремния и, наконец, более сильный раскислитель—алюминий по мере увеличения его содержания связывает все большее количество кислорода. В присутствии кислорода алюминий при невысоком его содержании находится в неметаллических включениях, но он полностью растворяется в феррите, если

кислород в стали в той или иной форме отсутствует. Кремний может полностью растворяться в феррите при очень низком содержании кислорода или при достаточно высокой предварительной присадке алюминия.

Такой карбидобразующий элемент, как вольфрам, при невысоком его содержании в высокоуглеродистой стали может находиться почти целиком в карбидной фазе; при высоком содержании в малоуглеродистой стали он в значительном количестве растворяется в феррите. Этот элемент, способный в умеренной степени к образованию карбидов, может, однако, находиться в значительном количестве в феррите и при высоком содержании углерода в стали, если в ней содержится достаточное количество более сильного карбидобразующего элемента. Поэтому хром и до некоторой степени вольфрам и молибден переходят в твердый раствор с ферритом в присутствии титана (или ниобия), когда углерода оказывается недостаточно для связывания большей части титана и других, менее активных карбидобразующих элементов.

Некоторые из элементов, например никель, алюминий, кремний, медь и кобальт, не содержатся в карбидной фазе в более или менее значительном количестве; все указанные элементы в значительных количествах растворяются в феррите. Однако медь, ограниченно растворимая в феррите, при содержании ее в стали выше 1%, находится в виде мелкодисперсных частиц меди (насыщенной железом). Кремний в известных пределах может применяться в качестве раскислителя с образованием кислородных соединений.

Следует отметить в заключение, что ни один из легирующих элементов не распределяется полностью в одной определенной структурной составляющей; реакции, приводящие к устранению какой-нибудь фазы, никогда не заканчиваются полностью и скоро прекращаются в условиях действительного равновесия. Приближение к полному вытеснению элемента из твердого раствора может происходить только при достаточном содержании в стали другого элемента, который образует с первым определенные химические соединения — карбиды, оксиды и пр. В случае вытеснения первого элемента

при небольшом избытке второго, последний является энергично связывающим элементом. Таков, например, титан, обладающий сильными карбидобразующими свойствами.

Общие тенденции в распределении элементов. Резюмируя изложенное, можно сказать, что представляется возможным наблюдать и затем с определенностью установить сравнительные *тенденции* элементов к образованию различных соединений. Однако действительное местонахождение или распределение их в каждом отдельном случае зависит от состава стали, в которую вводится элемент, и так как аналитическое изучение строения стали — трудная и сложная проблема, то с уверенностью можно определить только тенденции в распределении элементов. Табл. 4, показывающая такие тенденции распределения элементов между структурными составляющими в отожженной стали, представляет собой первое приближение при изучении поведения отдельных элементов в стали.

Таблица 4

Наименование элемента	Растворяются в феррите	Связываются в карбидах	Находятся в виде неметаллических включений	Находятся в виде интерметаллических соединений	Находятся в элементарном состоянии
Никель . . .	Ni			Соед. Ni—Si (?)	
Кремний . . .	Si		$\text{SiO}_2\text{M}_x\text{O}_y$		
Алюминий . .	Al		Al_2O_3 и пр.	Al_xN_y	
Цирконий . .	Zr		ZrO	Zr_xN_y	
Марганец . .	Mn $\longleftrightarrow$ Mn		$\left\{ \begin{array}{l} \text{MnS, MnFeO} \\ \text{MnO} \cdot \text{SiO}_2 \end{array} \right.$		
Хром	Cr $\longleftrightarrow$ Cr		Cr_xO_y		
Вольфрам . .	W $\longleftrightarrow$ W				
Молибден . .	Mo $\longleftrightarrow$ Mo				
Ванадий . . .	V $\longleftrightarrow$ V		V_xO_y	V_xN_y	
Титан	Ti $\longleftrightarrow$ Ti		Ti_xO_y	$\left\{ \begin{array}{l} \text{Ti}_x\text{N}_y\text{C}_z \\ \text{Ti}_x\text{N}_y \end{array} \right.$	
Фосфор . . .	P		$\left\{ \begin{array}{l} \text{MnFeS} \\ \text{Zr S} \end{array} \right.$		
Сера	S(?)				
Медь	Cu				
Свинец					Cu когда $> \pm 0,8\%$ Pb (?)

Значительные количества обычных металлических элементов — присадок, кроме свинца и меди (в количествах свыше 0,8%), растворены при отсутствии углерода в феррите и небольшой остаток их находится в неметаллических включениях. Ясно, что способность элементов к карбидобразованию проявляется только при значительном содержании углерода. Относительная карбидобразующая способность отдельных элементов имеет большее значение при повышенных температурах, когда значительное количество углерода растворено в аустените; тем не менее элементы можно расположить в ряд по их относительной активности в соединении с углеродом и в области низких температур, так как эти свойства элементов также весьма важны. Дело несколько усложняется тем, что при температуре ниже 715°C карбид железа в чистых железоуглеродистых сплавах сам по себе является или нестойким или чрезвычайно непрочным химическим соединением. Поэтому присутствие элементов с еще более низкой карбидобразующей способностью, как например, никель и кремний, содействует графитизации. В большинстве промышленных сортов стали имеется, однако, достаточное количество марганца, препятствующего графитизации в условиях обычных технологических процессов горячей обработки стали. Среди карбидобразующих элементов марганец, может быть, является наиболее слабым. В отожженной стали с содержанием марганца около 10% отношение марганца к железу в карбидах составляет 1:4 вместо 1:10 в стали вообще. В стали с содержанием 1% углерода и 10% хрома отношение хрома к железу в карбидах вероятно будет близко к 4:6 вместо 1:10 в стали в целом. Отсюда можно сделать косвенное заключение о том, что элементы по их способности к усилению карбидобразования можно расположить в следующий ряд: марганец, хром, молибден, вольфрам, тантал, ванадий, ниобий, титан. Элементами с меньшей карбидобразующей способностью, чем железо, являются кремний, алюминий, медь, никель, кобальт и, возможно, цирконий.

Карбидная фаза во всех видах углеродистой и малолегированной стали характеризуется орторомбической кристаллической решеткой цементита. Небольшие количества

карбидобразующих элементов замещают в известных пределах атомы железа в решетке цементита. Однако с увеличением содержания карбидобразующих элементов скоро достигается такое состояние, при котором дальнейшее растворение посторонних атомов в решетке цементита делается невозможным, и тогда образуется новая кристаллическая решетка. Обычно минимального содержания легирующего элемента в специальном карбиде достаточно, чтобы значительно превысить максимальную растворимость его в цементите. В соответствии с этим иногда две разновидности карбидов оказываются существующими совместно. Отсюда понятно, что специальные карбиды появляются в малоуглеродистой стали при более низком содержании легирующих элементов, чем в стали с высоким содержанием углерода.

Имея в виду общую классификацию элементов в отношении их распределения между ферритной и карбидной фазами в ферритно-карбидной структуре стали, интересно исследовать более подробно действие отдельных элементов на обе эти главные структурные составляющие стали.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СВОЙСТВА ФЕРРИТА

Влияние легирующих элементов на механические и физические свойства феррита можно изучать непосредственно путем исследования соответствующих безуглеродистых сплавов. Такое же влияние в основном наблюдается и в серии сплавов, содержащих углерод, при сохранении неизменными объема, распределения и размера карбидных частиц в этих сплавах. Экспериментально подобное постоянство осуществить трудно, а в некоторых случаях очень трудно установить и точный состав самого феррита. Однако соответствующие данные имеют большое практическое значение при создании основы для понимания действия легирующих элементов. В соответствии с этим некоторые экспериментальные исследования, о которых сообщается здесь, проводились в условиях, по крайней мере сравнимых друг с другом. Как известно, всякий растворенный в феррите элемент увеличивает его твердость и прочность в соответствии с общим правилом, определяющим свойства твердых растворов.

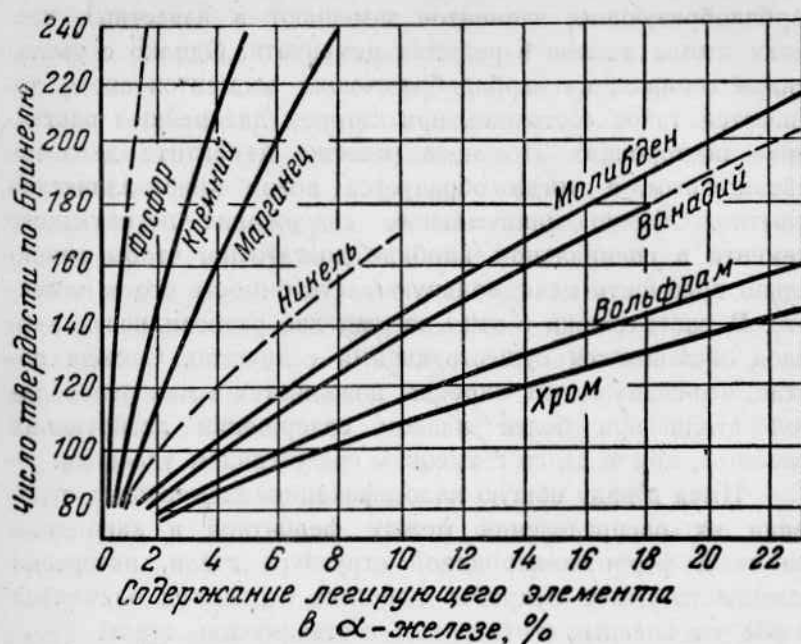


Рис. 40. Вероятное воздействие различных элементов, растворенных в чистом железе, на упрочнение феррита.

Влияние легирующих элементов на упрочнение твердого раствора их с чистым железом. О воздействии легирующих элементов, растворенных в феррите, на свойства последнего, в том числе даже на твердость феррита и сопротивление разрыву, известно очень мало. Соответствующие данные затемняются не только различной величиной зерна, но и присутствием в феррите незначительных количеств других элементов. Собранные скудные данные о твердости, которая показательна для выявления эффекта упрочнения твердого раствора элементов с железом, тщательно проанализированы, чтобы установить наиболее вероятные значения твердости, и представлены на рис. 40⁴. Легирующие элементы по эффективности их воздействия на повышение твердости при одинако-

⁴ Автор выражает свою признательность А. А. Bates, G. R. Brophy, A. J. Herzig, R. F. Mehl и W. P. Sykes за полученные от них, в частном порядке, сведения, которые автором были использованы при определении положения соответствующих кривых по диаграмме, приведенной на рис. 40.

вых весовых количествах могут быть, повидимому, расположены в следующем порядке: хром, вольфрам, ванадий, молибден, никель, марганец, кремний, фосфор. Для всех составов предполагается крупнозернистое строение, а твердость чистого железа принимается 70 по Бринелю, т. е. равной твердости наиболее чистых равновидностей промышленного отожженного железа. Значение твердости твердых растворов некоторых элементов в железе показано и для составов, которые не дают стабильного феррита при всех условиях. Это возможно по той причине, что феррит остается неизменным в комнатной температуре, даже будучи нестабильным.

Действие легирующих элементов на упрочнение феррита может показаться весьма незначительным, но такое представление, повидимому, связано с непривычными для нас свойствами чистых сплавов железа без углерода. Во всяком случае диаграмма показывает, в какой малой мере связано упрочнение феррита с общим влиянием легирующих элементов на свойства стали. Относительно малое количество легирующего элемента в виде мелкодисперсных частиц может привести к более значительному упрочнению таких металлов, как железо, чем большее количество этого элемента, введенное в твердый раствор, причем это связано с общим понижением пластичности.

Влияние легирующих элементов на упрочнение твердого раствора их с железом в присутствии карбидов. В присутствии небольших количеств углерода, например около 0,1%, увеличение прочности связано еще, главным образом, с эффектом перехода элемента в твердый раствор в феррите, при условии, что металл был отожжен или охлаждался достаточно медленно, и карбид железа имел возможность выделиться в виде сравнительно крупных частиц. Таким образом, в серии хромистой стали с содержанием углерода около 0,1% твердость изменяется в соответствии с кривой, обозначенной на рис. 41 расширенной полосой, под которой для сопоставления нанесена сплошной линией вероятная кривая изменения твердости серии хромистой стали без углерода. Следует отметить, что для твердости по Бринелю на диаграмме применен необычно

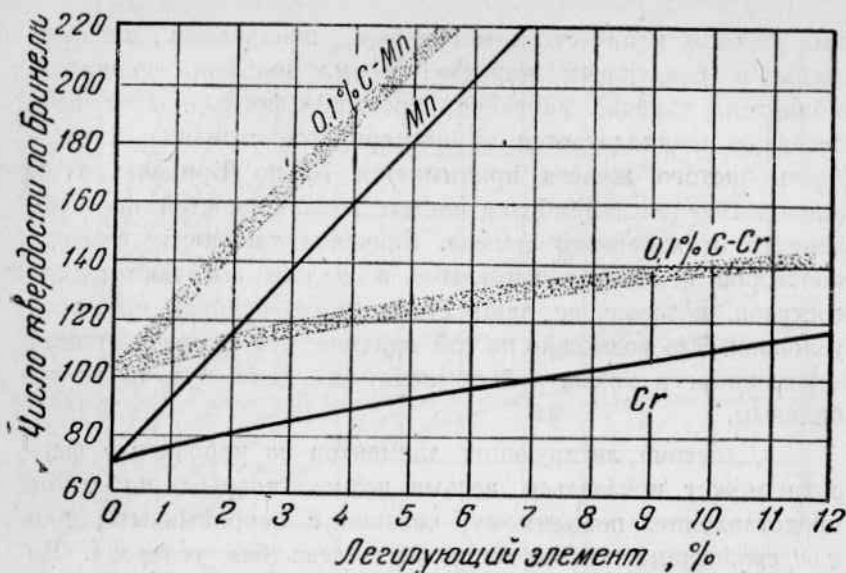


Рис. 41. Повышение твердости в зависимости от количества растворенных в феррите хрома и марганца. Значения, показанные полосой, соответствуют твердости отожженной углеродистой стали с 0,1% углерода; сплошные линии относятся к почти чистым железным сплавам.

большой масштаб. На этой же диаграмме приведена кривая твердости для серии отожженной марганцовистой стали с содержанием углерода 0,1% параллельно с вероятной кривой твердости феррита, не содержащего углерода в сплаве железа с марганцем. Поскольку соответствующие данные не так точны и полны, как этого можно было бы желать, значения твердости стали с содержанием 0,1% углерода изображены на диаграмме в виде пунктирной полосы; взяты, однако, наиболее вероятные значения. Принимая во внимание только эффект перехода легирующего элемента в твердый раствор в феррите, следует ожидать сравнительно небольшого повышения твердости. Понятно, что упрочняющее действие частиц карбидов тем меньше, чем полнее отжиг стали. В этом случае показания твердости на кривой характеризуют главным образом эффект перехода легирующего элемента в твердый раствор. Кроме того, раз общий эффект недостаточно ярко выражен, изменения в этом эффекте при переходе от одного

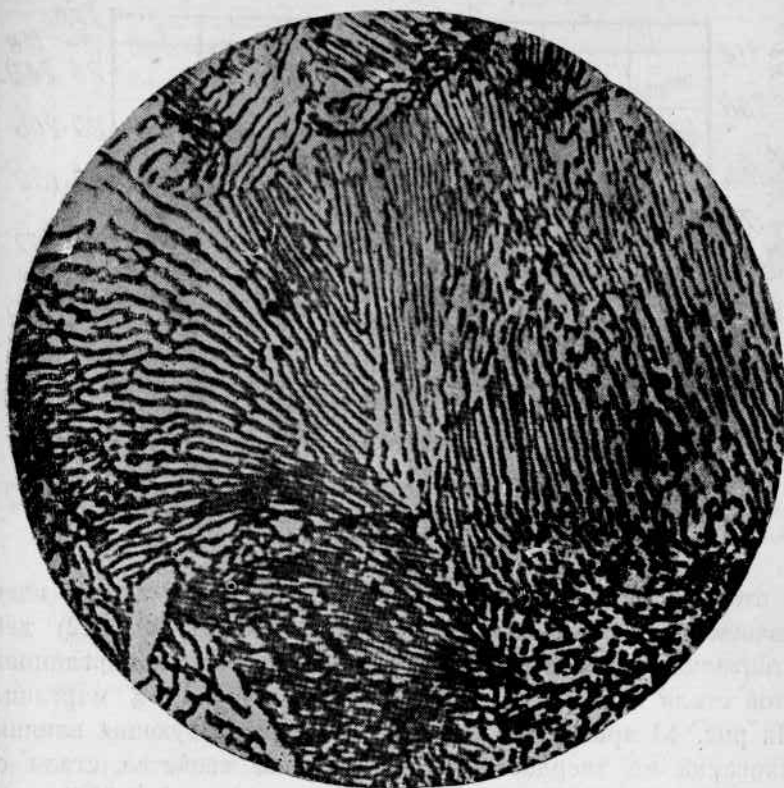


Рис. 42. Типичная микроструктура, получаемая на ряде образцов углеродистой стали с 0,55% углерода, иллюстрирующая влияние растворенного марганца; $\times 1500$ (E. L. Roff).

содержания легирующего элемента к другому будут минимальными.

Особенно интересно проследить эффект упрочнения твердого раствора, связанный с растворением в феррите такого элемента, как марганец, при высоком содержании углерода. Чтобы выявить этот эффект в чистом виде, необходимо обеспечить идентичность структур во всей серии образцов стали с различным содержанием легирующих элементов. «Идентичность структуры» определяется степенью дисперсности, формой и объемом карбидных частиц. Такое единообразие структурных элементов было осуществлено

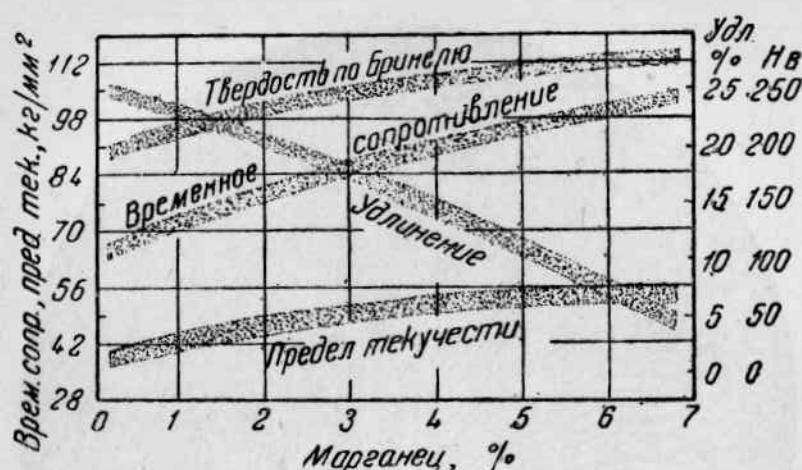


Рис. 43. Влияние марганца, растворенного в феррите, на упрочнение углеродистой стали (0,55% углерода) с одинаковой пластинчатой структурой, показанной на рис. 42.

в стали с содержанием 0,55% углерода, и достаточно идентичные структуры (подобные показанной на рис. 42) действительно удалось получить для ряда образцов марганцовистой стали с содержанием приблизительно до 6% марганца. На рис. 43 приведена диаграмма, характеризующая влияние марганца на твердость и механические свойства стали со структурой пластинчатого перлита, содержащей 0,55% углерода. Единственная более или менее существенная разница в структуре этих видов стали заключается только в том, что при содержании 0,50% марганца в них появлялось незначительное количество структурно свободного доэвтектоидного феррита. Следует отметить, что марганец в пределах до 6% вызывает увеличение твердости приблизительно только от 200 до 280 по Бринелю. Сравнительно небольшое упрочнение материала сопровождается значительным уменьшением удлинения (вязкости); такое воздействие при содержании марганца в несколько процентов обнаруживается даже в закаленной стали. Небезынтересно отметить, что выбранный тип структур (пластинчатых со средними размерами пластинок) получался в обычной стали просто при охлаждении на воздухе образца сечением 12,7 мм, тогда как при более

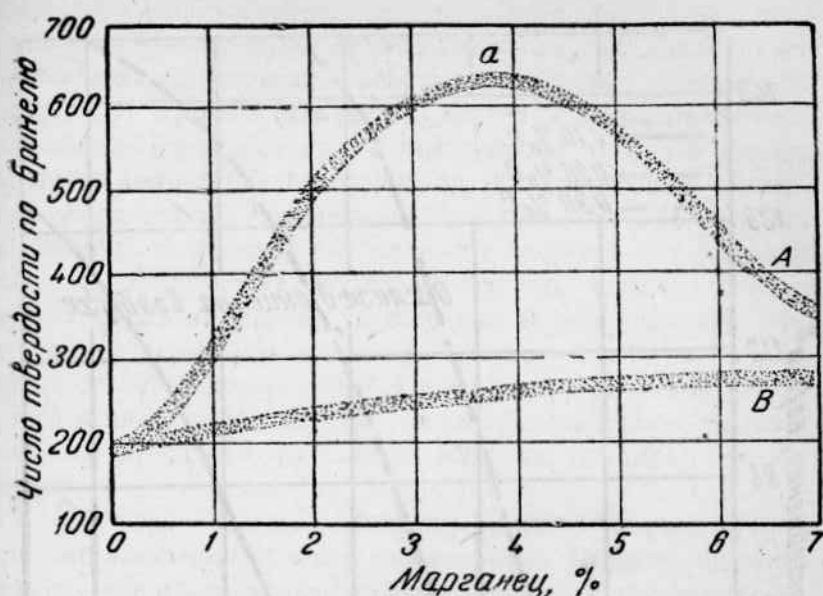


Рис. 44. Влияние марганца (кривая A) на твердость углеродистой стали при одинаковых условиях охлаждения из аустенитного состояния (кривая B соответствует твердости при постоянной структуре).

высоком содержании марганца образец необходимо было выдерживать в определенной температуре днями, чтобы вызвать образование соответствующей пластинчатой структуры.

Если вместо обеспечения идентичных структур применяется одинаковая термическая обработка, механические свойства стали в зависимости от содержания марганца изменяются весьма сильно. На рис. 44 приведена диаграмма, показывающая изменение твердости в серии образцов марганцовистой стали при постоянной скорости охлаждения (цилиндрический образец диаметром 12,5 мм, охлаждение на воздухе).

Сопоставление свойств стали при постоянной термической обработке и постоянной структуре. Заслуживает внимания явно небольшой эффект легирующего элемента при воздействии его только в качестве элемента, растворенного в феррите, когда структура стали по существу не изменяется.

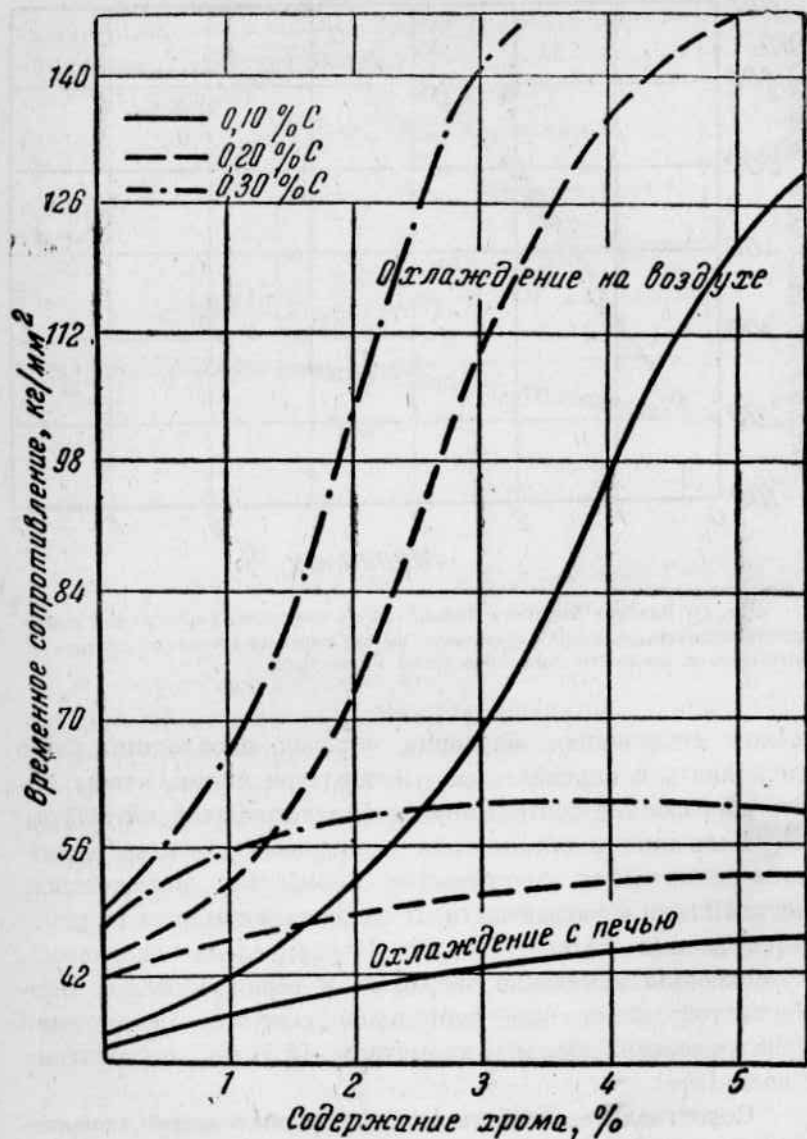


Рис. 45. Незначительное влияние хрома на прочность стали при медленном охлаждении по сравнению с сильным воздействием его под влиянием на структуру при охлаждении на воздухе (по данным Wright и Mumma).

Марганец является идеальным элементом для экспериментального изучения этого вопроса, поскольку он обеспечивает постоянство структурных превращений (однако с различной скоростью) в стали различного состава и не вызывает значительного изменения количества карбида, как это бывает в случае применения некоторых других легирующих элементов, образующих специальные карбиды. Следует прийти к выводу, что легирующие элементы представляли бы мало интереса, если бы их действие сводилось только к упрочнению феррита при их растворении в нем, так как это действие определенно невелико. Тем не менее в некоторых видах стали, от которых требуются в ограниченных пределах определенные свойства, это умеренное действие является главным средством улучшения обычных механических качеств.

В виде примера⁵, иллюстрирующего незначительное влияние элементов при растворении их в феррите на свойства, на рис. 45 приведены кривые временного сопротивления малоуглеродистой (0,10; 0,20 и 0,30% С) хромистой стали как в отожженном состоянии (охлаждение с печью) с расчетом на получение грубодисперсного неэффективного для изменения свойств распределения карбидов, так и в нормализованном состоянии (с охлаждением на воздухе) в образцах круглого сечения диаметром 17,5 мм. Изменение прочности в обеих сериях составов при увеличении содержания хрома характеризует величину воздействия последнего, так как хром изменяет *структуру* при одинаковой термической обработке. Верхние кривые показывают нормальное влияние легирующего элемента на механические свойства, проявляющиеся при *одинаковой* термической обработке, но при различных структурах. Нижние кривые иллюстрируют незначительное влияние легирующего элемента на механические свойства при достаточно постоянных структурах.

Специфическое воздействие различных легирующих элементов на свойства феррита. До настоящего времени влия-

⁵ «Properties of Low-carbon, Medium-chromium Steels of the Air-hardening Type» (Свойства низкоуглеродистых хромистых сталей с средним содержанием хрома, закаляющихся на воздухе) E. C. Wright и P. E. Mumma, 1933, Technical Publication, American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, No 496, Iron and Steel Division, No 94.

ние растворенных в феррите легирующих элементов рассматривалось только в отношении твердости и вязкости при обыкновенной температуре. При более высоких температурах действие легирующих элементов в некоторых случаях было бы, вероятно, более значительным, хотя имеющихся по этому вопросу данных еще недостаточно. О других механических свойствах твердых растворов в железе сведений нет. Особенно важно изучение влияния растворенных в феррите элементов на пластические свойства стали при неблагоприятных условиях, созданных надрезами, не такими, может быть, резкими, какие применяются при испытаниях по Шарпи или по Изоду, но достаточными для выявления этого влияния, имеющего важное техническое значение. Интересно было бы знать также, как сильно может деформироваться феррит различного состава при простом сдвиге, проявляющемся, например, при испытаниях на кручение. В идеальном случае представилась бы возможность с большей уверенностью предсказать свойства малоуглеродистых сплавов, если бы было известно влияние легирующих элементов на силы сцепления или на прочность при различных температурах наряду с влиянием их на предел упругости на срез при одинаковых составе и условиях. Однако в настоящее время неизвестны еще практические методы определения этих свойств, особенно сил сцепления.

Состав феррита, изменяющийся в зависимости от растворения в нем различных легирующих элементов, служит решающим фактором для определения свойств малоуглеродистой стали, углерод которой может существовать либо в сфероидизированных карбидах, либо в виде мелких участков перлита, сравнительно мало изменяющих свойства стали. Фактически свойства такой стали являются главным образом отражением свойств феррита. Можно предполагать, что упрочнение малоуглеродистой стали никелем сопровождается меньшей потерей в начальной текучести при деформации на срез, чем упрочнение марганцем, кремнием или фосфором, а также что хром занимает при этом некоторое промежуточное положение при содержании его ниже 2%. Это означает, что повышение предела упругости при срезе меньше, чем

увеличение сил сцепления для различных элементов. На основании опубликованных данных до настоящего времени не представляется возможным с достаточной точностью расположить элементы в определенный ряд по степени воздействия каждого из них на свойства феррита. Другим интересным свойством стали является ее способность к непрерывному «течению» в области пластической деформации; эта способность связана с изменением свойств при увеличении деформации, но этому вопросу, кажется, посвящено мало систематических работ. Нет никаких оснований предполагать, что различные элементы будут оказывать одинаковое влияние на свойства стали в части изменения некоторых основных характеристик деформации при различных способах приложения нагрузки, и можно определенно полагать, что это влияние будет различным для разных элементов.

ВОЗДЕЙСТВИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА КАРБИДЫ

Второй главной структурной составляющей незакаленной стали являются карбиды. Нам известно, как влияет на свойства стали изменение количества карбидов в зависимости от содержания углерода и в какой мере усиливается это влияние изменением формы и дисперсности карбидных частиц. Соответствующие данные были приведены выше как для легированной, так и для углеродистой стали, и мы уже рассмотрели несколько примеров действия карбидов на свойства изучаемых здесь видов стали. Можно, повидимому, считать установленным, что с данной ферритной основой определенного химического состава механические свойства стали при обычной температуре получаются при одинаковой степени дисперсности твердых частиц одинаковыми независимо от химического состава дисперсной фазы.

Цементит и специальные карбиды. Все найденные в стали карбиды настолько хрупки и тверды, что было бы удивительно, если бы на обнаруживаемые при испытаниях на разрыв свойства стали оказывал влияние особый химический состав карбидов. Когда некоторые карбидные частицы становятся крупными и оказывают воздействие на сопротивление истиранию, то рассматриваются специальные свойства стали,

и наблюдениями подтверждается предположение, что действие специальных карбидов отличается от действия обычного карбида железа. При этом заметна определенная склонность к образованию характерных для карбидных частиц форм и размеров. Некоторые карбиды укрупняются путем коагуляции значительно медленнее, чем карбид железа, и это свойство их оказывает существенное влияние на природу стали. В общем можно сказать, что при одинаковой степени дисперсности карбиды различных типов и химического состава по их действию на механические свойства стали при комнатной температуре более или менее значительно один от другого не отличаются, но оказывают различное влияние на специальные свойства стали. Поэтому изменения в составе карбидной фазы представляют определенный интерес.

Никель, кремний и алюминий почти не оказывают воздействия на карбиды, если не считать того, что эти элементы способствуют графитизации при отсутствии или небольшом количестве карбидобразующих элементов. Марганец, хром, молибден, вольфрам, тантал, ванадий, ниобий и титан являются карбидобразующими элементами, располагающимися в вышеприведенном ряду по мере увеличения их способности связываться в карбидной фазе при наличии достаточного количества углерода.

За исключением марганца, который является несколько более сильным карбидобразующим элементом, чем железо, только незначительное количество элементов может оказаться в цементите или кристаллитах Fe_3C . Однако это не ограничивает количества элемента в карбидной фазе. Наоборот, легирующий элемент определяет образование нового сложного карбида со значительно более высоким содержанием в нем легирующего элемента.

Составы, получающиеся после отжига в виде смесей феррита и некоторых возможных карбидных фаз, удобно изображать на диаграммах. Вполне возможно представить состав тройной системы, например железа, углерода и легирующего элемента, на двухосной диаграмме^{*}. Дело в том, что из трех компонентов только два являются независимыми

* См. примечание 11.

переменными; процентное содержание третьего всегда будет составлять разницу между 100 и суммой процентного содержания двух других.

Состав тройных систем наглядно изображается на впервые примененной Виллардом Джибсом (Willard (Gibbs) диаграмме в виде равностороннего треугольника. Как видно на рис. 46 А, процентное содержание каждого компонента определяется длиной перпендикуляров от соответствующей стороны. Таким образом, в каждом из трех углов представлены 100% соответствующего компонента, в то время как стороны треугольника являются геометрическими местами точек для возможных двойных систем. Припомним, что сумма перпендикуляров от любой точки в пределах треугольника на соответствующие стороны равностороннего треугольника — величина постоянная. На этой диаграмме действительное расстояние для равных изменений состава является постоянным для всех компонентов в пределах всей диаграммы.

Если равносторонний треугольник исказить таким образом, что получится прямоугольный треугольник, как показано на рис. 46 В, то диаграмма останется столь же полезной. Действительное расстояние для данного изменения содержания каждого из трех компонентов теперь будет постоянным. Расстояние, соответствующее 10% железа, не равно расстоянию, соответствующему 10% В или С. Это небольшой недостаток таких диаграмм.

Часто на диаграмме составов желательно изобразить более детальную картину влияния одного из компонентов, который содержится в системе в количестве значительно меньшем, чем два других компонента. Углерод оказывается настолько эффективным по своему действию в тройных железоуглеродистых сплавах, что было бы желательно иметь для его содержания больший масштаб на диаграмме. Некоторую область тройной системы у угла Fe, отмеченную в виде площадки пунктирными линиями на рис. 46 А и 46 В, можно без затруднений представить в другом виде. На рис. 46 С эта область тройной системы показана в измененном виде в прямоугольной системе координат с совершенно различными масштабами для углерода и легирующего элемента В. Со-

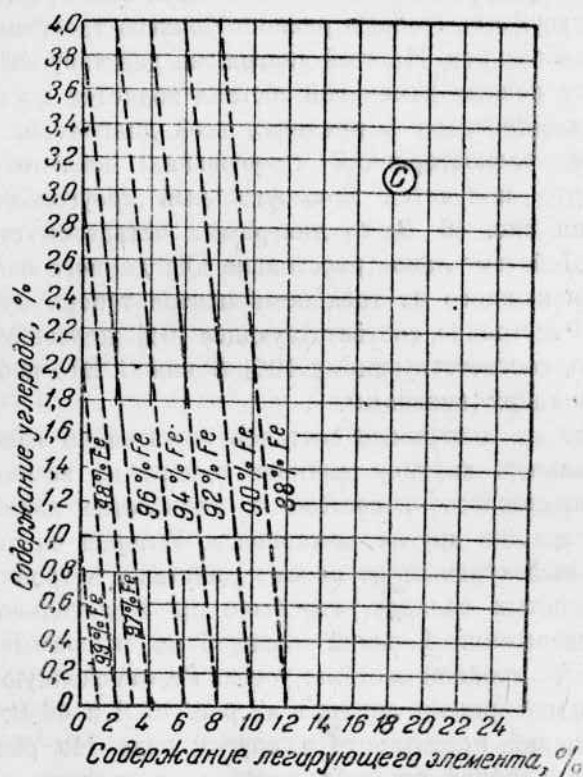
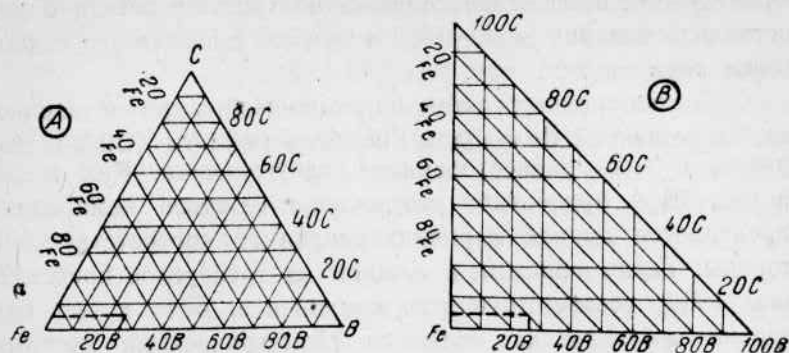


Рис. 46. Построение прямоугольной трехкомпонентной диаграммы из равносторонней треугольной диаграммы.

держание железа всегда может быть определено по разности; соответствующие координаты для содержания железа по диаграмме 46 С показаны пунктирными линиями.

Такая форма диаграмм будет применяться в дальнейшем для всех тройных систем. Соответствующие данные[†] собраны по разным доступным источникам, тщательно изучены и представлены в виде наиболее вероятных, по мнению автора, диаграмм состояния.

Хром в карбидах. Диаграмма состояния хромистой стали на рис. 47 показывает распределение карбидных фаз, которые могут встречаться в стали в зависимости от ее состава после полного отжига. Отжиг в этом случае обозначает, что сталь находилась достаточно долгое время в области наиболее низких температур, при которых углерод и хром обладали диффузионной способностью, достаточной для образования наиболее устойчивых структурных составляющих. В этой системе существуют следующие карбиды:

- Карбид 1. Орторомбический цементит $(\text{Fe} \cdot \text{Cr})_3\text{C}$.
Может содержать до 15% хрома.
- Карбид 2. Тригональный $(\text{Cr} \cdot \text{Fe})_7\text{C}_3$. Содержит минимально около 36% хрома.
- Карбид 3. Кубический $(\text{Cr} \cdot \text{Fe})_4\text{C}$. Содержит минимально около 70% хрома.

[†] Соответствующие данные для отдельных диаграмм равновесного состояния тройных легированных сплавов заимствованы, главным образом, из нижеуказанных источников:

Для хрома: «Das System Eisen-Chrom-Karbid-Zementit» (Система железо — хром — карбид хрома — цементит), Tofaute, Küttner и Büttlinghaus, Archiv für das Eisenhüttenwesen, vol. 9, 1936.

Для вольфрама: «Metallographie Investigation of the Ternary Alloys of the Iron-Tungsten-Carbon System» (Металлографическое исследование тройной системы железо—вольфрам—углерод), Shuzo Takedo, Technical Publication, Tohoku, vol. 9, 1930.

Для молибдена: «The Iron-Carbon-Molybdenum System» (Система железо — углерод—молибден), Takesi Takei, английский перевод the Climax Molybdenum Corp.

Для ванадия: «Über das Ternäre System Eisen-Kohlenstoff-Vanadin (О тройной системе железо—углерод—ванадий), R. Fogel и E. Martin, Archiv für das Eisenhüttenwesen, vol. 4, 1836—1831, стр. 487.

Для титана: «Das System Eisen-Eisentitanid-Titankarbid-Zementit» (Система железо — титанид железа — карбид титана — цементит), W. Tofaute и A. Büttlinghaus, May 1938, Technische Mitteilungen, Krupp, vol. 4, стр. 67.

Для марганца: «The Equilibrium Diagram of Iron-Manganese-Carbon Alloys of Commercial Purity» (Диаграмма равновесия железомарганцевоуглеродистых сплавов промышленной чистоты), E. C. Bain, E. S. Davenport и W. S. N. Waring, American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, Iron and Steel Division, 1932, vol. 100, стр. 228.

«Constitution of Iron-Manganese-Carbon Alloys» (Строение железомарганцевоуглеродистых сплавов), Cyril Wells, Metals Handbook, American Society for Metals 1936, стр. 290.

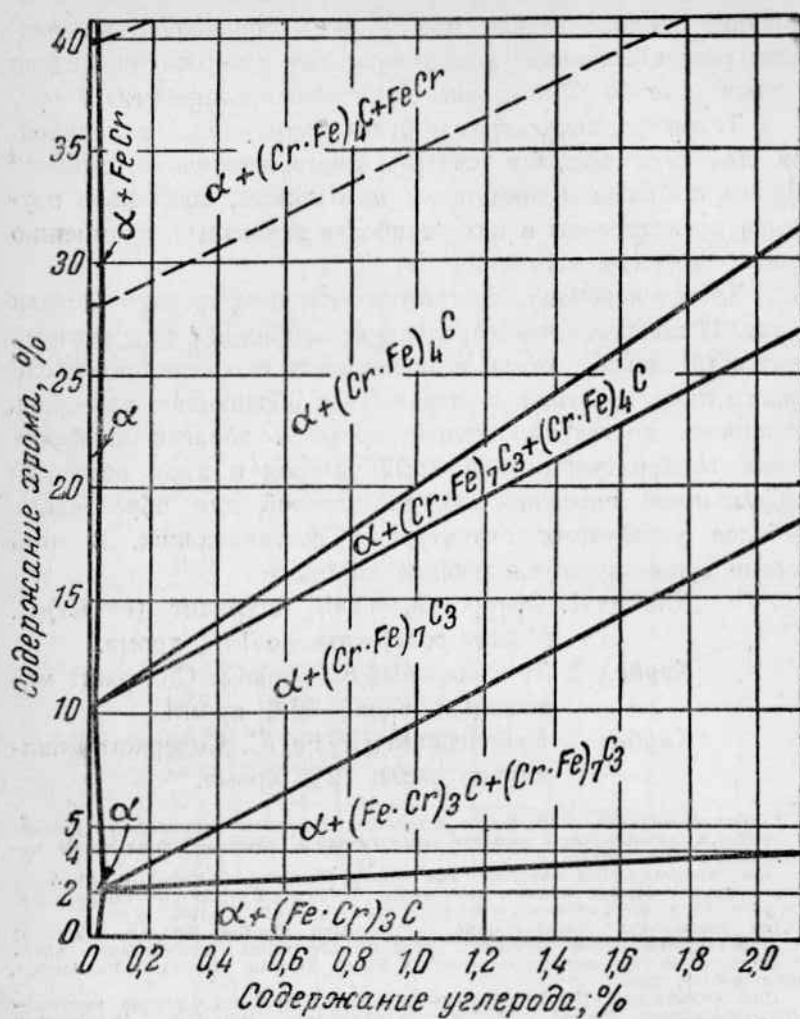


Рис. 47. Диаграмма состояния системы железо—углерод—хром в отожженном состоянии в области сплавов с обычным составом (Tofaute Küttner и Büttlinghaus).

В малоуглеродистых сплавах, содержащих около 30% хрома, или в сплавах с более высоким его содержанием, если достаточное количество хрома связывается углеродом, может получиться при известных условиях химическое соеди-

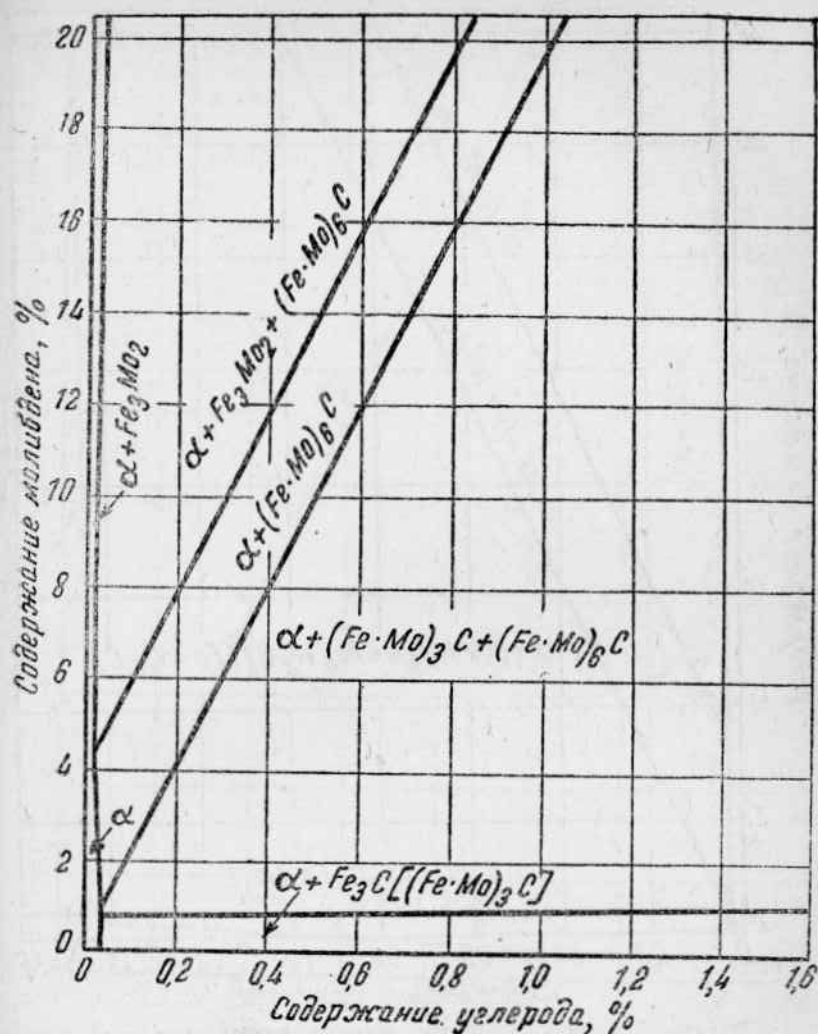


Рис. 48. Диаграмма состояния системы железо—углерод—молибден в отожженном состоянии в области сплавов с обычным составом (Taki).

нение FeCr . Нержавеющая сталь содержит главным образом кубический карбид $(\text{Cr} \cdot \text{Fe})_4\text{C}$.

Молибден в карбидах. Распределение специальных карбидов в отожженной содержащей углерод молибденовой стали показано на диаграмме рис. 48 так же, как это было сделано

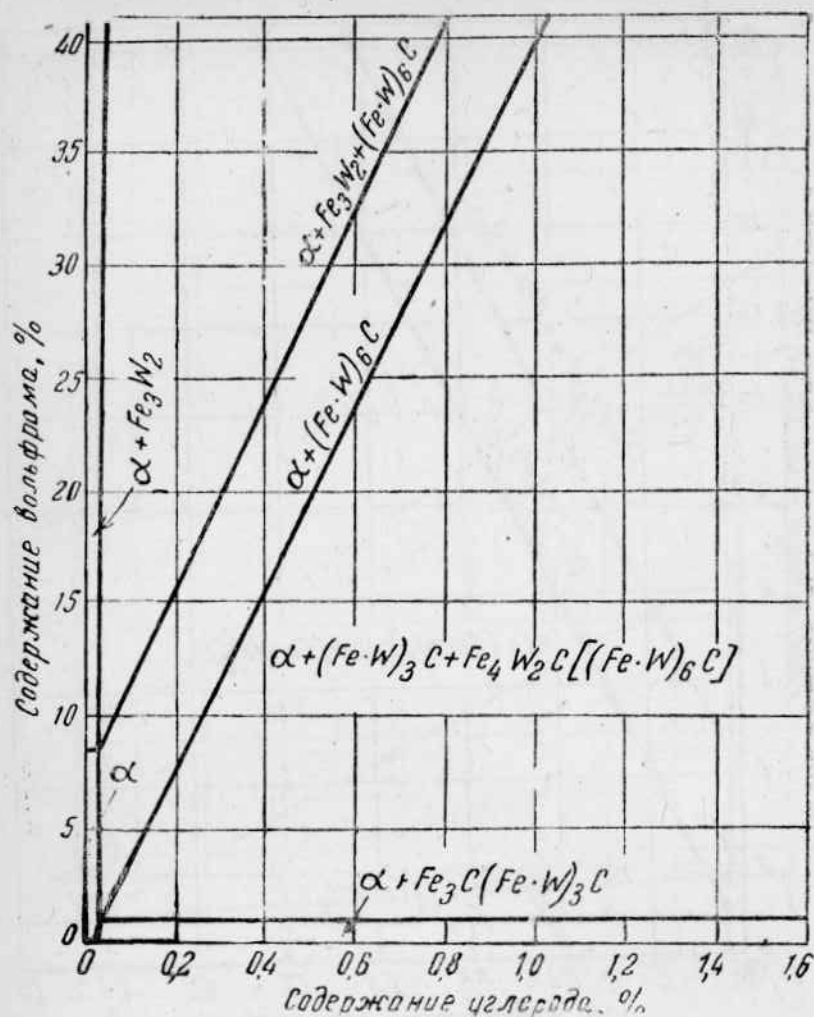


Рис. 49. Диаграмма состояния системы железо—углерод—вольфрам в отожженном состоянии в области сплавов с обычным составом (Takejo).

для отожженной хромистой стали. В стали обычного состава встречается только один специальный карбид $(\text{FeMo})_6\text{C}$ или $\text{Fe}_7\text{Mo}_5\text{C}_2$, но при старении малоуглеродистых железомолибденовых сплавов выделяется соединение железа с молибденом Fe_3Mo_2 , в котором, как полагают, может растворяться до 0,1% углерода.

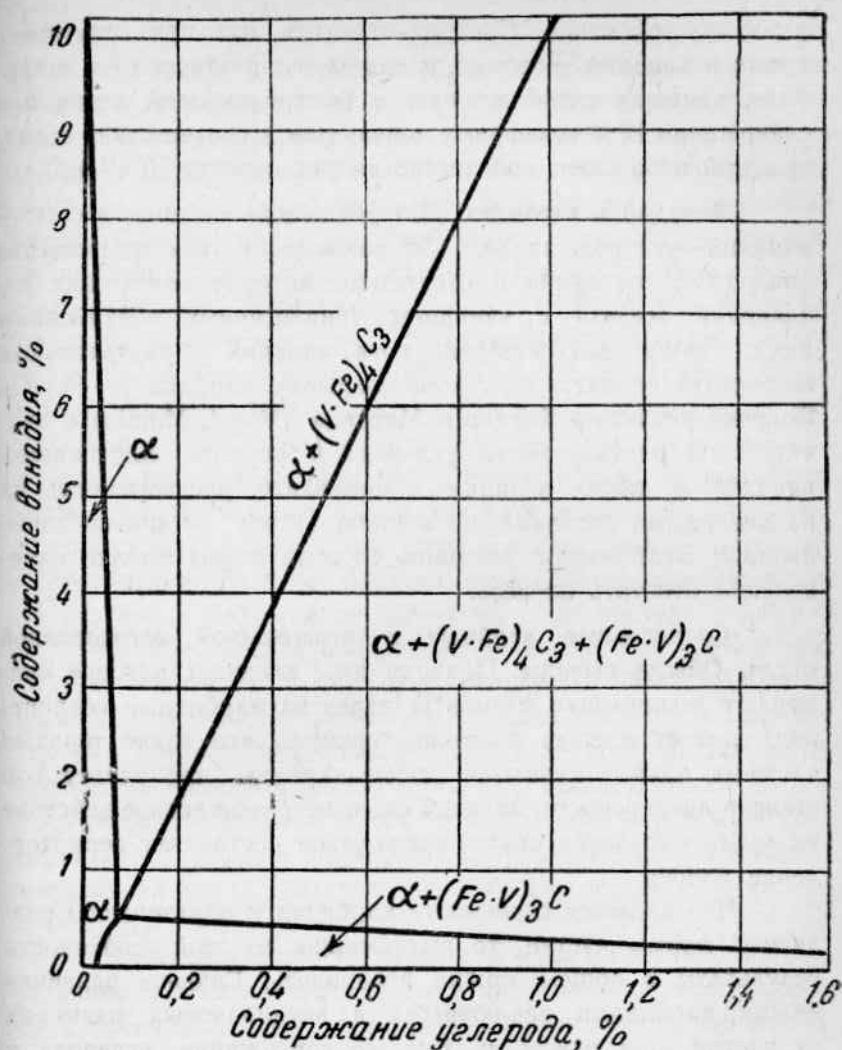


Рис. 50. Диаграмма состояния системы железо—углерод—ванадий в отожженном состоянии в области сплавов с обычным составом (Vogel и Martin).

Вольфрам в карбидах. На рис. 49 приведена диаграмма тройной системы железо—вольфрам—углерод, очень похожая на диаграмму тройной системы железо—молибден—углерод и отличающаяся от последней только содержанием вольфрама. Карбид $(FeW)_6C$ или примерно $Fe_7W_5C_2$ встречается в бы-

строрежущей стали. Следует отметить, что при отсутствии хрома и ванадия (которые, повидимому, растворяются в карбиде, замещая собой железо) в быстрорежущей стали при содержании 18% вольфрама появляется в соответствии с диаграммой небольшое количество частиц карбида $(\text{FeW})_3\text{C}$.

Ванадий в карбидах. Диаграмма для системы железо—ванадий—углерод на рис. 50 показывает, как упрощается диаграмма состояния в отсутствии интерметаллических соединений железа с ванадием (аналогичных соединениям FeCr , Fe_3W_3 или Fe_3Mo_3), хотя ванадий в значительном количестве входит в состав специального карбида $(\text{V}\cdot\text{Fe})_4\text{C}_3$. Вопреки указанию Фогеля и Мартина (Vogel, Martin) о значительной растворимости углерода в феррите, содержащем ванадий, а также ванадия в цементите, растворимость их на диаграмме показана, по мнению автора, несколько завышенной. Этот вопрос слишком сложен, чтобы вполне определенно ответить на него.

Специальные карбиды в отожженной легированной стали. Общие выводы. Подводя итог влиянию, которое оказывают легирующие элементы через их карбидные соединения, следует прежде всего подчеркнуть, что такие твердые частицы, какими являются любые карбиды, при одинаковой степени дисперсности, должны оказывать одинаковое действие на многие свойства стали; исключение составляет сопротивление износу.

Что касается склонности карбидов к образованию различной формы частиц, то вытекающие из этой особенности результаты в общем можно предвидеть. Главное различие между карбидами заключается в неодинаковых размерах их частиц при одном и том же содержании углерода и в различной скорости роста частиц.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЯХ

Говоря о влиянии элементов (кроме железа и углерода), нельзя игнорировать роль неметаллических включений. В то же время для нас непривычно предполагать, что обра-

зование неметаллических включений является самоцелью, для достижения которой применяются обычные легирующие элементы. Напротив, обычно рассматривают в качестве легирующего элемента лишь избыточное количество его по сравнению с необходимым для образования таких неметаллических включений, как например, оксидов при раскислении стали. Однако ввиду необходимости исследовать влияние легирующих элементов в самых разнообразных направлениях, здесь рассматривается и действие элементов при распределении их в неметаллических включениях.

Вообще всякого рода крупные неметаллические включения нежелательны, тогда как весьма мелкодисперсные включения имеют, за исключением некоторых специальных случаев, небольшое значение. Включения окиси алюминия, если они присутствуют в большом количестве хотя бы в мелкодисперсном виде, вызывают сильный износ режущих инструментов. Влияние надреза, вызванное наличием кремнистых включений в виде «ленточек» или «нитей», особенно в случае приложения поперечной нагрузки, получило достаточное освещение в большом количестве опубликованных работ. Современные требования едва ли могут быть удовлетворены применением мягкой стали с таким большим количеством неметаллических включений, каким характеризовалось сварочное железо, высоко ценившееся в свое время. Это, вероятно, одинаково правильно и по отношению к инструментальной стали, изготовлявшейся из того же сварочного железа путем цементации.

Неметаллические включения и обрабатываемость стали резанием. Гораздо более существенно значение неметаллических включений для улучшения обрабатываемости незакаленной стали путем преднамеренного введения в нее частиц сернистого марганца в виде мелких нитей (например в автоматной стали с высоким содержанием серы). Основные закономерности, определяющие хорошую обрабатываемость, нельзя выразить в простой форме; условия, при которых происходит резание, бесспорно приводят к изменению качества обрабатываемого металла. Некоторые обобщения, однако, можно сделать, и они объясняют, почему введение опреде-

ленных элементов способствует улучшению обрабатываемости.

Условия хорошей обрабатываемости стали находятся в противоречии с хорошими механическими ее свойствами, желательными для службы изделия. Высокая прочность и максимальная вязкость часто необходимы при эксплуатации изделия, между тем по существу хорошая обрабатываемость получается, повидимому, при отсутствии этих обоих качеств, особенно вязкости. Подразумевая под хорошей обрабатываемостью большую скорость удаления металла, высокую стойкость инструмента между переточками и хорошую поверхность обрабатываемого изделия, мы видим, что она достигается при низкой пластичности, т. е. при малой способности металла к течению при срезе и при не слишком высоком сопротивлении срезу. Можно сказать, что желательная низкая твердость не должна в то же время сопровождаться высокой пластичностью. Таким образом, относительное сужение при разрыве, повидимому, показательно для оценки обрабатываемости стали.

Во всяком случае не будет странным предположение, что ряды вытянутых сульфидных включений действуют, как микроскопические надрезы, облегчающие отделение стружки от металла во время резания. Включения наиболее эффективны при обработке в определенных направлениях по отношению к направлению прокатки.

На рис. 51 приведена микроструктура типичной автоматной стали с включениями и с содержанием 0,9% марганца и 0,25% серы.

Графит, если он имеется в стали, также можно рассматривать как неметаллическое включение. В прежнее время нередко изготовлялась углеродистая инструментальная сталь с низким содержанием марганца (в действительности весьма мало легированная). Поэтому наблюдалась склонность этой стали к графитизации при термической обработке в условиях, хорошо теперь известных и являющихся оптимальными для разложения карбида. Хотя такая нежелательная графитизация в настоящее время является редкостью, аналогичный принцип обработки без затруднений можно применить для

получения в высокоуглеродистых сплавах соответствующей структуры с ее особенностями и избавиться затем от графита путем соответствующей термической обработки и восстановления карбидной структуры металла. Когда имеется в виду подвергнуть материал графитизации, нормальное содержание в нем кремния должно быть несколько повышено.

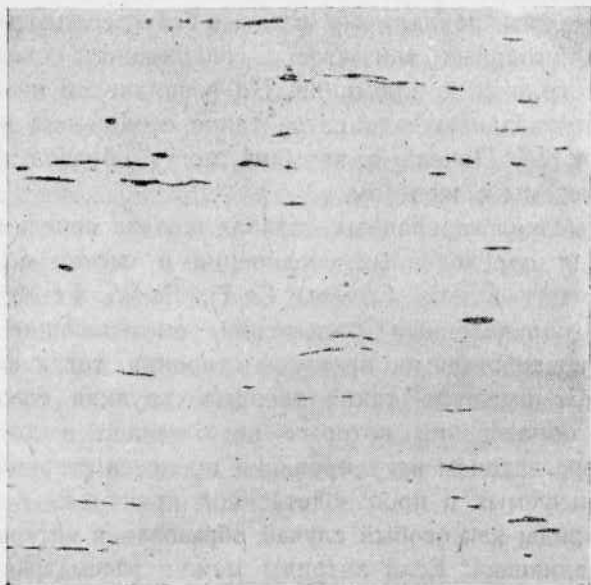


Рис. 51. Микрофотография включений сульфидов, богатых марганцем; $\times 100$ (R. W. Simon, Carnegie Illinois Steel Corporation).

В результате применения специальных мер при выплавке незагрязненной стали в ней сейчас получается небольшое количество неметаллических включений (кроме специально вводимых для улучшения обрабатываемости), и эти включения не оказывают существенного влияния на свойства отожженной стали.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ, ВХОДЯЩИХ В ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СОЕДИНЕНИЯ

Для наших целей необходимо ограничить область исследования и сосредоточить внимание главным образом

на изучении малолегированной стали со средним содержанием углерода. В этой группе легированной стали интерметаллические соединения, как можно полагать, не образуются в более или менее значительном количестве, хотя при некоторых условиях это не исключается. Впрочем Кокс (Cox) * указывает на возможность образования никельалюминиевого соединения при соответствующем составе стали. Такие соединения возможны, повидимому, в литых безуглеродистых сплавах для постоянных магнитов с содержанием около 25% никеля и около 40% алюминия. Но в сплавах с низким содержанием указанных элементов такие соединения вероятно не образуются. Никель и кремний могут образовывать подобные системы с железом.

В высоколегированных сплавах железа нередки случаи образования определенных соединений и систем с процессами старения в них. Сплавы Fe-Ti, Fe-W, Fe-Mo, Fe-Be образуют определенные соединения, оказывающие благоприятное воздействие на процессы старения, тогда как в системе Fe-Cr имеются такие твердые хрупкие соединения, характер образования которых не отвечает в достаточно полной мере задачам регулирования процесса старения сплавов, используемых в производственной практике.

Нитриды как особый случай образования интерметаллических соединений. Если нитриды можно рассматривать как интерметаллические соединения, то азотируемая сталь показывает прекрасный пример возможности образования таких соединений. Так, в алюминиевой стали образуются твердые частицы весьма высокой степени дисперсности. Может быть, как и в других случаях наиболее эффективного дисперсионного твердения, так называемые «частицы», оказывающие здесь при своих размерах максимальное воздействие, слишком мелки, чтобы их можно было считать кристаллическими; это скорее только простейшие молекулы. Имеются основания предполагать, что при обычной температуре азотирования 600°C азот связывается с каждым из атомов алюминия, рас-

* Дискуссия по докладу «Some Characteristics Common to Carbon and Alloy Steels» (Некоторые характеристики обычных углеродистых и легированных сталей), E. C. Bain, Yearbook, American Iron and Steel Institute, 1934, стр. 123.

сеянных в феррите. Однако при этой температуре никакой диффузии алюминия не происходит и молекулы (или «узлы») сохраняют размеры, обуславливающие максимальный эффект повышения твердости. Если это правильно, то возникающая в случае азотирования дисперсность, при которой размеры частиц не соответствуют величине кристаллов и которая обеспечивает оптимальные свойства, создается в действительности *на месте зарождения*, при диффузии азота. Всякая диффузия металла в нитридах приводила бы к устранению одного из узлов с местным нарушением равновесия при образовании каждой удвоенной молекулы и это сопровождалось бы общим понижением твердости. Чрезвычайно высокую твердость азотированного слоя можно объяснить наличием мелкодисперсных включений нитридов. Механизм повышения твердости при азотировании приблизительно одинаков как для стали, содержащей алюминий, так и для легированной стали, ее заменяющей. Имеются, вероятно, и другие интерметаллические соединения, образуемые парой элементов, один из которых обладает высокой диффузионной способностью, а другой — значительной неподвижностью, и которые подобным же образом приводят к максимальному повышению твердости, возможному для дисперсных систем.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ В ВИДЕ МЕЛКОРАССЕЯННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ

Легирующие элементы, не растворяющиеся в феррите, существуют не только в виде карбидов, неметаллических включений и интерметаллических соединений, но еще и в другой форме. Если при достижении предела растворимости не происходит образования определенных химических соединений, то в феррите могут появиться частицы самого элемента, которые, по необходимости, будут насыщены железом.

Так например, медь, хорошо растворимая в гамма-железе, способна растворяться в феррите максимально до 3% при 810°C. При 600°C растворимость меди в феррите, вероятно, не превышает 0,5%. Медь, растворенная при высоких температурах, выделяется при охлаждении в элемен-

тарной форме в виде частиц почти чистой меди. Сплавы с содержанием меди от 1,5 до 1,75% определенно обнаруживают характерную склонность к старению.

Если количество свинца в железных сплавах оказывается больше «следов», это значит, что он находится в виде частиц металлического свинца. Однако эти частицы при содержании свинца около 0,25% с большим трудом можно наблюдать под микроскопом, вероятно вследствие особого характера выделений свинца или вследствие тонкой дисперсности этих выделений.

ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ В НЕЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ. ВЫВОДЫ

При изучении влияния легирующих элементов легированная сталь рассматривалась в карбидно-ферритовом состоянии. Карбидная фаза, при сравнительно медленном охлаждении, получалась здесь в виде частиц или пластинок настолько значительных размеров, что исключалась возможность подавляющего и преимущественного влияния карбидной фазы на прочность стали. Такое строение стали характеризует приближение к состоянию равновесия, достаточное для получения весьма близкого к равновесному состава фаз, при котором легирующие элементы распределяются скорее в соответствии с их склонностью к образованию определенных соединений, чем в соответствии с ограниченной диффузионной способностью.

Распределение легирующих элементов между ферритом и карбидами. Было установлено, что никель, кремний, алюминий и значительное количество марганца растворяются в феррите вне зависимости от содержания углерода в стали, но что наличие титана, ванадия и ниобия при достаточном избытке углерода приводит к образованию карбидной фазы.

Некоторые элементы занимают промежуточное положение. Хром частично растворяется в феррите даже при высоком содержании углерода, тогда как при аналогичных условиях в феррите можно обнаружить только весьма незначительное количество вольфрама, молибдена и титана. Элементы, которые соединяются с кислородом, переходят в шлак

или иногда остаются в виде неметаллических включений. Таковы алюминий, цирконий, бериллий, кремний, ванадий и т. д. Выяснена возможность образования интерметаллических соединений и, в частности, специального упрочнения стали нитридами в состоянии сверхмелкой (молекулярной) дисперсности, создаваемой *на месте зарождения* интерметаллических соединений. Установлена роль сульфидов марганца по улучшению обрабатываемости стали.

Сталь с преобладанием легированного феррита. Существенный интерес представляет связь между распределением легирующих элементов в отожженной или находящейся почти в равновесном состоянии стали со свойствами легированного феррита. Эти свойства установлены при обсуждении роли легирующих элементов в весьма малоуглеродистой стали. Эти же элементы определяют и свойства полностью отожженной среднеуглеродистой стали. Упрочняющее влияние легирующих элементов на феррит относительно невелико, чем подтверждается старое, не совсем точное правило об эффективности легирующих элементов только в термически обработанной стали. Действие легирующих элементов на феррит, хотя и невысокое, характеризуется увеличением прочности за счет очень небольшой потери вязкости и пластичности.

Малолегированная сталь высокой прочности для строительных конструкций. Благоприятное влияние легирующих элементов проявляется в некоторых видах незакаленной стали высокой прочности для строительных конструкций, подвергающихся операциям сварки без принятия особых мер предосторожности. Предъявляемые в таких случаях к стали металлургические требования обуславливают необходимость более высокой прочности, чем в углеродистой стали после медленного охлаждения. При этом требуется сохранить вязкость после быстрого охлаждения, присущего сварке с оплавлением. Чтобы при быстром охлаждении предупредить образование твердых продуктов распада аустенита, характеризующихся малой вязкостью, сталь этого класса должна иметь достаточно низкое содержание углерода, марганца и всех элементов, усиливающих прокаливаемость. Такие структуры, как троостит (т. е. весьма мелкий перлит) или, особенно,

мартенсит при среднем содержании углерода, характеризуются малой вязкостью. В соответствии с этим более высокая прочность, которая в других случаях — в состоянии прокатки — достигается повышением содержания углерода, должна быть в данном случае обеспечена введением в твердый раствор легирующих элементов, влияющих главным образом на свойства твердого раствора.

Эти малолегированные сорта стали высокой прочности содержат углерод в пределах 0,10—0,15% и легированы хромом, никелем, кремнием, фосфором, медью, марганцем и молибденом. Применение такой стали приводит к значительному снижению веса особенно в конструкциях, подвергающихся действию растягивающих усилий, а в подвижных конструкциях уменьшение веса создает значительную экономию. Во многих конструкциях, где слишком высокая прочность связана со значительным уменьшением сечений, следует принимать во внимание влияние коррозии металла, так как значительно уменьшенные сечения будут ослабляться при определенной степени коррозии более значительно, чем более крупные сечения в случае применения простой углеродистой стали. В соответствии с этим для стали данного класса весьма полезно испытание на устойчивость против коррозии. Скорость коррозии во многих средах уменьшается при введении в сталь хрома, меди и свыше 0,10% фосфора. Обычно сталь этого типа рассчитывается на предел текучести около 35 кг/мм². Сталь с более высоким пределом текучести отличается некоторой прокаливаемостью, которая при быстром охлаждении в зоне сварного шва содействует соответствующему уменьшению вязкости. Если возможны применение отжига после сварки или такие специальные приемы, как сварка с предварительным подогревом, то для сварных конструкций с успехом применяется сталь и с более высокой прочностью. Класс стали высокой прочности для строительных конструкций чрезвычайно интересен в том отношении, что он дает пример очень ценного использования легирующих элементов в незакаленной стали, где эффект растворения элементов в феррите является основным фактором увеличения прочности стали при достаточно хорошей вязкости.

Специальная малоуглеродистая высоколегированная сталь. Следует считать, что при минимальном содержании хрома, которое определяется отношением 1 атом хрома на 7 атомов железа, на поверхности стали образуется непроницаемая, повидимому оксидная, пленка. Эта пленка препятствует дальнейшему распространению коррозии металла в окисляющей среде. Определенные комбинации в значительно меньших количествах таких элементов, как фосфор, медь и хром, препятствуют процессу ржавления, хотя и не предотвращают его начала. В этом случае продукты ржавления, повидимому, получаются не пористыми и гигроскопическими, а плотными; они и замедляют дальнейшее развитие коррозии, особенно местной интенсивной точечной коррозии. Высокохромистые коррозионно устойчивые сорта стали, известные под названием нержавеющей, обычно отличаются по многим причинам невысоким содержанием углерода; одной из причин является необходимость экономии хрома, который непроизводительно расходовался бы на образование карбидов в отожженном состоянии. Хромистый феррит имеет невысокую твердость, если даже содержит большое количество хрома.

Недостаток места не позволяет рассмотреть другие интересные виды малоуглеродистой стали, например кремнистую магнитную сталь. Кремний в такой стали повышает электросопротивление и способствует образованию правильно кристаллизующихся зерен феррита.

Другие железные сплавы, которые обычно не считаются сталью, — это дисперсионно твердеющие железовольфрамовые, железомолибденовые и железотитанистые сплавы с кобальтом или без него.

Типичные изменения свойств стали, вызываемые легирующими элементами. Необходимо помнить о сильном влиянии характера распределения карбидов на свойства стали. Это влияние аналогично как для цементита углеродистой стали, так и для специальных карбидов, содержащих легирующие элементы.

Нижеприведенные положения, определяющие влияние количества, формы и степени дисперсности карбидов,

объясняют большинство свойств незакаленной легированной стали с учетом изменения свойств самого феррита.

- А. Чем крупнее частицы карбидов, тем меньшее влияние они оказывают на прочность стали.
- В. Пластинчатая форма карбидов в пределах практически получающейся дисперсности строения приводит к повышению прочности и к снижению пластичности по сравнению с прочностью и пластичностью стали, имеющей карбиды зернистой формы при одной и той же твердости.
- С. Расположение карбидов по границам зерен создает весьма высокую хрупкость стали.
- Д. Легированные карбиды цементитного типа и с иной кристаллографической решеткой имеют при одинаковой степени дисперсности такое же влияние на прочность стали при комнатной температуре и на ударную вязкость, как и обычный цементит, но могут оказывать и специальное влияние на особые свойства сталей, например на сопротивление износу.

За исключением случаев, когда при проведении экспериментальных работ принимаются специальные меры предосторожности, обеспечивающие получение одинаковых структур в углеродистой и в легированной стали, легирующие элементы при охлаждении на воздухе оказывают влияние на структуру стали обычно в направлении измельчения и упрочнения структуры. В малоуглеродистой и малолегированной стали это влияние невелико, но оно постепенно возрастает по мере увеличения содержания легирующего элемента.

Диаграмма на рис. 52 показывает влияние содержания никеля на механические свойства стали с 0,2% углерода, охлажденной на воздухе после прокатки до заготовки сечением 12,7—19,0 мм. Заметно увеличение вязкости стали при введении небольших количеств никеля.

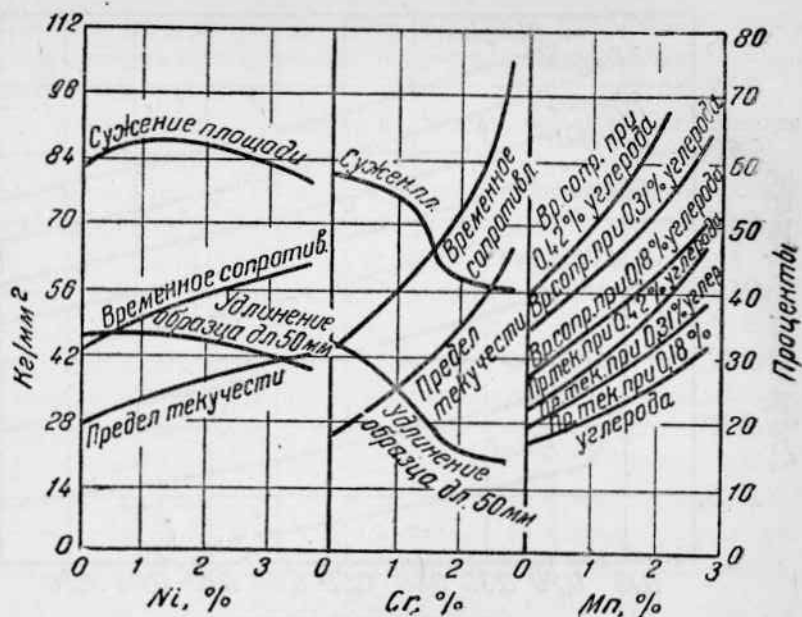


Рис. 52. Влияние никеля на механические свойства при испытании на разрыв стали, содержащей 0,20% углерода, в состоянии прокатки (Н. J. French, International Nickel Company).

Рис. 53. Влияние хрома на механические свойства при испытании на разрыв стали, содержащей 0,20% углерода, в состоянии прокатки (А. В. Kinzel, Union Carbide and Carbon Company).

Рис. 54. Влияние марганца на прочность мало- и среднеуглеродистой стали в состоянии прокатки.

На рис. 53 показано влияние хрома на механические свойства стали с содержанием 0,2% углерода в таком же состоянии прокатки, как и никелевая сталь на рис. 52. Заслуживает внимания отклонение от закономерностей, присущих твердому раствору при содержании хрома около 1,5%. Упрочняющее влияние хрома при невысоком его содержании лишь немного сильнее влияния никеля. Однако более эффективное (чем в твердом растворе в феррите) влияние хрома проявляется с повышением его содержания в стали.

Марганец увеличивает прочность стали в такой же мере, как и хром, и при содержании его выше 2% даже в случае очень малоуглеродистой стали оказывает сильное воздействие на изменение основной структуры, сопровождаю-

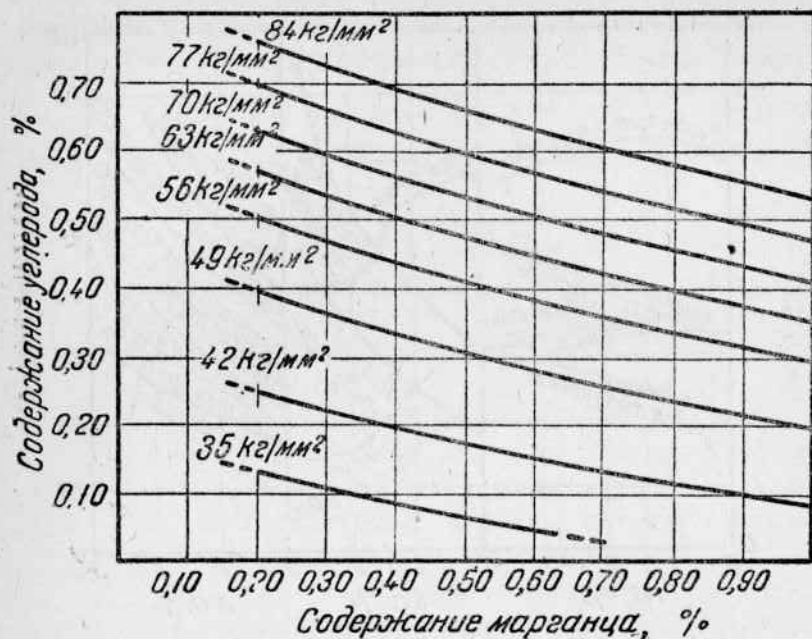


Рис. 55. Диаграмма, позволяющая определить приближенный состав (по углероду и марганцу) стали, обеспечивающий получение требуемого временного сопротивления у сталей в состоянии прокатки (заимствовано из работ Webster).

щееся снижением вязкости. Диаграмма, приведенная на рис. 54, показывает приблизительное воздействие марганца на предел текучести и на временное сопротивление стали с содержанием углерода 0,2; 0,3 и 0,4%. Анализ обширной работы Уэбстера⁹ (Webster) показывает, что комбинированное воздействие углерода и марганца на мартеновскую нелегированную сталь в состоянии прокатки характеризуется приведенными на рис. 55 плавными кривыми, показывающими изменения содержания углерода и марганца для обеспечения определенных значений временного сопротивления. На этой же фигуре показано, что преобладающее влияние определяется другими факторами, а не простым упрочнением твердого раствора.

⁹ «Application in Rolling of Effects of Carbon, Phosphorus and Manganese on Mechanical Properties of Steels» (Применение воздействия углерода, фосфора и марганца на механические свойства стали при прокатке), W. R. Webster, Transactions, American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, vol. 67, 1922, стр. 220—256.

Это влияние легирующего элемента, очевидно, приводит к образованию более твердых и прочных *структур* при той же скорости охлаждения.

Специфическое влияние различных легирующих элементов на свойства незакаленной стали. Можно констатировать значительное сходство действия легирующих элементов на свойства незакаленной стали. Характеризуется оно, в частности, увеличением твердости и прочности при испытании на разрыв. Очевидно легирующие элементы по степени своего влияния заметно отличаются друг от друга и в разной степени уменьшают пластические свойства стали при увеличении ее прочности. Заслуживают тщательного изучения наиболее резко проявляющиеся и влияющие на специальные механические качества специфические свойства элементов, когда последние оказываются отчасти растворенными в феррите, а отчасти входят в состав карбидов. Указанные различия хорошо иллюстрируются при сопоставлении трех следующих видов стали с одинаковым содержанием углерода:

- А. Простая углеродистая сталь с 0,35% углерода.
- В. Хромистая сталь с содержанием 2% хрома и 0,35% углерода.
- С. Молибденовая сталь с содержанием 2% молибдена и 0,35% углерода.

Образцы стали исследовались¹⁰ при одинаковой твердости 180 по Бринелю. Для обеспечения одинаковой твердости образцы каждого вида стали охлаждались из аустенитного состояния с соответствующей для каждого вида скоростью. Структура испытанных образцов точно соответствовала структуре медленно охлажденной стали, т. е. представляла собой феррит и перлит при наличии некоторой сфероидизации, так как молибденовую сталь для обеспечения низкой твердости необходимо было охлаждать сравнительно медленно. При испытании стандартных образцов с одинаковой твердостью были получены показанные на рис. 56 диаграммы

¹⁰ Тщательное изготовление и испытание образцов сталей указанного состава было выполнено R. F. Miller, R. F. Campbell, W. G. Benz, W. E. Unverzagt, W. B. Seely и W. H. Sparrow в исследовательской лаборатории United States Steel Corporation.

в координатах нагрузка-деформация. Соответствующие данные приведены в табл. 5.

Таблица 5

Показатели \ Стали	А углеродистая	В хромистая	С молибденовая
Временное сопротивление, кг/мм ²	60,7	64,2	63,0
Предел текучести, кг/мм ²	35,2	—	36,6
Условный предел текучести при деформации 0,01%, кг/мм ²	35,2	19,7	36,2
Условный предел текучести при деформации 0,1% кг/мм ²	34,4	26,0	34,9
Условный предел текучести при деформации 0,2% кг/мм ²	35,6	27,8	34,9
Удлинение на 50-мм образце, %	27,0	20,5	19,7
Удлинение на 50-мм образце при максимальной равномерной нагрузке, %	16,6	13,7	14,0
Сужение площади сечения, %	55,0	44,2	44,3
Напряжение в момент разрыва, кг/мм ²	109,0	100,0	93,3

Как и следовало ожидать, при одинаковой твердости наблюдались небольшие колебания в значениях временного сопротивления. Однако наличие легирующих элементов не привело к какому-либо улучшению пластических свойств стали. Хромистая сталь характеризуется отсутствием площадки текучести и относительно низким пределом пропорциональности. Влияние легирующих элементов, таким образом, явно различно.

Ударная вязкость этих трех видов стали определялась по Шарпи при одинаковой твердости образцов (табл. 6).

Таблица 6

Показатели \ Стали	А углеродистая	В хромистая	С молибденовая
Ударная вязкость кгм/см ² (по Шарпи)	3,46	1,1	1,52

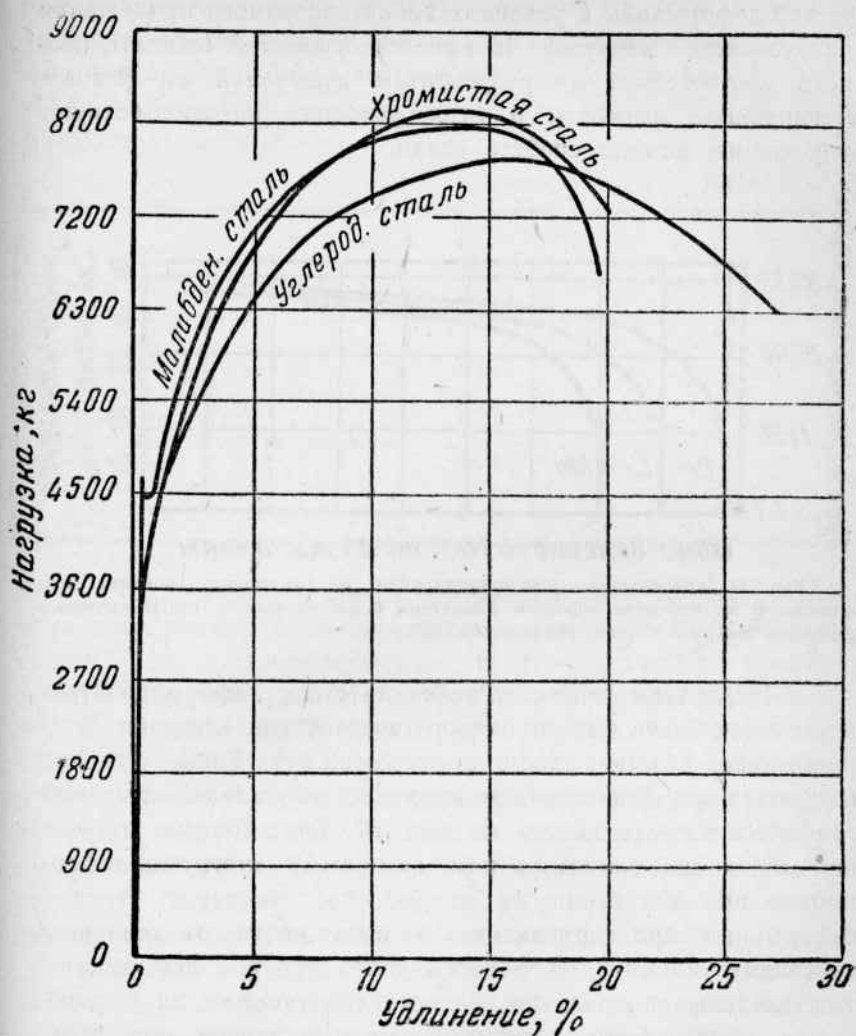


Рис. 56. Диаграммы растяжения для трех различных типов стали, содержащих: А — только 0,35% углерода; В — 0,35% углерода и 2% хрома; С — 0,35% углерода и 2% молибдена. Образцы для испытания стандартные (длина 50 мм, диаметр — 12,8 мм) (см. примечание 10).

Как видно, значения ударной вязкости оказываются различными и не связаны с показателями пластических свойств стали при испытаниях на разрыв. Поскольку испытания по Шарпи характеризуют способность стали к пласти-

ческой деформации в условиях неблагоприятного приложения разрушающей нагрузки, не имеется оснований ожидать полного соответствия их результатам испытаний на разрыв. Легирующие элементы в этих условиях не способствуют улучшению ценных свойств стали.

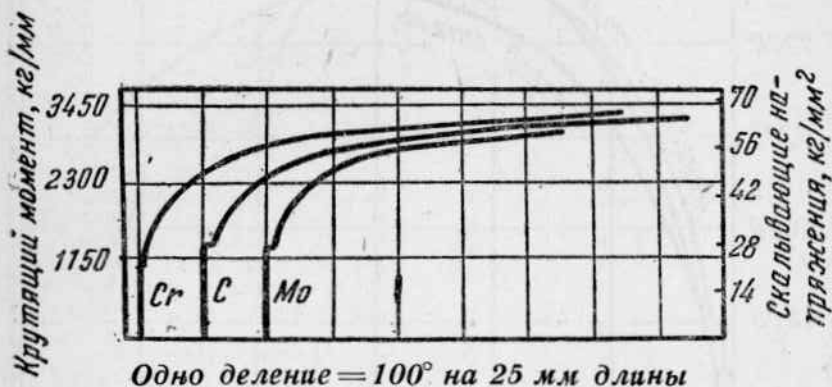


Рис. 57. Зависимость угла закручивания от крутящего момента при испытании на кручение образцов диаметром 6 мм из сталей, состав которых приведен на рис. 56 (см. примечание 10).

Исследуем теперь способность стали деформироваться в условиях более благоприятного воздействия нагрузки (разрушающее усилие равно срезающему). Такие условия создаются при испытаниях на кручение; результаты испытаний графически представлены на рис. 57. Этот график, отчасти напоминающий знакомую нам диаграмму «нагрузка-деформация» при испытании на разрыв, дает величину угловой деформации при скручивании в зависимости от величины крутящего момента. В области чисто упругой деформации максимальные напряжения на срез (получаемые на поверхности) могут быть подсчитаны; получающиеся при этом величины определяются при помощи дополнительной шкалы, нанесенной с правой стороны. Основные характеристики приведены в табл. 7.

При таком способе исследования все три вида стали характеризуются высокой пластичностью, степень которой, однако, характерна для каждого легирующего элемента. Как видно из диаграммы, более раннее появление пластической

деформации не характеризует наибольшей способности стали выдерживать деформации при статических испытаниях. Снова, как и раньше, влияние легирующих элементов на свойства стали не остается тождественным при переходе к другим методам испытаний.

Таблица 7

Показатели \ Сталь	А углеро- дистая	В хромистая	С молибде- новая
Скручивание на 25 мм длины образца, градусы	740	748	454
Крутящий момент при преде- ле текучести, кгм	16,2	—	15,7
Максимальный крутящий мо- мент, кгм	38,4	38,8	36,4
Напряжение на срез при пре- деле текучести, кг/мм ² . . .	27,2	—	26,3

Помимо установления специфических характеристик отдельных легирующих элементов, влияющих на основные свойства стали, приведением результатов испытаний преследуются и другие цели. На первый взгляд может показаться, что легирующие элементы скорее ухудшают, чем улучшают свойства стали. Могут быть получены структуры, приводящие к почти полному устранению преимуществ, связанных с применением легирующих элементов, и положительное влияние легирующих элементов превратится в отрицательное. Испытание же этих образцов на ползучесть при повышенных температурах позволило бы сделать и другие выводы.

Сравнение свойств трех видов стали после медленного охлаждения для получения низкой твердости в результате прямого превращения полезно в том отношении, что оно убеждает нас в необходимости специальной термической обработки, соответствующей данному составу стали. Представление о том, что легирующие элементы могут применяться для повышения всех свойств при всех условиях, легко рассеивается при рассмотрении приведенных результатов испытания на разрыв, удар и кручение.

Глава IV

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ОБРАЗОВАНИЕ АУСТЕНИТА

В предыдущих главах сталь рассматривалась в отожженном (или ферритно-карбидном) состоянии, при котором легирующие элементы в соответствии с их индивидуальными свойствами распределяются между ферритной и карбидной фазами. При этом было показано, что упрочняющее воздействие некоторых элементов на феррит в высшей степени специфично. В карбидной фазе элементы оказывают влияние на форму карбидов и на связанные с ней свойства, особенно на сопротивление износу, но при испытании стали на разрыв действительный состав любой твердой карбидной составляющей, при любой данной форме и степени дисперсности карбидов, повидимому, имеет лишь небольшое значение. Далее было выявлено скрытое (потенциальное) влияние легирующих элементов. Если сталь подвергается термической обработке — закалке и отпуску, то присутствие того или иного легирующего элемента может коренным образом изменить для каждого частного случая обработки характер превращения аустенита и конечные свойства продуктов этого превращения. Полученные при этом структуры, а, следовательно, и свойства, которые от них зависят, определяются, таким образом, в весьма большой степени составом и размером зерен аустенита.

ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ В СТАЛИ, НАХОДЯЩЕЙСЯ ПЕРЕД ЗАКАЛКОЙ В АУСТЕНИТНОМ СОСТОЯНИИ

При применении регулируемой скорости охлаждения (что является сущностью термической обработки) сталь должна быть предварительно нагрета с целью образования аустенита, в результате превращения которого создается ее окончательная микроструктура. Феррит и карбиды взаимно

реагируют с образованием твердого раствора гамма-железа только в условиях температуры выше определенной минимальной. Температура эта соответствует так называемой точке $A_{с3}$, и в нагретой таким образом стали образование аустенита происходит со скоростью, возрастающей по мере повышения температуры.

Значение правильного нагрева перед закалкой. Для стали со средним содержанием углерода почти общепринята практика закалки, ведущая к полному устранению феррита. Однако в более высокоуглеродистой стали часть карбидов часто не переходит в твердый раствор, а состав некоторых видов стали, например быстрорежущей, таков, что возможность полного растворения карбидов исключается. Нагрев стали при любом процессе закалки или термообработки — операция чрезвычайно важная, в некоторых случаях, помимо того, недостаточно оцениваемая.

Окончательные свойства стали очень изменяются в зависимости от растворимости карбидной фазы во вновь образующемся аустените, а также от равномерности распределения растворенного углерода и других элементов в аустените. Для большинства известных сортов стали оптимальная температура нагрева установлена путем длительного опыта; однако даже в этих случаях недооценивается фактор времени, обуславливающий продолжительность диффузии. Этот фактор определяется такими далеко не точными нормами нагрева, как «один час на 25 мм сечения». Диффузия начинается лишь после образования аустенита (при определенной минимальной температуре) и протекает со скоростью, весьма быстро возрастающей с повышением температуры нагрева. Кроме того, при большом разнообразии в составе карбидов диффузия протекает с такими различными скоростями, что по крайней мере в принципе для каждого состава требуется особый режим нагрева, обеспечивающий необходимую однородность аустенита.

Образование аустенита при диффузии углерода. До рассмотрения вопроса о влиянии отдельных легирующих элементов на температуру и на время нагрева будет полезно детально проследить при помощи микроскопа последователь-

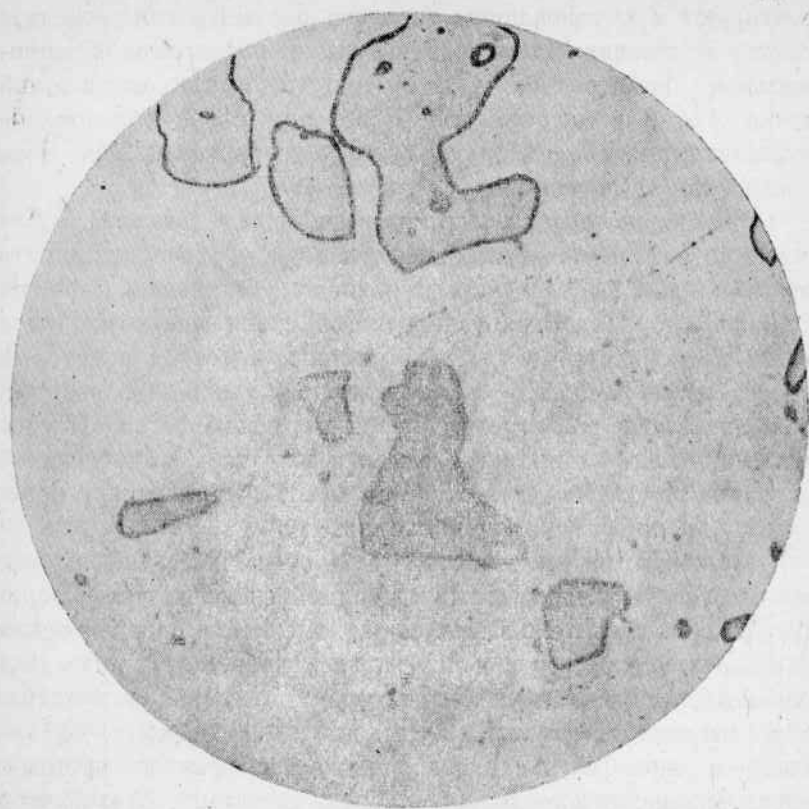


Рис. 58. Микроструктура сфероидизированной высокоуглеродистой стали; $\times 2000$ (Vilella).

ность процессов, связанных с растворением карбидных частиц в аустените. Это можно иллюстрировать на примере углеродистой, равно как и всякой другой, стали. Однако температура и время нагрева для других сортов стали могут иметь иные значения. На рис. 58 приведена с увеличением $\times 2000$ микрофотография чистого высокоуглеродистого сплава железа с микроструктурой грубосфероидизированных карбидов. Карбидные частицы кажутся серыми на белом фоне феррита; они хотя и характеризуются более высокой отражательной способностью, но феррит слегка шероховатый, фактически отражает больше света в линзы объектива. При погружении



Рис. 59. Микроструктура стали, показанной на рис. 58, после выдержки образца 5 сек., при температуре 745°C (1375°F) и последующей закалке. Видна зона диффузии углерода при образовании аустенита (в данный момент мартенсита); $\times 2000$ (Vilella).

в свинцовую ванну с температурой, примерно, 745°C небольшие образцы такой стали почти мгновенно нагреваются до температуры ванны, после чего начинается взаимодействие феррита и карбидов с образованием аустенита. Эта реакция неизбежно начинается на поверхности соприкосновения карбидов и феррита. Для изучения ее хода достаточно закалить серию образцов с последовательно возрастающим временем выдержки при данной температуре, в результате чего будут зафиксированы отдельные моменты взаимодействия при разных интервалах времени. Образовавшийся аустенит превращается при закалке в мартенсит, тогда как не перешедшие

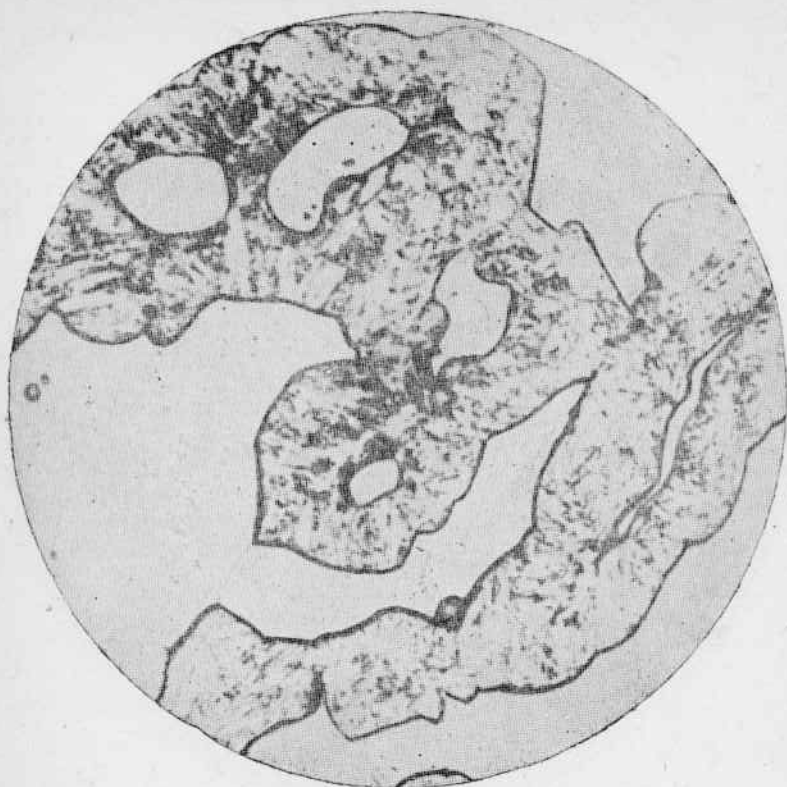


Рис. 60. То же, что на рис. 59 после выдержки 15 сек. при температуре 745° С; $\times 2000$ (Vilella).

в твердый раствор карбиды и феррит остаются неизмененными и могут быть обнаружены при микроисследовании. На рис. 59, 60 и 61 приведены микроструктуры, полученные с выдержкой в 5, 15 и 60 сек. при температуре 745°С. Микроструктура с остаточными карбидами, приведенная на рис. 61, получается при любой выдержке (свыше 60 сек.), так как содержание углерода в стали выше предела его растворимости при данной температуре. Весьма характерна сравнительно высокая скорость диффузии углерода в чистой углеродистой стали. Углерод, находившийся вначале в частицах карбида на поверхности их соприкосновения с ферритом, переместился в течение 5 сек. на 0,0075 мм, а в те-



Рис. 61. То же, что на рис. 59 и 60 после выдержки 60 сек. при температуре 745° ; $\times 2000$ (Vilella).

чение 60 сек. соответствующее количество углерода перемещается при образовании полной аустенитовой основы по крайней мере на половину расстояния между частицами карбидов. Достаточно, повидимому, иметь только 0,55% углерода для получения мартенсита, показанного на микрофотографии, и, может быть, несколько меньше углерода потребуется для превращения всей основы в аустенит при нагреве стали на данную температуру. Таким образом, нагрев при температуре 745° приводит к быстрому превращению стали в состояние аустенита с включениями карбидов, в результате чего после закалки образуется структура мартенсита с избыточными карбидами. Однако конечные продукты этих пре-

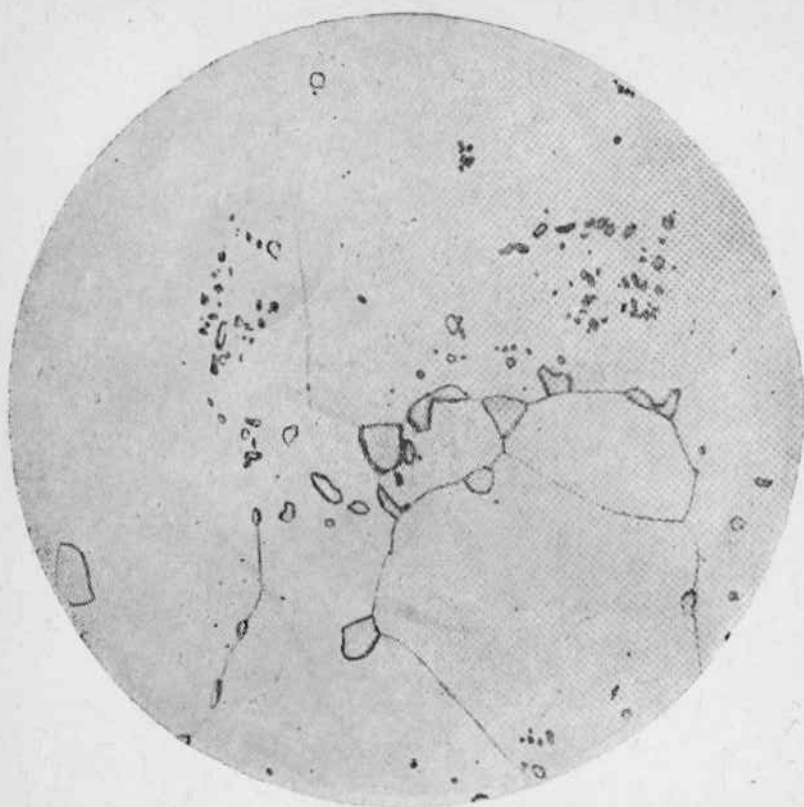


Рис. 62. Сфероидизированная структура стали с 0,2% углерода, применявшаяся для изучения растворения углерода при температуре 845° C (1550° F); $\times 1000$ (Vilella).

вращений далеко не таковы, какими могут быть в условиях полного растворения карбидов, рассчитанного на получение однородного аустенита при полном его насыщении углеродом из цементита. В тот момент, когда исчезают последние следы феррита, аустенит на границах карбидных частиц содержит приблизительно 1,1% углерода, тогда как в образовавшихся в последний момент отдаленных участках аустенита имеется лишь около 0,55% углерода. Наличие резкого градиента концентраций является условием, благоприятствующим быстрой диффузии углерода; но поскольку концентрации постепенно выравниваются, скорость диффузии соответственно

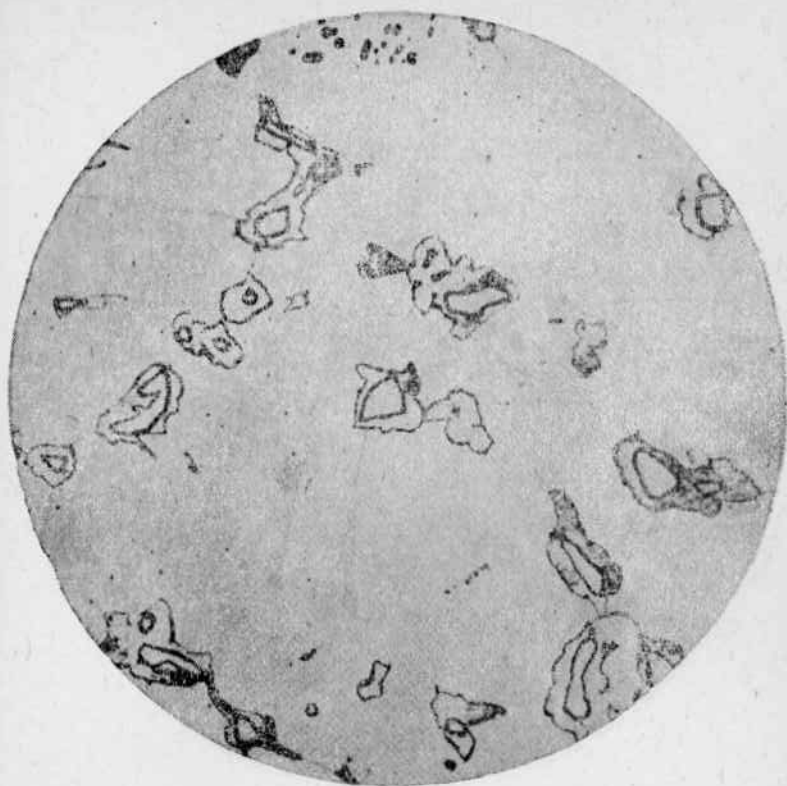


Рис. 63. Микроструктура той же стали, что на рис. 62, после выдержки 5 сек. при 845°C и последующей закалки; $\times 1000$. (Vilella).

снижается и окончание растворения и гомогенизации в действительности замедляется. Однако степень окончательной гомогенизации не имеет столь существенного значения.

Указанные положения хорошо подтверждаются также рядом микрофотографий (рис. 62—67), иллюстрирующих последовательность растворения карбидов в стали с содержанием 0,20 % углерода при температуре 845°C . Исходной является структура сфероидизированной стали, показанная на рис. 62. Микрофотографии иллюстрируют процесс диффузии углерода, как и приведенные выше микрофотографии, для случая высокоуглеродистой стали; в данном случае частицы карбидов переходит в твердый раствор ранее полного

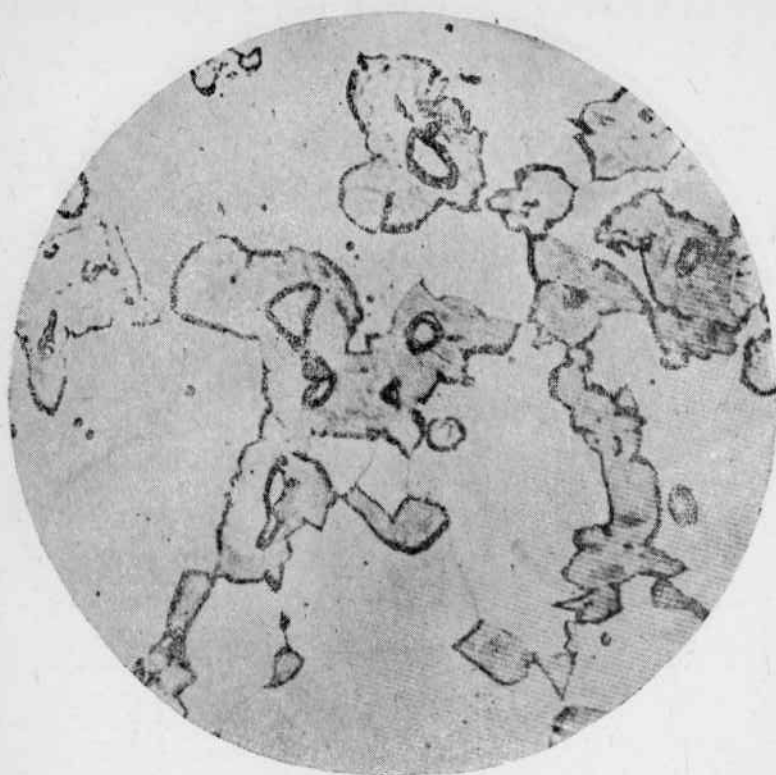


Рис. 64. Микроструктура стали, что и на рис. 62 и 63, после выдержки 8 сек. при температуре 845°C и закалки; $\times 1000$. (Vilella).

исчезновения феррита. Гомогенизация аустенита здесь поэтому может идти в направлении устранения аустенитно-ферритовой смеси. Для данной серии микроструктур следует отметить недостаточность скорости охлаждения для получения чистого мартенсита после закалки и отсюда появление сильно обедненного углеродом перлита. Хотя отмеченное обстоятельство приводит к выводу, что чисто перлитная структура может характеризоваться очень низким содержанием углерода, все же оказывается, что перлит, так же как и мартенсит, можно использовать для измерения скорости диффузии.

Кривые твердости, приведенные на рис. 68, хорошо иллюстрируют низкие средние значения твердости структур,

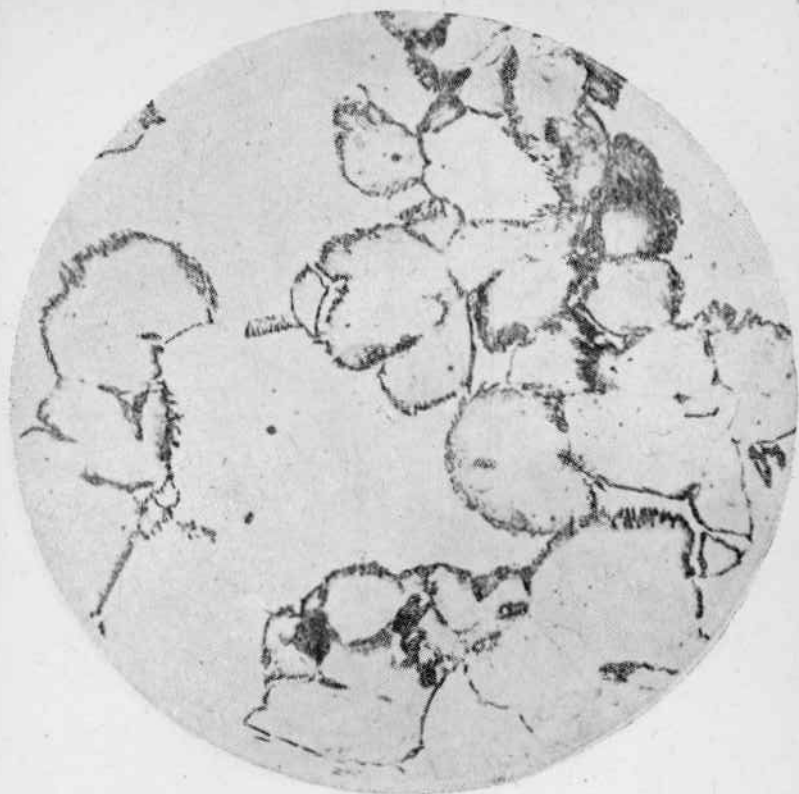


Рис. 65. То же, что на рис. 64, после выдержки 15 сек.: $\times 1000$. (Vilella).

получающихся из неоднородного аустенита, а также приближение этих твердостей к некоторым максимальным значениям при более длительном нагреве, приводящем к большей однородности аустенита.

Для упрощения количественного изучения процесса растворения карбидов рассмотреть этот процесс более желательно при постоянной температуре и изменяющемся времени выдержки, нежели при постоянном времени выдержки и повышающихся температурах. На рис. 69 приведена диаграмма, иллюстрирующая растворимость карбидов в процентах от общего количества их в стали в зависимости от времени выдержки стали при температуре 870°C . Соответственно со-

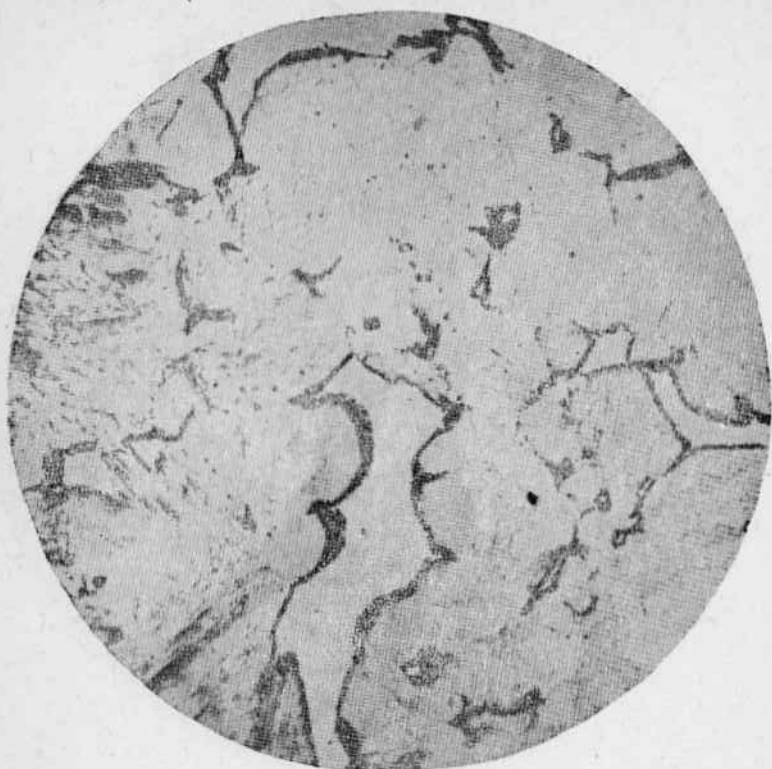


Рис. 66. То же, что на рис. 64, после выдержки 45 сек.: $\times 1000$. (Vilella).

держанию углерода 1,02% исходное количество карбидов в исследуемой стали составляло приблизительно 15,5%. Интересно отметить, что 80% этих карбидов растворяется в течение 10 сек., а полное их растворение не заканчивается и за 30 мин.; фактически следы наиболее крупных из них оставались и после часовой выдержки при 870°C . Настоящая кривая построена по данным, полученным методом электролитического выделения карбидов, причем эти данные сопоставлены с результатами, полученными по надежному, хотя и весьма трудоемкому методу измерения площадей отдельных фаз под микроскопом. Исходная структура показана на рис. 70 при увеличении $\times 1000$.

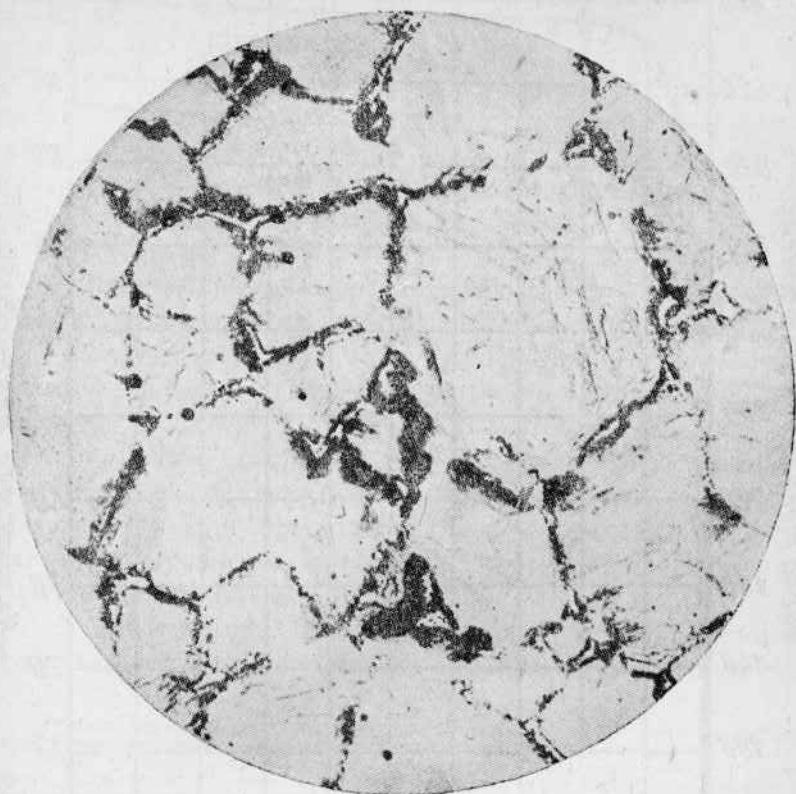


Рис. 67. Конечная структура стали рис. 62—66 после выдержки 8,5 мин. при температуре 845° C; $\times 1000$ (Vilella).

На основе такого количественного изучения растворимости карбидов в углеродистой стали сравнительно нетрудно получить более или менее правильное представление о соответствующих реакциях в легированных сортах стали, о которых имеется очень мало данных. Существенно, что переход карбидов в твердый раствор полностью или частично, в зависимости от условий, вначале происходит при достижении определенной температуры с большой скоростью, а затем постепенно замедляется, причем механизм процесса в основном таков же, каким он описан выше на примере углеродистой стали, за исключением иных значений скорости реакций. Нужно иметь в виду, что температуры, при которых

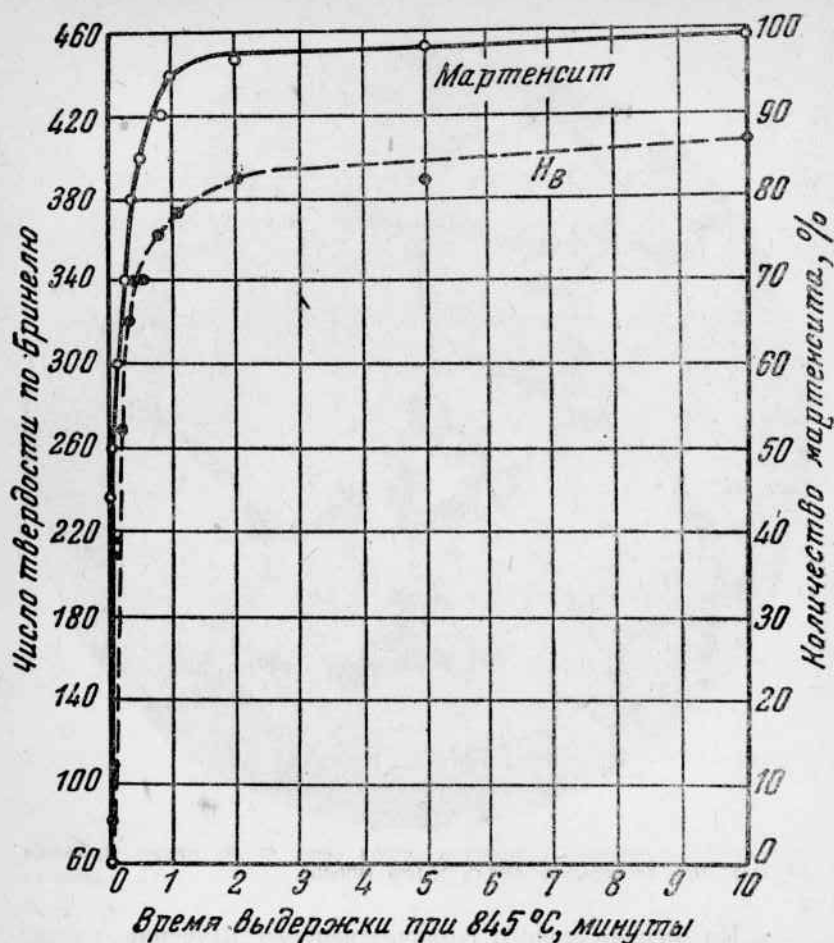


Рис. 68. Повышение твердости в закаленной стали, структура которой показана на рис. 62—67, в зависимости от времени выдержки. Приводится также количество мартенсита (аустенита).

возможно подобное растворение в стали с различным содержанием легирующих элементов, определенным образом зависят от их количества.

Выбор температуры нагрева. Выбор оптимальной температуры нагрева для закалки или нормализации легированной стали любого состава лучше всего производить на основе экспериментального изучения интересующих нас свойств стали при различном нагреве образцов; требуемые для этой

цели затраты не должны служить препятствием к проведению такого предварительного изучения.

Для правильного понимания основных факторов, определяющих оптимальную температуру нагрева, необходимо изучить условия образования аустенита в тройных железо-углеродистых системах в области повышенных температур при возрастающем содержании отдельных легирующих элементов в стали.

Пространственные модели тройных систем и их сечения.

Для изучения тройных систем удобнее всего было бы иметь для всех них объемные или пространственные модели диаграмм равновесия¹¹. В действительности такие модели, аналогичные приведенной на рис. 71¹², построены далеко не для всех изучаемых систем, к тому же, если такие модели и имеются, они не могут найти применения ни в качестве диапозитивов для эпидиоскопа, ни для передачи их изображений на страницах книги. Даже фотографии таких моделей обычно малопонятны.

Для некоторых элементов тройные системы в условиях равновесного состояния хорошо изучены и сечения объемных

¹¹ Ниже приводятся дополнительные замечания, касающиеся трехмерных или пространственных моделей тройных диаграмм равновесия.

Рис. 46 иллюстрирует метод изображения тройных систем в плане. Если надо показать, при каких температурах происходят соответствующие изменения в составе фаз тройных систем, достаточно восстановить перпендикуляры к различным точкам на плане и отложить на них в принятом масштабе температуры этих изменений. При достаточно большом числе перпендикуляров (т. е. составов) с отмеченными на них температурными пределами существования отдельных фаз можно построить поверхности, определяющие пределы существования отдельных фаз данной тройной системы.

Очевидно, можно создать соответствующие диаграммы в любой вертикальной плоскости для всех составов данной тройной системы при данном содержании одного из компонентов. Сечение пространственной модели такой вертикальной плоскостью, приведенное на рис. 72, является типичной диаграммой сечений пространственных моделей. Трехмерные пространственные модели обычно строятся по таким диаграммам сечений при достаточном их числе для отдельных компонентов, остающихся постоянными для данного сечения.

Пространственные модели, приведенные на рис. 71, являются идеализированным примером пространственных моделей диаграмм равновесия железных сплавов. Двухфазная зона, ограниченная двумя поверхностями сложной кривизны, изображена схематически: двухфазная зона случая А характерна для сплавов железо-марганец-никель; случая В — для сплавов железо-вольфрам-молибден и случая С — для сплавов железо-никель-молибден.

Следует иметь в виду, что различные сечения объемных диаграмм дают возможность установить только, какие фазы (в условиях их равновесия) могут существовать при различном содержании углерода. Ни состав, ни количество отдельных фаз в гетерогенной области такими диаграммами не определяются. Необходимо к этому добавить, что такая диаграмма не показывает также, в течение какого времени происходят соответствующие изменения состава фаз при изменении температуры системы.

¹² Рис. 71 вычерчен по способу Кестера и Тонна. Archiv für das Eisenhüttenwesen, vol. 7, 1933—1934, стр. 193—200.

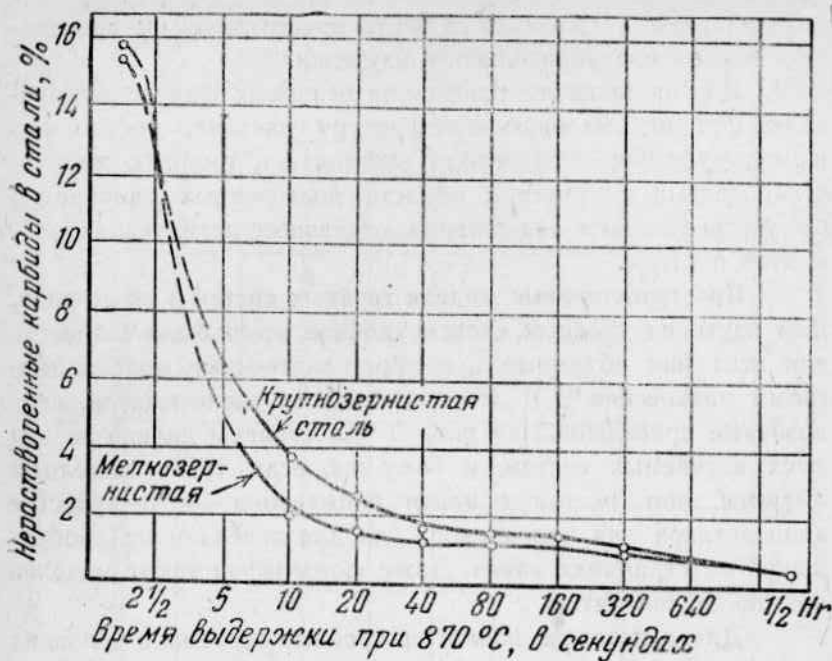


Рис. 69. Количество карбидов, оставшихся неразстворенными в эфери-дизированной углеродистой стали с 1% углерода в зависимости от времени выдержки при температуре 870°C. Наблюдается подобие в результатах для мелкозернистой и крупнозернистой стали.

моделей их пригодны для различного содержания легирующего элемента или углерода; для других же элементов соответствующие данные или совсем отсутствуют, или далеко недостаточны.

Так, например, на рис. 72 приведена подробная диаграмма, соответствующая сечению объемной модели вертикальной плоскостью, проходящей по оси температур (ордината), и по оси содержания углерода (абсцисса) для тройной системы железо—углерод—хром при содержании хрома 12%. Очевидно, такие диаграммы позволяют, исходя из трехфазных или двухфазных областей с ферритом или с карбидами, установить не только состав и температуру нагрева, которые обеспечивают получение чистого аустенита, но и условия появления первых следов аустенита. Диаграмма дает возможность установить условия образования как цементита, так и кри-

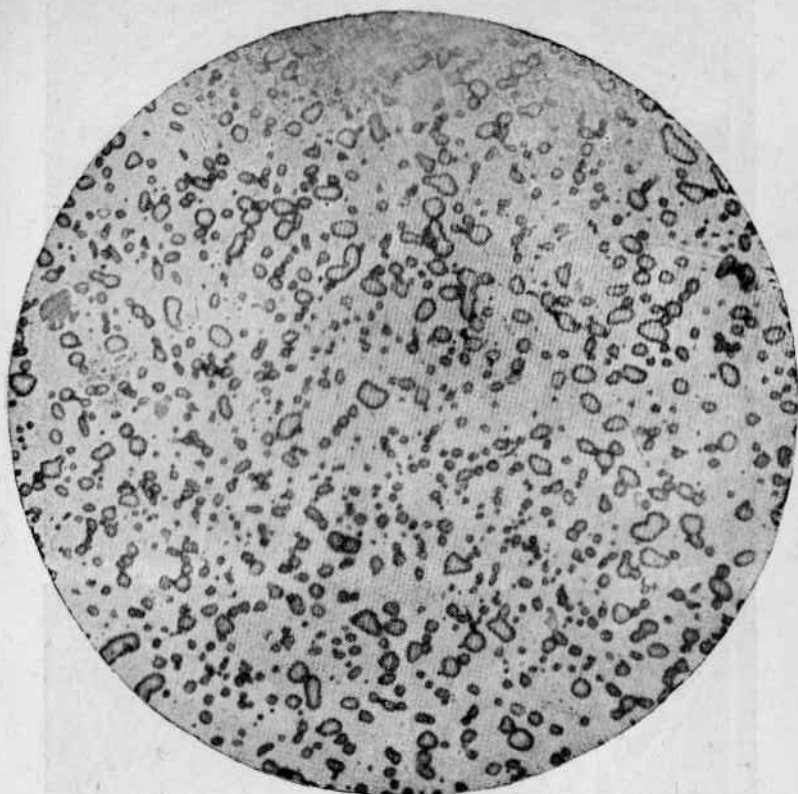


Рис. 70. Микроструктура сфероидизированной углеродистой стали с 1% углерода, для которой построены кривые на рис. 69; $\times 2000$ (Vilella).

сталлов специальных карбидов. Однако такие диаграммы достаточно сложны.

Сокращенные диаграммы сплавов для областей чистого аустенита. Чтобы получить достаточное представление об общем характере действия легирующего элемента, можно ограничиться менее детальным изучением температур нагрева, необходимых для образования аустенита при различных его составах. В соответствии с этим следует пользоваться сериями сокращенных диаграмм, на которых наносятся составы и температуры, соответствующие только области образования чистого аустенита. Для дальнейшего упрощения отдельные сокращенные диаграммы, отвечающие некоторым характер-

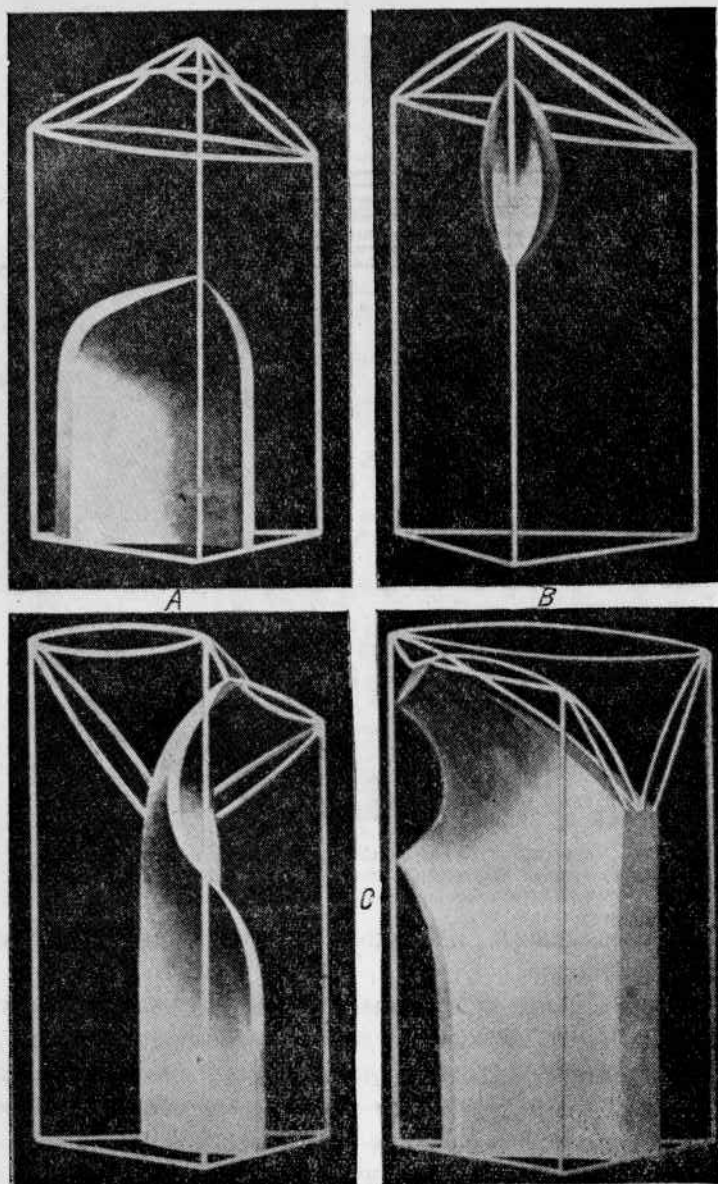


Рис. 71. Идеализированные примеры объемных диаграмм равновесия тройных систем: А — системы типа железо—никель—марганец; В — системы типа железо—вольфрам—молибден; С — системы типа железо—никель—молибден.

Область, соответствующая твердой детали, двухфазная (Köster и Tonn).

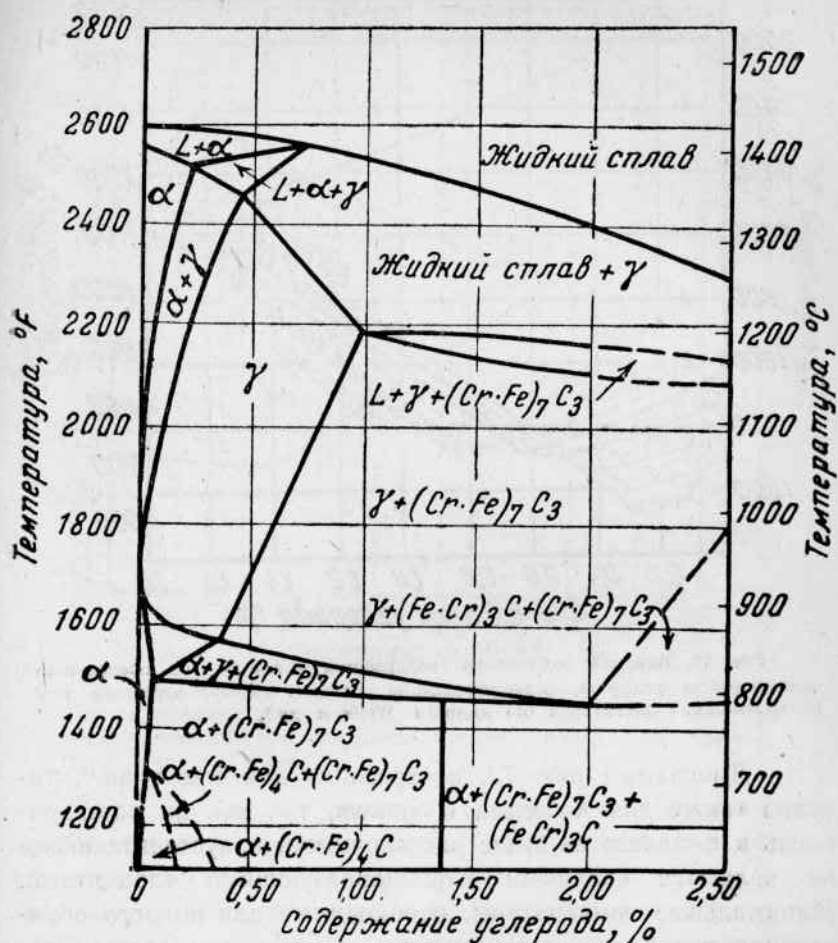


Рис. 72. Сечение тройной пространственной диаграммы равновесия для системы Fe-Cr-C при содержании в сплавах 12% хрома (необходимо отметить, что эта диаграмма не является бинарной и не может быть использована как таковая) (Tofaute, Küttner и Büttinghaus).

ным содержаниям легирующего элемента, совмещаются на одной диаграмме, обеспечивая этим наглядность представления о влиянии легирующего элемента на условия образования аустенита. Пунктирными линиями на каждой диаграмме ограничивается при этом область аустенита для обычной углеродистой стали.

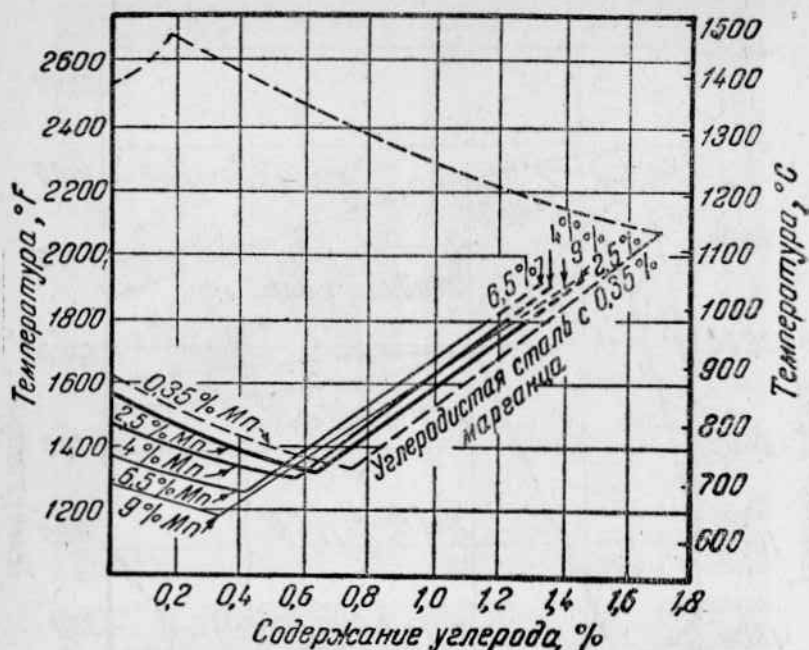


Рис. 73. Влияние различного содержания марганца на предельные концентрации углерода, ограничивающие область чистого аустенита при повышенных температурах (по данным Wells и др.).

Диаграмма рис. 73, построенная для марганца¹³, типична также для кобальта и никеля, так как их растворимость в α -железе не выше растворимости в аустените и они не являются сильными карбидобразующими элементами. Минимальные температуры, необходимые для полного образования аустенита, понижаются с увеличением содержания марганца, а содержание углерода, соответствующее этим минимальным температурам, как во всех других системах, уменьшается с повышением содержания легирующего элемента.

Термин эвтектонд теряет, строго говоря, смысл в применении к некоторым составам стали, но его и можно сохранить для обозначения как состава, так и минимальной температуры, необходимой для образования чистого аустенита, в соответствии с данными диаграммы. Диаграмма

¹³ См. подстрочное примечание 7.

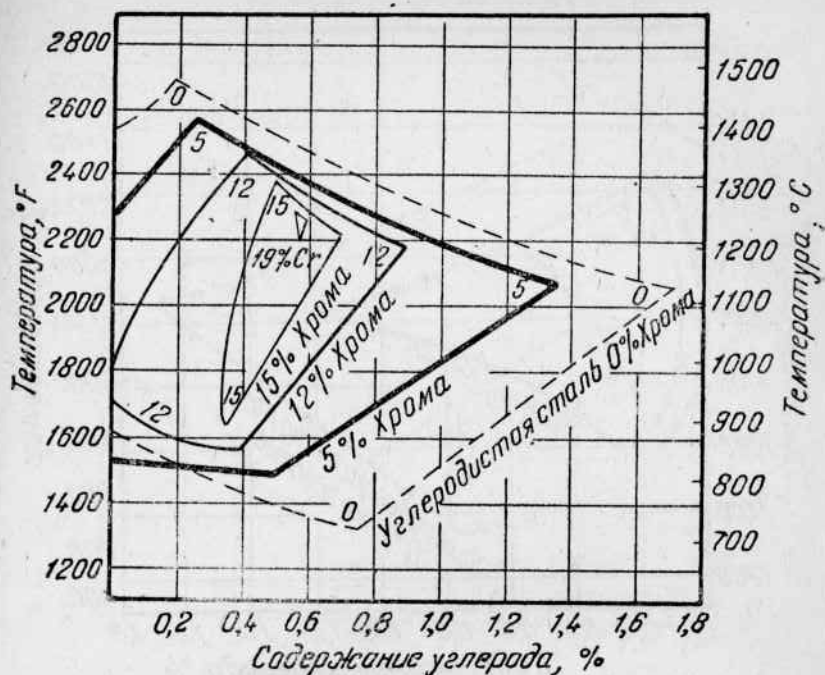


Рис. 74. Влияние различного содержания хрома на предельные концентрации углерода, ограничивающие область чистого аустенита при повышенных температурах (по данным Tofaute, Küttner и Büttinghaus).

рис. 74 указывает на сужение области чистого аустенита с увеличением содержания хрома¹⁴ и на полное исчезновение аустенита как отдельной фазы при содержании хрома около 20%. Следует отметить, что при малом содержании углерода хром вначале снижает температуру перехода феррита при нагреве в аустенит, но с более высоким содержанием хрома эта температура повышается. Диаграмма для молибдена¹⁵ на рис. 75 немногим отличается по своему характеру от диаграммы для хрома, но здесь в случае содержания около 8,2% молибдена область чистого аустенита исчезает при любой температуре. С любым увеличением содержания молибдена температура превращения неизбежно повышается. По своему воздействию на образование аустенита молибден очень

¹⁴ См. подстрочное примечание 7.

¹⁵ См. подстрочное примечание 7.

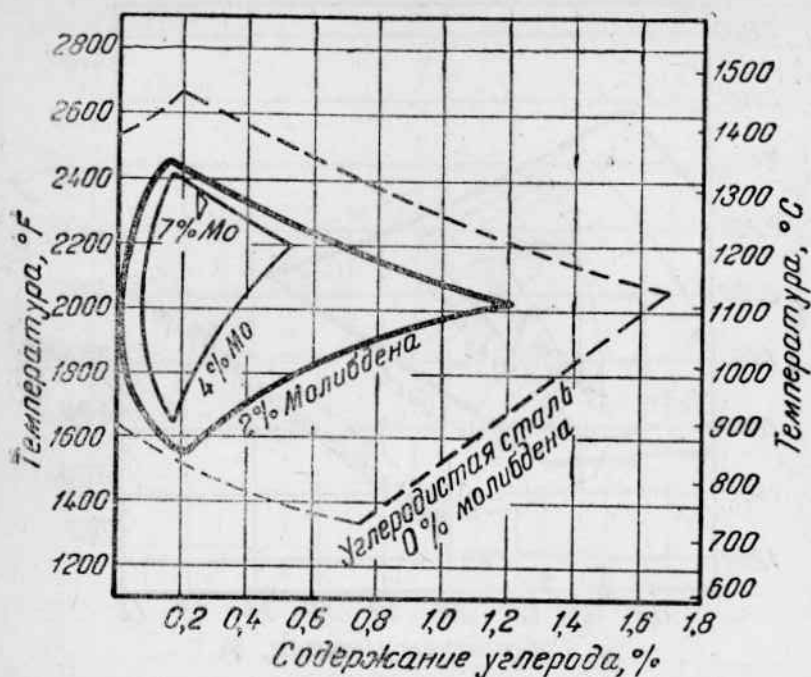


Рис. 75. Влияние различного содержания молибдена на предельные концентрации углерода, ограничивающие область чистого аустенита при повышенных температурах (по данным Takei).

похож на вольфрам, но более резко, чем вольфрам, ограничивает область чистого аустенита. Для полного устранения области чистого аустенита требуется при любом содержании углерода примерно 12% вольфрама¹⁶. Кремний в противоположность вольфраму и молибдену не является карбидобразующим элементом, но он резко ограничивает область чистого аустенита и в соответствии с диаграммой, приведенной на рис. 76¹⁷, вызывает полное устранение этой области при со-

¹⁶ См. подстрочное примечание 7.

¹⁷ «A Metallographic Investigation of the Iron-Silicon-Alloys» (Металлографическое исследование сплавов железо-углерод-кремний). Technical Report, Tohoku, vol. 9, 1, 1929-1930, стр. 515-565. «A Contribution to the constitution of the Iron-Carbon-Silicon System» (Сообщение о строении системы железо-углерод-кремний), Kriz и Poboril, Journal Iron and Steel Institute, vol. 122, 1930, стр. 191-213. «On the constitution of the Iron-Carbon-Silicon System» (Сообщение о строении системы железо-углерод-кремний). ч. 2-я. Сечение трехмерной диаграммы при 8% кремния. Collection of Czechoslovak Chemical Communications, vol. 3, 1931, стр. 61-72. См. монографию «Alloys of Iron and Silicon» (Сплавы железа и кремния), Greiner, March и Stoughton Engineering Foundation, Mc Graw-Hill, 1933.

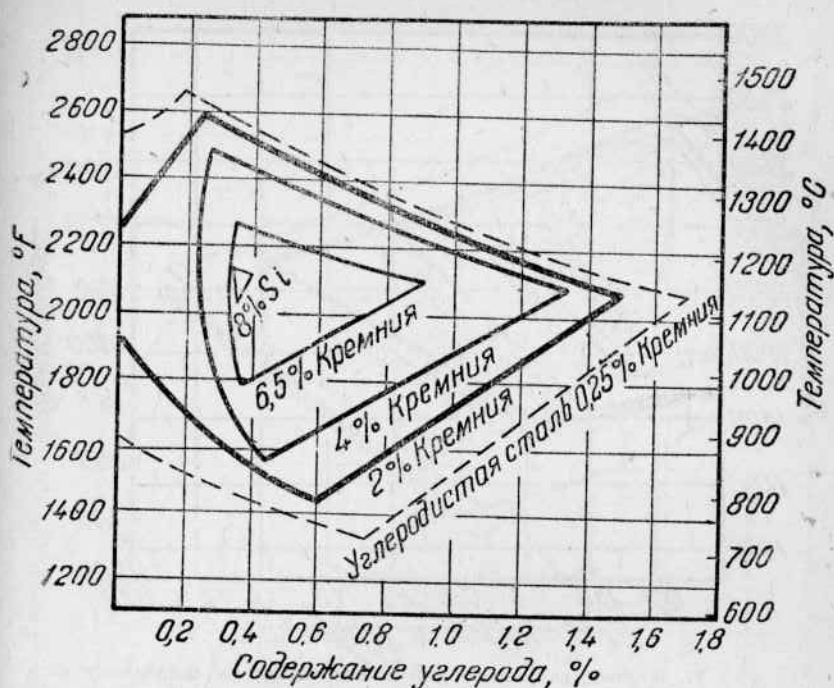


Рис. 76. Влияние различного содержания кремния на предельные концентрации углерода, ограничивающие область чистого аустенита при повышенных температурах (по данным Sato).

держании около 8,5%. Диаграмма рис. 77 показывает, насколько резко ограничивается область чистого аустенита титаном¹⁸; при его содержании в 1% аустенит полностью исчезает. Естественно ожидать, что ванадий оказывает по сравнению с молибденом и титаном некоторое промежуточное воздействие, и вероятно в стали с содержанием 0,25—0,30% углерода и около 4,5% ванадия область чистого аустенита исчезает в пределах температуры 1250—1300°C.

Пользуясь этими диаграммами, следует помнить, что на них, в зависимости от содержания отдельных легирующих элементов, показаны области образования *чистого* аустенита, находящегося приблизительно в условиях равновесного состояния. Составы, расположенные правее «треугольников»

¹⁸ См. подстрочное примечание 7.

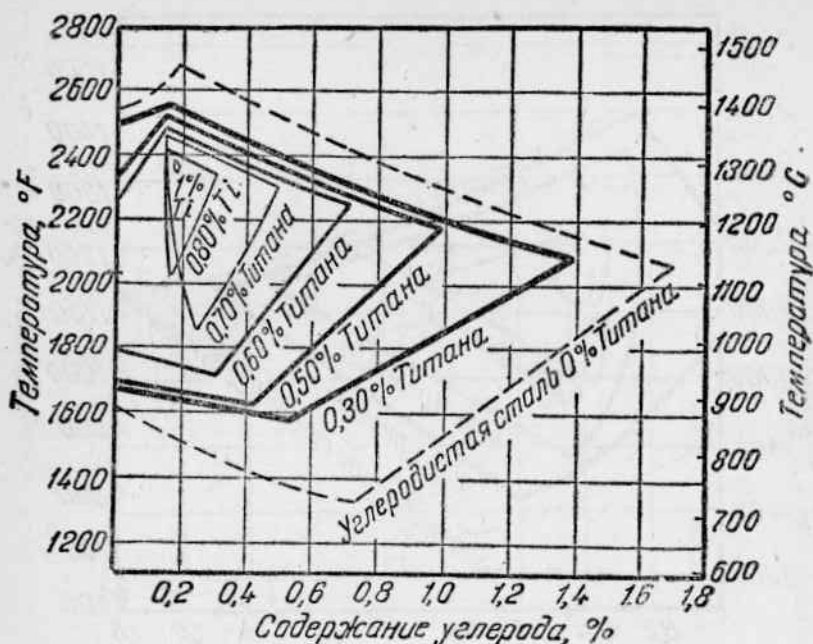


Рис. 77. Влияние различного содержания титана на предельные концентрации углерода, ограничивающие область чистого аустенита при повышенных температурах (Tofaute и Büttinghaus).

диаграммы, в основном аустенитны с постепенным увеличением количества карбидов (или, возможно, графита при высоком содержании кремния); строение многих составов стали для инструмента или рассчитанных на сопротивление износу при истирании именно таково.

Ниже области чистого аустенита, т. е. в области более низких температур, располагается область одновременного существования трех фаз — феррита, аустенита и карбидов даже в условиях равновесия. Слева от области чистого аустенита находится область аустенита с большим или меньшим содержанием феррита (растворы в α - или δ -железе).

Границы составов, определяющих область существования аустенита при постоянной температуре. Приведенные выше диаграммы представляют собой вертикальные сечения пространственных моделей, сопоставленные с диаграммами углеродистой стали. Они характеризуют воздействие на обра-

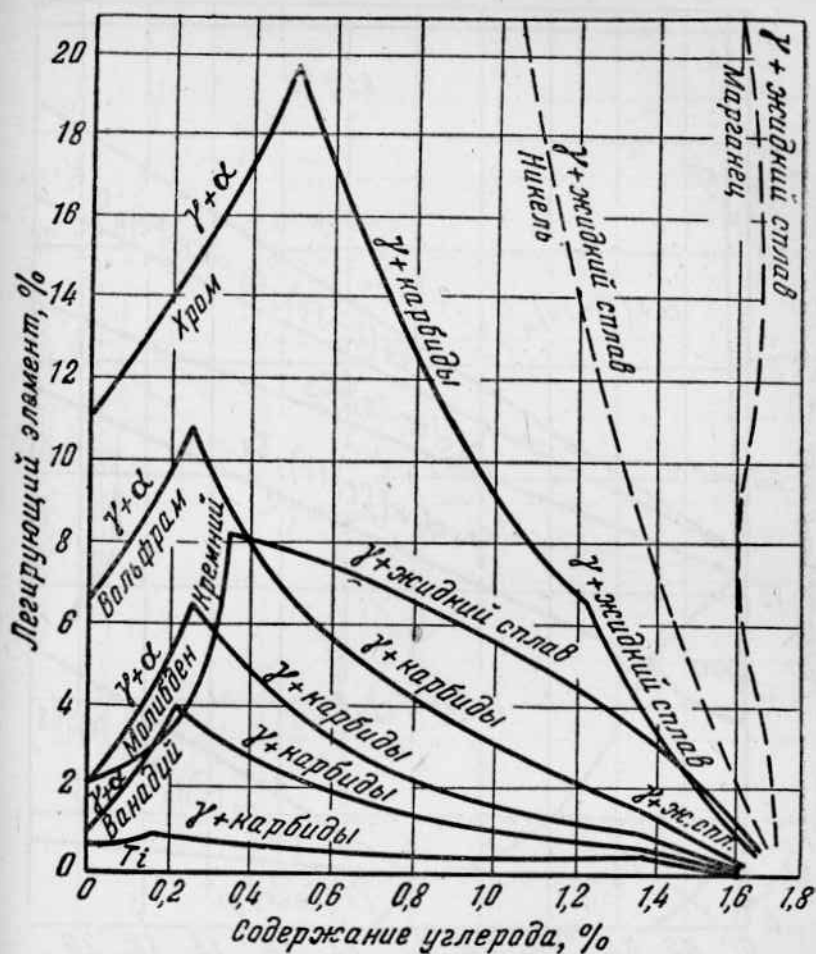


Рис. 78. Пределы растворимости различных элементов в чистом аустените при температуре 1150° С, в зависимости от содержания углерода. Составы, лежащие ниже приведенных кривых, являются аустенитными.

зование аустенита двух обширных классов легирующих элементов: 1) сужающих область аустенита и 2) расширяющих ее или оказывающих на нее небольшое влияние, каковы, например, марганец, никель и кобальт. Для более прочного запоминания этих соотношений и ясного о них представления полезно определить границы существования аустенитовых

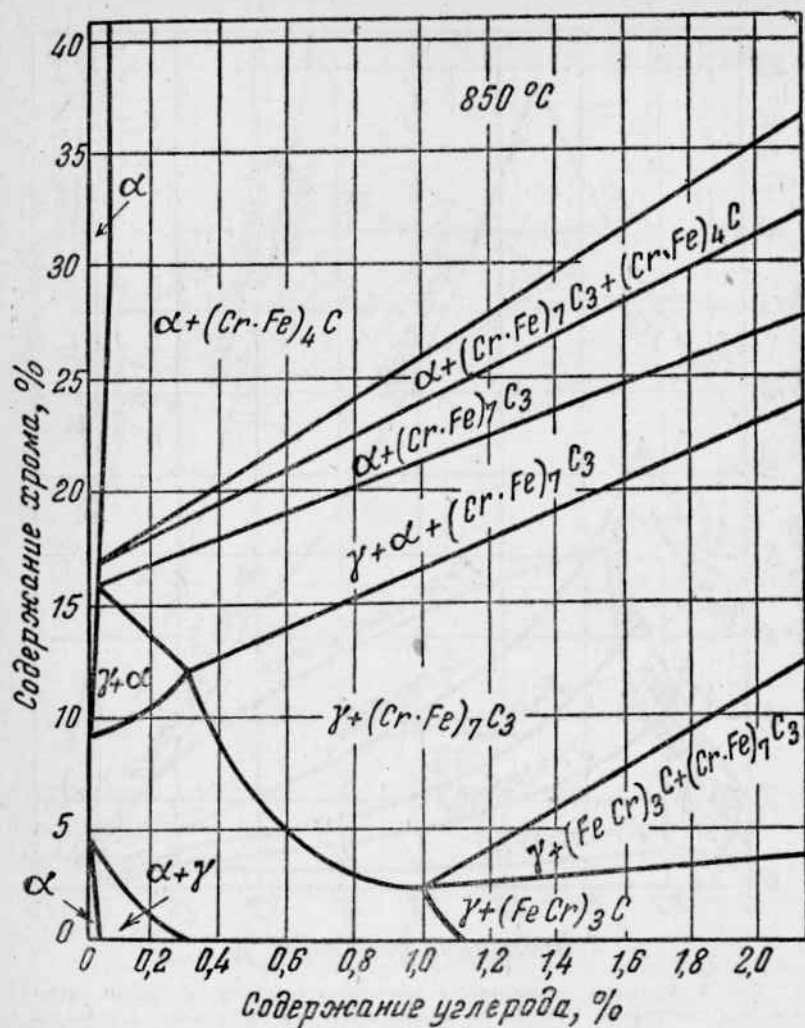


Рис. 79. Пределы растворимости для областей с различными фазами в системе железо—хром—углерод при 850° C (1560° F) (Tofaute, Küttner и Buttinghaus).

областей в зависимости от содержания углерода и отдельных легирующих элементов при одной определенной температуре нагрева. Для этой цели можно выбрать максимальную температуру, при которой насыщенный углеродом аустенит углеродистой стали может еще полностью оставаться в твердом

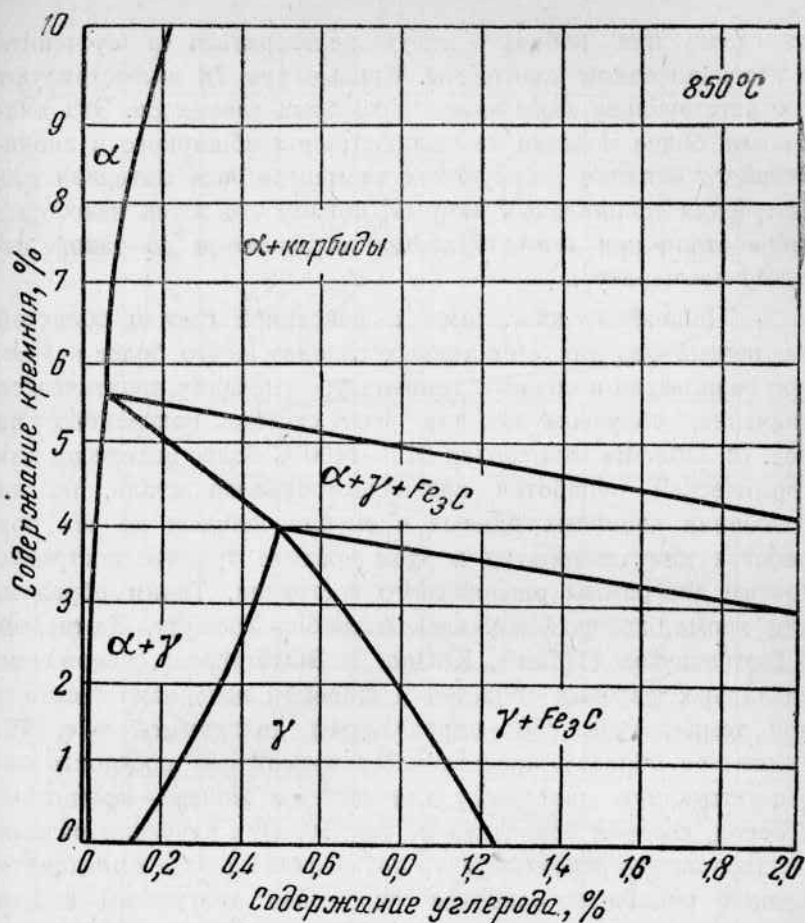


Рис. 80. Пределы растворимости для областей с различными фазами в системе железо—кремний—углерод при 850° С (1560° F). (Sato).

состоянии, или, другими словами, температуру максимальной растворимости углерода в аустените (примерно 1150°С для железоуглеродистых сплавов). При этой температуре на диаграмме концентраций углерода и легирующих элементов можно нанести площади, определяющие границы областей аустенита. Как и следовало ожидать, с увеличением содержания хрома, вольфрама, молибдена, кремния, ванадия или титана суживаются пределы растворимости углерода в аустените и площадь вполне замыкается, между тем как никель,

марганец или кобальт могут растворяться в аустените в неограниченном количестве. Кривые рис. 78 иллюстрируют соответствующее воздействие некоторых элементов. Эта диаграмма более полезна как иллюстрация обширного и значительного влияния легирующих элементов, чем материал для получения специальных данных, потому что лишь некоторые виды стали при термообработке нагреваются до такой высокой температуры.

Подробные диаграммы с фиксацией границ областей различных фаз для всех данных сплавов и, что более важно, при равновесии в области температур, имеющих практическое значение, получены не для всех систем, показанных на рис. 78. Область температур 815—1100°C более интересна для термической обработки среднелегированной стали, но на основании неполных данных в опубликованных до сих пор работах для температур в этом пределе труднее построить точные диаграммы равновесного состояния. Таким образом, для хрома, который изучался подробно Тофауте, Кютнером и Бютингаузом (Tofaute, Küttner и Büttlinghaus), положение различных фазовых областей в широком интервале составов при температуре 850° определяется диаграммой рис. 79. Таким же образом представилось возможным построить соответствующую диаграмму для системы железо—кремний—углерод, которая приведена на рис. 80. При изучении разных сплавов можно рекомендовать построение на базе имеющихся данных подобные наиболее вероятные диаграммы и для других систем; результаты такого построения будут полезны как первое приближение.

Эвтектоидные составы и их температуры в легированной стали. Часто при данном содержании легирующего элемента желательно знать, какое содержание углерода соответствует «эвтектоидному составу», а также каковы самые температуры эвтектоидных составов, т. е. минимальные температуры образования полностью аустенитовой структуры.

На рис. 81 приведена диаграмма, определяющая как эвтектоидные температуры, так и эвтектоидные составы наиболее известных легирующих элементов. Нет ни одного элемента, который изменял бы эвтектоидный состав систем

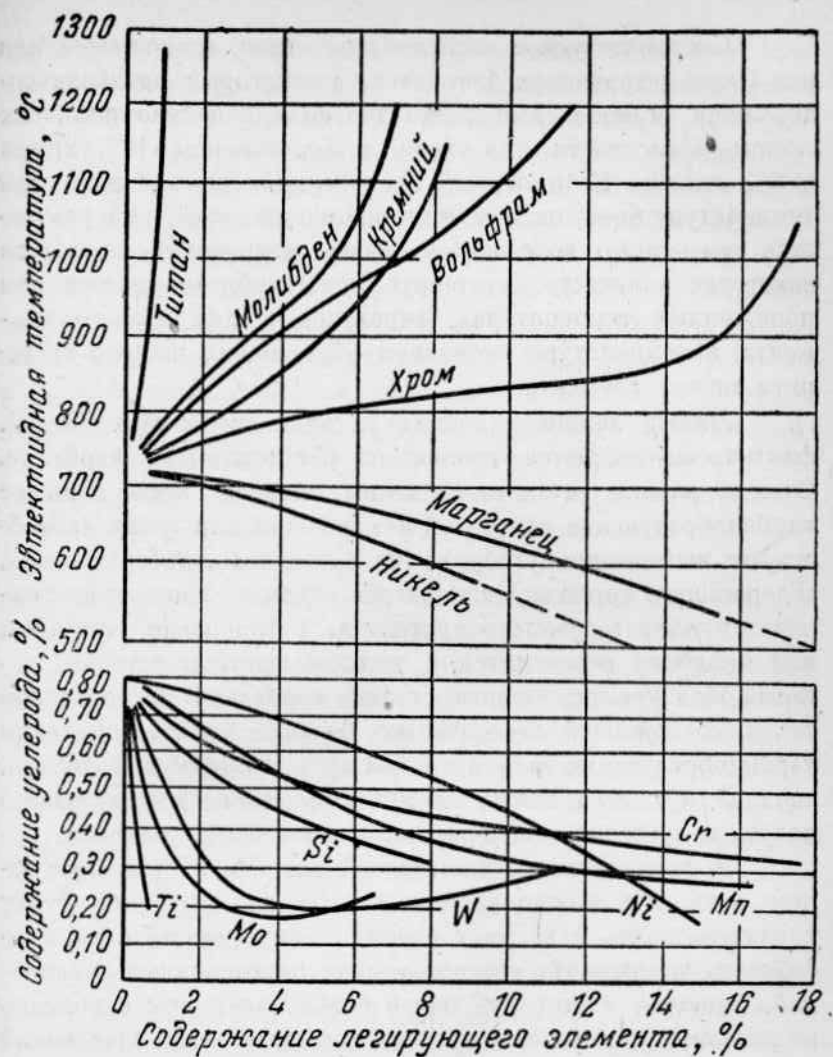


Рис. 81. Влияние различных легирующих элементов на эвтектоидный состав и на температуру эвтектоидного превращения.

в сторону более высокого содержания углерода, тогда как температура образования аустенита повышается одними элементами и понижается другими. Однако действие каждого легирующего элемента вполне специфично и характерно для каждого данного элемента.

Систематическое исследование стали, содержащей два или более легирующих элементов, в некоторых пределах содержания углерода выполнено только для весьма немногих систем, в частности для стали с содержанием 18% хрома и 8% никеля. Если первый легирующий элемент повышает температуру превращения, а второй понижает ее, то в результате суммарного воздействия обоих легирующих элементов некоторое количество аустенита может образовываться при пониженных температурах, характерных для второго элемента, а температура окончания образования чистого аустенита может повыситься.

Линии, лежащие справа на диаграммах рис. 73—77, фактически являются границами растворимости карбидов. Отсюда можно установить, каким образом такие сильные карбидобразующие элементы, как ванадий или титан, способствуют вытеснению углерода из аустенита любого состава, содержащего карбиды, если нагрев стали не доведен до температур области чистого аустенита. Установлено, что хром или молибден переводятся в твердый раствор титаном, который образует специальные стойкие карбиды. В легированной стали, содержащей относительно большое количество таких карбидобразующих элементов, как хром, вольфрам, молибден, ванадий и т. д., а также кремний, практически невозможно получить аустенит с содержанием выше 0,3% углерода.

В соответствии с диаграммой рис. 78, карбидобразующие элементы можно расположить в ряд, который будет характеризовать в весовых единицах их относительную способность удерживать углерод в виде определенных соединений. Включая в этот ряд более редкие элементы в порядке возрастания их действия, получим приблизительно следующий ряд — марганец, хром, вольфрам, молибден, тантал, ванадий, ниобий, титан. Вероятно, уран имеет более сильное влияние, чем любой другой легирующий элемент (возможно, за исключением титана), однако его действие недостаточно изучено.

Равновесное состояние и скорость растворения (диффузии). До сих пор образование аустенита в стали, содержащей легирующие элементы, рассматривалось нами в условиях *равновесного состояния*. Нельзя предполагать, что спе-

циальные карбиды растворяются в течение такого же промежутка времени, как и цементит углеродистой стали. Углерод диффундирует с относительно большой скоростью даже при 750°; в углеродистой стали только углерод и должен диффундировать при образовании аустенита. В легированной стали легирующие элементы также должны диффундировать, а малая скорость миграции некоторых металлических элементов была неоднократно установлена. В частице карбида, богатого молибденом, так называемой омега-фазы (ω) содержание молибдена доходит до 80—90%. Безотносительно к составу стали в целом, образование аустенита в таком месте наступит лишь после удаления молибдена путем диффузии до максимально возможного его содержания, т. е. 8%. Такая полнота удаления элемента завершится в течение практически приемлемого промежутка времени лишь при наиболее высокой возможной температуре нагрева, чем легко объясняется применение высоких температур нагрева для высоковольфрамовой и высокомолибденовой стали.

Установлено также, что для составов стали с небольшими количествами сильных карбидобразующих элементов гомогенизация аустенита в отношении легирующего элемента часто не обеспечивается. Часто нет необходимости переводить в твердый раствор углерод, связанный легирующим элементом, так как содержание углерода в аустените оказывается достаточным и при сохранении карбидов; однако свойства стали изменились бы при полном растворении легирующего элемента в аустените.

Вопрос о полноте растворения медленно растворяющихся легирующих элементов весьма важен и с достаточной несомненностью предопределяет различные свойства одной и той же стали в различных условиях.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В НАГРЕТОЙ СТАЛИ

В печи, подготовленной для закалки, легированная сталь нагревается обычно с расчетом на образование возможно большего количества аустенита, в котором растворяется относительно большое количество всех элементов.

Пять основных типов возможного распределения элементов в незакаленной или отожженной стали здесь, повидимому, не столь обязательны. В основном легирующие элементы распределяются в нагретой стали в следующем виде:

- 1) растворенными в аустените,
 - 2) связанными в карбидах,
 - 3) связанными в неметаллических включениях.
- (Нерастворимые интерметаллические соединения помимо нитридов в рассматриваемых сортах легированной стали неизвестны, а что касается включений в виде отдельных элементов, то вероятно может существовать в виде жидких включений только свинец выше некоторых предельных концентраций.)

Мы видели, что в аустените растворяется неограниченное количество никеля, марганца и кобальта и может растворяться несколько процентов любого из обычных металлов, за исключением титана. Особо интересующие нас виды стали (со средним содержанием углерода) могут быть нагреты до перехода в почти полностью аустенитовое состояние. Даже элементы, способствующие образованию феррита и характеризующиеся в отсутствие углерода невысокой растворимостью в аустените, растворяются более заметно при содержании в стали 0,20—0,30 % углерода.

Элементы, растворенные в аустените. По своей структуре аустенит легированной стали, повидимому, не отличается от аустенита углеродистой стали, но он более тверд при всякой данной температуре и более труднообрабатываем при прокатке и ковке. Если бы можно было исследовать аустенит легированной стали при высоких температурах под микроскопом, мы вероятно не нашли бы никакого указания на присутствие легирующих элементов, если не считать более высокой температуры укрупнения зерна и вследствие этого обычно большей мелкозернистости стали при данной температуре. Значительные различия свойств аустенита разного состава существуют в скрытой форме и проявляются только

при закалке в виде неодинаковой скорости превращения аустенита.

Элементы в нерастворенных карбидах. Нерастворившиеся карбиды понижают концентрацию углерода в аустените ниже средней его концентрации. Если концентрация легирующих элементов в карбидной фазе оказывается выше концентрации этих элементов в стали в целом, очевидно содержание этих элементов в аустените будет в такой же степени меньшим. Это наблюдается в стали, в состав которой входят хром, вольфрам, молибден, ванадий и титан, а в небольшой степени даже в стали со средним содержанием марганца. В огромном большинстве случаев при применении среднелегированной стали со средним содержанием углерода значение этого фактора невелико, потому что нерастворенными остаются лишь небольшие количества карбидов. Наиболее известный пример обеднения аустенита — это хромистая сталь, содержащая титан. Весьма устойчивые богатые титаном карбиды, оставаясь нерастворенными, приводят к снижению прокаливаемости этой стали почти до прокаливаемости сплавов, не содержащих углерода. Устойчивые, нерастворенные частицы карбидов являются в этом случае просто инертными включениями и играют при термообработке лишь некоторую пассивную роль.

Приближение к равновесному состоянию при растворении карбидов и, следовательно, получение однородного аустенита в стали, содержащей карбидобразующие элементы, замедляется в известной мере самими частицами карбидов. Во времяковки или прокатки, которые по необходимости производятся при достаточно высокой температуре, большая часть карбидов находится в твердом растворе (в дальнейшем выделяясь из него). Условия технологии процесса требуют для многих сортов легированной стали, особенно в начале обработки слитка, применения высоких температур нагрева. Механическая обработка ведет к измельчению крупных карбидных частиц, даже если они и не перешли в твердый раствор. В этой стадии изменения структуры стали высокая температура способствует значительному усилению диффузии за пределы обычных микроскопических расстояний.

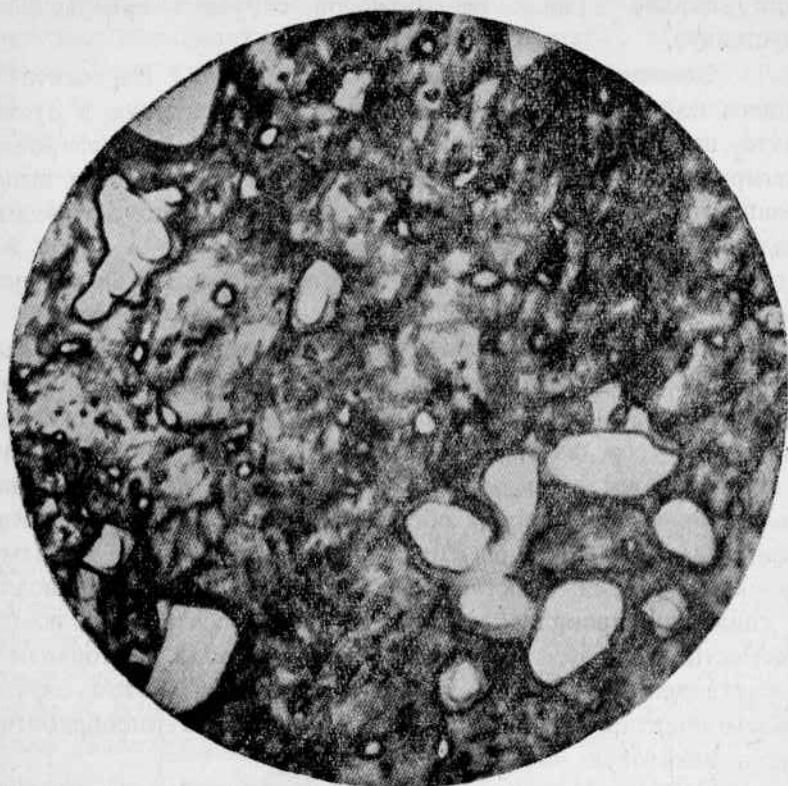


Рис. 82. Микрофотография частиц «двойных» карбидов в молибденовой стали с 5% молибдена. Внутри частиц виден специальный карбид, богатый легирующим элементом, снаружи — цементит, бедный легирующим элементом (J. R. Vilella, R. F. Campbell и J. W. Price, United States Steel Corporation Research Laboratory).

При понижении температуры прежде всего могут образоваться наиболее стабильные карбиды, ибо ход реакций определяется не наличием атомов, а их способностью к образованию соответствующих соединений. Таким образом, в самом начале охлаждения стали от области высоких температур будут образовываться специальные карбиды различных элементов. Предполагается и во многих случаях подтверждается на практике, что в условиях равновесного состояния будут получаться отчасти специальные карбиды и отчасти

цементит, насыщенный легирующим элементом. Фактически происходит именно то, чего и следует ожидать. Центральная часть карбидов, образующихся вначале с постепенным понижением температуры, состоит из специальных карбидов сложного состава, окруженных оболочкой цементита, который образовался на поверхности соприкосновения карбидов с аустенитом. На рис. 82 можно видеть много таких «двойных» карбидов; более угловатые специальные карбиды ясно выделяются в центре даже в самых небольших таких двойных карбидов. (Исключение, несомненно, составляют карбидные частицы, которые пересекаются плоскостью шлифа по поверхностным слоям.) Некоторые виды стали склонны к образованию таких карбидных частиц «с сердечником» при охлаждении от высоких температур цементации.

В условиях соответствующего нагрева малолегированный богатый железом слой карбидов растворяется довольно быстро, но высоколегированная сердцевина карбидов, при наличии «противодействия» уже растворенного углерода, растворяется весьма медленно, если сталь не нагревается до очень высоких температур.

Устойчивые карбиды и размер зерна. Размер зерна стали, в которой частицы карбидов остаются нерастворенными, начинает более или менее заметно расти только в области очень высоких температур. Нередко размер зерна начинает очень быстро увеличиваться при исчезновении большей части карбидных частиц. Следовательно, такой состав стали, который обеспечивает наличие частиц карбидов средней степени дисперсности, не переходящих в твердый раствор по достижении желательного состава аустенита, характеризуется, как общее правило, образованием мелкозернистого аустенита. Естественно, что сталь этих сортов при правильном нагреве склонна к образованию мелкозернистых структур. Таким образом, многие вольфрамышные, молибденовые и ванадиевые сорта стали при обычном нагреве оказываются автоматически мелкозернистыми, хотя ванадий способен затруднять рост зерна стали также и другим способом. Можно считать установленным, что в большинстве случаев значительное количество карбидобразующих элементов растворяется в аусте-

ните и только небольшая часть их остается в карбидах, сохраняя свою устойчивость. Действие таких элементов по своей природе оказывается двойственным. Мы видели, как мелкозернистый аустенит приводит к повышению вязкости продуктов его распада; в соответствии с этим карбидобразующие элементы, будучи частично растворенными в аустените, могут одновременно и влиять на характер аустенитного превращения и способствовать повышению вязкости, препятствуя росту зерна аустенита.

Элементы в неметаллических включениях. Для получения очень чистых железоуглеродистых сплавов требуются специальные меры предосторожности, чтобы предупредить введение в сталь кислорода или других примесей, влияющих на образование неметаллических включений. В таких чистых сплавах аустенитные зерна в отсутствие карбидных частиц заметно укрупняются при сравнительно низких температурах, и эти виды стали получают более крупнозернистыми, чем обычные промышленные. В промышленных сортах стали рассеяны мелкодисперсные (но обычно обнаруживаемые) частицы тугоплавких включений. Ряд факторов убеждает нас в том, что эти включения препятствуют росту зерна аустенита и допускают его лишь при значительно более высокой температуре. Было бы совершенно неожиданным, если бы аустенит вел себя иначе, ибо и в других металлах мелкодисперсные частицы нерастворимых веществ оказывают при высоких температурах значительное влияние на рост зерна металлов. Может быть поэтому не совсем плохо, что процессы изготовления стали связаны с введением некоторого количества кислорода в расплавленную сталь, подвергающуюся затем раскислению. В самом деле, наличие продуктов раскисления, степень дисперсности которых легко регулируется, можно использовать для предотвращения получения крупнозернистой стали.

Полезное воздействие неметаллических включений. При введении в сталь любого количества марганца, кремния, алюминия или какого-нибудь другого раскислителя образуются тугоплавкие вещества и большая часть этих продуктов раскисления всплывает на поверхность расплавленной стали;

некоторые частицы, образовавшиеся в жидкой стали, могут, конечно, по незначительности их размеров остаться в стали, но частицы, находящиеся в твердой стали, появляются, очевидно, в основном как результат уменьшения растворимости кислорода при переходе стали из жидкого состояния в твердое. Едва ли можно сомневаться в полезной роли этих частиц, так как они предотвращают развитие крупного зерна в стали. С другой стороны, крупные включения нежелательны.

Способность к росту зерна стали любого состава, вероятно, зависит главным образом от природы и характера распределения наиболее мелких неметаллических включений. Более крупные из них оказывают менее заметное влияние на рост зерна. Различные режимы нагрева стали после прокатки приводят к некоторому изменению температуры сильного роста зерна или к изменению размера зерна при данной температуре. Это обстоятельство определенно указывает на некоторое перераспределение или изменение степени дисперсности неметаллических частиц в твердой стали по сравнению с первоначальным их состоянием, которое обуславливалось процессом застывания стали и ее горячей обработки. Объясняется это почти наверное известной растворимостью некоторых включений в аустените и сопутствующей этому возможностью диффузии, выпадения вновь из растворов и некоторой коагуляции включений.

Включения и рост зерна. Очевидно, всякая достаточно тонкая степень дисперсности неметаллических включений препятствует росту зерна, причем одни включения в этом отношении более эффективны, чем другие. Если рост зерна стали тормозится при более низких температурах и увеличивается при более высоких, то степень чрезмерного роста зерен оказывается всегда большей именно для той стали, в которой наблюдается ограниченный рост зерна при низких температурах. Такая особенность может быть иллюстрирована на примерах. Постепенный рост зерна с повышением температуры часто наблюдается в кислой мартеновской стали, не раскисленной алюминием, со средним или высоким содержанием углерода. В этом случае равномерно распределенные микроскопические включения являются, повидимому, по своей при-

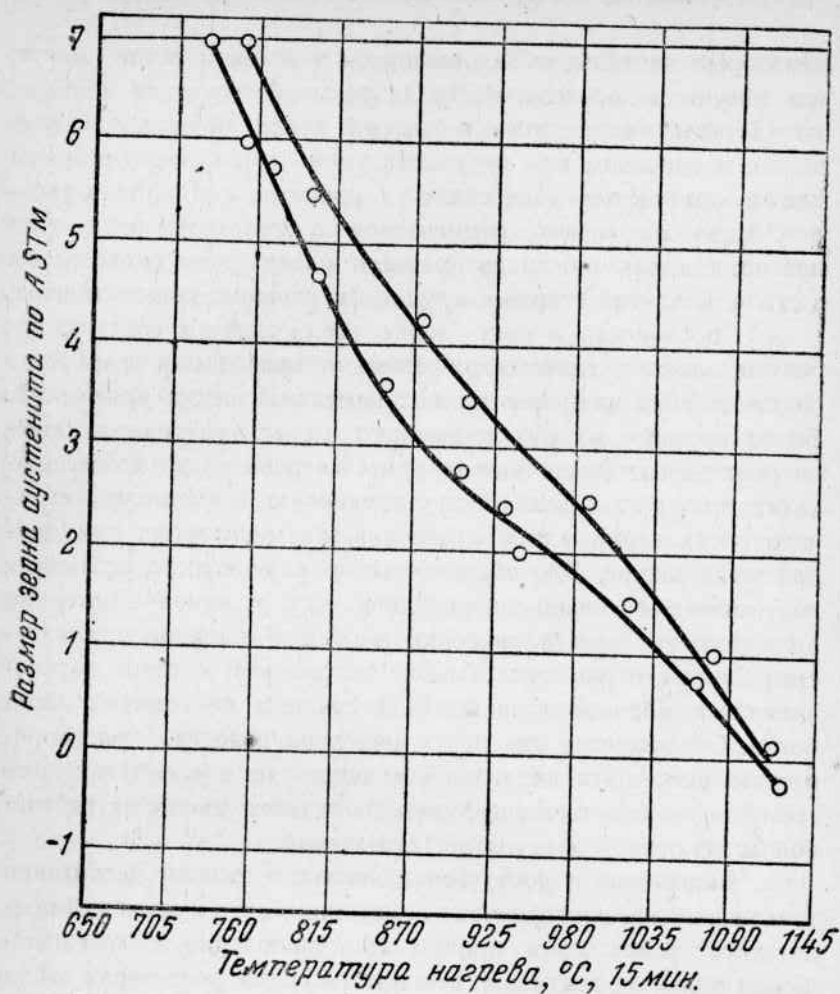


Рис. 83. Размер зерна аустенита при последовательном повышении температур нагрева двух сортов стали, характеризующихся постепенным ростом зерна. Каждой данной температуре соответствуют размеры зерна, изменяющиеся только в узких пределах (L. R. Cooper и J. R. Vilella, United States Steel Corporation Research Laboratory).

роде кремнистыми. Размеры зерна, получающиеся в результате нагрева двух видов такой стали при различных температурах в течение известного промежутка времени, определяются кривыми на рис. 83. Исследование под микроскопом показывает однородность в размерах зерна каждого сорта стали при любой температуре нагрева. (В данном случае

рассматривается, конечно, действительный размер зерна, а не размер зерна аустенита, выявленный методом пробной цементации.) Вообще первоначальный размер зерна, наблюдающийся у стали этого типа при полном переходе в аустенитовое состояние, не таков, как у мелкозернистой стали аналогичного состава, а с другой стороны, здесь не наблюдается температурной границы резкого роста зерна.

Сталь, раскисленная алюминием, и рост зерна. В стали, раскисленной алюминием, наблюдается в определенных условиях несколько иной характер роста зерна: размер зерна практически не меняется при повышении температуры нагрева до тех пор, пока не будет достигнута определенная температура укрупнения размера зерна. Даже кратковременный нагрев выше этой температуры немедленно ведет к резкому росту зерна, обычно до некоторого определенного размера, а более длительный нагрев способствует образованию крупных зерен одного размера во всем объеме стали. Смесь зерен двух различных размеров наблюдается после нагрева в течение такого промежутка времени и при таких температурах, когда явление роста зерен началось, но не завершилось. Для наличия такой смеси крупных и мелких зерен иногда применяется термин «сталь с двойным размером зерна», хотя при этом предполагается некоторая ненаблюдаемая, однако, неоднородность стали. Резкий скачок роста зерна стали с повышением температуры нагрева иллюстрируется диаграммой, приведенной на рис. 84.

Повидимому, все возможные случаи роста зерна стали укладываются в пределах закономерностей, графически изображенных на рис. 83 и 84. По мере того, как частицы, препятствующие росту зерна, постепенно растворяются или укрупняются путем коагуляции, рост зерна, повидимому, будет постепенным. Если же частицы остаются неизменными, то силы, определяющие рост зерна, внезапно преодолевают тормозящее действие частиц и их воздействие сразу прекращается.

Обычно элементы в виде неметаллических включений не считаются легирующими; неизбежно находясь в стали в весьма малых количествах, они не делают сталь легиро-

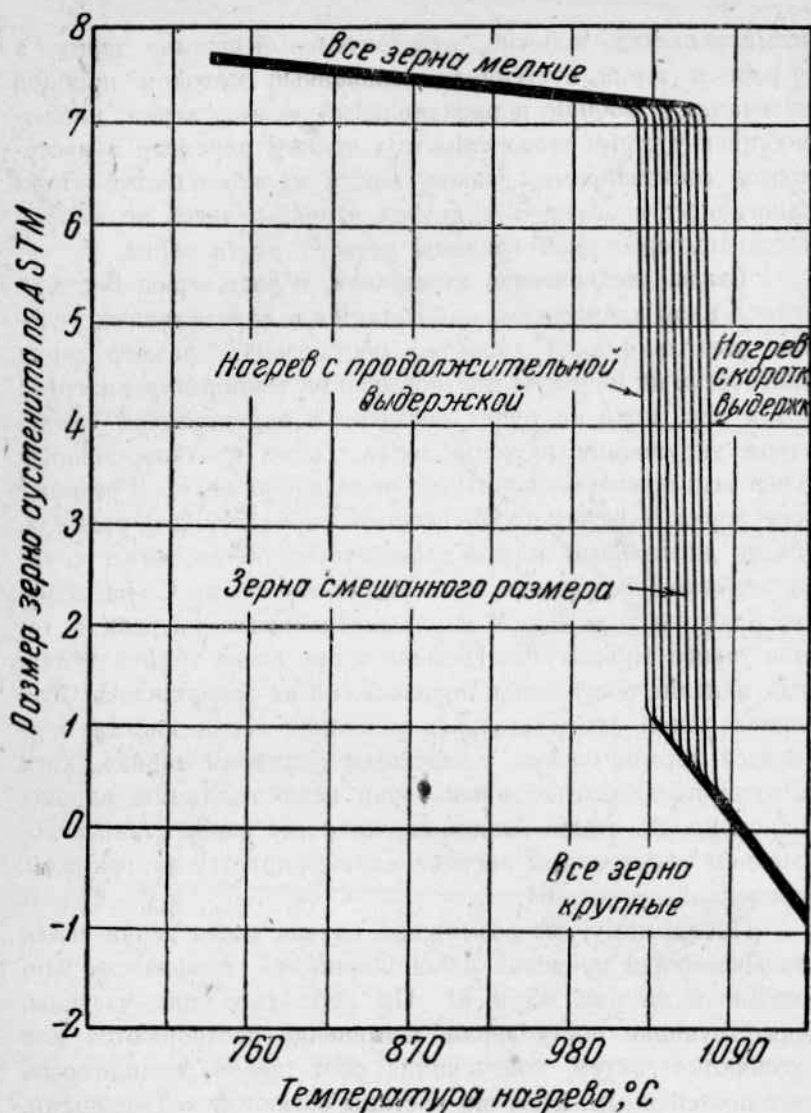


Рис. 84. Изменение размера зерна аустенита в зависимости от температуры нагрева для стали с резко выраженным началом роста зерна, например для стали с добавками алюминия (схематично).

ванной. Однако в данном вопросе нас интересует действие элементов, а не терминология; поэтому желательно рассмотреть вопрос о том, как введение в сталь каких-нибудь 0,03%

алюминия может оказаться достаточным для изменения свойств стали, связанных с торможением роста зерна. Исследования Брофи (Brophy)¹⁹, Мела (Mehl)²⁰ и автора показали, что алюминий, растворенный в стали, не оказывает существенного влияния на рост зерна. Механизм его воздействия должен поэтому быть основан на влиянии неметаллических включений оксидов и силикатов или, возможно, нитридов. Стали с различными количествами алюминия, не содержащие кислорода, имеют такое же крупное зерно, как и так называемые крупнозернистые стали.

Нижеприведенные положения определяют условия повышения температур начала роста зерна в стали с надлежущим количеством алюминия.

1. Алюминий вводится в сталь при некотором минимальном содержании в ней кислорода (или, возможно, азота).
2. Алюминий вводится в сталь в некотором минимальном количестве, которое определяется содержанием кислорода в стали.
3. Излишнее количество алюминия приводит к укрупнению зерна стали при отсутствии других факторов, затрудняющих рост зерна.
4. Алюминий не оказывает существенного влияния на миграцию углерода в феррите или аустените.
5. Температура начала роста зерна в крупнозернистой стали, содержащей алюминий, может быть повышена при введении в сталь кислорода и азота путем диффузии. (Такая диффузия возможна при цементации твердым карбюризатором, так же как и при азотировании.)

На основании приведенных положений можно предполагать, во-первых, что крупные включения, образующиеся,

¹⁹ «Influence of Aluminium of the Normality of Steels» (Влияние алюминия на аномальность сталей). G. R. Brophy и E. R. Parker Transactions, American Society for Metals, vol. 25, 1937, стр. 315.

²⁰ «Some Factors Influencing Austenitic Grain Size in High-purity Steels» (Факторы, определяющие размеры аустенитового зерна сталей высокой степени чистоты). G. Derge, A. R. Kommel и R. F. Mehl, Transactions, American Society for Metals, vol. 26, 1938, стр. 153.

например, в жидкой стали сейчас же после добавки раскислителей и либо всплывающие на поверхность стали, либо остающиеся в металле, недостаточно эффективно препятствуют росту зерна. Равным образом включения, образующиеся при затвердевании стали, легко, повидимому, достигают размера, при котором их влияние на регулирование роста зерна становится сравнительно небольшим.

С другой стороны, сталь, оказывающаяся под влиянием алюминия весьма мелкозернистой, исключительно чиста по неметаллическим включениям при рассмотрении ее под микроскопом. Напрашивается вывод, что очень небольшие количества алюминия приводят к получению чрезвычайно мелкодисперсных (субмикроскопических) неметаллических включений, которые именно и являются столь эффективными. Частицы, образовавшиеся в жидком состоянии, едва ли полезны в смысле известного ограничения роста зерна, но можно ожидать, что частицы, образовавшиеся в твердом состоянии, не подвергаются коагуляции и вследствие этого весьма эффективны. Повидимому, причиной получения мелкозернистой стали при правильной дозировке присадок алюминия служат или глинозем, или содержащие алюминий окислы или силикатные частицы, образующиеся в твердой стали в процессе ее охлаждения от температуры затвердевания до температуры термической обработки.

На рис. 85²¹ приведена схематическая диаграмма растворимости продуктов соединения алюминия и кислорода при трех наиболее важных температурах: 1) при температуре стали в ковше; 2) при температуре затвердевания стали и 3) при температуре термической обработки. Количество выделяющейся в период охлаждения окиси алюминия пропорционально отрезкам линий, проведенных под углом примерно 45°. Из диаграммы видно, что количество выделяющегося неметаллического вещества является максимальным при некотором определенном содержании в стали кислорода и алюминия. Если содержание кислорода выше некоторого

²¹ «Ueber Umsetzungen zwischen Aluminium und Sauerstoff im Eisenschmelzen» (О соотношениях между алюминием и кислородом при выплавке стали) W. Wentrup и G. Hieber, Technische Mitteilungen Krupp, vol. 5, May 1939, стр. 47.

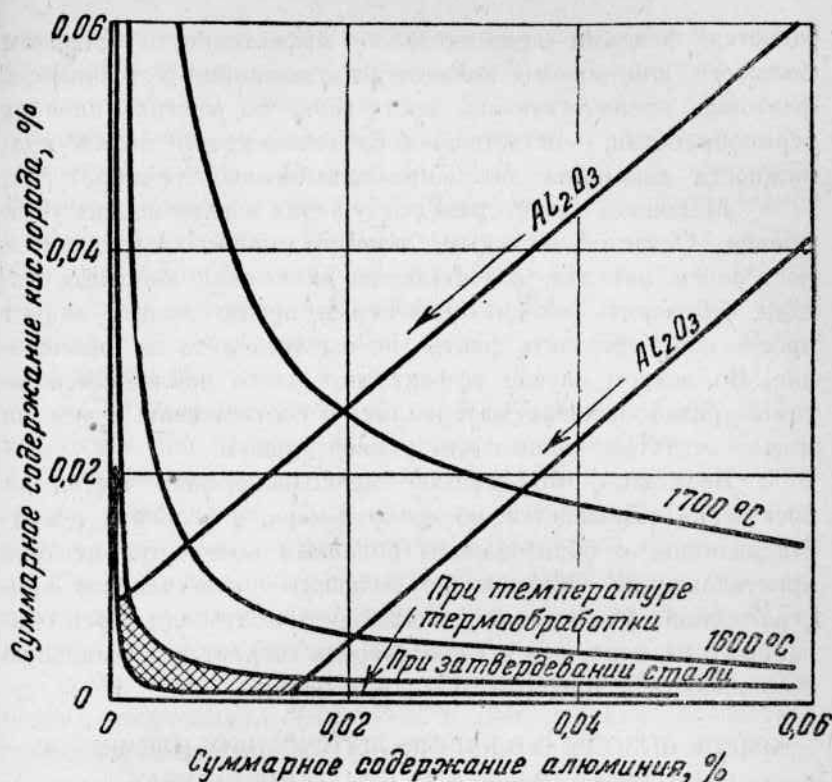


Рис. 85. Взаимная растворимость алюминия и кислорода в стали при трех температурах:

1 — при температуре, соответствующей жидкому состоянию стали; 2 — при температуре в момент затвердевания стали и 3 (схематично) — при температуре термообработки стали. Количество выделившейся окиси алюминия пропорционально отрезкам линий, идущим под углом 45°. Наиболее эффективные соотношения располагаются в заштрихованной зоне (1 и 2 по Wentrup и Hieber).

минимума, добавку алюминия можно так рассчитать, что содержание растворенной в стали окиси алюминия окажется соответствующим максимальному ее выделению. Надо полагать, что необходимое количество частиц, препятствующих росту зерна, определяется некоторыми оптимальными соотношениями, хотя практически пределы этих соотношений достаточно широки. Такое объяснение, основанное на выделении в твердой стали чрезвычайно мелких и тонкодисперсных нелегко обнаруживаемых частиц, повидимому подтвер-

ждается фактами недостаточной эффективности слишком большого или малого количества алюминия. Устойчивость факторов, препятствующих росту зерна во многих условиях термообработки, — естественное следствие крайне низкой подвижности алюминия даже при повышенных температурах.

Механизм препятствия росту зерна еще не вполне установлен. Остается неясным, почему именно затрудняется рост зерен металла, содержащего включения инертных частиц. Объяснять это механическими препятствиями значит просто констатировать факты, не пытаясь дать им объяснение. Во всяком случае эффект этот часто наблюдается на самых разнообразных материалах, в соответствии с чем он может считаться общим или универсальным.

Возможно, что действие мелкодисперсных частиц на рост зерна связывается, по крайней мере, в условиях рекристаллизации, с образованием большого количества центров кристаллизации. Образование большого числа центров кристаллизации обеспечивает возможность получения зерен одинакового размера, что в свою очередь создает максимальную стабильность и препятствует росту зерна.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ О ВЛИЯНИИ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СВОЙСТВА СТАЛИ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ, СООТВЕТСТВУЮЩИХ ОБРАЗОВАНИЮ АУСТЕНИТОВ

При нагреве стали до температур образования аустенита основными моментами, определяющими полученные результаты, являются: 1) состав аустенита и 2) размер зерна аустенита. Легирующие элементы, поскольку они находятся в стали, естественно оказывают влияние на оба эти фактора.

Все элементы, предварительно находившиеся в твердом растворе в феррите, переходят при нагреве в твердый раствор аустенита, за исключением тех случаев, когда в стали содержание отдельных легирующих элементов так высоко и содержание углерода так мало, что феррит при повышенной температуре полностью или частично становится устойчивым. Эти исключительные случаи в наших условиях не имеют значения. Растворенные элементы оказывают неболь-

шое влияние на свойства аустенита, делая его лишь несколько более твердым и, следовательно, более неподатливым в процессе горячей механической обработки. Сами по себе легирующие элементы, будучи растворенными в аустените, оказывают небольшое влияние на размер зерна и, возможно, несколько повышают температуру начала роста зерна. Размер зерна в значительно большей мере зависит от тех составляющих, которые остаются нерастворенными в аустените. Как состав, так и размер зерна определяют в процессе охлаждения стали поведение аустенита, а при закалке — прокаливаемость стали.

Легирующие элементы в составе карбидов, не растворяющихся при нагревании, приводят к получению аустенита с более низким содержанием углерода и легирующего элемента, чем во всей стали в целом. Заметное действие карбидов, связанное с ограничением роста зерна, продолжается до тех пор, пока значительное количество их не перейдет в твердый раствор, или до тех пор, пока сталь не будет нагрета до очень высокой температуры.

Элементы, входящие в состав устойчивых неметаллических включений, действуют в направлении повышения температуры начала роста зерна при нагреве. Высококремнистые включения несколько растворяются в аустените, склонны к некоторой коагуляции и, может быть, по этим соображениям, не оказывают такого тормозящего действия на рост зерна, как другие более инертные включения. Окись алюминия в чистом виде или включения силикатов, содержащих алюминий, могут оставаться, повидимому, в мелкодисперсном состоянии и предотвращать заметный рост зерна при температуре выше 925° и часто даже до 1100° . Особая устойчивость мелкозернистого аустенита в стали с добавками алюминия объясняется, возможно, тем, что небольшие количества мелкодисперсных частиц Al_2O_3 образуются в твердом состоянии и, вследствие низкой диффузионной способности алюминия, сохраняются в таком тонкодисперсном состоянии при почти полном отсутствии коагуляции. Влияние мелкого зерна аустенита на свойства легированной стали проявляются в таком же направлении, как и в углеродистой стали.

Глава V

ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ В ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ

Как указывалось выше, углеродистую сталь в небольших сечениях можно закалить для получения твердой структуры — мартенсита; в результате последующего отпуска образуются вязкие структуры с более высокими свойствами, чем при перлитной структуре в незакаленной медленно охлажденной стали, имеющей такую же твердость. Было бы желательно обеспечить эти более высокие свойства, даже при затрате значительных усилий, не только в небольших сечениях или близ поверхности более крупных сечений, но также и по всему сечению наиболее крупных изделий.

Необходимость применения термической обработки и легирования. Вопрос о влиянии легирующих элементов на прокаливаемость стали становится одним из наиболее важных предметов нашего изучения. На рис. 28 сопоставлены механические свойства закаленной и отпущенной стали и свойства стали, обладающей перлитной структурой при одинаковой твердости их в определенном интервале. Обычно принято говорить о закалке стали, как о термообработке, рассчитанной только на получение высокой твердости мартенсита. Практически же предупреждение возможности превращения аустенита и получения пластинчатой структуры является главной задачей закалки стали и наиболее важным основанием для применения глубокопрокаливающихся сортов легированной стали. Необходимо также отметить, что применение закалки и отпуска устраняет, повидимому, необходимость тщательного выбора режима охлаждения, рассчитанного на получение определенной твердости и прочности, если бы даже механические свойства закаленных и отпущенных изделий при одинаковых твердостях получались такие же, как у сравнительно медленно охлажденных изделий. Регулирование свойств стали осуществляется во всех отношениях

удобнее посредством отпуска, чем путем подбора соответствующей скорости охлаждения.

ХАРАКТЕРИСТИКА АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Характерная для мартенсита высокая твердость является прежде всего функцией содержания углерода, хотя имеется ряд других факторов, оказывающих на нее относительно меньшее влияние. Эти второстепенные факторы определяют необходимость некоторого исследования вопроса.

Образование мартенсита. Реакция, по которой аустенит превращается во время закалки в мартенсит, протекает, по крайней мере в начальной стадии, с весьма большой скоростью. Эта реакция, повидимому, задерживается на определенной стадии, зависящей от минимальной температуры.

Мартенсит в углеродистой стали с 0,70% С начинает образовываться при температуре не выше 200°C, и реакция этого превращения развивается, повидимому, *только после охлаждения до 100°C*, когда происходит распад всего имеющегося аустенита. Полагают, что превращение начинается немедленно при любой температуре в данном интервале, т. е. нет запаздывания процесса или переохлаждения. Однако в некоторых случаях мартенсит, образовавшийся при медленном охлаждении между начальной и конечной температурами мартенситового превращения, оказывается совершенно отличным от того, который получается при быстром охлаждении в том же интервале; остается неясным, является ли это следствием только большой скорости образования мартенсита или образования его при более низкой температуре.

Мартенсит, полученный в условиях замедленного снижения температур, не так тверд и хрупок, как мартенсит, образованный при быстром охлаждении; в последнем в случае недостаточно мелкого зерна обнаруживаются микроскопические трещины.

Вероятно, лучшим продуктом будет мартенсит менее напряженный; получить его можно при кратковременном резком охлаждении в воде, с последующим окончательным охлаждением в масле.

Остаточный аустенит. В хорошо нагретой и закаленной стали, содержащей свыше 0,55% углерода, обычно остается после резкого охлаждения некоторое количество остаточного аустенита, особенно в присутствии никеля, марганца и хрома (в этом случае даже при сниженном содержании углерода). Во время нагревания до необходимой температуры такой остаточный аустенит будет распадаться в соответствии с характером изотермического превращения для данной стали. В некоторых случаях охлаждение до низкой температуры вызывает частичное разложение остаточного аустенита, иногда с образованием трещин. Если в стали наряду с мартенситом содержится 10—15% аустенита, твердость смеси снижается незначительно, и определить его рентгенографическим и магнитным методом можно лишь приближенно и с трудом. Чрезвычайно мало известно о влиянии небольших количеств остаточного аустенита; однако в некоторых условиях продукт его конечного превращения не соответствует оптимальному значению механических свойств, если температура отпуска высока.

В образцах с одинаковыми сечениями при резкой закалке в воде остаточного аустенита получается меньше, чем при закалке в масле. Очевидно максимальное количество аустенита превращается в мартенсит при быстром охлаждении и непрерывно понижающейся температуре, т. е. в условиях, способствующих появлению больших напряжений, а также образованию трещин.

Легирующие элементы и твердость мартенсита. Следующим второстепенным фактором, оказывающим влияние на твердость мартенсита, является состав аустенита по содержанию в нем других элементов, кроме углерода. Вопреки общепринятому мнению, действие этих других элементов на повышение твердости при закалке проявляется в том случае, когда:

- 1) содержание углерода в стали относительно мало,
- 2) закалка производится с расчетом на получение максимальной твердости.

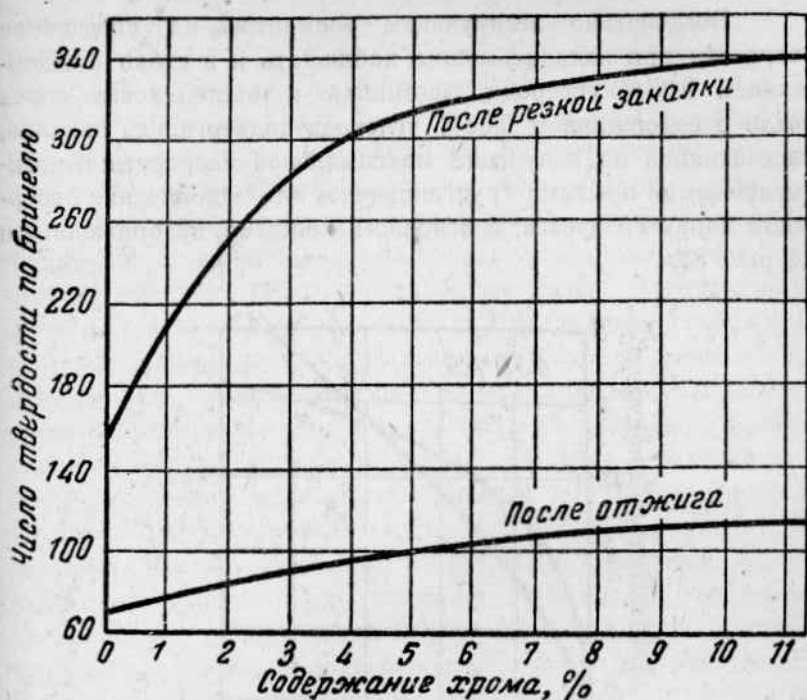


Рис. 86. Твердость мартенсита в серии сплавов железо-хром при 0,02% углерода. Для сопоставления приводится также твердость этих сплавов в хорошо отожженном состоянии (см. примечание 22).

Это станет ясным при рассмотрении стали с низким содержанием углерода. На рис. 86²² приведены кривые твердости железохромистых сплавов с содержанием углерода около 0,02% после полного отжига и после закалки. В данном случае не может быть сомнения в том, что твердости мартенсита способствует хром при почти полном отсутствии в мартенсите углерода, хотя применявшиеся при закалке образцы были настолько тонкими, что сама по себе прокаливаемость стали не имела значения, и скорости охлаждения без всяких затруднений получались выше критических.

²² Специально быстрое охлаждение этих низкоуглеродистых материалов и их испытание производились J. R. Whella, R. H. Aborn, J. W. Price и E. H. Wuche (в исследовательской лаборатории United States Steel Corporation), данные которых для отожженных и закаленных образцов представлены признательным автором в настоящей работе.

Воздействие легирующих элементов на повышение твердости при закалке можно наблюдать и в стали с содержанием 0,35% углерода. Хромистые и молибденовые сорта стали с содержанием 0,35% углерода подвергались закалке, рассчитанной на получение максимальной твердости; многочисленными опытами²³ установлено, что увеличение твердости характеризуется, в основном, кривыми, изображенными на рис. 87.

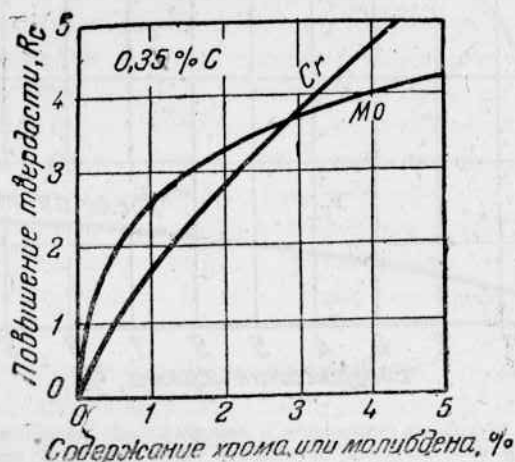


Рис. 87. Влияние молибдена и хрома на максимальную твердость мартенсита в стали с 0,35% углерода (см. примечание 22).

Остается невыясненным, влияют ли значительные количества легирующих элементов на понижение твердости чистого мартенсита по сравнению с соответствующей твердостью мартенсита углеродистой стали, содержащей одинаковое количество растворенного в аустените углерода. До сих пор неизвестны сорта стали, закаливающиеся интенсивнее простых углеродистых. Обычно при закалке ножей из нержавеющей стали нельзя получить такую исходную твердость, какая получается в простой углеродистой стали с одинаковым

²³ Данные, приведенные на рис. 87, являются выводом из результатов исследований большого количества хромистых, молибденовых и хромомолибденовых сталей, выполненных в исследовательской лаборатории United States Steel Corporation J. R. Vilella, H. A. Brown и R. V. Hilbert. Небольшая разница в содержании углерода была соответствующим образом скомпенсирована.

содержанием углерода. Однако в этом случае мы снова имеем дело с остаточным аустенитом, наличием которого и можно объяснять некоторое снижение твердости. Вероятно легирующие элементы не понижают твердости чистого мартенсита при одинаковых прочих условиях; их присутствие, скорее, исключает возможность получения чистого мартенсита.

Углерод и твердость мартенсита. Влияние углерода на твердость мартенсита настолько заметно и так сильно, что углерод следует считать основным элементом, определяющим свойства мартенсита. Небольшое увеличение содержания углерода в малоуглеродистой стали оказывается более эффективным, чем такое же повышение его содержания в высокоуглеродистой стали. Например, при чрезвычайно высокой скорости охлаждения малоуглеродистой стали с содержанием 0,02% углерода твердость повышается до 160 по Бринелю против 70 в отожженном состоянии. Подобное увеличение твердости может показаться недостаточно высоким, однако необходимо принять во внимание, что такой твердостью обладает инструментальная сталь с 1% углерода и структурой с грубозернистым (сфероидизированным) цементитом. Другими словами, закалка малоуглеродистой (0,02% углерода) стали по своему действию равносильна действию 15% грубодисперсных твердых карбидов железа. Получить критическую скорость охлаждения для очень чистого железа оказалось невозможным, и твердость мартенсита чистого железа остается неизвестной. Вероятно, значение этой твердости можно получить (при уменьшении до нуля содержания углерода) путем экстраполяции кривой твердости мартенсита, приведенной на рис. 26. На практике же быстрое охлаждение весьма чистого железа не привело даже к получению очень мелкозернистого феррита.

Исходная твердость закаленной стали или твердость мартенсита имеет, главным образом, академическое значение. Фактически лишь весьма небольшое число сортов стали поступает в эксплуатацию в мартенситовом состоянии без последующего отпуска. Магнитная сталь может не подвергаться отпуску, так как в условиях практического применения постоянных магнитов механические свойства стали

не имеют значения. Небольшое количество стали, обработанной на максимальную твердость, идет на изготовление резак для стекла. Шарики и ролики подшипников обрабатываются на высокую твердость, но все же подвергаются некоторому отпуску. Можно сказать таким образом, что мартенсит — это только промежуточный продукт, и в точном соблюдении его твердости мы мало заинтересованы, поскольку необходимо несколько снижать ее для обеспечения надлежащей вязкости изделий перед их эксплуатацией. Имеется значительно больше оснований сосредоточить наше внимание на способности стали получать твердость, *приближающуюся* к твердости мартенсита при данном содержании углерода в условиях применения менее высоких скоростей охлаждения.

ПОНЯТИЕ О ПРОКАЛИВАЕМОСТИ СТАЛИ

В связи с повышением твердости стали при закалке были отмечены два весьма важных обстоятельства.

Во-первых, закаленная сталь в результате мартенситового превращения может характеризоваться некоторой максимальной твердостью, зависящей в весьма значительной мере от содержания углерода, хотя некоторое влияние на нее оказывают и другие компоненты стали. Известно, что под влиянием отдельных факторов эта максимально возможная твердость стали не всегда достигается, но небольшие отклонения в твердости не имеют существенного значения. Твердость стали, закаленной с различной интенсивностью охлаждения, *приближается* к максимальной твердости, определяемой содержанием углерода.

Во-вторых, для получения высокой мартенситной твердости необходима определенная интенсивность закалки, характеризующаяся минимальной скоростью охлаждения. Прутки одной стали могут полностью закаливаться при охлаждении в масле, тогда как такой же пруток другой стали требует применения более энергичного охладителя, чем вода, и даже в этом случае превращение аустенита с образованием более мягких пластинчатых структур устранимо только в поверхностных слоях. В отношении скорости охлаждения,

необходимой для получения мартенсита, виды стали весьма отличаются друг от друга. Нет более важной характеристики термически обрабатываемой стали, как прокаливаемость, которая определяет максимальный размер сечения заготовки или изделия, прокаливающегося при данных условиях закалки насквозь, или же на определенную глубину. Поскольку более умеренная скорость охлаждения уменьшает возможность образования трещин, для изготовления крупных деталей часто оказываются пригодными стали, не требующие резкого охлаждения.

Важно уметь критически разбираться в обоих указанных факторах.

Способность к повышению твердости в сопоставлении с прокаливаемостью. В тех случаях, когда имеет значение твердость на поверхности, закаленной без последующего отпуска стали, вопрос обычно разрешается путем подбора стали с соответствующим содержанием углерода. Этим вполне без всяких дальнейших осложнений удовлетворяются поставленные требования, поскольку они исчерпываются только твердостью поверхности. Предположим также, что твердость мартенсита должна быть получена и внутри сечения определенных размеров. Повышение содержания углерода, хотя и ведет, вероятно, к незначительному увеличению глубины закалки, но существенной пользы не принесет. Основное требование в этом случае сводится к изменению свойств стали, обеспечивающих получение высокой твердости мартенсита, при более медленном охлаждении. Практически эти свойства стали не зависят от твердости мартенсита. Такая мелкозернистая, высокоуглеродистая инструментальная сталь приобретает максимально достижимую для стали твердость по всему сечению только после закалки при весьма резком охлаждении образцов относительно небольших сечений. Максимальная твердость другой малоуглеродистой глубокопрокаливающейся легированной стали составляет только 58 по Роквеллу С, однако это твердость всего сечения прутка диаметром 76 мм или даже более крупных размеров.

Данное свойство стали мы будем определять термином прокаливаемость (*hardenability*), хотя было бы даже пра-

вильнее для этой цели применить другой, более подходящий термин. Некоторые потребители стали до известной степени ассоциируют понятие прокаливаемости со способностью стали к повышению твердости при одинаковых условиях закали. Надо, однако, долагать, что логически более обоснованно определять прокаливаемость как способность стали получать высокую твердость, присущую мартенситу, при минимальной скорости охлаждения. Если бы оба понятия — способность к повышению твердости и прокаливаемость — не были по существу разнородными, их можно было бы исчерпать термином прокаливаемость; в действительности следует подчеркнуть их различие.

Количественные характеристики прокаливаемости. Термин прокаливаемость применяется здесь для характеристики особых свойств стали, нагретой до высоких температур, соответствующих температурам перехода в аустенитовое состояние и определяющих способность стали к переходу в основном в мартенситовое состояние при охлаждении ее с минимальными скоростями.

Минимальная «критическая» скорость охлаждения прежде всего и служит мерой прокаливаемости. Если образец стали диаметром 25 мм не закаливается при охлаждении его в масле и требуется большая скорость его охлаждения, например в воде, то прокаливаемость такой стали будет ниже прокаливаемости стали, приобретающей высокую твердость мартенсита при закалке в масле. Различная прокаливаемость стали приводит также к невозможности получения сквозной закали прутков достаточно крупных сечений при определенных условиях охлаждения. Поэтому высокая твердость может быть получена только в наружной зоне. Таким образом мерой прокаливаемости служит глубина полностью или частично закаленного слоя при идентичных условиях охлаждения образцов с одинаковыми размерами. Неравномерное распределение твердости по сечению обуславливается тем, что последующее охлаждение внутренней зоны всякой охлаждаемой массы стали происходит с меньшей скоростью, чем охлаждение наружной зоны при начальной стадии охлаждения, которая только и определяет эффективность закали.

Другой характеристикой прокаливаемости является максимальный диаметр образца соответствующей длины, прокаливаемого в данных условиях закалки насквозь. Мерой прокаливаемости Гроссман²⁴ предложил считать диаметр цилиндрического образца, который после закалки в определенных условиях будет иметь в центре структуру, состоящую на 50% из мартенсита. Диаметр такого образца он называет критическим для данных условий закалки. Во всех опытах, когда применяется такая мера прокаливаемости, длину образцов выбирают с таким расчетом, чтобы на среднюю часть их не оказывало влияния охлаждение концов образца.

В некоторых опытах²⁵, рассчитанных на определение прокаливаемости по сечению стали с неодинаковым составом, т. е. после цементации, охлаждающая среда подается с определенной скоростью к одному концу образца; другой конец образца охлаждается в условиях, близких к условиям естественного охлаждения на воздухе. Мерой прокаливаемости в данном случае служит расстояние от закаленного торца до того места на образце, в котором получается некоторая минимальная твердость. Такие испытания применяются для небольших прутков стали с относительно высокой степенью прокаливаемости.

Вышеприведенные методы определения прокаливаемости, за исключением последнего, связаны с необходимостью получения данных о распределении твердости или соответствующих ей микроструктур по диаметру поперечного сечения закаленного образца. На рис. 88 приведена типичная диаграмма распределения твердости по диаметру двух образцов одной и той же стали с содержанием 0,9% углерода. В соответствии с характером определения прокаливаемости можно, однако, применить и некоторые сокращенные методы ее определения. Например, достаточно большие различия в твердости закаленного и незакаленного слоев позволяют с уверенностью установить переходную зону частично закаленной

²⁴ «Hardenability as it Affects Heat Treated Parts» (Прокаливаемость применительно к термической обработке деталей) М. А. Grossman, Metal Progress, April 1938, стр. 373.

²⁵ «A Hardenability Test for Carburized Steel (Испытание прокаливаемости цементуемой стали), W. E. Jominy и A. L. Boegehold, Transactions American Society for Metals, vol. 26, 1938, стр. 574.

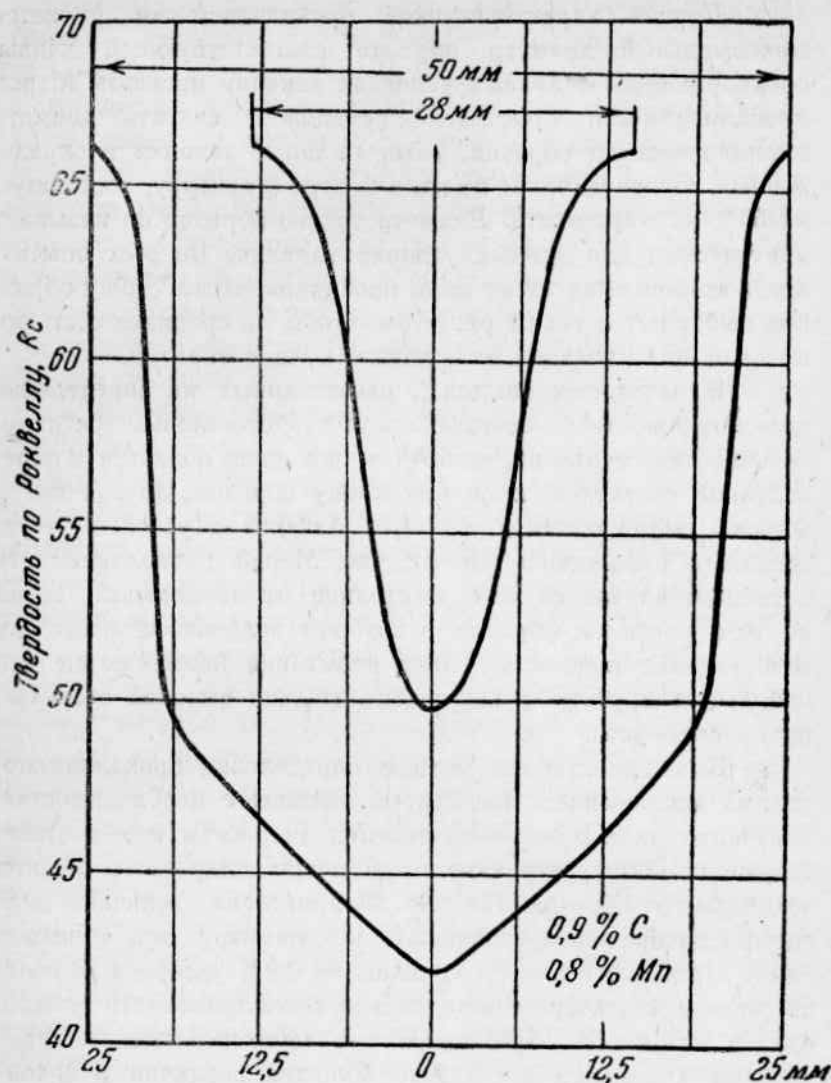


Рис. 88. Распределение твердости по сечению образцов диаметром 28 мм и 50 мм из стали, содержащей 0,9% углерода и 0,8% марганца, после заковки в воде (по данным Grossman, Aslmow и Urban).

стали. Нет необходимости прибегать к шлифовке для получения гладкой поверхности сечения, так как с применением соответствующих травящих реактивов поверхность излома

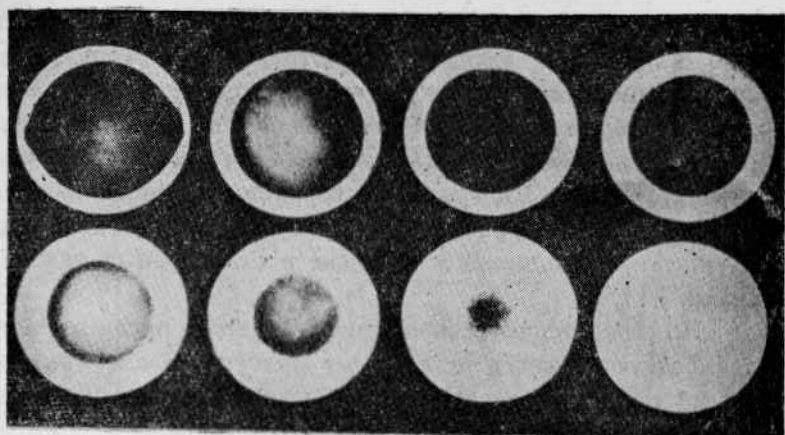


Рис. 89. Серия травленных образцов закаленной углеродистой стали диаметром 25 мм.

быстро темнеет, за исключением закаленного лишь слегка протравленного слоя. На рис. 89 приведена серия цилиндрических образцов диаметром 25 мм из углеродистой стали с содержанием 1% углерода. Эти образцы протравлены для определения глубины прокаливаемости по указанному методу. Такой метод применяется для стали с невысокой прокаливаемостью (углеродистая и низколегированная сталь), но с достаточным успехом прибегать к нему для стали с более глубокой прокаливаемостью нельзя, так как переходная зона получается здесь слишком широкой. Состоявшая из смеси мартенсита и тонкого перлита переходная зона в неглубоко прокаливающейся стали получается, однако, узкой. Точки, выбранные для определения границы прокаливаемости, должны соответствовать 50% содержания мартенсита. Для относительно слабо прокаливающейся стали можно считать зону с 50% мартенсита превосходным критерием глубины прокаливаемости. Наиболее резкое изменение твердости происходит в интервале структур с содержанием мартенсита от 40 до 60%. Соответствующие наблюдения и позволили Гросману принять зону с содержанием 50% мартенсита как базу для определения глубины закаленного слоя и критического размера, несмотря даже на большее практическое значение более высокого содержания мартенсита.

Методы определения и измерения прокаливаемости.

Около 8 лет назад автор и его сотрудники установили, что распределение твердости после закалки по сечениям цилиндрических образцов определенных размеров является полной характеристикой прокаливаемости стали в определенных условиях закалки. Диаграмма с соответствующими данными для серии образцов различных размеров дает полное представление о прокаливаемости стали в стандартных условиях закалки.

Но даже такой исчерпывающий метод описания прокаливаемости отличается некоторыми присущими ему второстепенными недостатками. На рис. 90 приведена серия кривых твердости. Эти кривые относятся к показанным в протравленном состоянии на рис. 89 сечениям образцов стали с содержанием 1% углерода с одинаковым в основном обычным химическим составом, но различающихся по величине зерна аустенита при закалке. Вполне естественно, что было бы желательно располагать еще более простым и притом дающим, по возможности, непосредственно числовые характеристики методом прокаливаемости.

Используя данные распределения твердости, Бернс и Арчер²⁶ (Burns и Archer) предложили измерять прокаливаемость тремя числами, первым из которых является твердость на поверхности образца (S), вторым — средняя твердость по диаметру или радиусу (A) и третьим — твердость в центре образца (C). Величины $S-A-C$ определяются в единицах твердости по Роквеллу C .

По соображениям, которых авторы предложенного способа измерения не объясняют, средняя твердость определяется по диаметру как площадь, расположенная под кривой с размерностью «твердость по Роквеллу — дюймы». Этот сложный метод измерения прокаливаемости, очевидно, нельзя считать неправильным, однако он без особой необходимости усложняет само измерение. В применении к одному типу стали указанная схема, если она основана на измерениях твердости по достаточному числу концентрических окружно-

²⁶ «Quantitative Hardenability (Количественное измерение прокаливаемости), J. L. Burns, T. L. Moore и R. S. Archer, Transactions, American Society for Metals», vol. 26, 1938, стр. 1.

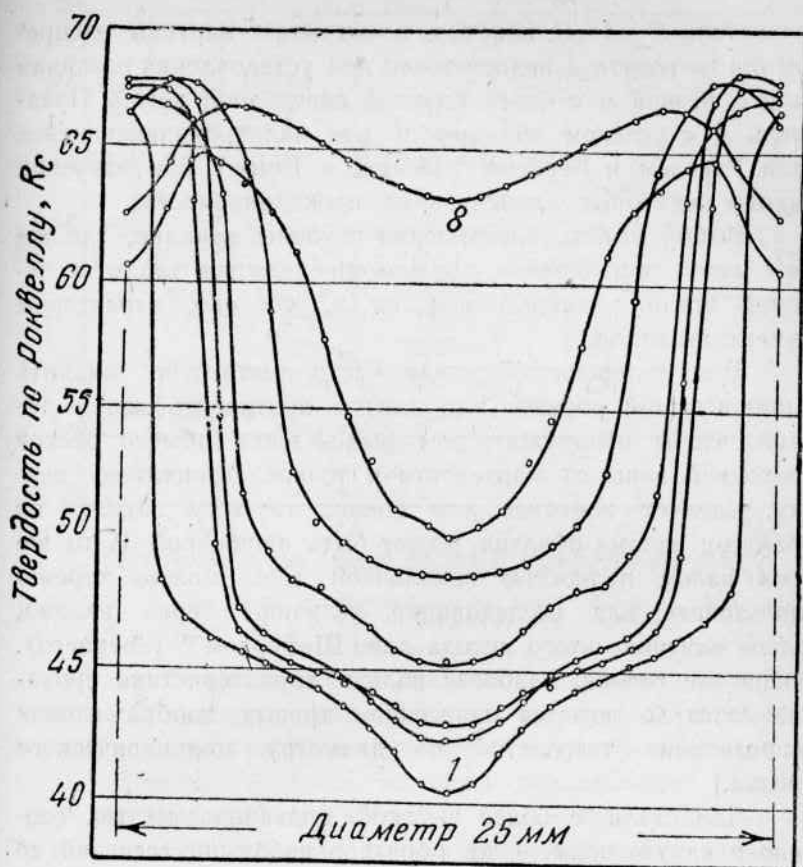


Рис. 90. Распределение твердости по сечению образцов стали, показанных на рис. 89, диаметром 25 мм.

стей, обладает некоторыми достоинствами. Однако по некоторым основаниям нельзя смешивать твердость с глубиной закалки. Между тем по способу Бернс и Арчер высокоуглеродистая малопроекаливающаяся сталь характеризуется тем же самым числом твердости A , каким может характеризоваться другая сталь с более низким содержанием углерода, но с большей прокаливаемостью. Пользуясь этим методом измерения, нельзя также опускать и показатели S и C . Для любых групп углеродистой стали с одинаковым составом этот метод с успехом можно использовать как сравнительный.

Показатель $S-A-C$, конечно, не выявляет картины распределения твердости и недостаточен для установления различия стали с резкой и с более плавной переходной зоной. Показатель A с успехом применялся для малопронакаливающейся стали Ригелем и Бернсом²⁷ (Riegel и Burns) при изучении влияния некоторых элементов на прокаливаемость.

Выбор метода определения глубины закалки, так же как и метод ее измерения, должен определяться типом исследуемой стали, размером изделия и, особенно, характером применения стали.

Для углеродистой стали часто достаточно закалить цилиндрический образец или диск и протравить излом образца, чтобы обнаружить местонахождение обычно резкой переходной зоны от мартенсита к тонкопластинчатому перлиту. Следует заметить, что оценка глубины закалки по характеру излома образца может быть ошибочной. В то же время излом полностью закаленной зоны можно хорошо использовать для исследования величины зерна излома. Полное описание этого метода дано Шефердом²⁸ (Shepherd). Вообще же говоря, наиболее полная характеристика прокаливаемости достигается нанесением кривых, изображающих распределение твердостей по диаметру цилиндрического образца.

Для стали с более высокой прокаливаемостью, особенно в случае применения образцов небольших сечений со сквозной прокаливаемостью, весьма пригодным оказывается метод Бегехолд и Джомини (Boegehold и Jominy).²⁹ Метод закалки одного конца образца приводит к большему разнообразию скоростей охлаждения, по сравнению со скоростями, наблюдаемыми на относительно небольших сечениях цилиндрических образцов стали. Снятие поверхностного слоя металла по длине образца (с целью подготовки площадки для отпечатков) надо производить одинаковым образом с таким

²⁷ «Hardenability of Plain Carbon Steels» (Прокаливаемость простой углеродистой стали), John L. Burns и Glen C. Riegel, Symposium Hardenability of Alloy Steels, American Society for Metals, 1939, стр. 262.

²⁸ «The P-F Characteristics of Steels» (P-F. — Характеристики стали), B. F. Shepherd Transactions, American Society for Metals, vol. 22, 1934, стр. 279.

²⁹ См. также «Hardenability Tests» (Испытание прокаливаемости), W. E. Jominy, Symposium Hardenability of Alloy Steels, American Society for Metals, 1939, стр. 66.

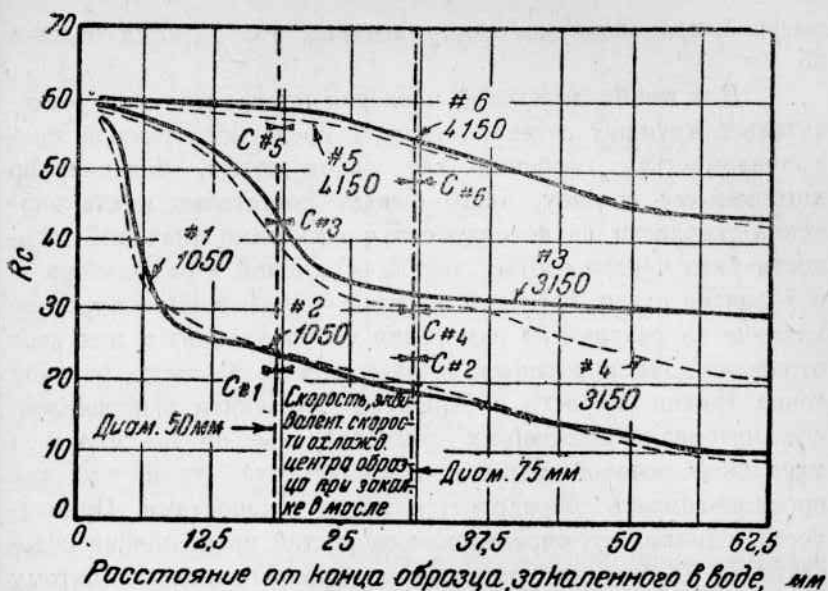


Рис. 91. Твердость на поверхности по длине образцов трех видов стали, испытанных по способу Boegehold—Jominy (Williams).

расчетом, чтобы получить сравнимые значения твердости. Это почти единственный, пригодный для цементуемой стали метод; в данном частном случае требуется строго постоянная и не слишком большая толщина подлежащего удалению слоя металла. Дефекты метода — недостаточная его чувствительность в применении к малопрокаливающейся стали, которая закаливается лишь только в поверхностном слое вблизи резко охлаждаемого конца образца, и слишком высокая его чувствительность в применении к глубокопрокаливающейся стали, которая получает закалку вблизи конца образца, охлаждаемого на воздухе (рис. 91).³⁰ Таким образом относительная разница в прокаливаемости для двух типов стали со сравнительно низкой прокаливаемостью, у которых разница в расстоянии от закаленного торца точек с определенной твердостью составляет только 1,5 мм, может оказаться большей, чем для двух других типов стали с более

³⁰ «Transverse Hardness Tests of Heat Treated Steels» (Испытание твердости поперечных сечений термически обработанных сталей) Gordon T. Williams, Symposium, Hardenability of Alloy Steels, American Society for Metals, 1939, стр. 215—221—236.

высокой прокаливаемостью, у которых эта разница больше 25 мм.

Для приблизительной проверки прокаливаемости относительно крупных сечений стали со средней и высокой прокаливаемостью, особенно для видов стали, близких по химическому составу, часто бывает достаточно иметь значения твердости на поверхности и несколько значений твердости близ центра соответствующих сечений. Оба фактора — и характер стали, и способ закалки — оказывают совместное влияние на результаты измерения и оба находят в них свое отражение, не проявляясь в отдельности. С чисто научной точки зрения скорости превращения аустенита в определенном интервале постоянных температур могли бы являться идеальной основой меры прокаливаемости стали, так как прокаливаемость определяется этими скоростями. Практически, однако, эти определения скоростей превращения недостаточно удобны для расчетов по прокаливаемости, потому что скорость образования центров кристаллизации при охлаждении стали ниже температур, соответствующих области устойчивого аустенита, непрерывно меняется. Несомненно, что приближенное определение критической скорости может быть выполнено путем разбивки температурного интервала на отдельные зоны и подсчета числа центров кристаллизации для каждой данной зоны. Но непосредственное экспериментальное определение критической скорости охлаждения, вероятно, удобнее.

Критическая скорость охлаждения в пределах определенного температурного интервала является наиболее определенной, абсолютной мерой прокаливаемости закаливаемой стали, хотя соответствующих данных по этому вопросу почти нет. Дигс (Digges)³¹ определил критические скорости охлаждения, представленные в виде кривой на рис. 92, для чистых железоуглеродистых сплавов; некоторые данные имеются также для марганцовистой стали. Существует только одно соображение неполноценности критической скорости

³¹ «Effect of Carbon on the Hardenability of High Purity Iron-Carbon Alloys (Действие углерода на прокаливаемость железоуглеродистых сплавов высокой степени чистоты). Т. G. Digges, Transactions, American Society for Metals, vol. 26, 1938, стр. 408.

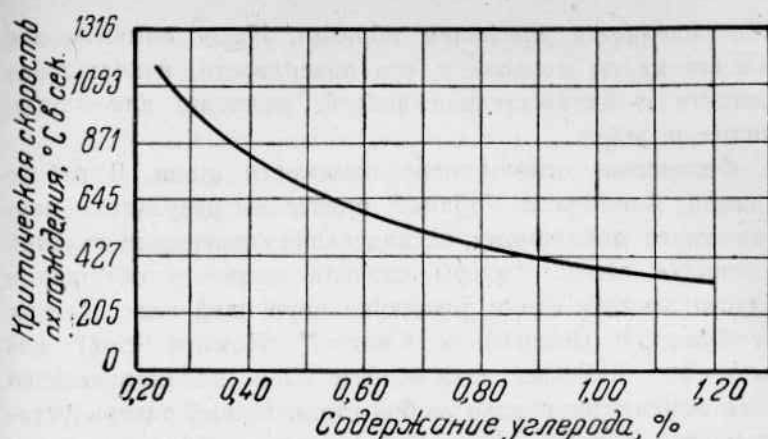


Рис. 92. Влияние содержания углерода на критическую скорость закали в чистых железоуглеродистых сплавах (Digges).

охлаждения как практической и абсолютной меры прокаливаемости. Может оказаться, по крайней мере принципиально, что внутренние напряжения изменяют скорость превращения при некоторых наиболее важных температурах и этим оказывают влияние на прокаливаемость, вследствие чего критические скорости охлаждения одной и той же стали будут не вполне одинаковыми в образцах различной формы.

В конце концов становится очевидным, что кривая, характеризующая распределение твердости по радиусу или диаметру закаленного цилиндрического образца, служит базой для определения прокаливаемости стали, нагретой в определенных условиях. Более полная характеристика свойств стали и условий закали требует построения соответствующих кривых для нескольких различных диаметров, хотя, поскольку речь идет о некотором определенном размере, часто бывает достаточен образец только одного сечения. Для использования соответствующих данных применительно к другим специальным профилям необходимо познакомиться с характерным распределением твердости в углах и в некоторых специальных формах образцов, так как глубина закали, как показал Люерсен³² (Luerssen), в значительной

³² «Hardenability in Light Sections» (Прокаливаемость стали в мелких сечениях), G. V. Luerssen, Symposium, Hardenability of Alloys Steels, American Society for Metals, 1939, стр. 302.

мере определяется профилем образца. Надо помнить, что отношение массы металла к его поверхности, находящейся в контакте с охлаждающей средой, различно для плиты, цилиндра и шара.

Физические основы прокаливаемости стали. В работе Гроссмана, Азимова и Урбана³³ приведены результаты наиболее полного, повидимому, исследования физических явлений при закалке стали. Авторы сделали широкие обобщения в области закалки стали, расширив круг идей классических работ Френча³⁴ (French) и Скотта³⁵ (Howard Scott) настолько, что размеры закаленного слоя цилиндрического образца любого размера и любой стали можно теперь установить путем расчета для любой охлаждающей среды, если поведение стали хорошо известно в какой-нибудь другой охлаждающей среде (даже и с другими свойствами). Метод расчета, предложенный Гроссманом, Азимовым и Урбаном, основывается на следующих допущениях:

1. Теплопередача происходит по закону Ньютона.
2. Теплопередача не зависит от радиуса кривизны поверхностей и является постоянной как для мелких, так и для крупных изделий при одинаковом их нагреве.
3. Аустенит одной и той же стали после нагрева является однородным и гомогенным по всему сечению образца от центра к поверхности как в крупных, так и в мелких образцах.

На основе этих положений можно рассчитать относительную скорость охлаждения (или время охлаждения) раз-

³³ «Hardenability, Its Relation to Quenching and Some Quantitative Data» (Прокаливаемость в связи со скоростью охлаждения и некоторые количественные данные), M. A. Grossman, M. Asimow и S. F. Urban, Symposium Hardenability of Alloys Steels, American Society for Metals, 1939, стр. 124.

³⁴ «A Study of the Quenching of Steels» (Исследование охлаждения стали), H. J. French, Transactions, American Society for Metals, vol. 17, 1930, стр. 798.

³⁵ «Some Problems of Quenching Steel Cylinders» (Некоторые проблемы охлаждения стальных цилиндров), Howard Scott, Transactions, American Society for Metals, vol. 22, 1934, стр. 68, «The Problem of Quenching Media for the Hardening of Steel» (Проблема охлаждающих сред для закалки стали), Howard Scott, Transactions, American Society for Metals, vol. 22, 1934, стр. 577.

личных точек по глубине закаливаемого образца применительно к различным размерам образцов и различной интенсивности охлаждения. Определение интенсивности охлаждения базируется на следующей простой аксиоме: при закалке образцов различного размера из одной и той же стали все точки, получающие одинаковую твердость *после* закалки, охлаждаются в *процессе* закалки одинаковым образом. Например, после закалки стали с содержанием 0,5% углерода в воде можно получить твердость по Роквеллу 48 R_c в центре 25-мм образца и на глубине приблизительно 6,3 мм от поверхности 31-мм образца. Следует полагать, что охлаждение соответствующих точек в обоих этих образцах было одинаковым. Знание таких точек позволяет определить интенсивность примененного охлаждения.

Обычно прокаливаемость стали определяется методом закалки образцов. Распределение твердости по сечению образца зависит как от прокаливаемости стали, так и от интенсивности примененного охлаждения. Поэтому указанное знание фактора интенсивности охлаждения допускает определение *только прокаливаемости* стали. В качестве основной меры прокаливаемости стали принят «критический размер» (диаметр цилиндра), при котором получается сквозная закалка с получением 50% мартенсита в центре образца; данное количество мартенсита служит также критерием для определения глубины закалки. Такой метод измерения прокаливаемости был применен, потому что *состояние* этой структуры в образце выявляется с большей точностью, чем какое-либо другое распределение мартенсита. Приблизительные значения твердости стали при 50% содержаний в ней мартенсита иллюстрируются кривой на рис. 93. Для пояснений на примерах и проверки правильности их расчетов авторы пользовались особо точным методом измерения твердостей, кривые распределения которых приведены на рис. 94. Эти заслуживающие большого доверия данные зафиксированы в виде диаграммы, приведенной на рис. 95, устанавливающей зависимость между диаметром незакаливающейся сердцевины образцов D_u и диаметром образцов D при закалке их как в воде, так и в масле.

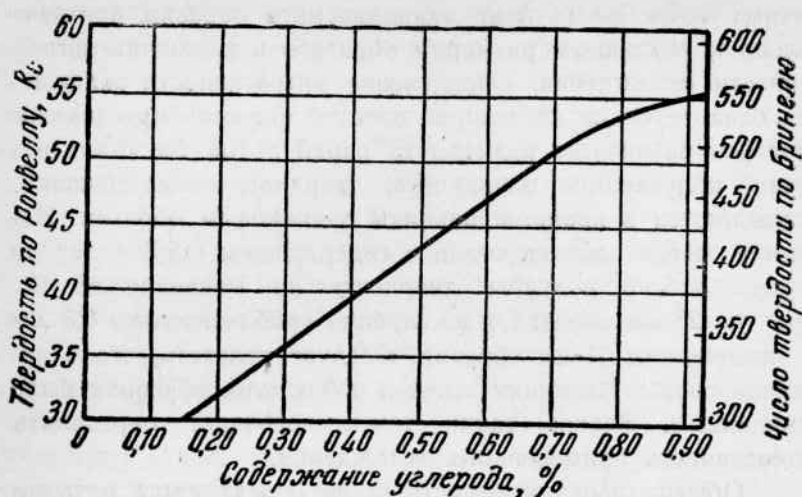


Рис. 93. Зависимость между содержанием углерода и твердостью в углеродистой стали, в структуре которой содержится 50% мартенсита (частное сообщение М. А. Grossmann).

По расчетам авторов любые два вида стали *A* и *B* с относительно высокой и низкой прокаливаемостью могут иметь одинаковый критический размер D_0 ($Du=0$) при различной заалке (например стали *A* — в масле, стали *B* — в воде), соответствующая же глубина заалки для всех других образцов одинаковых размеров получается при этом разная, вследствие чего кривые отношения Du/D , являющиеся для них «характеристическими», также оказываются всегда различными. Авторы также установили, что форма этих «характеристических» кривых в некоторых определенных условиях идентична для ряда видов стали и условий охлаждения, начиная с высокой скорости охлаждения при заалке образцов небольших размеров из неглубоко прокаливающейся стали и кончая умеренной скоростью охлаждения образцов крупных размеров из стали, прокаливающейся на большую глубину. Условием, определяющим идентичность формы соответствующих кривых, является постоянство произведения коэффициента теплопередачи H на критический диаметр образца D . Поскольку произведение HD оказывается постоянным, все кривые Du/D при условии правильного выбора мас-

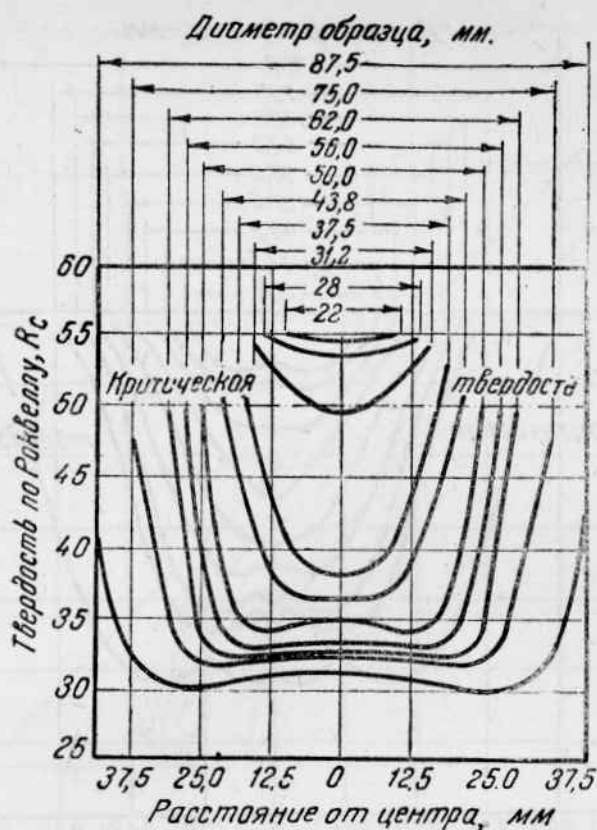


Рис. 94 (часть 1). Кривые распределения твердости по сечению образцов из стали 3140 SAE, закаленной с температуры 815° С в масле (Grossmann, Asimow, Urban).

штаба чертежа получаются одинаковыми. Таким образом каждая типовая кривая, изображенная в координатах HDu/HD вместо координат Du/D , будет служить характеристикой определенного ряда — семейства — стали и условий охлаждения. Все возможные сочетания различных типов стали и условий охлаждений можно, как показано на рис. 96, исчерпать семейством таких кривых HDu/HD (детализированных характеристических кривых). Постоянные значения отношений Du/D также представлены на этом рисунке в виде соответствующих пунктирных линий.

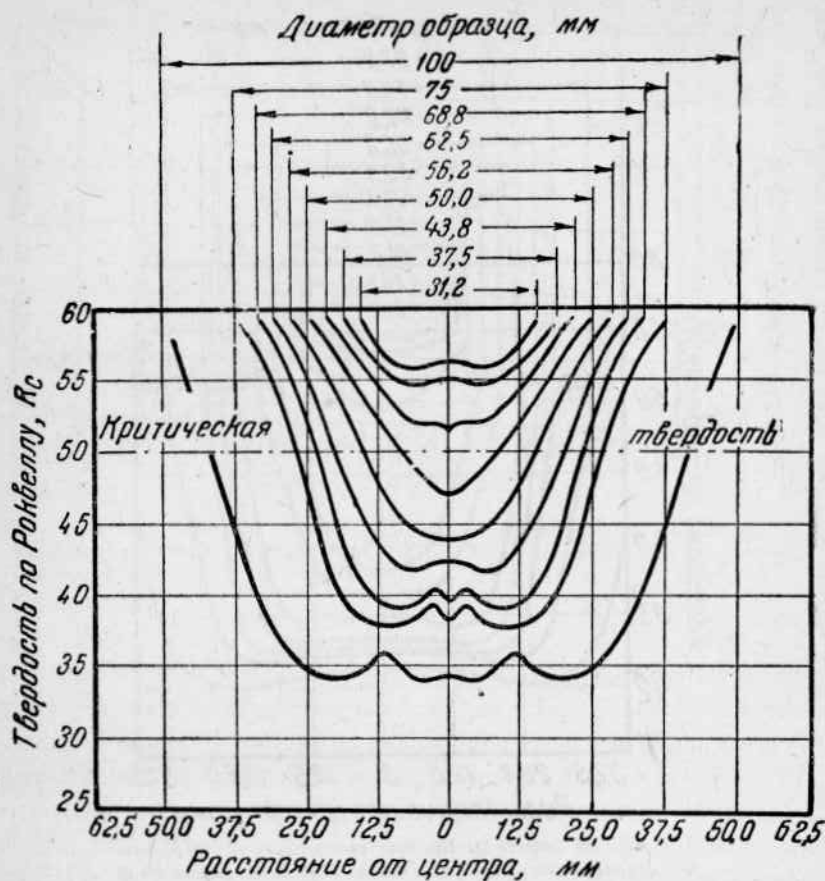


Рис. 94 (часть 2). Кривые распределения твердости по сечению образцов из стали 3140 SAE, закаленной с температуры 815° С в воде (Grossmann, Asimow, Urban).

Если в нашем распоряжении имеется «характеристическая кривая», подобная приведенным на рис. 95, то, чтобы найти значение величины HD_0 , а отсюда и значение коэффициента теплопередачи H , следует только подобрать соответствующую ей по форме кривую на рис. 96. Для этой цели применяются два сокращенных способа, основанных на определении угла наклона при определенных значениях Du/D . В конечном счете знание глубины закалки в образцах стали двух размеров позволяет одним методом установить прокаливаемость стали

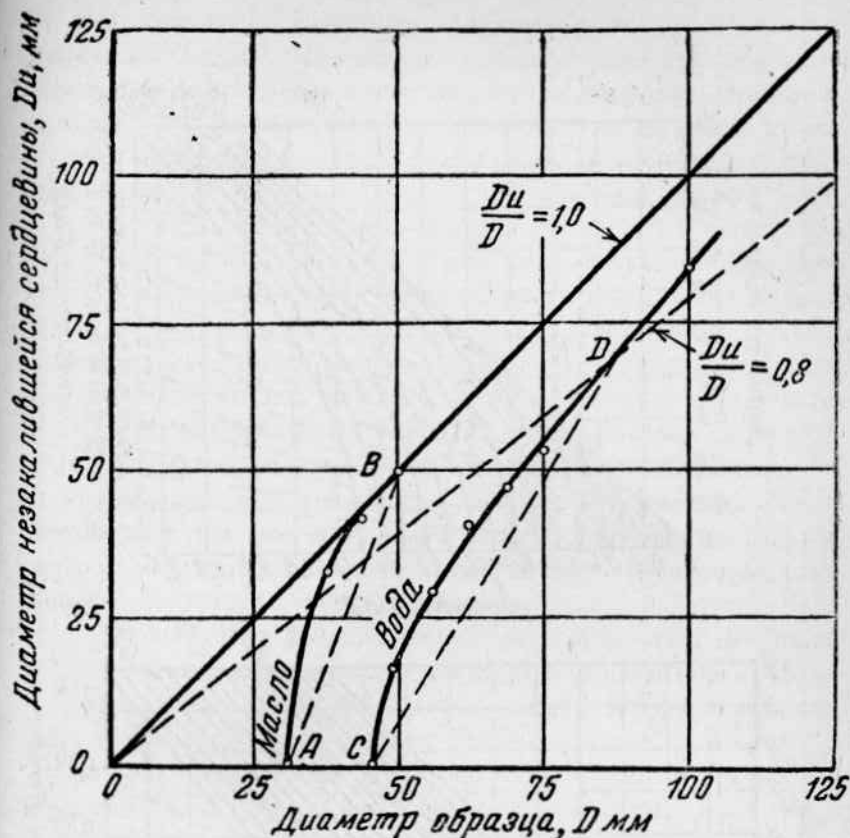


Рис. 93. Характеристические кривые, определяющие зависимость диаметра незакалившейся сердцевин от общего диаметра образца для закалки в условиях, указанных на рис. 94 (Grossmann, Aismow, Urban).

(D_0) и интенсивность охлаждения (т. е. коэффициент теплопередачи H). Это можно с удобством выполнить сокращенным способом при помощи диаграммы, изображенной в логарифмической шкале на рис. 97. Вторая диаграмма, приведенная на рис. 98, дает возможность установить критический размер образца при «идеальном» охлаждении и при всяких других условиях охлаждения, характеризующихся определенным коэффициентом теплопередачи H . Диаграмма на рис. 98 показывает, как изменяются критические размеры образцов стали в зависимости от значения коэффициента теплопередачи

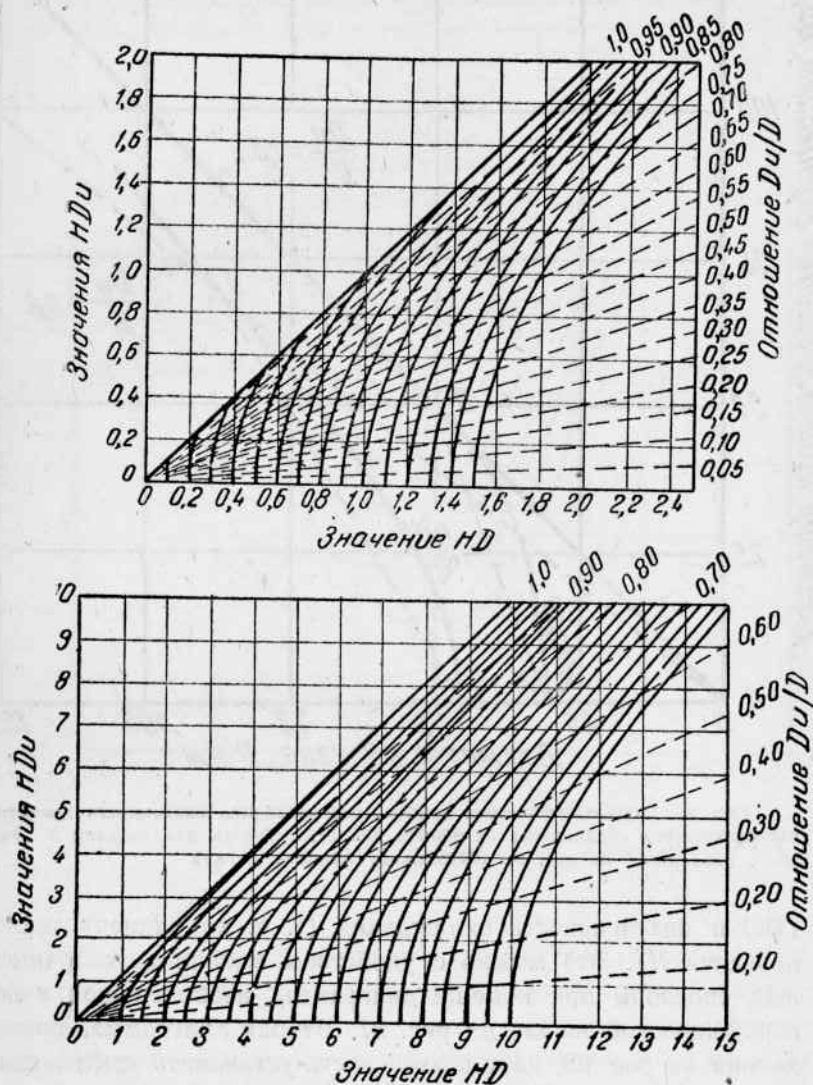


Рис. 96. Детализированные характеристические кривые $HDu - HD$, построенные в двух масштабах. HD — в английских единицах (Grossmann, Asimow, Urban).

H для широкого диапазона охлаждающих сред, включительно до среды с «идеальной» охлаждающей способностью. Среда эта характеризуется бесконечно большим значением коэффициента теплопередачи и способностью снижать температуру поверхности охлаждаемого образца до температуры охлаждающей ванны в промежуток времени, равный нулю.

Диаграмма и методы Гроссмана и др. дают, кроме того, возможность установить картину распределения твердости по сечению образца после его закалки в любых охлаждающих средах, если поведение стали хорошо известно в какой-либо одной среде. Некоторое несовпадение величин твердости, определенных таким методом, с фактическими наблюдается в области максимальных значений, получающихся в некоторых специфических условиях. Однако это несовпадение не настолько значительно, чтобы считать бесполезным самый метод, так как все другие расчеты, основанные на данном методе и имеющие большее практическое значение, оказываются достаточно точными.

Основные положения расчетов, повидимому, не вполне оправдываются при закалке стали разного состава в образцах различного размера. Однако наблюдающиеся несовпадения оказываются во многих случаях поразительно небольшими. Факт тот, что эта теория объясняет многие положения, оставшиеся до последнего времени неясными, в их числе такие, как постоянство ограниченной зоны прокаливаемости в наиболее крупных образцах даже у стали с умеренной прокаливаемостью при наиболее резком ее охлаждении, а также незначительное изменение толщины прокаливающейся зоны ($D-D_u$) в зависимости от диаметра этих образцов. Подобным же образом объясняется внезапное исчезновение прокаленного ободка в образце относительно небольшого размера при закалке в среде с умеренной охлаждающей способностью. В свою очередь, эти факты объясняют, как в известных условиях почти неизбежно появляются при закалке мягкие пятна. Достаточно принять во внимание, что состояние поверхности стального образца, оказывающее влияние на теплоотдачу (в том числе и толщина, характер окалины), так же, как и теплопроводность, определяют величину

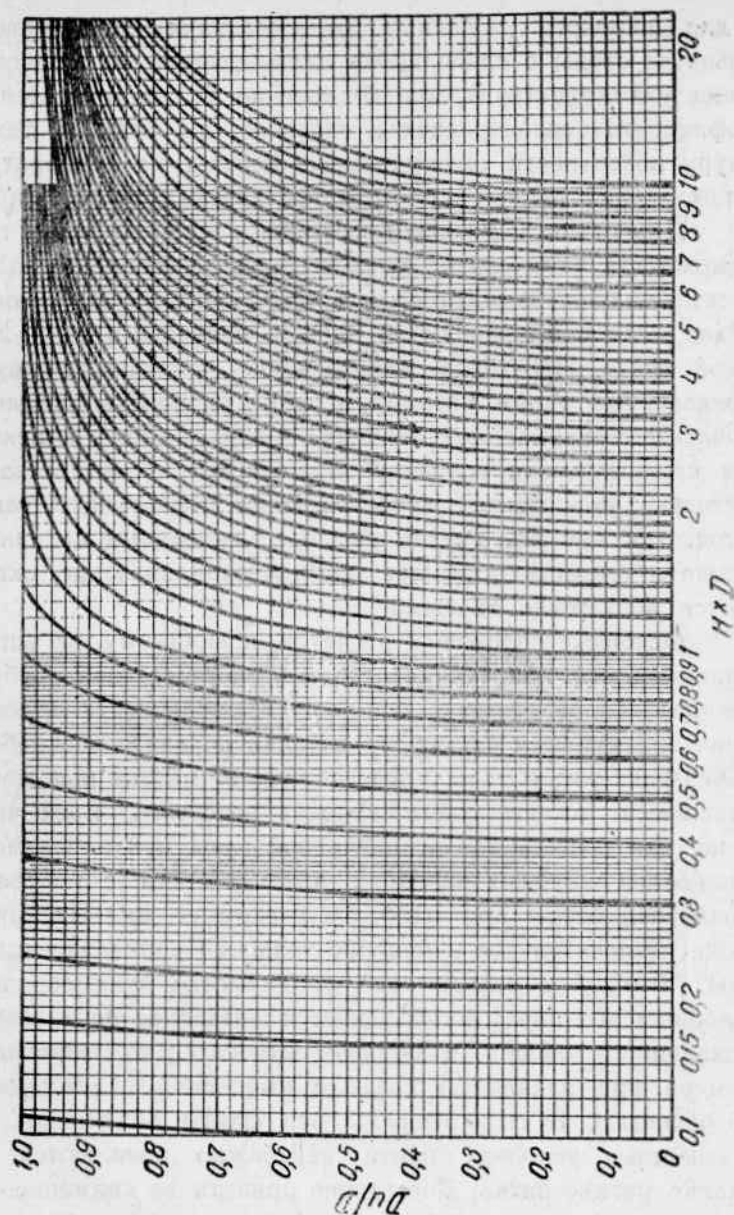


Рис. 97. Графики для определения H/D , а отсюда и H в сопоставлении с отношением Du/D . Значения H/D нанесены в логарифмической шкале. H/D — в английских единицах (Asimow).

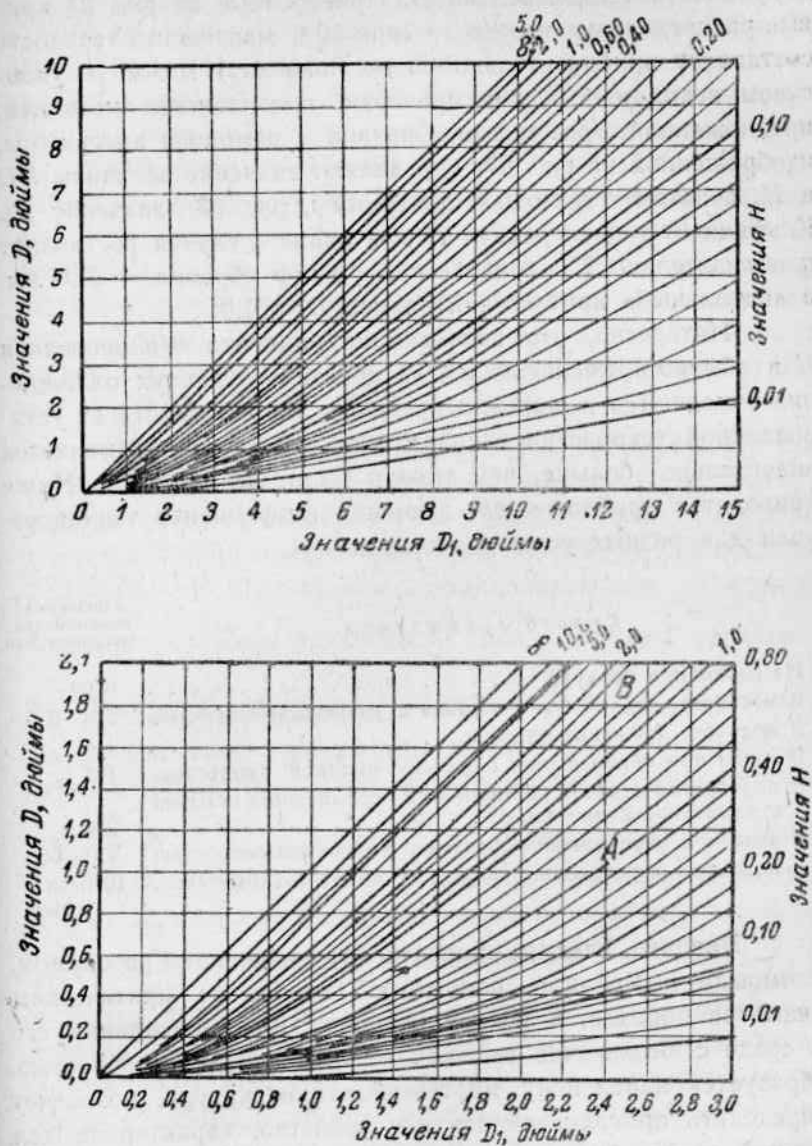


Рис. 98. Соотношение между идеальным критическим размером D_i , действительным критическим размером D и интенсивностью закалки в двух различных масштабах. H — в английских единицах (Grossmann, Asimow, Urban).

коэффициента теплопередачи H . Приведенные на рис. 37 кривые распределения твердости (при 50% мартенсита твердость составляет приблизительно 53 по Роквеллу) можно с удобством использовать для проверки правильности методики, предложенной Гроссманом. Сначала с помощью диаграммы, изображенной на рис. 97, определяют значение величины HD и H , а затем с помощью диаграммы, рис. 98, значение D_1 . Коэффициент теплопередачи H для данного случая составляет приблизительно 2,3; критический размер образца = 21,8 мм, а «идеальный» критический размер $D_1=31,0$.

Интересно, что значения коэффициента теплопередачи H в обычно применяющихся на практике условиях охлаждения изменяются в широких пределах; в зависимости от установленной технологии закалки этот коэффициент изменяется значительно больше, чем можно было бы ожидать. Ниже приводятся приближенные значения коэффициента теплопередачи для разных условий охлаждения:

Способ охлаждения	Значение коэффициента теплопередачи H^*
На спокойном воздухе	0,02
В масле при перемещении образца с умеренной скоростью	0,4—0,5
В воде без движения образца	1,0
В масле при перемещении образца с высокой скоростью	1,5
В подогретом соляном растворе при перемещении образца с умеренной скоростью	2,0
В воде при перемещении образца с умеренной скоростью	4,0—6,0
В воде при перемещении образца с высокой скоростью .	10,0 и выше

Наконец, следует отметить, что введенное Гроссманом, Азимовым и Урбаном понятие об идеальном критическом диаметре образца, в центре которого, при охлаждении его в среде с бесконечно высокой охлаждающей способностью, образуется наполовину мартенситовая структура, позволяет определить прокаливаемость как свойство, характерное для данной стали, безотносительно к действительным условиям ее охлаждения. Ясно, что всякая другая теория этим преимуществом не обладает.

* Здесь и далее величина H дана в английских единицах измерения.

Следует также напомнить, что метод Гроссмана базируется на связи между твердостью в данном месте сечения образца со скоростью охлаждения в этом месте. Здесь кроется возможность получения широких обобщений для процесса закалки изделий любой другой формы, даже если бы графическая обработка результатов была выполнена применительно к случаю закалки цилиндрических образцов. Этот метод расчета после соответствующих небольших изменений может быть применен в случае односторонней закалки, например, для определения прокаливаемости по методу Джомини (Jominy). Следует надеяться, что авторы усовершенствуют свой метод в направлении еще более широкого применения графического решения задачи.

Куиньо и Мейо (Queneau и Mayo)²⁸ предложили приблизительный способ определения критического диаметра образца путем закалки двух образцов стали различного диаметра с одинаковым режимом нагрева и охлаждения. Они пользуются графиком, устанавливающим зависимость отношения глубины закаленного слоя к радиусу образца $\frac{h}{r}$ от величины, обратной квадрату диаметра образца $\frac{1}{D^2}$. По двум точкам, относящимся к двум образцам стали различного диаметра, вычерчивается прямая линия, которая продолжается до значения $\frac{h}{r} = 1$. Пересечение этой прямой с линией абсцисс наверху диаграммы приблизительно определяет величину критического диаметра в функции величины $\frac{1}{D^2}$. В действительности предположение, что $a \frac{h}{r} = \frac{1}{D^2} + b$, остается правильным только в условиях идеального охлаждения. Поскольку охлаждение оказывается достаточно интенсивным, величина критического диаметра, определенная таким образом, достаточно близка к действительности. Соответствующие данные графически представлены в виде диа-

²⁸ Hardenability and Its Designation, the Hardenability Line (Прокаливаемость и ее определение: линии прокаливаемости), В. R. Queneau и W. H. Mayo, Symposium, Hardenability of Alloys Steels, American Society for Metals, 1939, стр. 237.

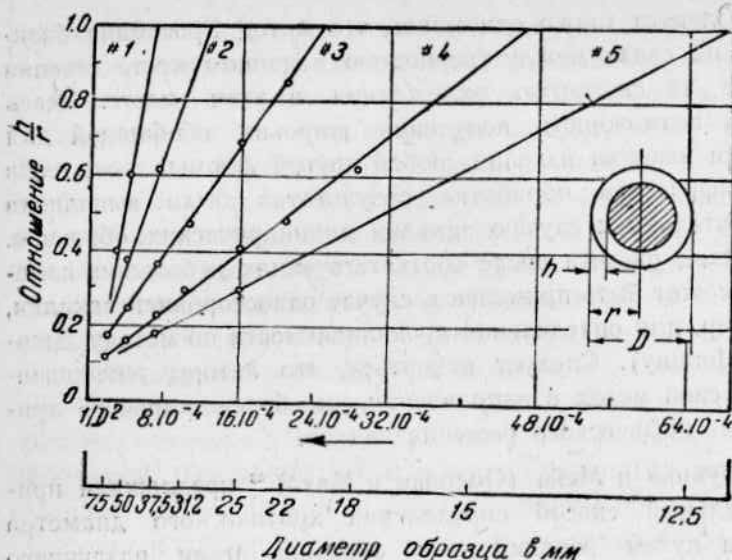


Рис. 99. Зависимость между глубиной закаленной зоны, определяемой отношением $\frac{h}{r}$, и величиной, обратной квадрату диаметра закаленных образцов $\frac{1}{D^2}$ (Queneau и Mayo).

граммы на рис. 99. Прямые линии называются «линиями прокаливаемости», и их наклон является показателем относительной прокаливаемости стали в определенных условиях закалки. Очевидно, величина ошибки в определении прокаливаемости стали определяется мерой расхождения между предположениями и фактическим положением вещей.

Выводы. Несколько обобщающих выводов можно отметить и в этой еще мало изученной области, которая продолжает быстро развиваться.

При сечениях достаточно крупных размеров, допускающих возможность получения только неполной закалки в центре, наиболее показательным методом определения прокаливаемости является, повидимому, изучение распределения твердости по диаметру цилиндрического образца. В каждом случае необходимо оценить, достаточно ли будет двух образцов различных размеров для обеспечения определенной разницы в распределении твердости по сечению образцов.

Анализ условий, характеризующих закалку, а также анализ свойств самой стали может быть выполнен по методу Гроссмана и его сотрудников.

Этот анализ можно также провести для стали с не слишком глубокой прокаливаемостью, определяя глубину закаленного слоя соответствующим травлением по сечению образцов. При измерении твердости по сечению отпечатки следует делать предпочтительно не по диаметру образцов, а по концентрическим окружностям, чтобы обеспечить, таким образом, возможность получения большего числа замеров. Специальное приспособление, монтируемое на приборе для измерения твердости, обеспечивает получение концентрических замеров. Такие замеры можно с большим успехом выполнить и с помощью винта, обеспечивающего постоянство расстояний между ними по радиусу.

Анализ метода Гроссмана дает возможность установить, как легко получить при закалке неодинаковые результаты в случае плохого ее выполнения; при этом два соседних сечения одного и того же прутка стали могут оказаться относительно столь же идентичными, как и два отдельных образца.

Так как сталь отливается в изложницы, то она характеризуется определенной разницей между содержанием углерода (также марганца и фосфора) в поверхностной и центральной зонах слитка. Это обстоятельство находит свое отражение в аномалиях кривых распределения твердостей и даже в определении критического размера образцов. Большая часть термически обработанных деталей работает в условиях невысокой нагрузки центральной части деталей, и практически ликвация слитка имеет лишь ограниченное значение.

Для определения прокаливаемости относительно глубоко прокаливающейся стали в мелких сечениях с успехом применяется способ торцевой закалки образца по Джомини. Очевидно, этот способ должен применяться и для определения прокаливаемости цементуемой стали, в применении к которой особый интерес представляет истинная прокаливаемость науглероженного слоя.

Изучение влияния различных элементов на прокаливаемость стали возможно только при наличии надлежащей основы для сравнения. В качестве такой основы мы будем применять главным образом кривые распределения твердостей по сечению цилиндрического образца.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ

В ходе изучения закономерностей, определяющих взаимную связь прокаливаемости стали и условий ее охлаждения при закалке, становится очевидным, что применение некоторых легирующих элементов связано со значительным увеличением размеров, при которых изделия могут быть закалены насквозь в данных условиях закалки. Так например, резкое охлаждение в воде приводит при закалке углеродистой стали SAE 1045 к получению 50% мартенсита в центре цилиндрического образца диаметром в 25 мм (критический размер для H от 4 до 5), а в случае закалки хромоникелевой стали SAE 3140 — на образце диаметром около 50 мм. Наличие только 1,25% никеля и около 0,6% хрома, как это можно установить и при беглом ознакомлении с рис. 38 и 95, приблизительно в два раза повышает прокаливаемость стали, выраженную в виде критического диаметра.

В настоящее время имеется потребность в стали с примерно таким же содержанием углерода, но с более глубокой прокаливаемостью не только при охлаждении в воде, но и при более умеренном охлаждении в масле. Такое охлаждение применяется с целью уменьшения закалочных напряжений. Удовлетворение этой потребности обеспечивается применением легирующих элементов; нередко соответствующий выбор легирующего элемента, обеспечивающего повышение прокаливаемости стали, одновременно приводит к улучшению и других свойств стали.

Было бы интересно рассмотреть вопрос, какие весьма значительные изменения в конструкции современных машин оказались бы необходимыми, если бы применение легирующих элементов не приводило к замедлению превращения аустенита в перлит и вследствие этого к повышению прокаливае-

мости стали. Недостаток места не позволяет углубиться в этот вопрос, однако можно себе представить разницу между облегченными конструкциями, работающими при высоких напряжениях, особенно на растяжение, и тяжелыми конструкциями, работающими при низких напряжениях и обладающими прочностью пластинчатых структур простой углеродистой стали. Первые должны быть выполнены из легких термически обработанных деталей, вторые выполняются из громоздких деталей. Вероятно, инженеры справились бы и с такими конструкциями за счет их стоимости, но наружный вид многих машин мог бы получиться совершенно иным.

Факторы, определяющие прокаливаемость стали. Как можно было видеть на рис. 36, прокаливаемость регулируется и другими факторами, помимо состава твердого раствора аустенита. При одном и том же составе аустенита прокаливаемость зависит от размеров зерна аустенита в момент заковки. Такое влияние размера зерна определяется, повидимому, регулирующим воздействием его на скорость образования центров кристаллизации. Превращения аустенита при температуре $A_{r'}$ следует в процессе заковки избегать. При таком превращении большая часть центров кристаллизации появляется по границам зерен аустенита, и естественно ожидать, что в мелкозернистой стали, в которой поверхность границ зерен увеличена, будет соответственно наблюдаться увеличение способности к образованию центров кристаллизации, а значит, и уменьшение прокаливаемости.

Вполне очевидно, что некоторые виды посторонних частиц в процессе превращения аустенита в перлит также содействуют образованию центров кристаллизации (или сами служат такими центрами). Отсюда не только величина зерна, но и включения, которые могут ограничивать рост зерна, оказывают непосредственное влияние на прокаливаемость стали. Имеется достаточное количество экспериментальных данных, подтверждающих двойную роль мелкодисперсных частиц, способствующих, с одной стороны, усилению процесса образования центров кристаллизации и ограничивающих, с дру-

гой стороны, рост зерна; оба эти фактора приводят к уменьшению прокаливаемости стали. Говоря о влиянии на прокаливаемость элементов, *растворенных* в аустените, мы обязательно должны сравнивать одинаковые в отношении размера зерна и вида включений сорта стали в процессе закалки. Если осуществить ограниченное таким образом сопоставление, то оказывается, что все элементы, за исключением кобальта, способствуют увеличению прокаливаемости; однако степень их влияния на прокаливаемость совершенно различна: небольшие количества одних элементов оказываются столь же эффективными, как и значительно большие количества других элементов.

Характерное для некоторых элементов влияние на прокаливаемость оказывает неоднородность аустенита. Если аустенит некоторого определенного среднего состава в одних зонах более обогащен легирующим элементом, чем в других, то прокаливаемость понижается: превращение аустенита в мелкий перлит в обедненных зонах происходит и при высокой скорости охлаждения, а чистый мартенсит получить в них трудно. С другой стороны, превращение аустенита в зонах, обогащенных легирующими элементами, происходит медленно, и это приводит к образованию в них мартенсита даже при невысокой скорости охлаждения. Элементы, ликвидирующие с образованием специальных карбидов и затем медленно диффундирующие, противодействуют получению однородного аустенита.

Не зная способа распределения легирующих элементов, т. е. не учитывая того, находятся ли легирующие элементы полностью в твердом растворе в аустените или отчасти входят в состав карбидов или включений, можно только в самой общей форме говорить о влиянии легирующих элементов на прокаливаемость стали при определенных условиях ее нагрева. Однако такой эмпирический подход к решению вопроса не представляет интереса и бесплоден, так как оставляет необъясненными определенные отклонения. Вопрос становится более ясным при изучении действия легирующих элементов на прокаливаемость с учетом способа распределения этих элементов в стали. Аналитический метод решения

проблемы позволяет нам установить следующие основные факторы, оказывающие влияние на прокаливаемость стали.

А. Факторы, которые уменьшают прокаливаемость, ускоряя образование центров кристаллизации:

1. Мелкое зерно аустенита.
2. Нерастворившиеся включения:
 - а) карбиды (или нитриды),
 - б) неметаллические включения.
3. Неоднородность аустенита.

В. Факторы, которые увеличивают прокаливаемость, замедляя образование центров кристаллизации или скорость роста продуктов превращения аустенита, образующихся при Ar' из центров кристаллизации:

1. Элементы, растворенные в аустените (за исключением кобальта).
2. Крупное зерно аустенита.
3. Однородность аустенита.

Объединяя перечисленные факторы безотносительно к характеру их влияния, мы получаем затем следующие 5 основных (но взаимно увязанных друг с другом) факторов:

1. Средний состав аустенита.
2. Однородность аустенита.
3. Величина зерна аустенита.
4. Неметаллические включения в аустените.
5. Нерастворившиеся карбиды (и нитриды) в аустените.

Мел (R. F. Mehl)³⁷ дал блестящий анализ вероятного воздействия этих факторов, и его исследование, посвященное установлению различий в принципиальном влиянии их, заслуживает серьезного изучения.

Необходимо изучить и эти факторы, так как их воздействие в присутствии отдельных легирующих элементов становится более или менее заметным.

³⁷ «The Physics of Hardenability» (Физические основы прокаливаемости), Robert F. Mehl. Symposium, Hardenability of Alloy Steels, American Society for Metals, 1938, стр. 1.

Элементы, растворенные в аустените. Каким образом кобальт, единственный из всех элементов, растворяющихся в аустените (притом в значительном количестве), приводит к снижению прокаливаемости, неизвестно. Оказывается, что только он способствует превращению аустенита при Ag' с образованием более мягких структурных составляющих, и что в присутствии кобальта закалка происходит лишь при увеличенных скоростях охлаждения. На рис. 100 показана

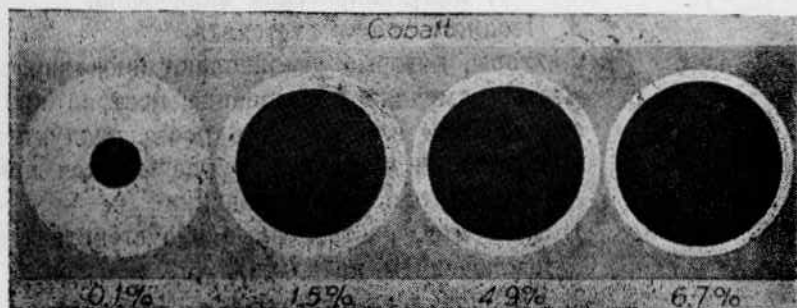


Рис. 100. Глубина прокаливаемости (белые концентрические окружности) стали с 0,90% углерода в зависимости от содержания кобальта. Образцы закалены при 950°C (Houdremont).

глубина прокаливаемости, полученная Гудремоном (Houdremont) для серии образцов углеродистой стали с содержанием 0,9% углерода, при закалке от 950°C в зависимости от содержания кобальта. Этот факт подтверждается и автором и другими исследователями, которым не удавалось получить твердость мартенсита на круглом образце кобальтовой стали диаметром 25 мм с содержанием 10% кобальта, хотя превращение аустенита определенно происходило. Констатируя это странное отступление от общего правила, мы опускаем его как не находящее в настоящее время объяснения.

Возвращаясь к другим элементам, которые задерживают превращение и способствуют прокаливаемости, интересно проверить увеличение времени изотермического превращения аустенита, обусловленное содержанием легирующих элементов в твердом растворе. Рис. 101 в сопоставлении с рис. 102 иллюстрирует замедление превращения в аустените

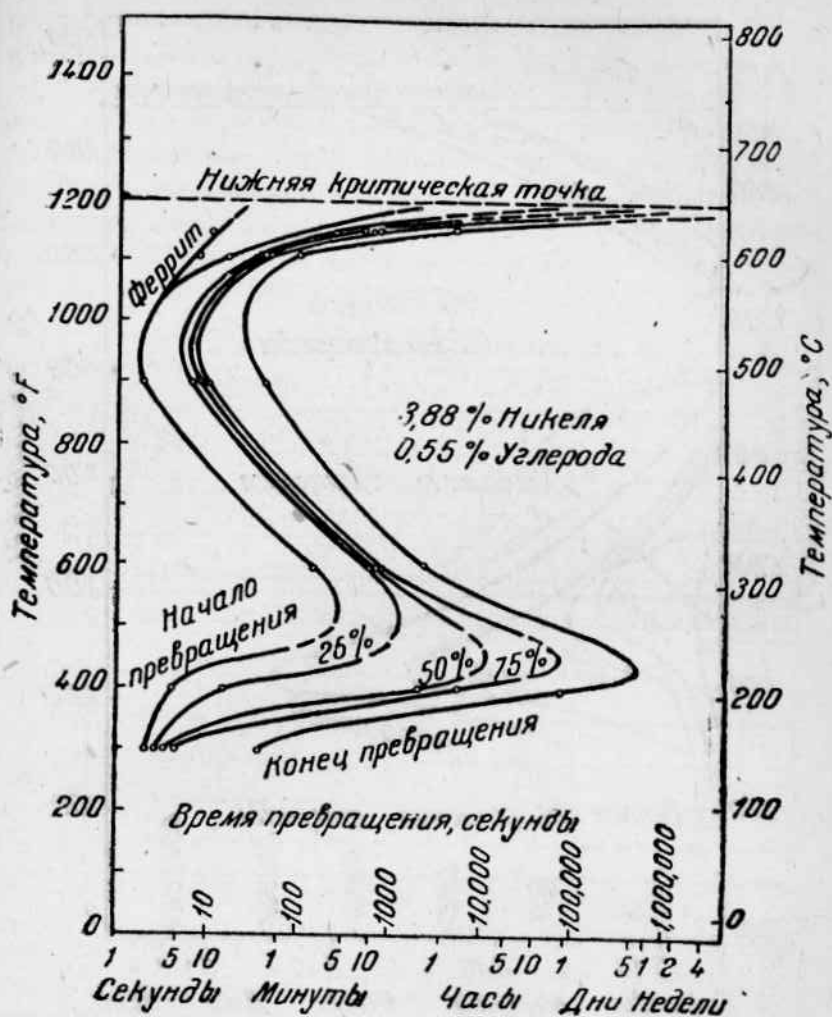


Рис. 101. S-кривая превращения аустенита для стали с 0,55% углерода и 3,88% никеля, нагретой до 870° С.

с содержанием 4% никеля при всех температурах. Подобное замедление наблюдается и для других элементов в области температуры, имеющей важное значение, т. е. выше, приблизительно, 540°С. Рис. 103 является иллюстрацией еще более сильного замедления при температуре 525°С, обусловленного содержанием марганца в аустените. Верхняя кривая для

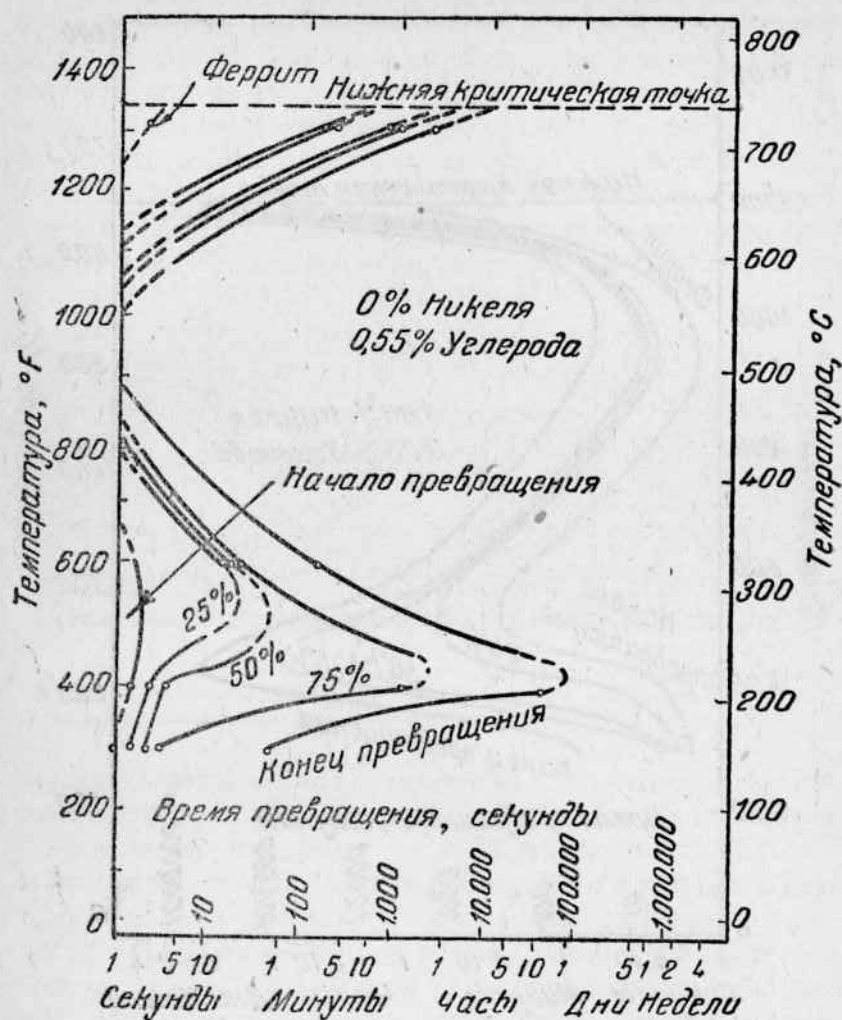


Рис. 102. S-кривая превращения аустенита для стали с 0,55% углерода, аналогичной во всем стали, приведенной на рис. 101, за исключением содержания никеля.

содержания в 2,2% марганца характеризуется относительно ранним началом превращения аустенита, причем полное превращение его заканчивается лишь по истечении значительного промежутка времени. Это обстоятельство указывает определенным образом на неоднородность аустенита в исследован-

ных образцах, что возможно в марганцовистой стали такого состава.

Действительное увеличение прокаливаемости, имеющее практическое значение и вызванное растворенными легирующими элементами, характеризуется кривыми распределения твердости, приведенными на рис. 104, для цилиндрических образцов диаметром 41 мм трех видов стали с содержанием 0,75% углерода, причем два из них содержат более или менее значительное количество легирующих элементов.

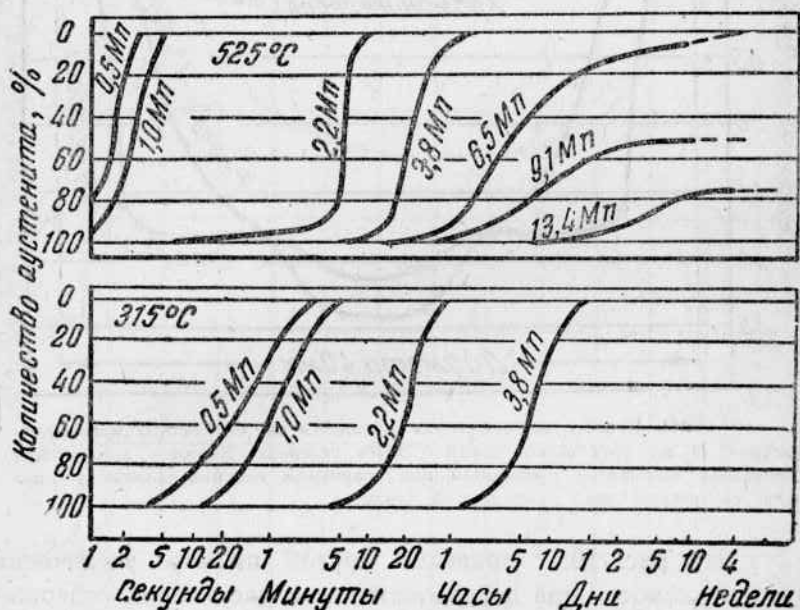


Рис. 103. *Отдельные кривые полного превращения аустенита при 525° С и 315° С в марганцовистой стали с 0,55% углерода. Время в логарифмической шкале.

Подогретый соляной раствор, применяемый в этом случае в качестве охлаждающей среды, имел коэффициент теплопередачи $H = 2,3$. Таким образом при данных условиях охлаждения 1% хрома повышает критический диаметр от 21,8 до 30,5 мм или идеальный критический диаметр (D_1) от 31,2 до 42 мм. Это сравнение не совсем точно, так как не вполне одинаково содержание в стали других элементов. Дальней-

шее введение в сталь приблизительно 3% никеля настолько увеличивает прокаливаемость, что практически осуществляется превращение аустенита в мартенсит не только при закалке в воде, но и при закалке в масле.

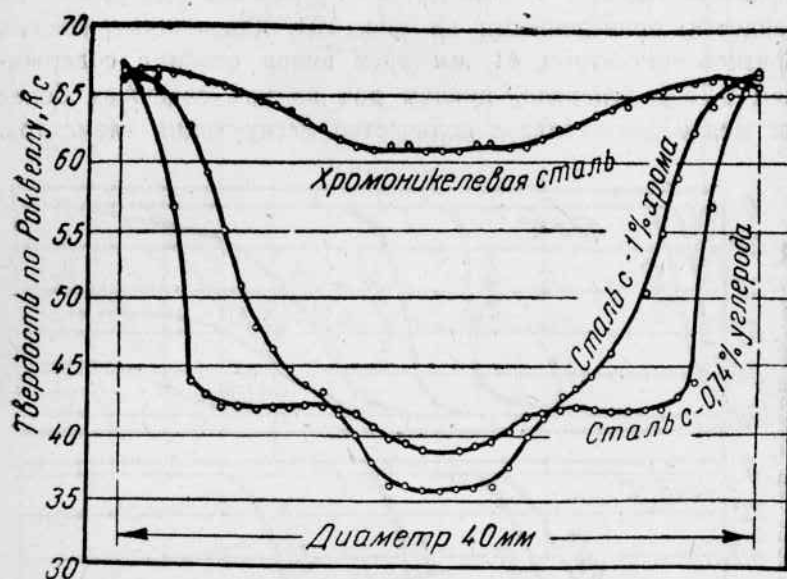


Рис. 104. Кривые распределения твердости по сечению образцов диаметром 40 мм трех сортов стали с 0,75% углерода. Влияние легирующих элементов становится очевидным при сравнении верхних кривых с нижней, соответствующей углеродистой стали.

На рис. 105³⁸ приведен другой пример увеличения прокаливаемости при последовательном увеличении содержания легирующего элемента в твердом растворе. Характеризуя общее влияние хрома на прокаливаемость, указанные на рисунке кривые были получены в условиях, не обеспечивающих точного постоянства в величине зерна. Однако влияние размеров зерна было бы относительно меньшим.

Переходя теперь к элементам с меньшей растворимостью, интересно отметить, что небольшие количества молибдена оказывают весьма сильное влияние на прокаливаемость,

³⁸ Данные для приведенных на рис. 105 кривых распределения твердости установлены работами J. R. Vilella, L. H. Cooper и H. A. Brown, выполненными в исследовательской лаборатории United States Steel Corporation.

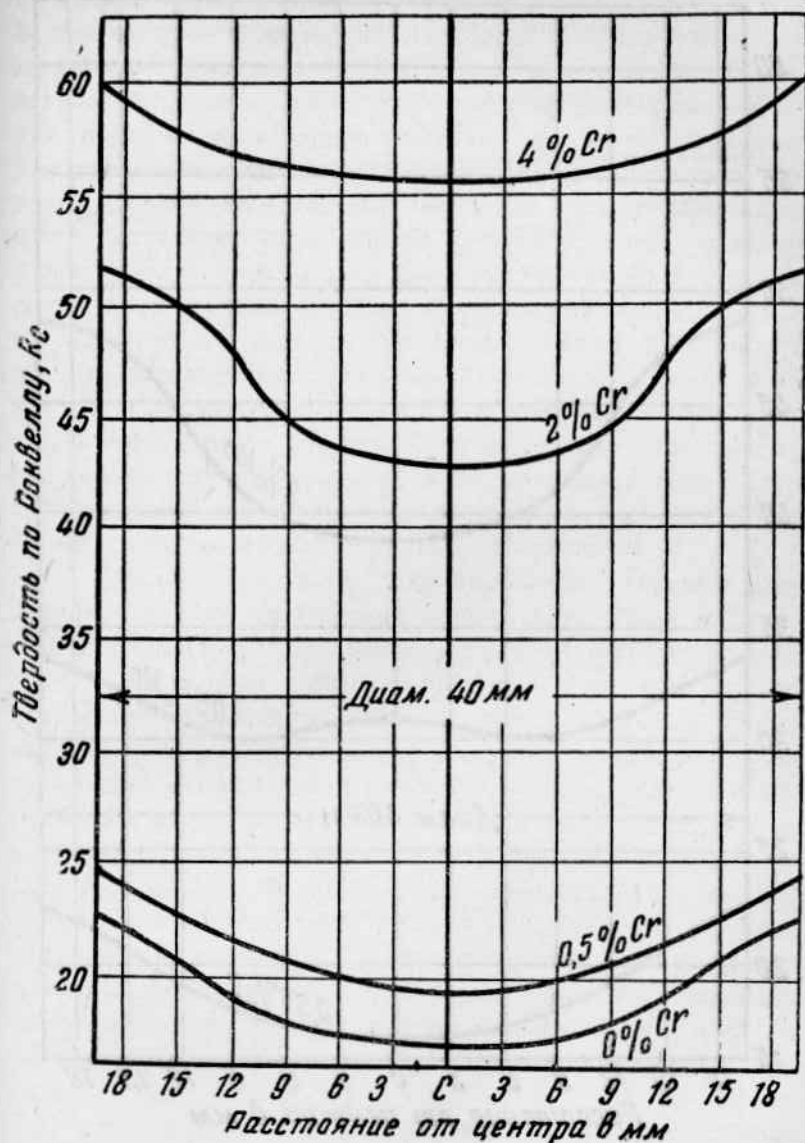


Рис. 105. Кривые распределения твердости по сечению образцов диаметром 40 мм четырех сортов стали с 0,35% углерода и с содержанием хрома, указанным на диаграмме. Образцы закалывались в масле; в структуре стали полностью отсутствовали нерастворившиеся карбиды.

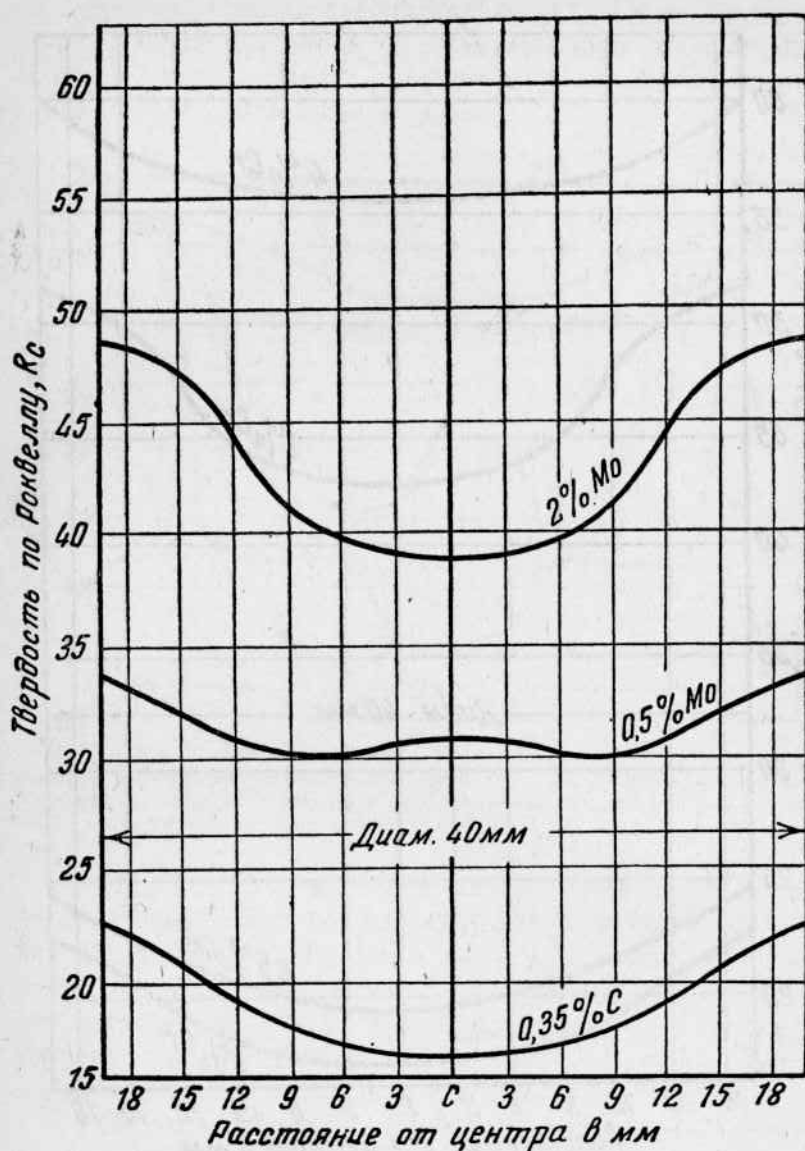


Рис. 106. Кривые распределения твердости по сечению образцов диаметром 40 мм четырех сортов стали с 0,35% углерода и содержанием молибдена, указанным на диаграмме. Образцы закалялись в масле. В структуре стали полностью отсутствовали нерастворившиеся карбиды.

когда молибден находится в аустените *в твердом растворе*. Более высокое содержание молибдена в стали оказывается не таким эффективным, как этого можно было ожидать, исходя из правила пропорциональности; в действительности при высоком содержании молибден не более эффективен, чем хром. Это иллюстрируется кривыми распределения твердости, приведенными на рис. 106³⁹, для стали с содержанием 0,35 % углерода. Весь молибден этой стали оказывается, в основном, в твердом растворе—аустените. Кривые показывают, что в сечении образца имеется лишь небольшое количество чистого, с высокой твердостью, мартенсита; несмотря на это, прокаливаемость стали выявляется со всей очевидностью. Следовательно, достаточно надежной оценкой прокаливаемости могут служить некоторые характеристики превращений аустенита при относительно высоких температурах превращения, значительно превышающих температуры, которые приводят к образованию мартенсита.

Снижение точки A_r' как показатель различной прокаливаемости. При охлаждении любого типа стали с определенной скоростью и при снижении температуры превращения на 40—150°C ниже критической точки A_r' , величина переохлаждения зависит от условий, определяющих и прокаливаемость стали. Величина переохлаждения в этих условиях становится мерой прокаливаемости, но для определения переохлаждения необходимо выбрать некоторую исходную температуру. Для стали одного и того же типа ее можно считать постоянной и не принимать во внимание; величина переохлаждения определяется только остановками на кривой охлаждения стали. При сравнении стали с различным составом в качестве эталона для определения переохлаждения можно использовать температуру остановки при медленном нагреве стали или температуру начала образования аустенита.

Это положение иллюстрируется любой из трех приведенных на рис. 107 кривых, характеризующих температуры превращения (в условиях переохлаждения) при пересечении

³⁹ Данные для приведенных на рис. 106 кривых распределения твердости установлены работами J. R. Vilella, L. H. Cooper и H. A. Brown, выполненными в исследовательской лаборатории United States Steel Corporation.

их кривыми различных скоростей охлаждения. Указанные кривые относятся к трем сортам стали с различным содержанием хрома, с увеличивающейся в зависимости от его содержания прокаливаемостью. Как видно, степень повышения переохлаждения здесь происходит вследствие увеличения содержания элемента, углубляющего закалку. Заметим, что



Рис. 107. Влияние одной и той же скорости охлаждения на температуру превращения трех сортов хромистой стали с одинаковым содержанием углерода. На ординате нанесена не температура, а степень переохлаждения. Время в линейной шкале.

и на самых значениях твердости, даже нехарактерных для мартенситового состояния, также отразилась различная прокаливаемость исследованной стали. Можно сказать, что наблюдаемые величины снижения температуры точки A_1' являются не столько мерой прокаливаемости, сколько отражением различной прокаливаемости. Однако в руках опытного исследователя эти величины могут оказаться полезными для определения степени прокаливаемости стали одного и того же типа.

Легирующие элементы в твердом растворе и прокаливаемость. Наиболее полезным информационным материалом явились бы построенные для различных содержаний углерода диаграммы или таблицы, в которых было бы показано увеличение критических размеров образца в зависимости от повышения содержания легирующего элемента в стали при одинаковом размере зерна и одинаковой однородности аустенита. Такие диаграммы еще не построены, однако на рис. 108

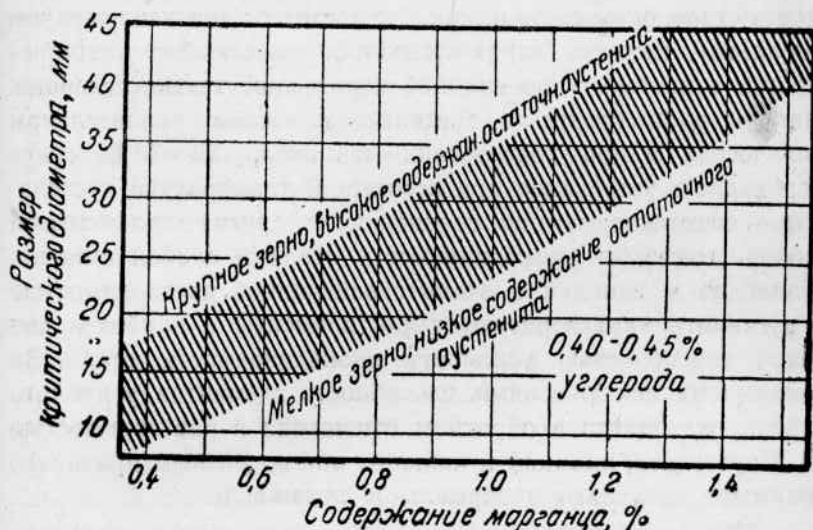


Рис. 108. Влияние содержания марганца, находящегося в растворенном виде, на критический размер образца круглого сечения стали с 0,45% углерода. Закалка в воде, H — приблизительно 5. Наклон полосы на диаграмме является, повидимому, характерным для стали данного типа.

можно в пределах, изображенных полосой, проследить влияние содержания марганца на прокаливаемость (критический размер) стали, содержащей 0,45% углерода. Охлаждение стали производилось в условиях энергичного перемещения в воде при значении коэффициента теплопередачи H = около 5. К изображению зависимости в виде широкой полосы пришлось прибегнуть не столько вследствие необоснованности данных, сколько по той причине, что они относились к стали не строго одинакового состава и не со строго одинаковым

размером зерна. Следует, однако, ожидать, что соответствующие данные будут собраны и диаграммы подобного рода скоро появятся. Если вместо критического размера для некоторых особых условий охлаждения наносится идеальный критический размер, данные для этой цели можно получить из диаграммы на рис. 98. *Наклон* полосы на рис. 108, повидимому, вполне основательно заслуживает внимания как характеристика влияния марганца на прокаливаемость стали.

Наиболее сильное влияние на повышение прокаливаемости стали оказывают именно те элементы (за исключением кобальта), которые характеризуются наименьшей растворимостью в аустените, по крайней мере в присутствии углерода. Никель растворяется в аустените в весьма значительном количестве, и при содержании его около 20—30% сталь переходит в устойчивое при комнатной температуре аустенитовое состояние; но по сравнению с другими элементами никель повышает прокаливаемость стали в слабой степени. Молибден и ванадий с очень ограниченной растворимостью в аустените характеризуются как элементы с наиболее высокой способностью усиливать прокаливаемость стали. За некоторыми исключениями, способность элементов углублять закалку находится в обратном отношении с растворимостью их в аустените; кремний и кобальт, оба по разным причинам, занимают несколько ненормальное положение.

Карбидобразующие элементы, присутствуя в состоянии твердого раствора их в феррите в относительно большом количестве, оказывают сравнительно меньшее влияние, если к стали добавляется только один из них. Наиболее эффективно усиливается прокаливаемость при введении в сталь комбинации элементов обоих классов, что наблюдается, например, в хромоникелевой, в хромоникельмолибденовой стали.

Легирующие элементы в карбидах. Было показано, что наиболее эффективно в отношении увеличения прокаливаемости только то количество легирующего элемента, которое оказывается в твердом растворе в аустените. Часть легирующего элемента, входящая в состав нерастворившихся карбидов, остается совершенно инертной и не принимает никакого участия в усилении прокаливаемости стали; эта часть, во-

обще говоря, оказывает противоположное влияние, препятствуя росту зерна. Здесь необходимо снова отметить весьма сильное влияние температуры и продолжительности нагрева на распределение карбидобразующих элементов между аустенитом и инертными нерастворившимися карбидами. Режим нагрева определяет, какое из этих воздействий преобладает в стали, легированной элементами двойственной природы, очень эффективно влияющими на прокаливаемость.

Ванадий — наилучший пример влияния карбида на изменение твердости при закалке, так как его действие хотя и подобно действию вольфрама и молибдена, но оказывается более сильным. Титан является более сильным карбидобразующим элементом, чем ванадий, но при соответствующих составах и температурах его действие в принципе аналогично.

Нерастворившиеся карбиды в ванадиевой стали уменьшают содержание углерода в аустените и ограничивают рост зерна, так что при низких температурах нагрева прокаливаемость стали обычно понижается. На рис. 109 приведены характеристики роста зерна двух видов стали — углеродистой и ванадиевой, одинаковых в основном по составу, но с содержанием 0,27% ванадия во второй стали. (Можно видеть, что чрезвычайная мелкозернистость стали требует расширения шкалы ASTM для величины зерна за пределами № 8, однако принцип нумерации остается такой же.) Следует заметить, что имеется область температур, в которой обе стали при повышении температуры нагрева быстро становятся крупнозернистыми.

Рассмотрим теперь показанное на рис. 110⁴⁰ распределение твердости по диаметру образцов этих видов стали при их закалке от последовательно повышающихся температур. Когда в простой углеродистой стали образуется зерно от № 4 до № 5, ее прокаливаемость оказывается точно равной прокаливаемости ванадиевой стали с величиной зерна от № 7 до № 8. Установлено, что при температуре, приводящей к образованию этой величины зерна в ванадиевой

⁴⁰ «Some Effects of Small Additions of Vanadium to Eutectoid Steel» (Действие малых количеств ванадия на свойства эвтектоидной стали, J. G. Zimmerman, R. H. Aborn и E. C. Bain, Transactions, American Society for Metals, vol. 25, 1937, стр. 755.

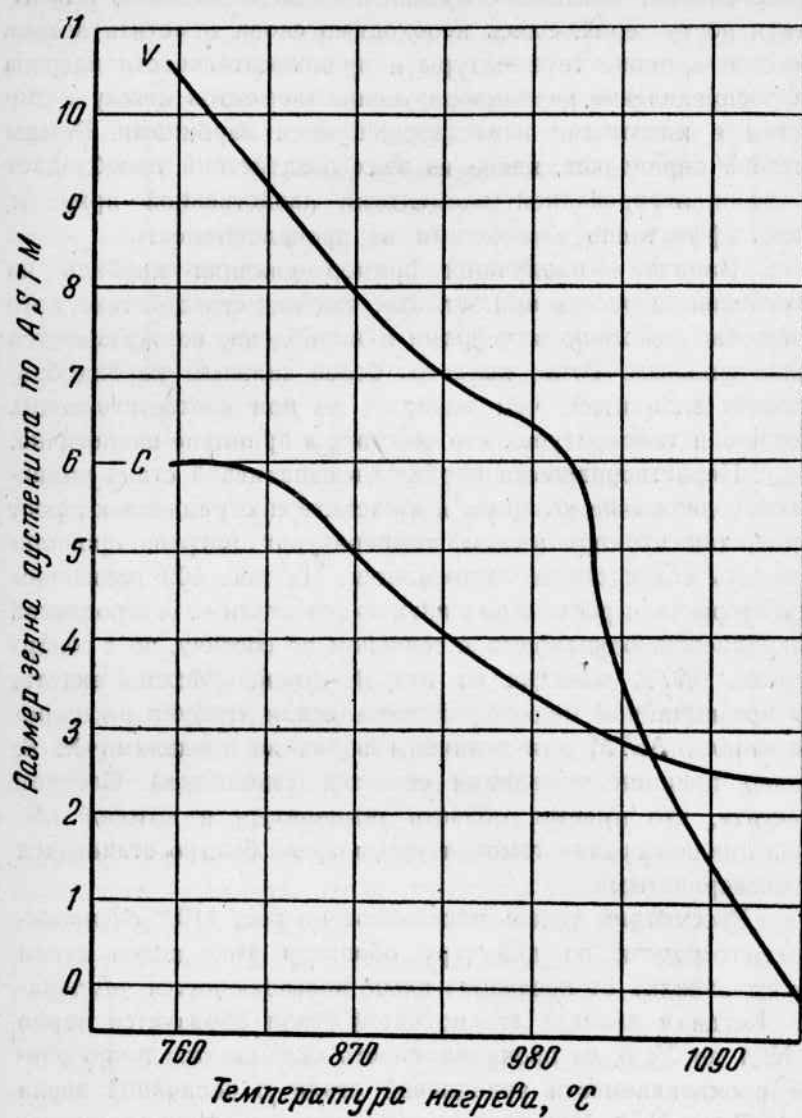


Рис. 109. Зависимость между температурой нагрева и размером зерна аустенита двух сортов стали с 0,90% углерода одинакового состава с содержанием 0,27% ванадия в одном сорте стали. Кривые показывают температуры начала роста зерна. (Zimmerman, Aborn и Bain).

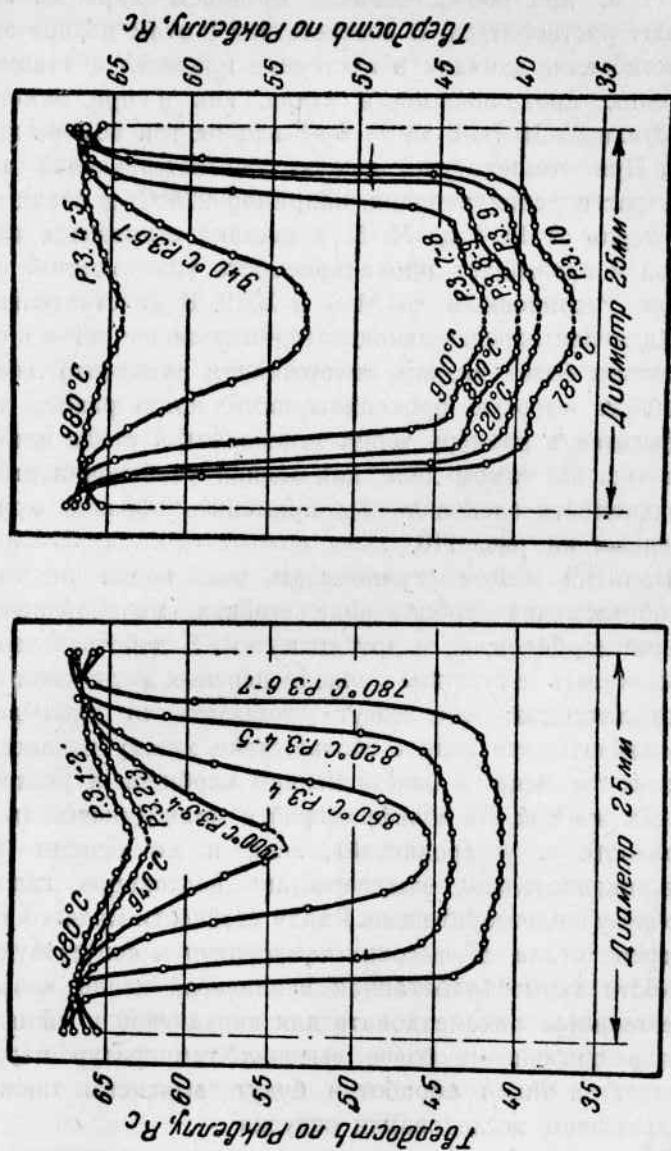


Рис. 110. Распределение твердости по сечению образцов диаметром 25 мм углеродистой и ванадиевой стали, показанных на рис. 10) в зависимости от размера зерна и температуры нагрева. Слева — углеродистая сталь, справа — ванадиевая (Zimmerman, Aborn и Bain).

стали, т. е. при 900°C , богатые ванадием карбиды только начинают растворяться. В соответствии с этим первое заметное растворение ванадия в аустените приводит к такому же повышению прокаливаемости стали, как и при изменении зерна стали от № 7—8 до № 4—5 или на три номера шкалы ASTM. При температуре нагрева, соответствующей возрастанию растворения ванадия, например 975°C , в стали образуется зерно от № 4 до № 5, а закалка становится весьма глубокой и превышает прокаливаемость углеродистой стали с зерном, укрупненным до № 1 и № 2. В действительности дальнейшее растворение ванадия (происходящее легче в стали с несколько более низким содержанием углерода) создает чрезвычайно высокую прокаливаемость, когда размер зерна приближается к размеру зерна углеродистой стали или превышает его. На самом деле, для оценки увеличения степени прокаливаемости следовало бы применить образцы крупнее приведенных на рис. 110.

Ванадий может ограничивать рост зерна не только путем образования особого рода стойких, мелкодисперсных выделений карбидов, но и другим путем. В действительности трудно доказать отсутствие мелкодисперсных выделений оксидов или нитридов; они могут ускользать от наблюдения. Можно сказать, что полное соответствие между началом заметного роста зерна и исчезновением карбидов в указанной стали, так же как и в вольфрамовой и молибденовой (в действительности и углеродистой), если и не решает этого вопроса окончательно, подтверждает настоящую гипотезу достаточно удовлетворительно. Ввиду стойкости мелкого зерна при нагреве стали до высоких температур и сопутствующей ей вязкости термообработанной ванадиевой стали, казалось бы естественным рекомендовать для ванадиевой и ей подобной стали применение более высоких температур нагрева. Преимущества такой обработки будут выяснены также и при дальнейшем исследовании отпуска.

В итоге карбидобразующие элементы естественно ограничивают рост зерна до тех пор, пока сохраняется некоторое количество мелкодисперсных частиц карбида. Когда последние переходят в твердый раствор, эти элементы очень сильно

способствуют углублению закалки. При соответствующем выборе режима нагрева можно использовать преимущества, создаваемые обоими этими свойствами карбидобразующих элементов.

Аномалия в закалке при низких температурах нагрева. Применение дорогих карбидобразующих элементов в качестве источника получения твердых инертных частиц оправдывается в изготовлении режущих инструментов, требующих повышенного сопротивления износу. Применяемая в этом случае сталь должна иметь достаточно высокое содержание углерода и легирующих примесей для образования аустенита с высокой прокаливаемостью и для обеспечения необходимой прочности получающегося после отпуска мартенсита. Однако, прибегая для закалки к низким температурам нагрева, которые приводят к получению низкоуглеродистого и малолегированного аустенита, мы редко получаем потребные окончательные свойства инструментов. При такой обработке стали, содержащей вольфрам, молибден, ванадий и в некоторой степени хром, свойства легирующих элементов плохо используются, и можно наблюдать случаи несколько необычного поведения стали.

Рассмотрим вольфраmistую сталь с содержанием 2% вольфрама и около 0,55% углерода. В условиях равновесного состояния при температуре 750° такая сталь состоит, хотя и не всегда, из феррита, карбидов, богатых вольфрамом, и небольшого количества аустенита. В процессе изучения условий равновесия такая сталь нагревалась при указанной температуре с различной продолжительностью выдержки⁴¹. После непродолжительного нагрева стали с последующей закалкой была получена твердость 52 по Роквеллу С, увеличение продолжительности нагрева не привело к повышению твердости стали; наоборот, более продолжительный нагрев вызывал снижение твердости после закалки. Характеристика этой стали приведена на рис. 111.

Рассматривать увеличение продолжительности выдержки как фактор, способствующий переходу в твердый раствор большего количества углерода и легирующего элемента,

⁴¹ Неопубликованная работа Rutherford, Aborn и Bain.

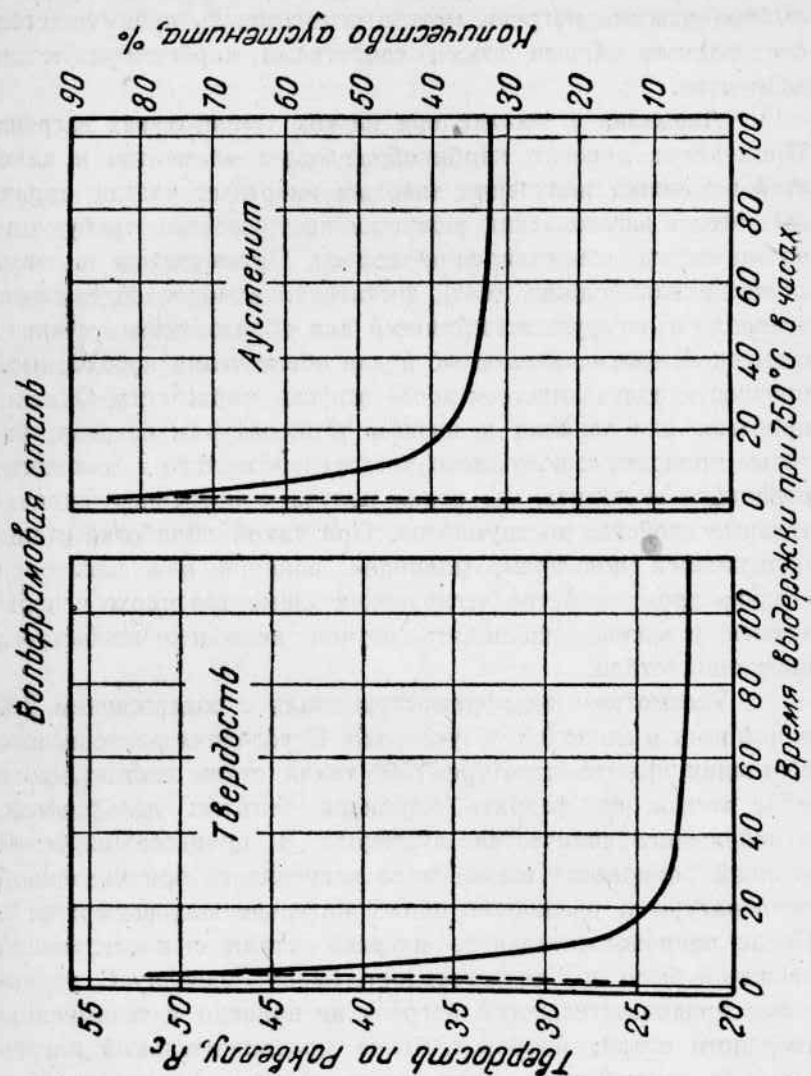


Рис. 111. Диаграмма изменения твердости закаленной стали с 0,55% углерода и 2% вольфрама в зависимости от времени выдержки при сравнительно низкой температуре (слева). Справа — изменение количества аустенита (см. примечание 41).

было бы в этих условиях затруднительно. Такое явление не вызывается обезуглероживанием стали. В процессе микроскопического изучения было признано, что количество образующегося при указанной температуре аустенита действительно с течением времени уменьшалось. Необычное поведение стали требует объяснения. Почти очевидно, что единственной причиной такого поведения в данном случае являлась низкая температура нагрева стали.

При относительно низкой температуре нагрева углерод может диффундировать, повидимому, с умеренной скоростью в пределах весьма небольших микроскопических расстояний. В соответствии с этим вначале образуется значительное количество аустенита с относительно низким содержанием углерода. Значительно позднее начинает диффундировать вольфрам, который способствует образованию феррита и небольшого количества аустенита с более высоким содержанием углерода в нем и с некоторым количеством обогащенных вольфрамом карбидов.

При переходе в твердый раствор карбидобразующие элементы оказывают значительно большее воздействие на прокаливаемость стали, чем соответствующие количества таких элементов, как марганец, никель и кремний. Однако замедление реакций превращения аустенита ограничивается областью главным образом высоких температур S-кривой. В соответствии с этим, несмотря на их способность углублять закалку, введение в сталь карбидобразующих элементов приводит к сохранению остаточного аустенита после закалки. Хром как более слабый карбидобразующий элемент способствует сохранению аустенита в значительно меньшей степени, чем соответствующие количества марганца.

Нерастворяющиеся карбидобразующие элементы представляют интерес и в этом отношении, хотя наиболее интересные их свойства обнаруживаются только при отпуске.

Легирующие элементы в неметаллических включениях.

Влияние неметаллических включений в значительной мере остается, повидимому, таким же в легированной стали, как и в простой углеродистой. Действие неметаллических включений, рассмотренное выше, неизбежно затемняется в при-

существовании карбидобразующих элементов. Особое внимание было уделено выяснению вопроса о действии присадок алюминия, который, по видимому, оказывает весьма эффективное влияние в виде окиси алюминия, нитрида алюминия или других включений, содержащих алюминий. Добавка в сталь алюминия, осуществленная с надлежащим мастерством, успешно применяется в производстве мелкозернистой стали различного состава, за исключением стали с высоким содержанием алюминия и кипящей стали.

Полезно снова повторить, что действие каких бы то ни было мелкодисперсных включений алюминиевых соединений заключается не только в том, что эти включения препятствуют росту зерна аустенита и уменьшают этим прокаливаемость, но и в том, что они непосредственно ускоряют процессы образования центров кристаллизации. Это становится особенно очевидным на примере типичных «мелкозернистых» сортов стали (с высокой температурой начала роста зерна), нагретых до высокой температуры для получения крупного зерна аустенита. В определенных условиях такие сорта стали могут иметь низкую прокаливаемость, свойственную мелкозернистой стали с вязкой сердцевиной. Интересно познакомиться с изменениями прокаливаемости стали в зависимости от укрупнения зерна аустенита в условиях, исключающих возможность более или менее значительного влияния других факторов, — таких, как однородность зерна аустенита, наличие нерастворившихся карбидов, частиц, могущих служить центрами кристаллизации, и др.

На рис. 112 приведены кривые, характеризующие вероятное влияние размеров зерна аустенита на прокаливаемость, определяемую величиной идеального критического размера для четырех типов стали со следующим примерно содержанием углерода и марганца: 1) 0,4% углерода и 0,8% марганца; 2) 0,42% углерода и 0,9% марганца; 3) 0,75% углерода и 0,3% марганца и 4) 0,9% углерода и 0,3% марганца.

Резкое снижение прокаливаемости стали 3 при мелком зерне аустенита следует считать ненормальным. Объясняется оно влиянием нерастворившихся карбидов, получающихся

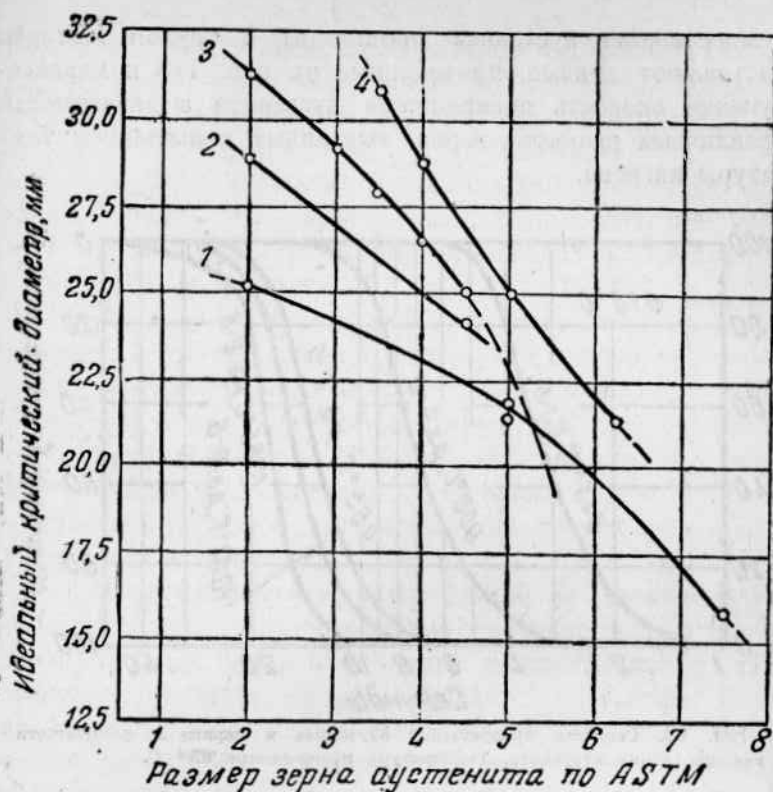


Рис. 112. Изменение идеального критического диаметра в стали четырех различных составов в зависимости от размеров зерна аустенита при температуре закалки.

в результате несоответствующего нагрева стали. Эти примеры оказываются не такими однородными, как можно было бы надеяться, но все же в общей форме они показывают, что уменьшение размера зерна аустенита для данной стали на три номера шкалы ASTM изменяет величину критического размера образца приблизительно на 6 мм. Соответствующие данные характеризуют общее влияние размеров зерна аустенита на прокаливаемость для никелевой, хромистой или высокомарганцовистой стали; нельзя, однако, установить, какое влияние на прокаливаемость оказывает размер зерна аустенита в чистом виде, безотносительно к влиянию других факторов для сортов стали, в которых растворение карбидов

и гомогенизация аустенита происходят с трудом. Интерес представляют кривые, приведенные на рис. 113 и характеризующие скорость превращения аустенита в зависимости от различных размеров зерна, вызванных повышением температуры нагрева.

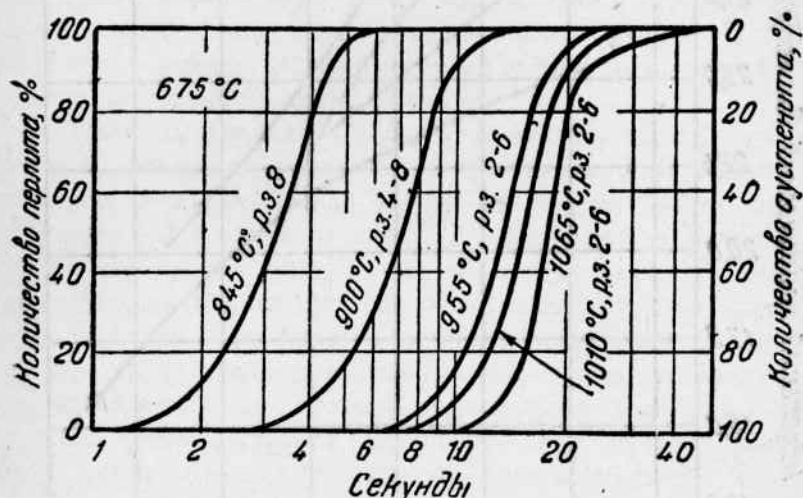


Рис. 113. Скорость превращения аустенита в перлит в зависимости от размера зерна аустенита. Температура превращения 675°C .

Благоприятно воздействие на свойства стали таких неметаллических включений, которые способствуют сохранению мелкого зерна аустенита и образованию мелкоиглочатого мартенсита, а отсюда и повышению вязкости стали. Если эти включения только уменьшают прокаливаемость стали, то преимущества, связанные с их присутствием, будут не так велики. Для таких включений характерно:

1. Образование включений, легко удалимых из жидкой стали, вероятно за счет укрупнения их размеров.
2. Относительно высокая растворимость их в стали при температурах несколько ниже температур застывания стали и малая растворимость в области температур термической обработки.

3. Низкая диффузионная способность по крайней мере одного из элементов, входящих в состав включений, при температурах пониженной их растворимости.
4. Способность стимулировать образование центров кристаллизации аустенита при нагреве и, возможно, зародышей мартенсита при закалке.

Указанные характерные свойства неметаллических включений, оказывающих благотворное влияние на свойства стали, исключают возможность получения вредных крупных включений и определяют ценные свойства, считавшиеся одно время основными. Известны некоторые другие агенты, действующие (в дополнение к карбидным частицам) отчасти аналогичным образом, хотя неизвестно, так же ли они эффективны, как алюминий.

Микроскопическая однородность и прокаливаемость.

Было показано, что растворение карбидов является операцией, требующей времени, хотя и происходит в чистых железоуглеродистых сплавах сравнительно быстро. В некоторых сортах легированной стали скорость такого растворения низка, потому что требует определенного времени самый процесс диффузии, посредством которого аустенит, обогащенный в местах прежнего размещения карбидов углеродом, может стать однородным. Автору приходилось видеть образцы закаленной стали, которые при нагреве их из исходного состояния, со структурой грубого перлита, сохраняли в микроструктуре полученного при закалке мартенсита явные следы первоначальных пластинок. Характер исходной структуры выявляется травлением вследствие неравномерного содержания углерода — низкого в местах прежнего расположения пластинок феррита и высокого в местах цементитных пластинок.

Неоднородный аустенит не похож на смесь двух сортов стали и даже на нечто среднее между ними. Области микроскопических размеров с высоким содержанием углерода и легирующих элементов будут характеризоваться высокой прокаливаемостью, остальные — низкой. Для получения чи-

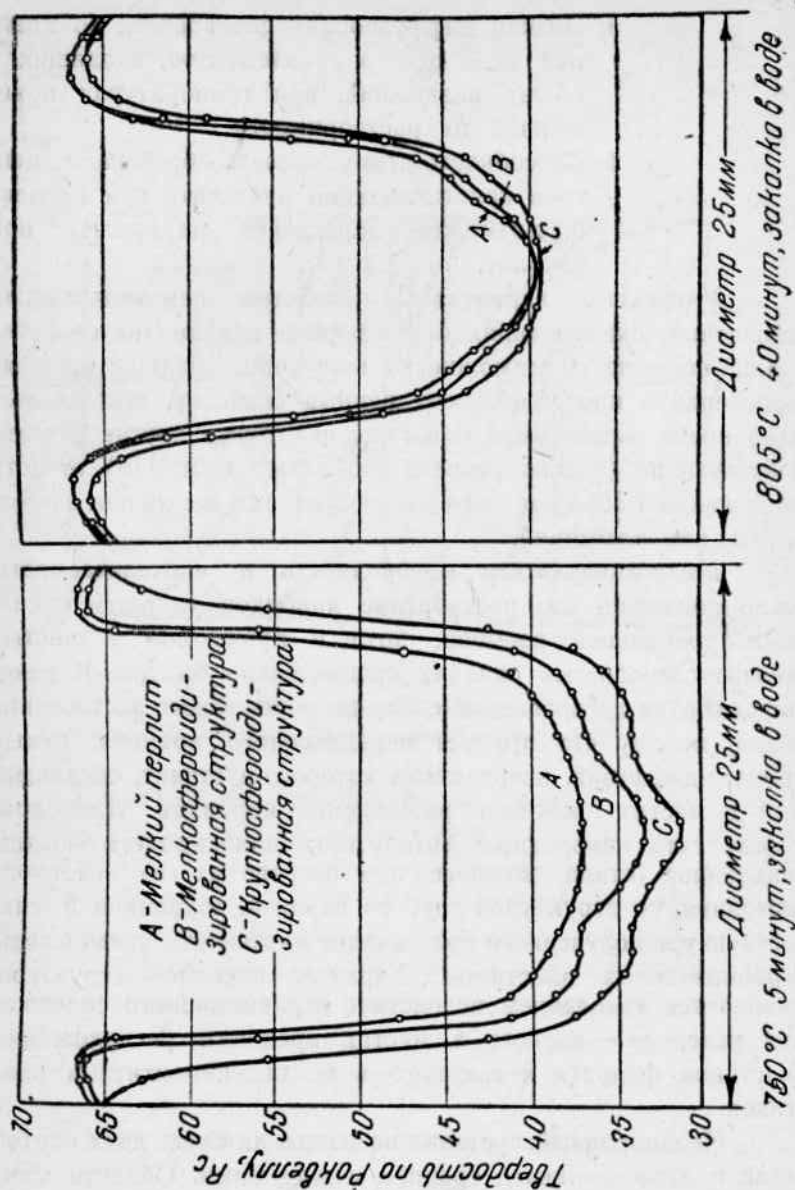


Рис. 114. Распределение твердости по сечению образца диаметром 25 мм из эвтектоидной стали в зависимости от исходной структуры стали перед нагревом под закалку. Слева — нагрев при 750° С с короткой выдержкой; справа — нагрев при 805° С с длительной выдержкой (см. примечание 42).

сто
кр
об.
ру
пр
но

низ
ау
пен
тре
ста
чес
нос
ние
жиг
пер
нит
зер

ста.
жим
шая
точн
зак
выс
ства
соот
мел
мус
зак
твор
мера

Что
эле

тельс

стого мартенсита сталь должна быть закалена при такой критической скорости охлаждения, которая соответствует области с наиболее низким содержанием углерода и легирующих элементов. Практически, при недостаточном нагреве прокаливаемость стали ухудшается вследствие неоднородности аустенита.

Самым простым и наиболее легким способом гомогенизации аустенита следует, очевидно, считать получение аустенита из исходной структуры с наиболее высокой степенью дисперсности карбидов, совместимой и с другими требованиями, в частности с обрабатываемостью стали на станках. Таким образом исходная структура стали до термической обработки, особенно при минимальной продолжительности и температуре нагрева, оказывает существенное влияние на прокаливаемость. Чрезвычайно желательно и заслуживает серьезного внимания двойная термическая обработка, первая — при высокой температуре для гомогенизации аустенита и вторая — при низкой температуре для измельчения зерна и обеспечения вязкости.

Влияние на прокаливаемость структуры, с которой сталь поступает в ванну для нагрева (при постоянном режиме), хорошо иллюстрируется рис. 114^а. Как видно, меньшая продолжительность нагрева (левая диаграмма) недостаточна для выравнивания свойств трех образцов стали после закалки, тогда как при большей продолжительности и более высокой температуре нагрева (правая диаграмма) эти свойства выравниваются. Структуры указанных образцов стали соответствуют грубо сфероидизированному состоянию, более мелко сфероидизированному состоянию и характеризующемуся структурой тонкого перлита состоянию после умеренной закалки в масле. Нагрев производился с расчетом на растворение карбидов и на получение зерна одинакового размера во всех образцах.

Прокаливаемость стали обычного химического состава. Чтобы ознакомиться с характером влияния легирующих элементов на прокаливаемость в применении к хорошо извест-

^а Неопубликованная работа Porter R. Wray, выполненная в исследовательской лаборатории United States Steel Corporation.

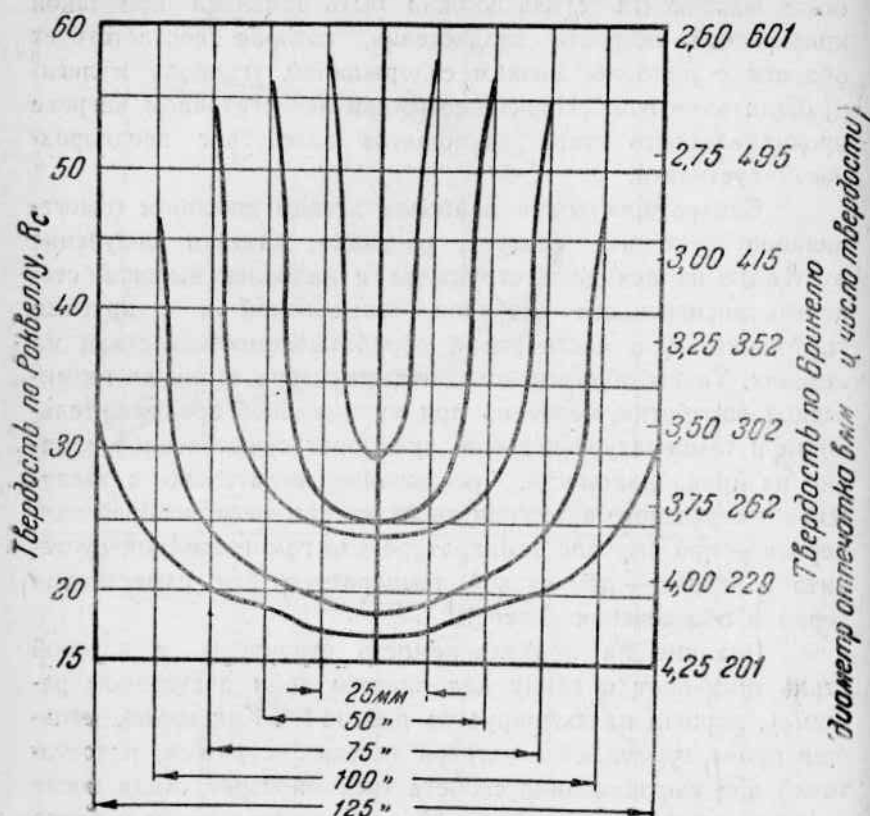


Рис. 115. Распределение твердости по сечению закаленных цилиндрических образцов стали 1040 SAE. Резкая закалка в воде с 825° C (W. M. Lindsey и E. L. Roff, South Chicago, Carnegie-Illinois Steel Corporation).

ным маркам стали, полезно исследовать распределение твердости по сечению цилиндрических образцов различного размера. Для удобства ознакомления с прокаливаемостью различных марок стали обычно предпочитают пользоваться методом распределения твердости в поперечных сечениях. Отсюда можно прийти к заключению о пригодности такого метода для стали с низкой и средней прокаливаемостью.

На рис. 115—132 приведены характеристики некоторых обычных марок стали, показывающие в наглядной форме влияние размеров образцов на распределение твердости по их

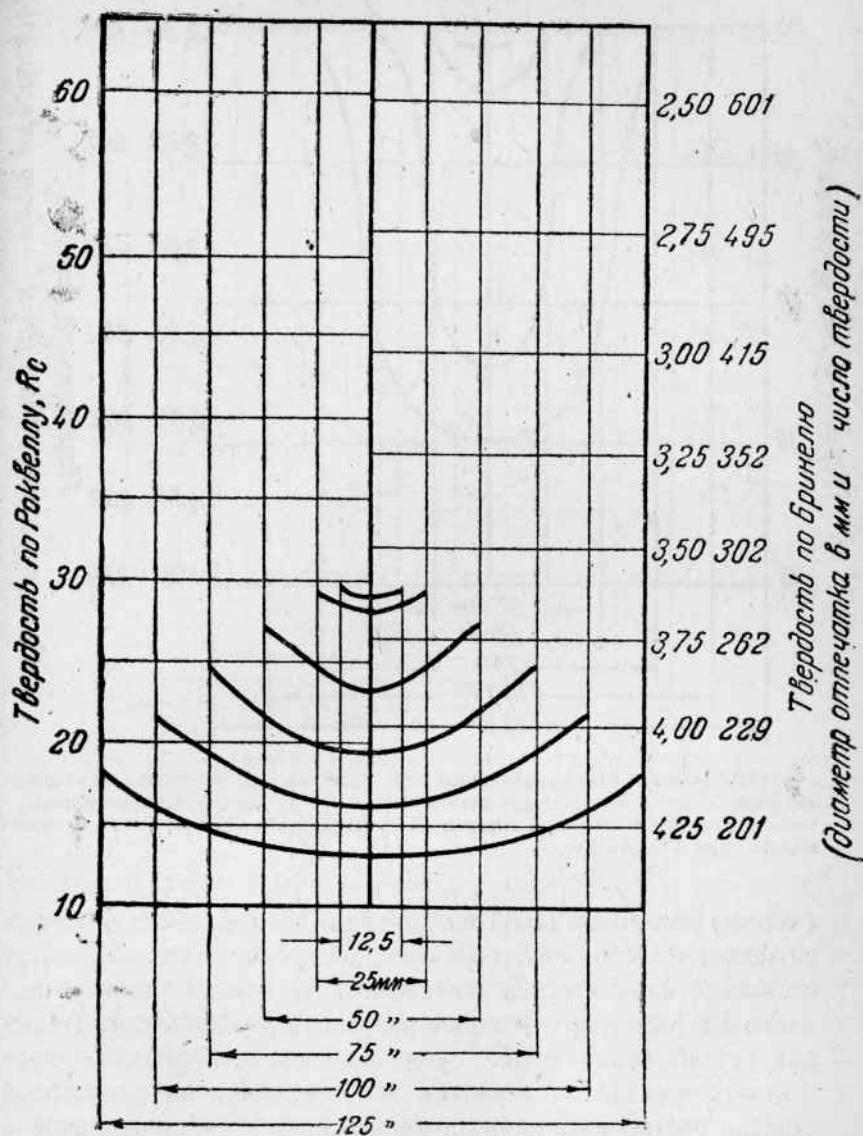


Рис. 116. Распределение твердости по сечению закаленных цилиндрических образцов стали 1040 SAE. Закалка в масле с температуры 825° С (Carilloy Steels).

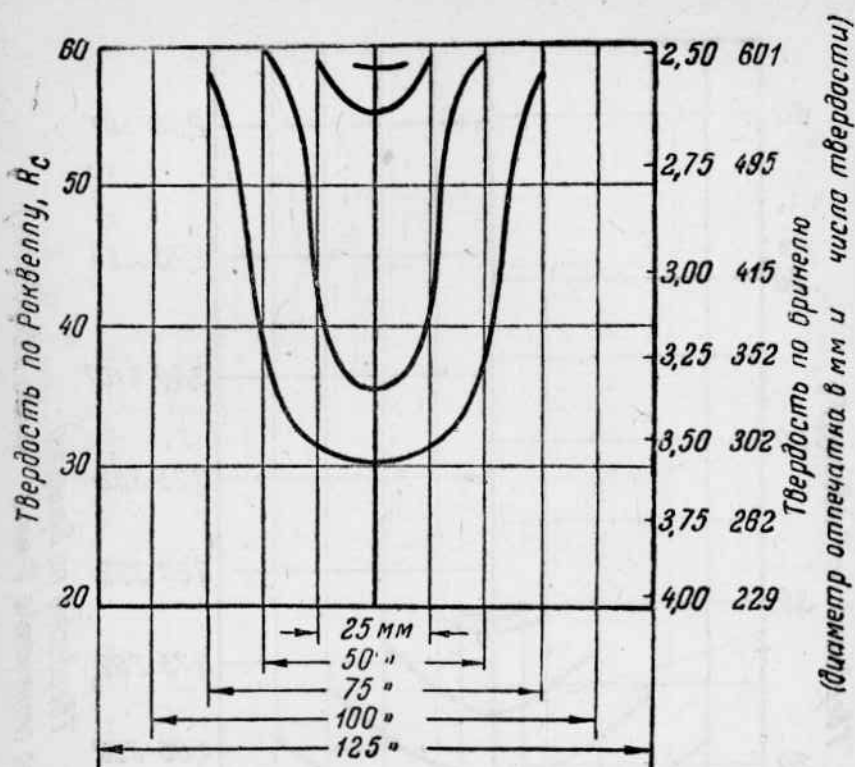


Рис. 117. Диаграмма распределения твердости по сечению закаленных образцов стали Amola с содержанием 0,40—0,45% углерода. Закалка в воде с температуры 830° С (W. M. Lindsey и E. L. Roff, South Chicago Works, Carnegie-Illinois Steel Corporation).

сечению после указанной на диаграммах закалки в воде или в масле. Вообще они, вероятно, достаточно типичны, могут несколько изменяться в зависимости от плавки стали и особенно от различных условий нагрева и охлаждения. Температура нагрева также указана на диаграммах, хотя соответствующее значение ее не определяет ни одинаковой степени растворимости легирующих элементов, ни одинаковой степени гомогенизации. В случае ванадиевой, а возможно, также и молибденовой стали некоторое количество мелких карбидов, вероятно, оставалось нерастворенным. При одинаковом содержании легирующих элементов в стали результаты

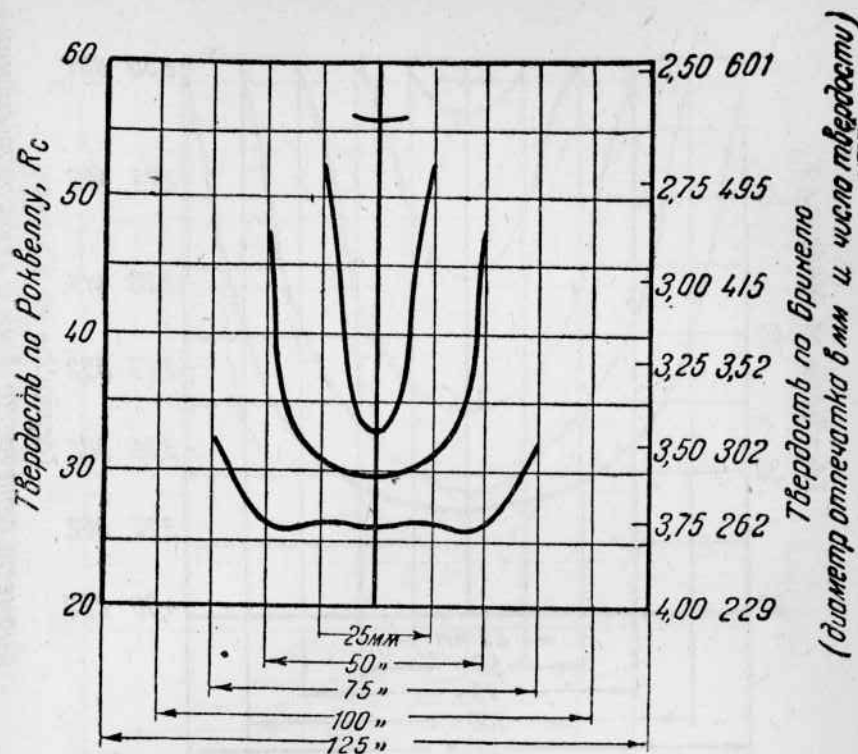


Рис. 118. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрических закаленных образцов стали Amola с содержанием 0,40—0,45% углерода. Закалка в масле с температуры 830° С (W. M. Lindsey и E. L. Roff, South Chicago Works, Carnegie-Illinois Steel Corporation).

закалки могут получиться весьма различными в разных термических цехах. Это объясняется значительным влиянием даже небольшого количества легирующих элементов на прокаливаемость стали в случае растворения их, так как количество растворенного элемента самым тесным образом связано с режимом нагрева стали. Исходная структура стали перед введением ее в нагревательную печь также оказывает влияние на растворимость легирующих элементов.

Диаграммы прокаливаемости, приведенные на рисунках 115—132, служат характеристиками ряда марок стали с последовательно возрастающей глубиной закалки. Для удобства в табл. 8 приводятся приблизительные значения

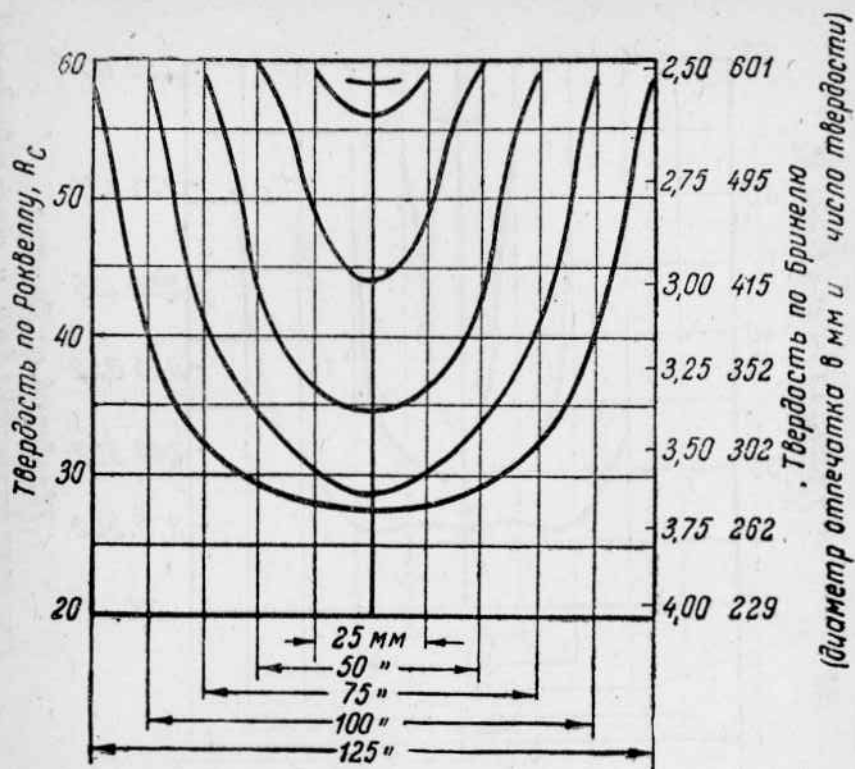


Рис. 119. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрических образцов стали SAE 1340. Закалка в воде с температуры 830° С (W. M. Lindsey и E. L. Roff, South Chicago Works, Carnegie-Illinois Steel Corporation).

Таблица 8

Марка стали	Углерод	Марганец	Кремний	Никель	Хром	Молибден	Идеальный критический размер мм
1040-45	0,40-0,45	0,60-0,90	0,15-0,30	—	—	—	22,8-33,0
Astola	0,40-0,45	0,70-0,90	0,20-0,30	—	—	0,15-0,25	33,0-38,4
T1340-45	0,40-0,45	1,60-0,90	0,15-0,30	—	—	—	43,3-58,5
5140	0,40-0,45	0,60-0,90	0,15-0,30	—	0,8-1,10	—	56,0-76,0
3140-45	0,40-0,45	0,60-0,90	0,15-0,30	1,0-1,5	0,45-0,75	—	61-79
6140-45*	0,40-0,45	0,60-0,90	0,15-0,30	—	0,8-1,1	—	61,0-80,0
2340-45	0,40-0,45	0,60-0,90	0,15-0,30	3,25-3,75	—	—	71,0-91,5
4140	0,40-0,45	0,60-0,90	0,15-0,30	—	0,8-1,1	0,15-0,25	76-101
3240-45	0,40-0,45	0,30-0,60	0,15-0,30	1,5-2,0	0,9-1,5	—	86,5-107
3340	0,40-0,45	0,30-0,60	0,15-0,30	3,25-3,75	1,25-1,75	—	177-228

* Содержание ванадия 0,15 минимум.

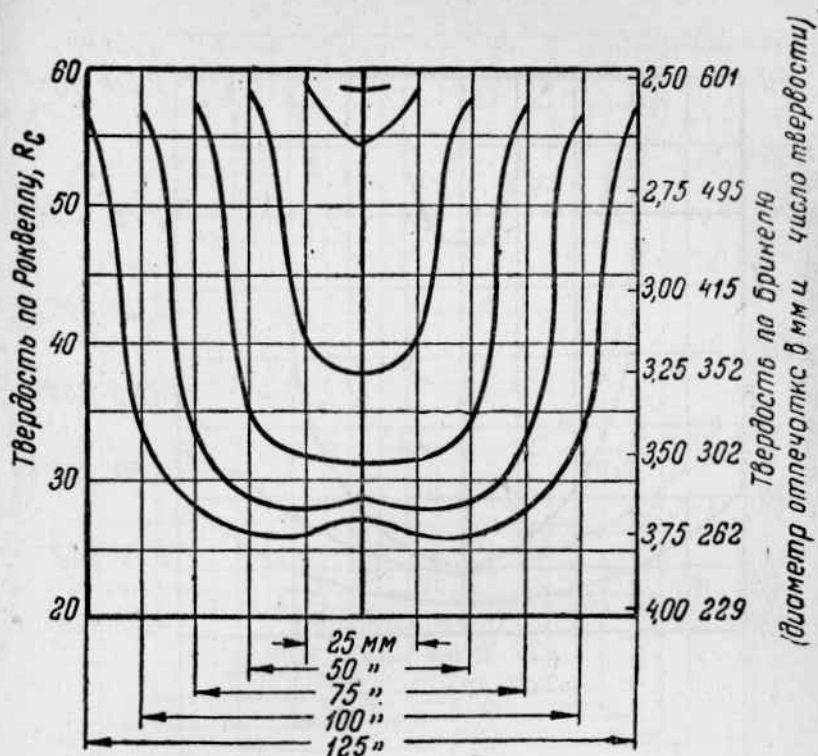


Рис. 120. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрических образцов стали SAE 5140. Закалка в воде с температуры 830° С (W. M. Lindsey и E. L. Roff, South Chicago Works, Carnegie-Illinois Steel Corporation).

величины идеального критического размера (диаметра цилиндрического образца, который после идеальной закалки имеет в центре 50 % мартенсита). Эти значения даны для ряда обычных сортов стали, термически обработанной по определенному режиму, который соответствует обычно применяемому на практике режиму нагрева.

Диаграммы состояния с неравновесными структурными составляющими. В процессе изучения систем железо—углерод — легирующий элемент некоторые исследователи фиксировали для отдельных составов структуры, получаемые при одинаковой скорости охлаждения от одной и той же

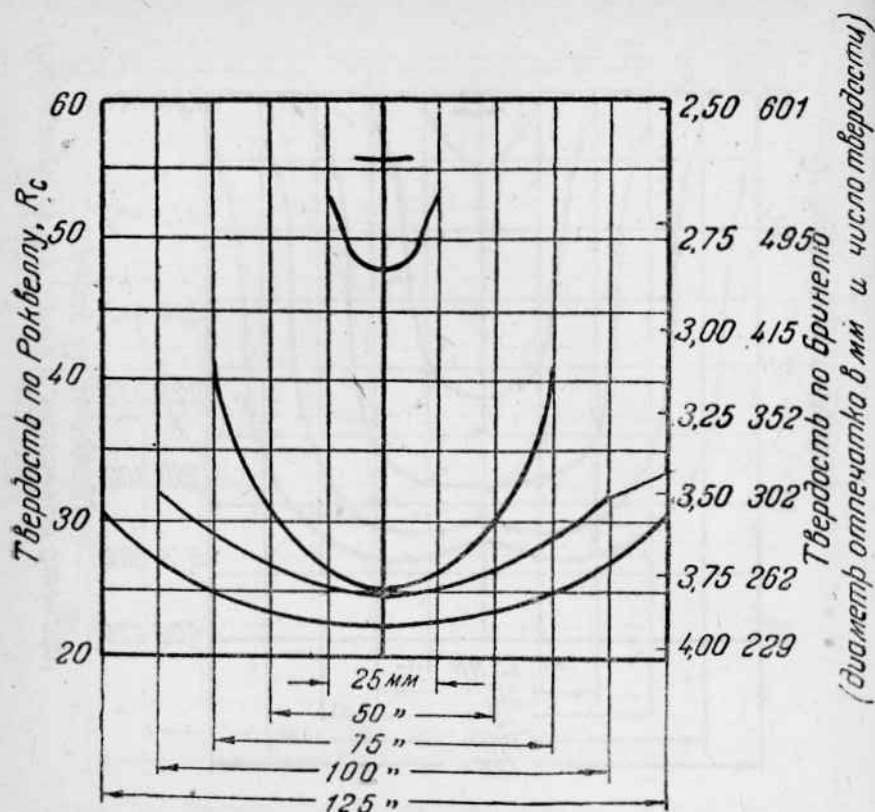


Рис. 121. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрических образцов стали SAE 5140. Закалка в масле с температуры 830° С (W. M. Lindsey и E. L. Roff, South Chicago Works, Carnegie-Illinois Steel Corporation).

температуры. Достигнутые результаты изображаются в форме диаграмм для систем трех компонентов, подобных в основном диаграммам на рис. 47—50. Затем на диаграммах наносятся области одинаковых структур, например мартенсита, перлита и т. д. Для уверенности в том, что принятые скорости охлаждения были для всех образцов действительно одни и те же, структуры обычно определяются в одном и том же месте одинаковых по форме образцов. Охлаждение может происходить и в условиях погружения образцов в охлаждающую среду и путем простой выдержки на воздухе. Такие диаграммы полезны для выяснения влияния легирующего элемента

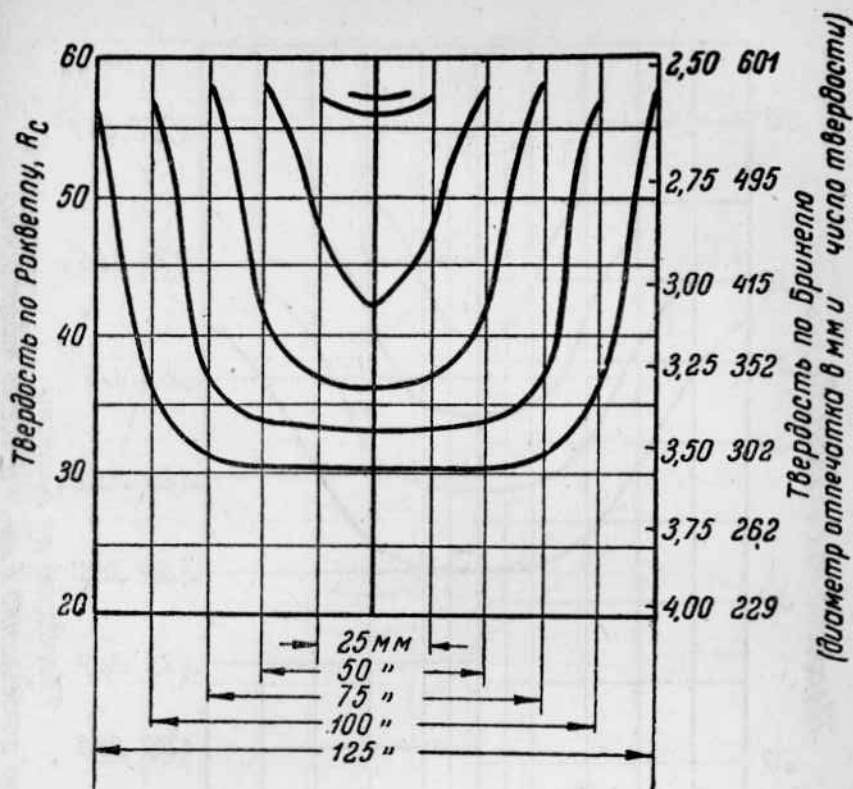


Рис. 122. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрических образцов стали SAE 3140. Закалка в воде с температуры 830° С (W. M. Lindsey и E. L. Roff, South Chicago Works, Carnegie-Illinois Steel Corporation).

на прокаливаемость именно в той его части, которая растворяется в аустените.

Диаграммы этого типа для железоуглеродистых сплавов с марганцем, хромом, молибденом и никелем приведены дальше на рис. 133, 134, 135, 136 и 137. Можно надеяться, что подобным образом будут изучены и другие системы с построением для них соответствующих диаграмм для замены неточных, едва ли и схематически правильных диаграмм Гийе.

Факторы, не связанные со свойствами стали. До сих пор прокаливаемость как характерное свойство стали под-

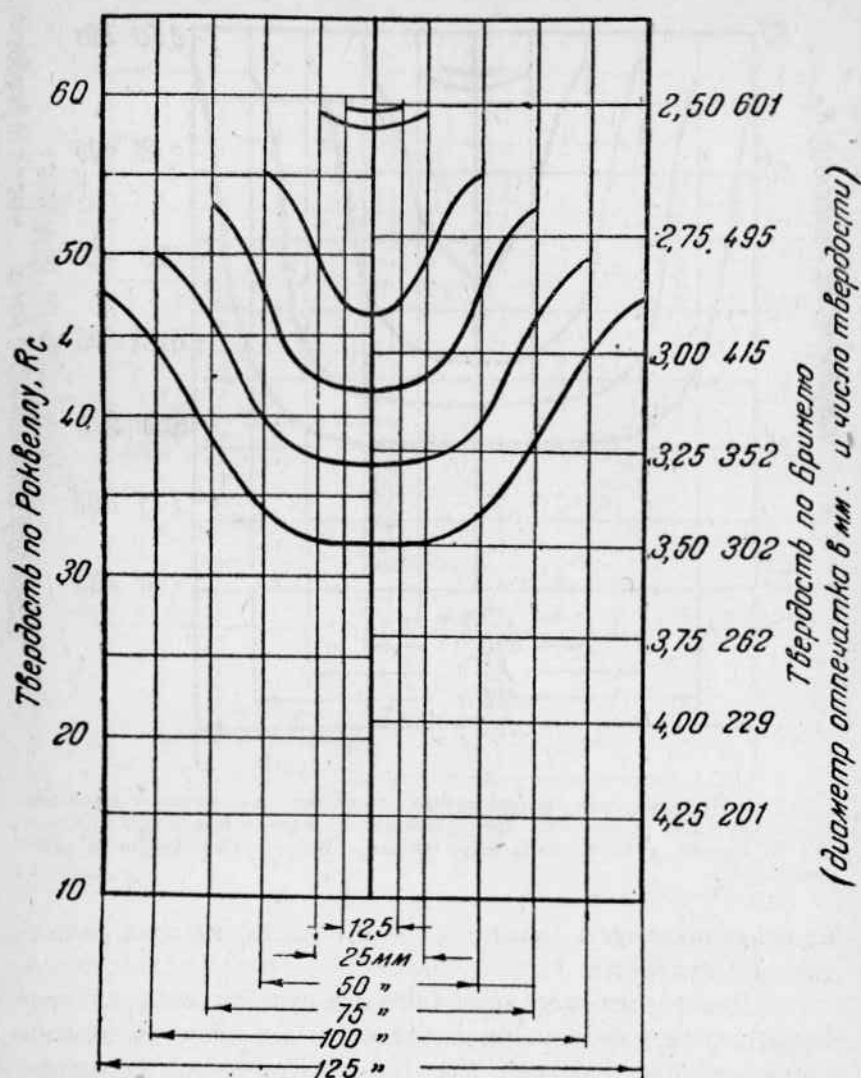


Рис. 123. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрических образцов стали SAE 6140. Закалка в воде (Carlilloy Steels).

робно исследовалась с момента подготовленности этой стали к охлаждению. Можно полагать, что последующий способ обработки стали не меняет ее прокаливаемости. В самом

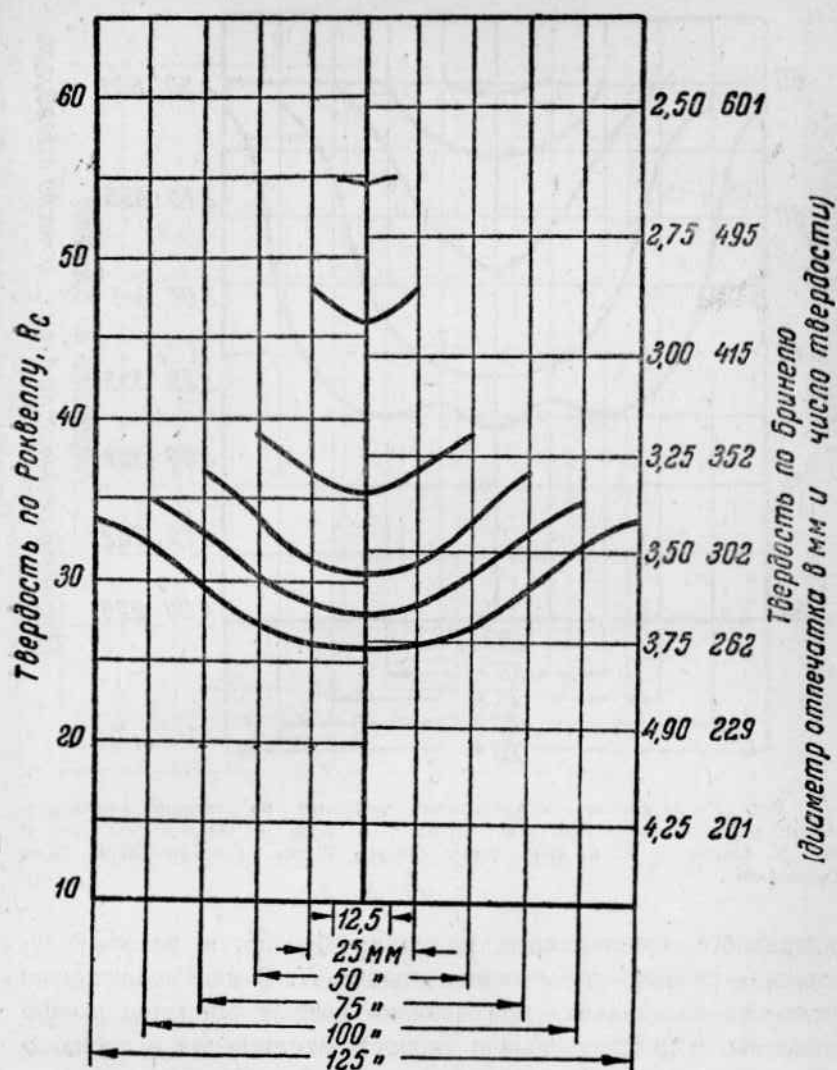


Рис. 124. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрических образцов стали SAE 6140. Закалка в масле (Carlilloy Steels).

деле, задачей анализа Гроссмана (Grossman) и др. было совершенно отграничить это свойство стали от условий закалки с таким расчетом, чтобы можно было выражать прокаливаемость стали одним измерителем, т. е. величиной

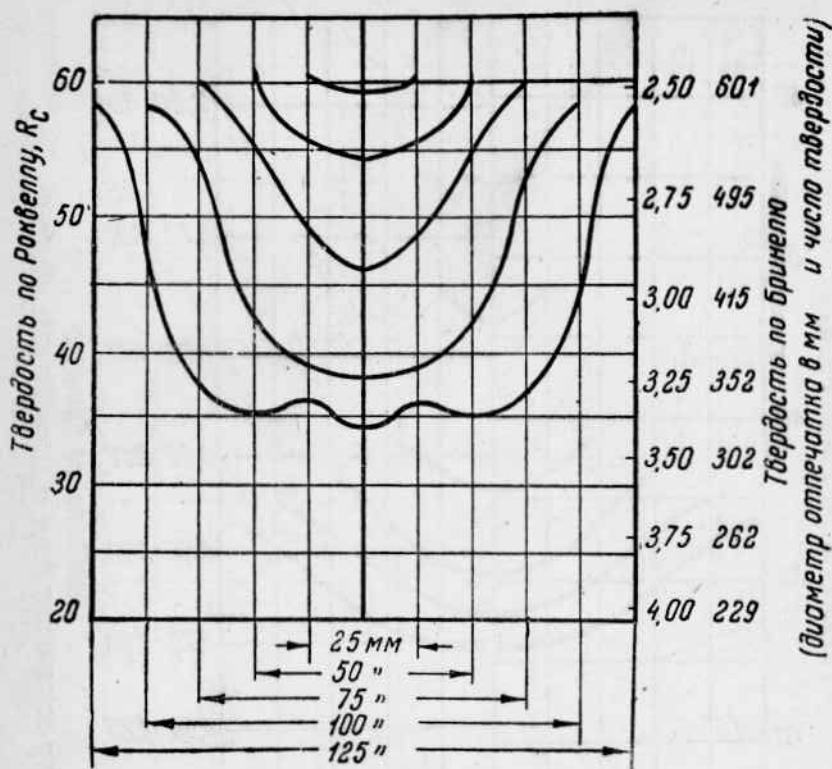


Рис. 125. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрических образцов стали SAE 2340. Закалка в воде с температуры 830°C (W. M. Lindsey и E. L. Roff, South Chicago Works, Carnegie-Illinois Steel Corporation).

идеального критического размера образца, а условия закали — коэффициентом теплопередачи H . В неизменяющихся условиях охлаждения при закалке разных образцов можно измерить и действительную скорость охлаждения и прокаливаемость стали путем закалки двух образцов соответствующего размера. Однако осуществить на практике это постоянство условий закалки не так легко. Рассмотрим здесь один из случаев, который приводит к различным результатам при исследовании прокаливаемости стали.

Предположим, что для закалки используется определенная нагревательная печь, охлаждение производится в

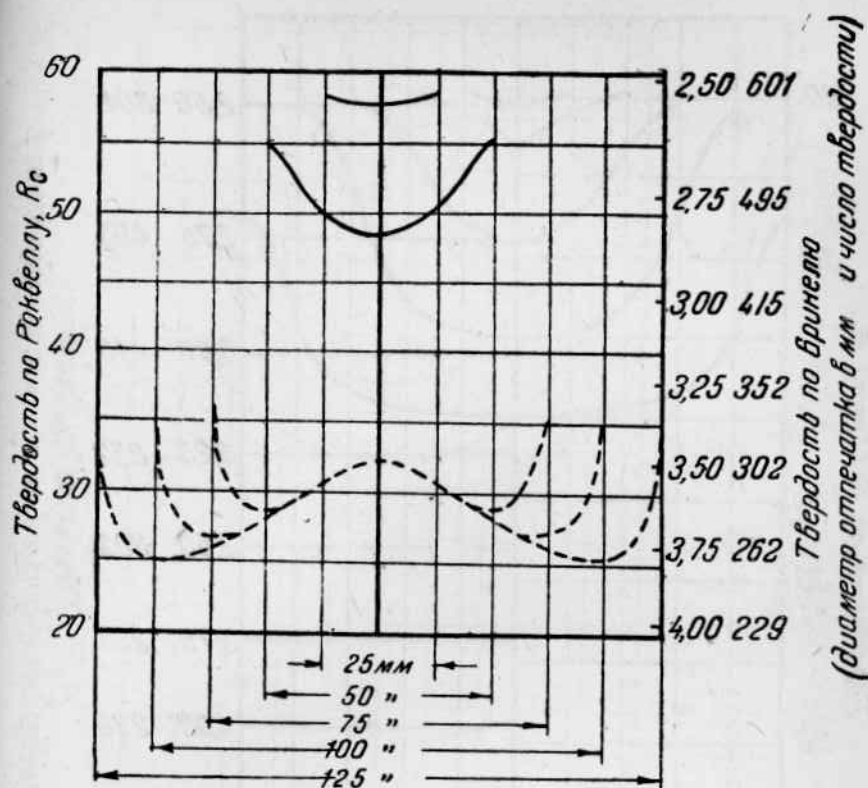


Рис. 126. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрических образцов стали SAE 2340. Закалка в масле с температуры 830°C (W. M. Lindsey и E. L. Roff, South Chicago Works, Carnegie-Illinois Steel Corporation).

ванне с точно установленной для обычных условий работы теплопоглощательной способностью и условия работы характеризуются коэффициентом теплопередачи $H=4,0$. Различные образцы одной и той же стали нагреваются по желанию в других печах или нагревательных ваннах и закаляются в той же самой охлаждающей ванне. В электрической муфельной печи вместо слабо защитной атмосферы нагревательной печи может находиться воздух с значительными конвекционными потоками. Образцы нагреваются также в соляной или свинцовой ваннах, уменьшающих возможность их окисления.

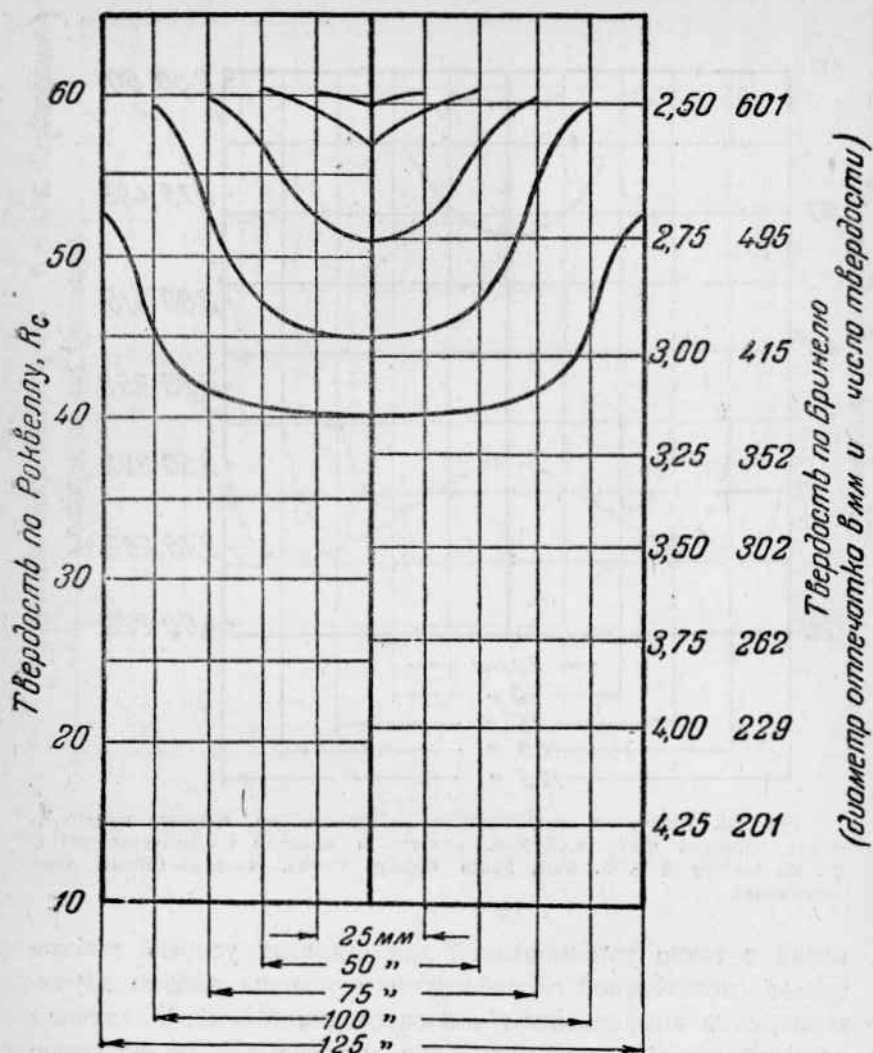


Рис. 127. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрических образцов стали SAE 4140. Закалка в воде (Carilloy Steels).

На рис. 138 приведены кривые распределения твердости⁴³ по сечению образцов диаметром 25 мм из одной и

⁴³ Данные, приведенные на рис. 138, 139 и 140, установлены работами G. E. Guellich, выполненными в исследовательской лаборатории United States Steel Corporation.

Твердость по Роквеллу, H_c

чел

ТО
ДЛ
НО
ОХ
ЖД

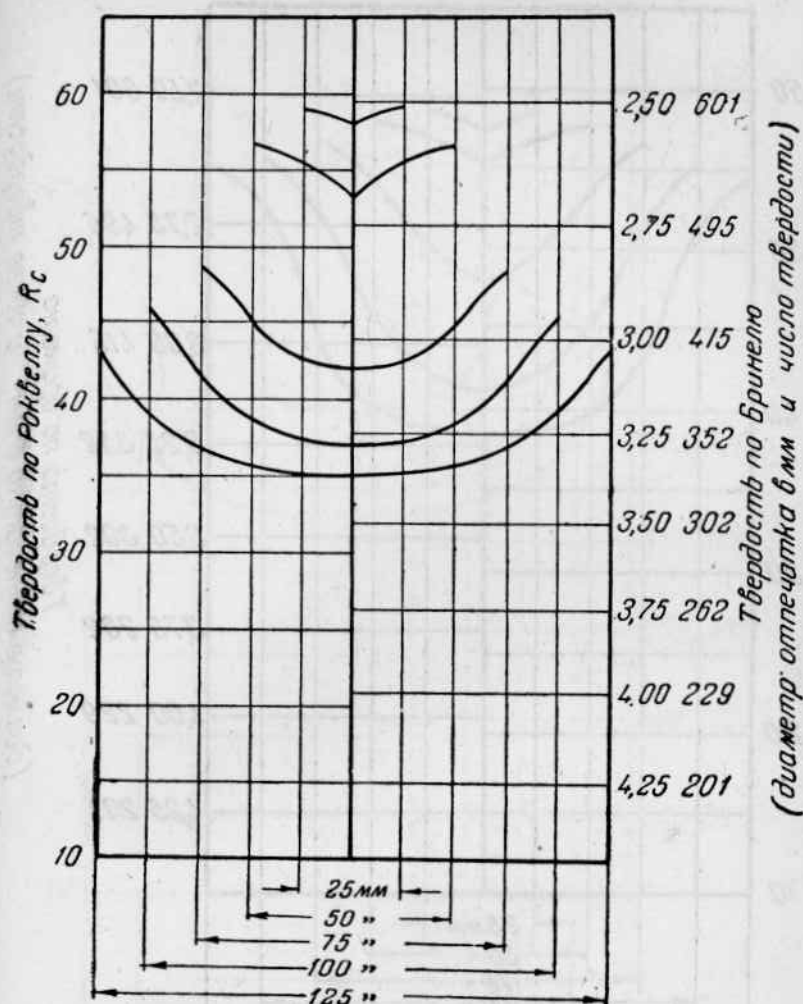


Рис. 128. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрических образцов стали SAE 4140. Закалка в масле (Carilloy Steels).

той же стали (0,75% углерода и 0,4% марганца), нагретых для получения одинакового размера зерна и полной однородности аустенита. Образцы закаливались в одной и той же охлаждающей ванне при одинаковом перемешивании охлаждающей жидкости. Различный вид кривых является резуль-

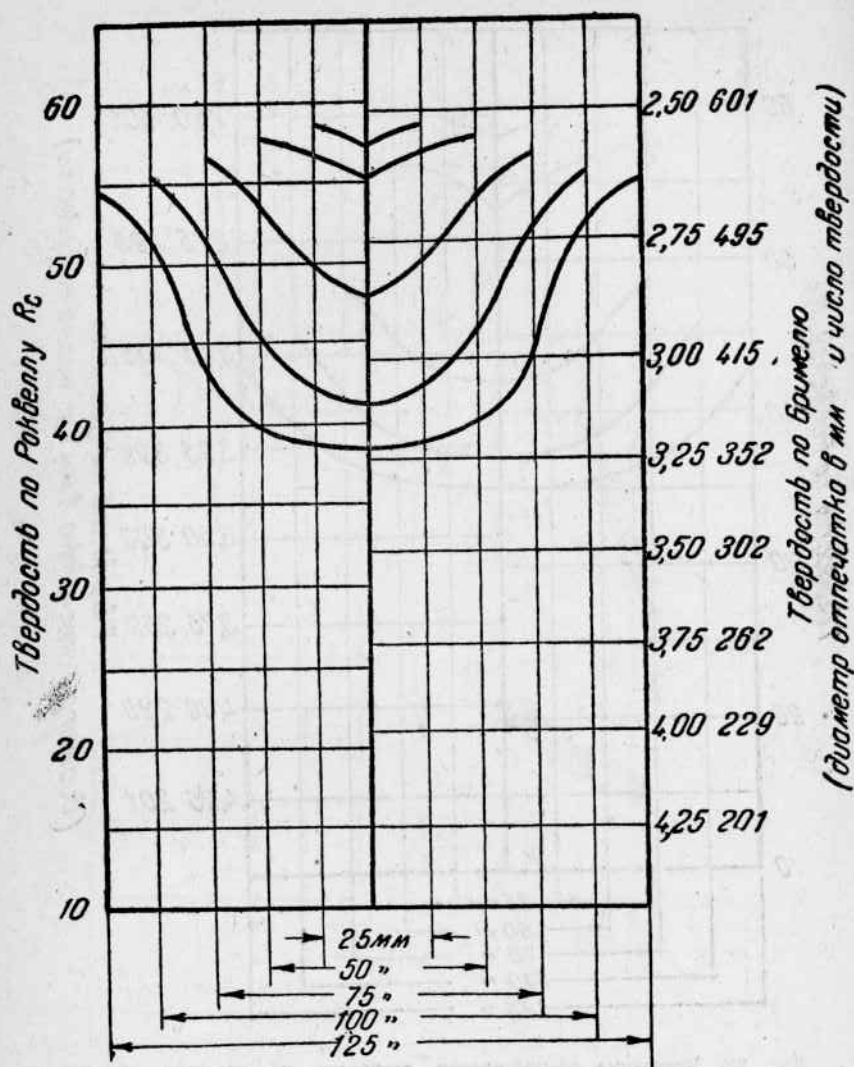


Рис. 129. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрических образцов стали SAE 3240. Закалка в воде (Carilloy Steels).

татом различного состояния поверхности образцов, а именно разнообразного характера и количества окалины.

Можно отметить явно более высокую прокаливаемость образца со светлой поверхностью, который нагревался в хо-

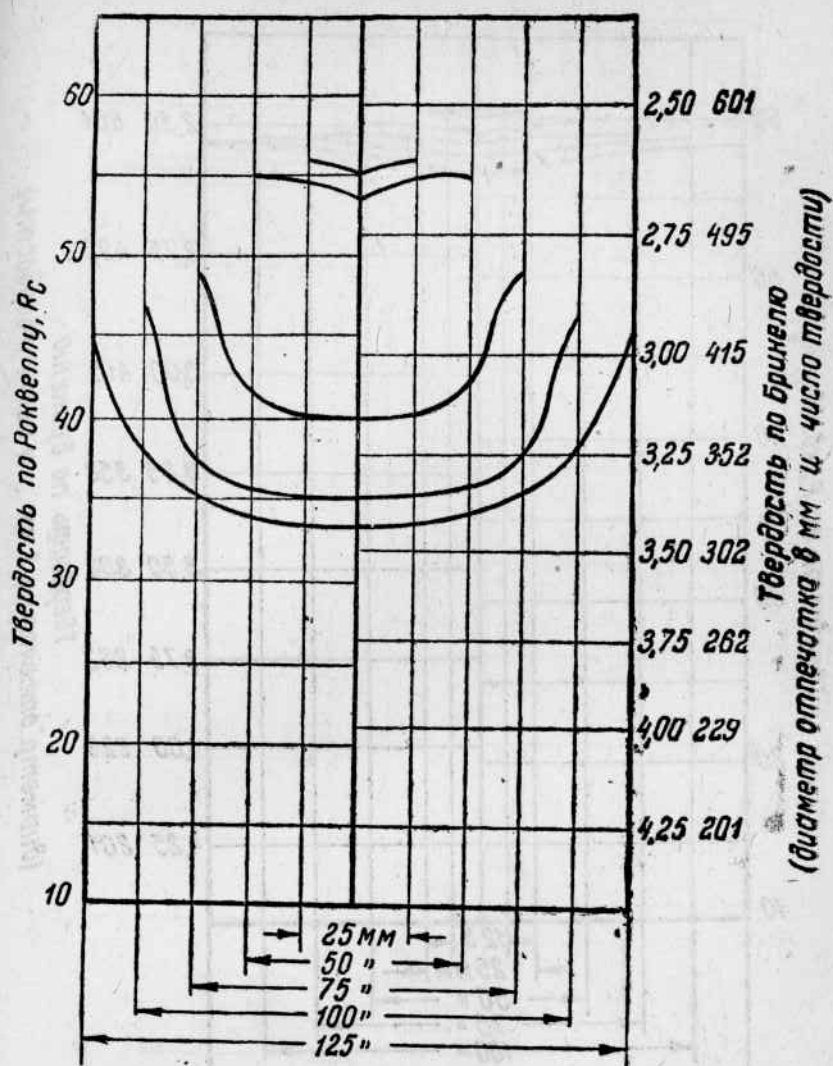


Рис. 130. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрических образцов стали SAE 3240. Закалка в масле (Carilloy Steels).

рошо раскисленной свинцовой ванне. В данном случае изменение прокаливаемости вызывалось не различными свойствами самой стали, а разным характером обработки образцов и отсюда невозможностью обеспечить одинаковый отвод

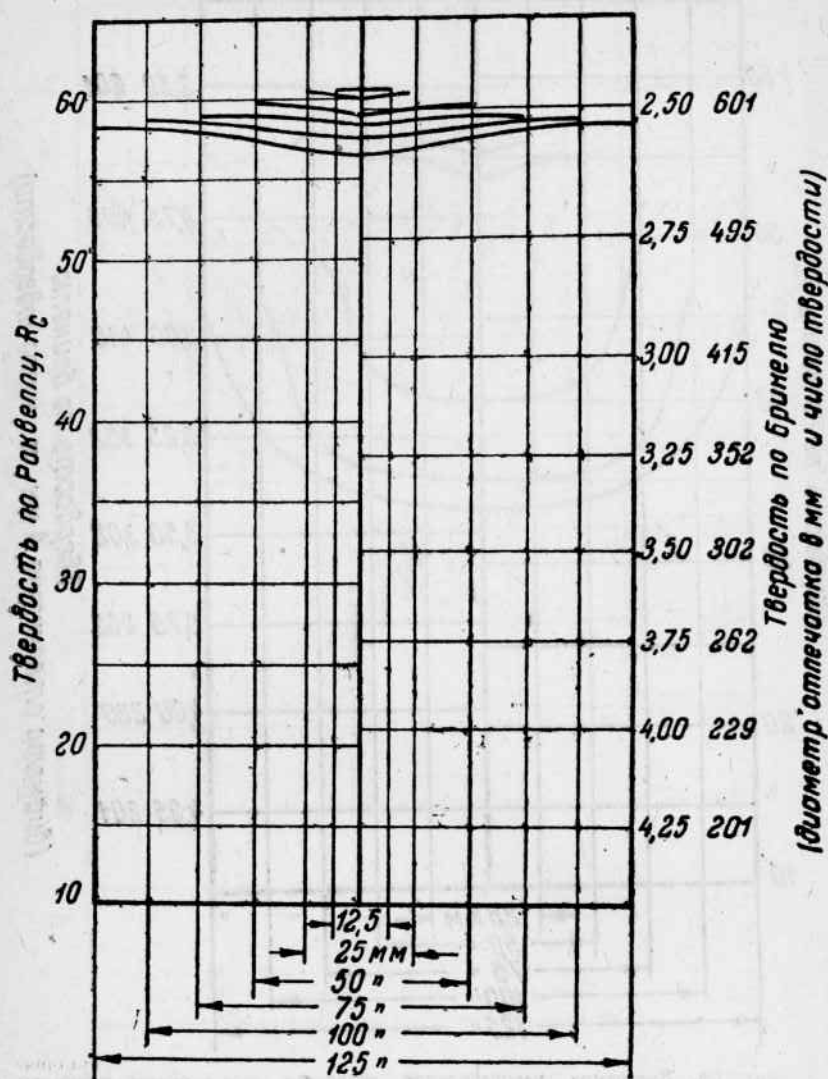


Рис. 131. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрических образцов стали SAE 3340. Закалка в воде (Carilloy Steels).

тепла. Во всех четырех случаях допустимо заключение, что свойства стали остались неизменными, изменилось лишь значение коэффициента теплопередачи H . Если приходится учи-

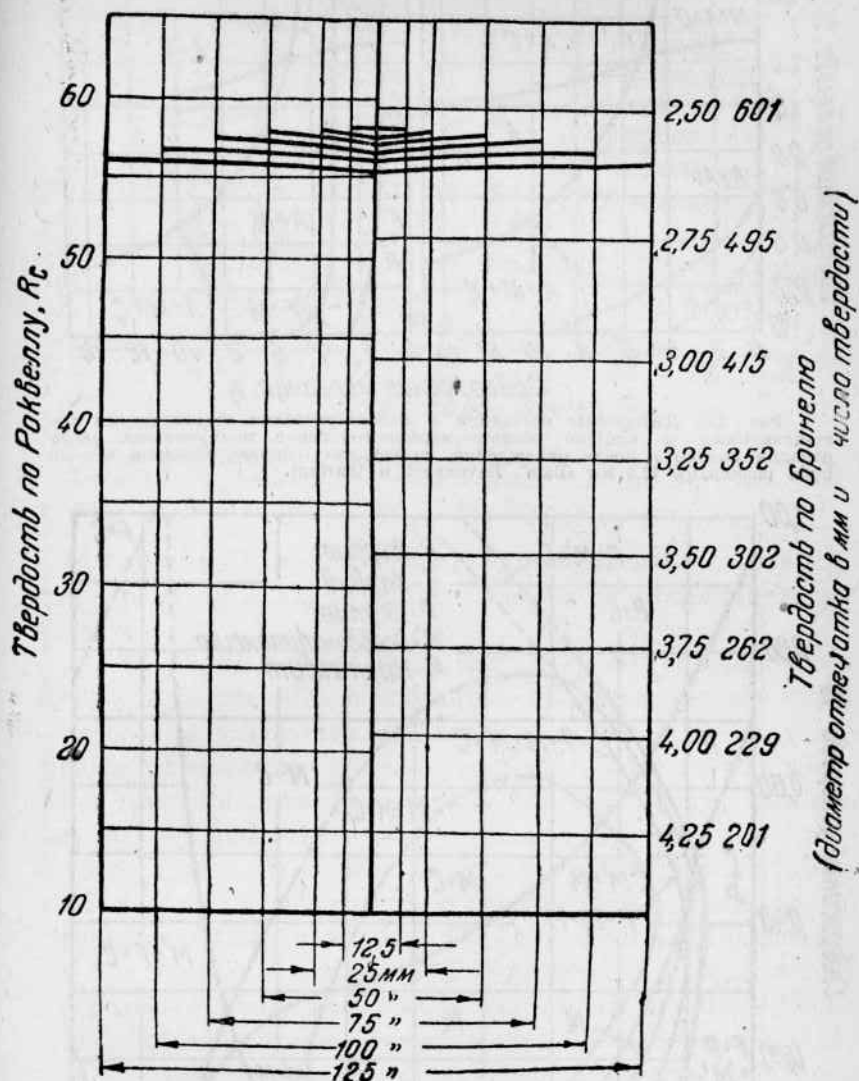


Рис. 132. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрических образцов стали SAE 3340. Закалка в масле (Carilloy Steels).

тывать состояние поверхности образцов, то ясно, что технология нагрева — это часть технологии закалки, закалка же должна оставаться неизменной во всех отношениях, так как

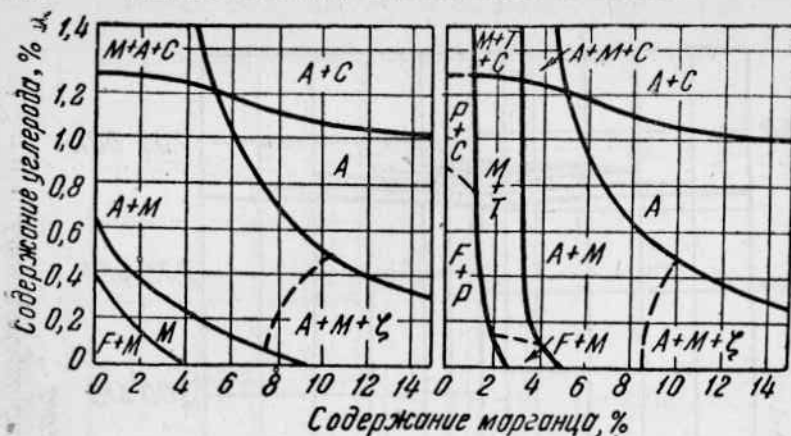


Рис. 133. Диаграммы состояния с неравновесными структурными составляющими в системе железо—марганец—углерод, полученными после закалки (слева) и после охлаждения на воздухе (справа) образцов в виде куба размерами 12,5 мм (Bain, Davenport и Waring).

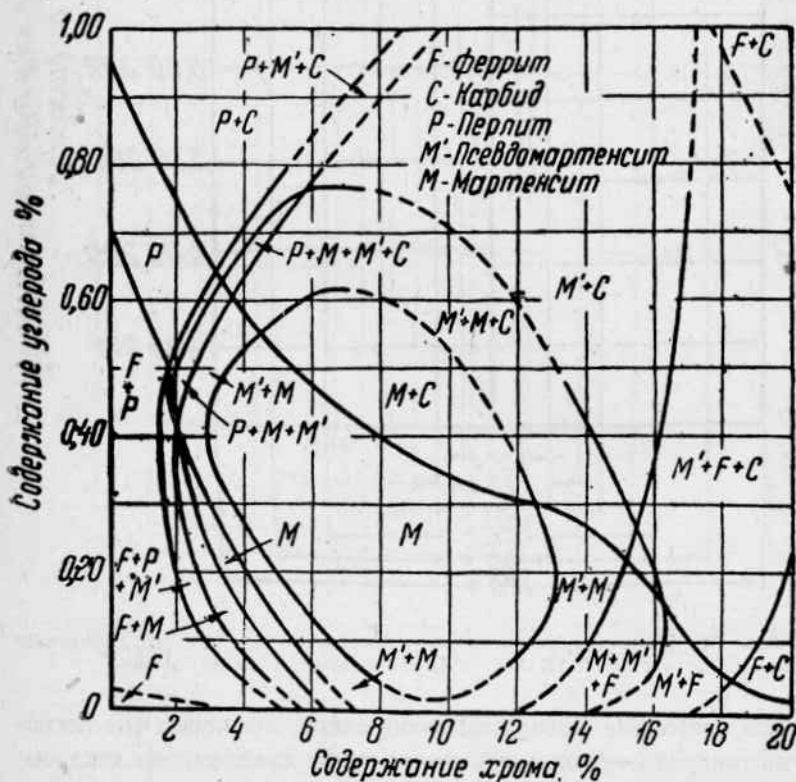


Рис. 134. Диаграммы состояния с неравновесными структурными составляющими в системе железо—хром—углерод, полученными после нормализации образца (Union Carbide and Carbon Laboratories).

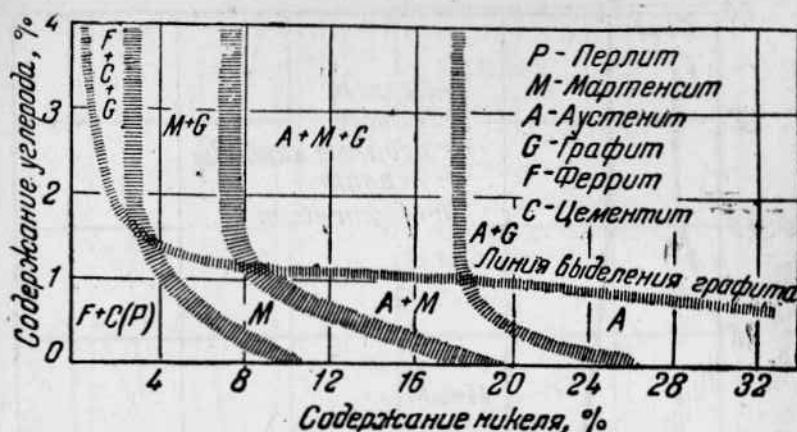


Рис. 135. Диаграммы состояния с неравновесными структурными составляющими в системе железо—никель—углерод, полученными после медленного охлаждения (International Nickel Co.).

необходимо получить одинаковые количественные показатели или для самой стали, или для скорости ее охлаждения при закалке.

Такой же интерес представляют кривые распределения твердости на рис. 139; они показывают, каким образом получающееся в результате различного нагрева изменение состояния поверхности образцов вызывает более резкое изменение скорости охлаждения этих образцов в масле. Условия нагрева образцов аналогичны условиям опытов, результаты которых приведены на рис. 138. Высокая скорость охлаждения в масле образца с поверхностью, свободной от окалина, иллюстрируется кривыми на рис. 140. Эти кривые показывают, что при закалке в масле в поверхностном слое эвтектоидной углеродистой стали может образоваться значительное количество мартенсита, если обеспечивается контакт масла с практически светлым, лишенным защитного покрытия металлом. В действительности, однако, такого положения обычно не наблюдается.

Значение температуры нагрева. Сама по себе температура нагрева стали имеет небольшое влияние на глубину закалки. Высказывая столь необычное положение, мы подразумеваем, что скорость охлаждения при неизменности всех

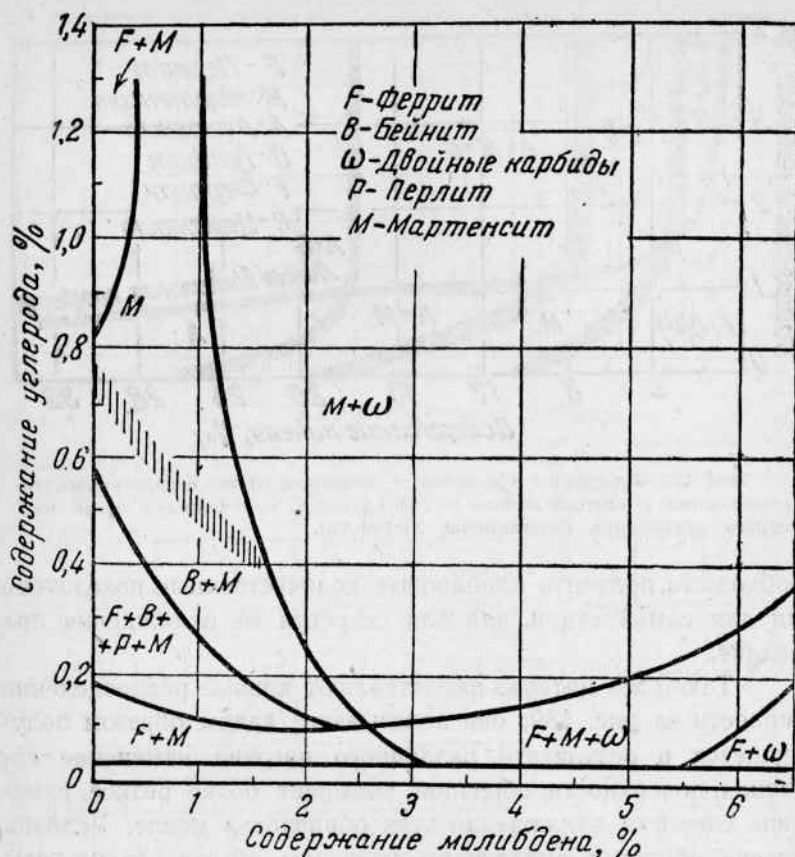


Рис. 136. Диаграммы состояния с неравновесными структурными составляющими в системе железо—молибден—углерод, полученными после закалки в воде с температуры 900° С.

прочих условий, за исключением самой температуры, изменяется очень мало. В действительности же при нагреве стали до более высоких температур происходит ряд изменений: возрастает размер зерна, повышается однородность состава, увеличивается количество растворенных карбидов и, при известных условиях, может образоваться больше окалина, с более высокими теплоизолирующими свойствами.

Таким образом, повышение прокаливаемости стали при повышении температуры нагрева сопровождается рядом

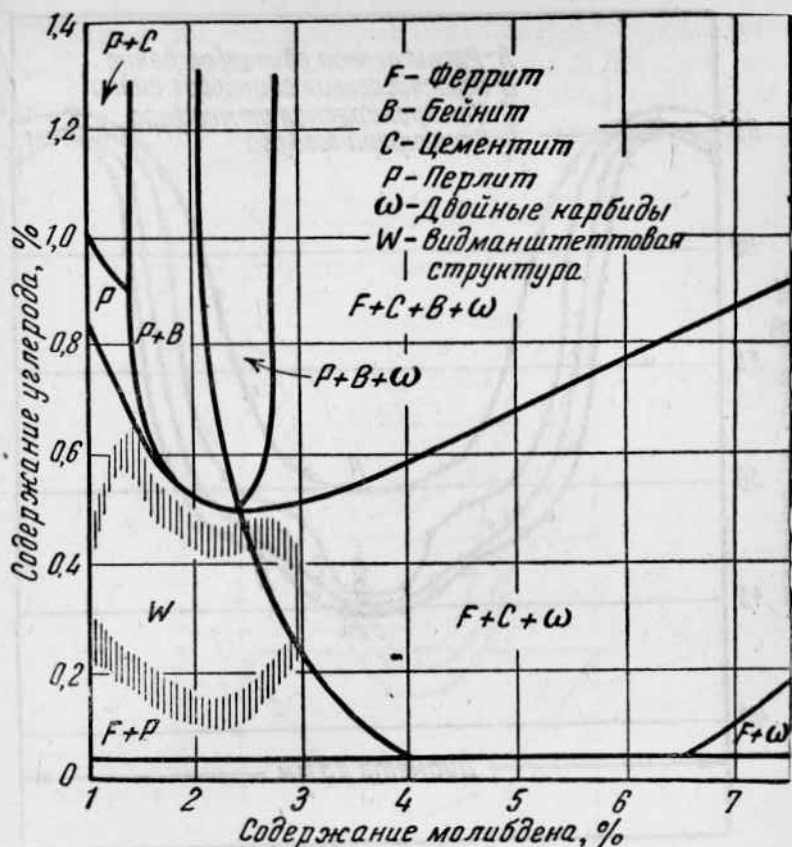


Рис. 137. Диаграммы состояния с неравновесными структурными составляющими в системе железо—молибден—углерод, полученными после медленного охлаждения с температуры 900° С (Parke и Herzig).

структурных и фазовых превращений и именно эти изменения, а не температура нагрева, как таковая, определяют прокаливаемость стали.

ОСОБЫЕ СТРУКТУРЫ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

До сих пор в интересах упрощения и логического развития темы исследования мы воздерживались от всякого более или менее подробного рассмотрения наиболее важной характеристики стали с достаточно высоким содержанием легирующих элементов, способствующих усилению прокали-

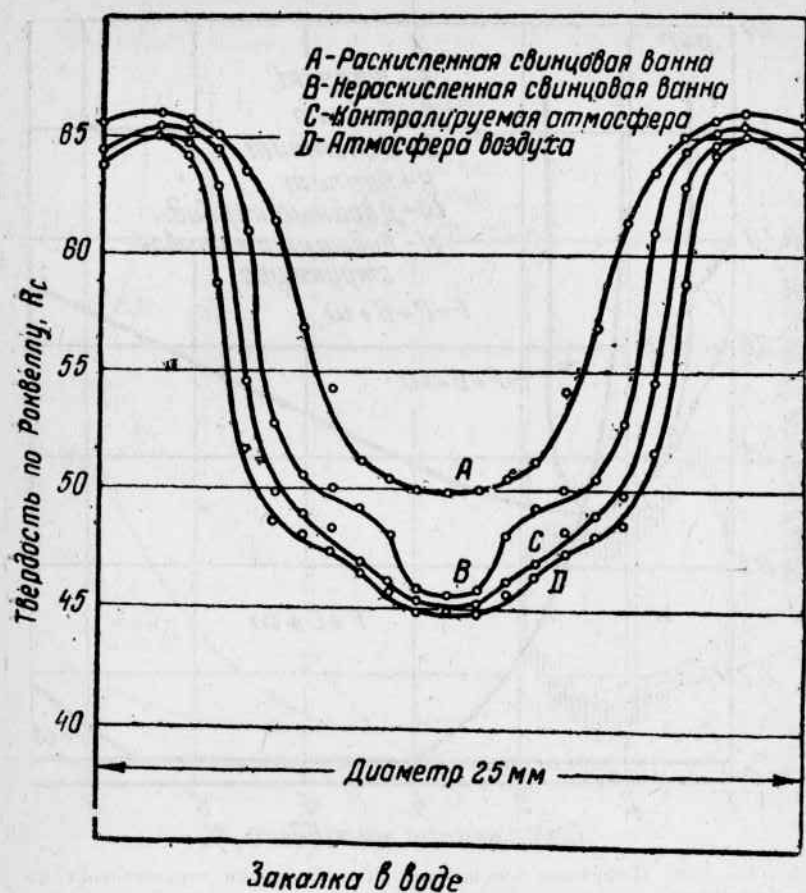


Рис. 138. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрического закаленного в воде образца диаметром 25 мм в зависимости от окисления поверхности при одинаковых других факторах закалки (см. примечание 43).

ваемости и обеспечивающих увеличение «критического размера» без значительного увеличения склонности стали к сохранению остаточного аустенита. Однако следует считать установленным, что в некоторых более высоколегированных сортах стали без затруднения получают структуры, о которых мы упоминали в связи с превращением аустенита при постоянных температурах. В простой углеродистой и малолегированной стали образование особых иглообразных струк-

тур, характеризующихся умеренно высокой твердостью и высокой вязкостью, происходит только при быстром охлаждении с выдержкой в области определенных промежуточных температур. В некоторых же более высоколегированных



Рис. 139. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрического закаленного в масле прутка диаметром 12,5 мм в зависимости от окисления поверхности при одинаковых других факторах закалки (см. примечание 43).

сортах стали образование таких структур частично наблюдается в условиях относительно медленного охлаждения в средах с обычной температурой. При наличии этих условий можно получить замечательные результаты превращения аустенита в интервале некоторых промежуточных температур.

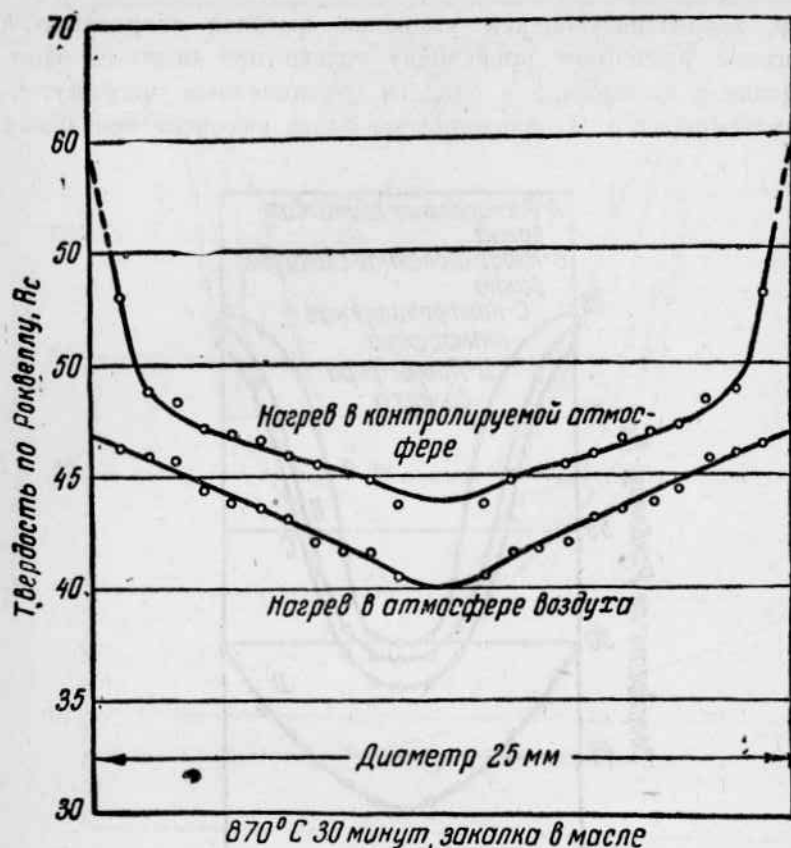


Рис. 140. Диаграмма распределения твердости по сечению цилиндрического закаленного в масле образца диаметром 25 мм, характеризующая высокую твердость поверхности неокисленного образца (см. примечание 43).

На практике такие свойства получаются только при достаточно высоком содержании некоторых легирующих элементов. Возможность получения указанных результатов является одним из преимуществ применения легированной стали, а объяснение зависит, повидимому, от некоторых недавно изученных особенностей так называемых S-кривых скорости превращения аустенита.

Сравнительный анализ S-кривых. На рис. 101 и 102 по смещению S-кривой вправо видно, как легирующие эле-

менты задерживают распад аустенита. S-кривая подходит к оси ординат на расстояние, соответствующее значению абсциссы в 2 или 3 сек. при температуре около 540°C. Поэтому промежуточную иглообразную структуру нельзя получить при охлаждении в ванне с обычной комнатной температурой. Естественная скорость охлаждения на воздухе не может быть ни настолько высокой, чтобы исключить превращение аустенита в точке Ag' , ни настолько замедленной, чтобы обеспечить распад аустенита при температурах несколько выше 200° в углеродистой стали. Однако некоторые легирующие элементы изменяют характер превращения аустенита таким образом, что форма S-кривой существенно искажается.

На рис. 141⁴ приведена S-кривая для стали, имеющей состав: 0,34% углерода; 0,22% марганца; 3,89% никеля и 1,87% хрома.

Очевидно, образование имеющих низкую твердость продуктов распада аустенита со структурой перлита исключается даже в условиях медленного охлаждения со скоростью 17—22°C в минуту, приводящей к возможности получения некоторых разновидностей иглообразных структур. Дальнейший анализ S-кривой показывает, что применение самых низких скоростей охлаждения, но выше критических еще может вести к получению других иглообразных структур, помимо отличающегося наиболее высокой твердостью мартенсита. Качество получаемых продуктов превращения аустенита повышается в зависимости от степени полноты такого превращения. И действительно, возникновение закалочных трещин при этих условиях становится маловероятным, так как требуемая твердость достигается при минимальной, хотя и достаточной для обеспечения соответствующих свойств, скорости охлаждения.

В процессе естественного, непрерывного охлаждения нельзя обеспечить однообразие в превращении аустенита и получение желательных иглообразных структур, какие с успехом образуются в условиях превращения аустенита при до-

⁴ Неопубликованная работа E. S. Davenport, S. J. Kelly, K. A. Grange и J. J. B. Rutherford, выполненная в исследовательской лаборатории United States Steel Corporation.

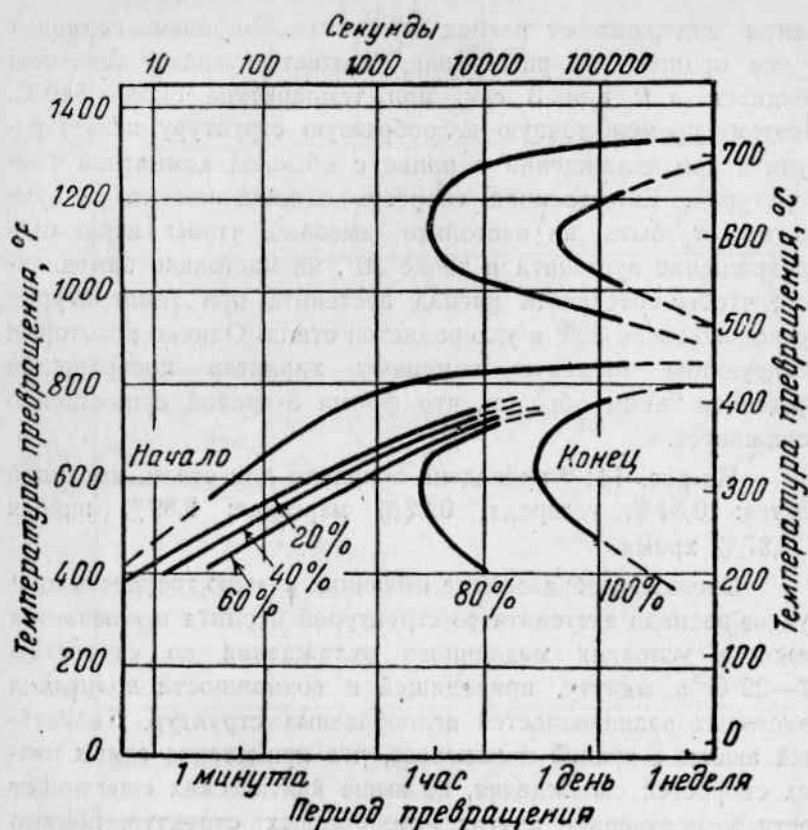


Рис. 141. S-кривая скорости превращений хромоникелевой стали (Davenport, Kelley, Grange и Rutherford, United States Steel Corporation Research Laboratory).

статочны постоянных температурах, т. е. при изотермической закалке. Выделение теплоты, в процессе превращения аустенита, недостаточно для возмещения естественной потери теплоты, и по крайней мере значительная часть легированной стали превращается в мартенсит; одновременно в ней появятся и особые структуры. Отпуск в случае его применения воздействует на мартенсит и, конечно, приводит к снижению твердости. Микрофотография на рис. 142 изображает в чистом виде особую иглообразную структуру стали вышеприведенного состава с твердостью 43 по Роквеллу С.

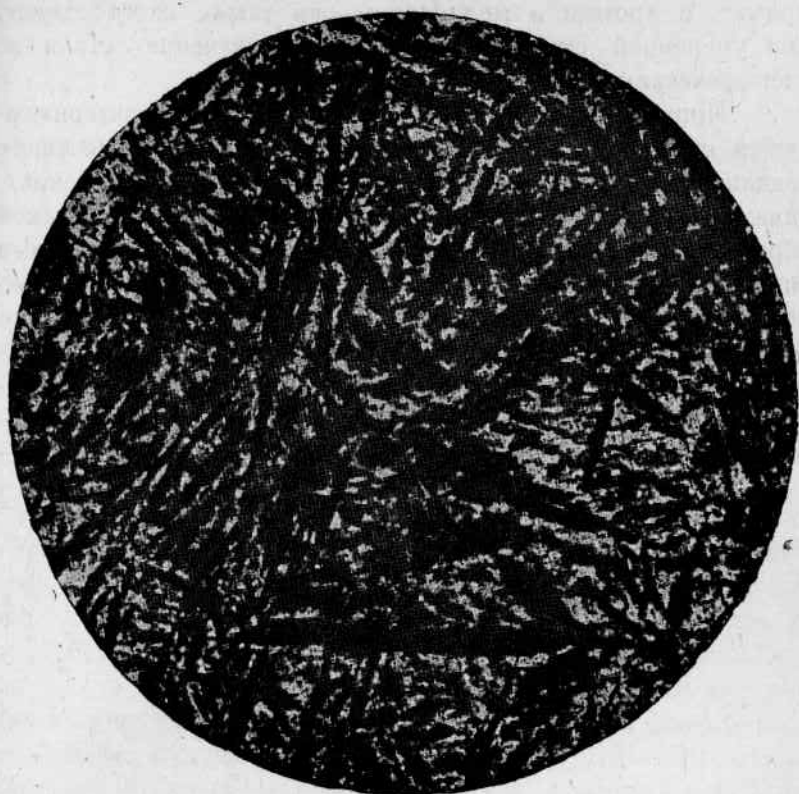


Рис. 142. Структура продукта непосредственного превращения аустенита в хромоникелевой стали при 345°C ; твердость по Роквеллу $R_c = 43$; $\times 10000$. (Kelley, Grange и Rutherford, United States Steel Corporation Research Laboratory).

Специфическое воздействие легирующих элементов на образование особой структуры. Возможность получения значительного количества особой иглообразной структуры облегчается, если скорость превращения аустенита будет низкой при более высоких субкритических температурах и высокой в области некоторых промежуточных температур превращения. Именно в этом направлении сказывается действие хрома, так же, как и других более сильных карбидобразующих элементов. Никель и марганец способствуют только сохранению устойчивости аустенита; в сочетании, на-

пример, с хромом и молибденом они также способствуют, при умеренной скорости охлаждения, получению стали со специфическими свойствами.

Применение высоколегированной стали, характеризующейся способностью закаливаться на воздухе в сечениях средних размеров и в масле — в наиболее крупных сечениях, окажется особо полезным при вышеуказанной термической обработке, рассчитанной на получение деталей с небольшими внутренними напряжениями. Если сталь способна к превращениям, создающим иглообразную структуру (бейнит), то более высокой вязкостью такой стали по сравнению с вязкостью закаленной и затем отпущенной стали характеризуется оптимальное сочетание свойств, получаемых при простой, легко осуществляемой термической обработке.

Глава VI

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ПРОЦЕСС ОТПУСКА СТАЛИ

Лишь небольшое количество сортов стали находит применение в состоянии максимальной твердости, т. е. после закалки без отпуска. Недостаточная вязкость мартенсита (за исключением, может быть, мартенсита низкоуглеродистой стали) имеет столь существенное значение, что обычно после закалки производится новый нагрев изделий, по крайней мере до невысоких температур даже в том случае, когда эти изделия должны иметь при эксплуатации высокую твердость. Действие отпуска характеризуется главным образом не снижением твердости, а скорее некоторым повышением пластичности и вязкости стали, которое попутно может сопровождаться и некоторым понижением ее твердости. Эта точка зрения согласуется и со взглядом, что хрупкость стали обуславливается отчасти высокими внутренними напряжениями, которые неизбежны в закаленной стали и, которые, будучи весьма значительными, уменьшаются даже при относительно низкой температуре повторного нагрева. Склонность стали к образованию закалочных трещин служит, повидимому, грубым мерилем или по крайней мере отражением величины внутренних напряжений, возникающих при закалке. Поэтому определенно нежелательна практика термообработки, допускающая возможность образования крупнозернистого аустенита или применения чрезвычайно резко действующих охлаждающих сред для получения деталей с высокой твердостью и вязкостью. Чаще более широкое применение находят мелкозернистые стали с соответствующей прокаливаемостью при закалке с умеренной интенсивностью. Необходимо иметь в виду, что закалочные трещины часто возникают спустя некоторое время после закалки и поэтому могут быть устранены применением отпуска немедленно после закалки.

Поскольку желательные свойства стали получаются только после отпуска, весьма значительно снижающего твердость мартенсита, не представляет особого интереса точное значение твердости самого мартенсита. В соответствии с этим нет оснований обращать особое внимание на твердость стали после закалки при условии, если:

- 1) при температуре нагрева для закалки в аустените растворяется требуемое количество углерода и легирующих элементов;
- 2) в процессе закалки не образуется ни избыточного феррита, ни избыточных карбидов;
- 3) аустенит в основном превращается в мартенсит или в одну из твердых разновидностей иглообразных структур.

Небольшая разница в исходной твердости у отдельных типов стали в состоянии после закалки выравнивается в процессе отпуска при условии, что нагрев для закалки был одинаков, а самая закалка отвечала приведенным выше условиям.

ПРИРОДА ПРОЦЕССА ОТПУСКА

Едва ли можно сомневаться в том, что процесс отпуска заключается главным образом в кристаллизации и коагуляции карбидов железа и легирующих элементов. Твердый раствор, образующийся при температуре нагрева под закалку, может содержать углерода приблизительно в 50 раз больше количества, растворяющегося при конечных температурах после охлаждения. Такое огромное перенасыщение может быть получено в течение нескольких секунд. Стабильная (или по крайней мере метастабильная) форма углерода — кристаллы карбида. Повидимому, углерод (если он вообще связан) оказывается сразу же после закалки в тесной связи с железом, образуя некоторое подобие молекулы. Ограниченность диффузии подтверждает это положение; повышенная способность углерода к диффузии при повышенных температурах достаточна для объяснения отпуска как явления роста частиц. Хорошо известно также, что при достаточной темпе-

ратуре отпуска образуются крупные, отдельно различимые частицы карбидов. Все более замедляющаяся скорость снижения твердости углеродистой стали в течение длительной выдержки ее после закалки при постоянной температуре также характеризует диффузию углерода, приводящую к укрупнению размеров и уменьшению числа дисперсных частиц. Образец процесса подобного рода можно наблюдать в любой дисперсионно твердеющей системе, если время ее нахождения в области температур старения достаточно как для максимального повышения твердости, так и для обеспечения снижения твердости при дальнейшей выдержке. На рис. 27 можно видеть, что увеличение температуры отпуска при одинаковой его продолжительности приводит к вполне определенному для выбранной шкалы снижению твердости углеродистой стали; то же в значительной мере правильно и для закаленной на мартенсит легированной стали с относительно невысоким содержанием марганца, кремния или никеля. Влияние выбранной шкалы твердости на форму кривой «твердость — температура отпуска» хорошо иллюстрируется рис. 143, на котором сопоставлены кривые снижения твердости по Бринелю и по Роквеллу, в зависимости от температуры отпуска при часовой выдержке стали с содержанием 0,62% углерода⁴⁵. Действие отпуска, повидимому, характеризуется простой прямолинейной зависимостью для углеродистой стали, закаленной с расчетом на получение (в основном) мартенсита. Будет полезно несколько ближе познакомиться с *формой* соответствующих кривых, характеризующих смягчающее действие отпуска.

Соотношение между временем и температурой отпуска.

Еще более близкое знакомство с характером снижения твердости стали при отпуске можно получить при изучении влияния времени выдержки при данной температуре отпуска на твердость. Рис. 144 иллюстрирует чрезвычайно быстрое снижение твердости закаленной углеродистой стали с содержанием 0,82% углерода, отпущенной при температуре 650° в первые несколько минут. Хорошо известно, что наибольшее

⁴⁵ Диаграммы, приведенные на рис. 143, 144 и 145, построены по данным неопубликованной работы E. L. Roff и E. C. Bain.

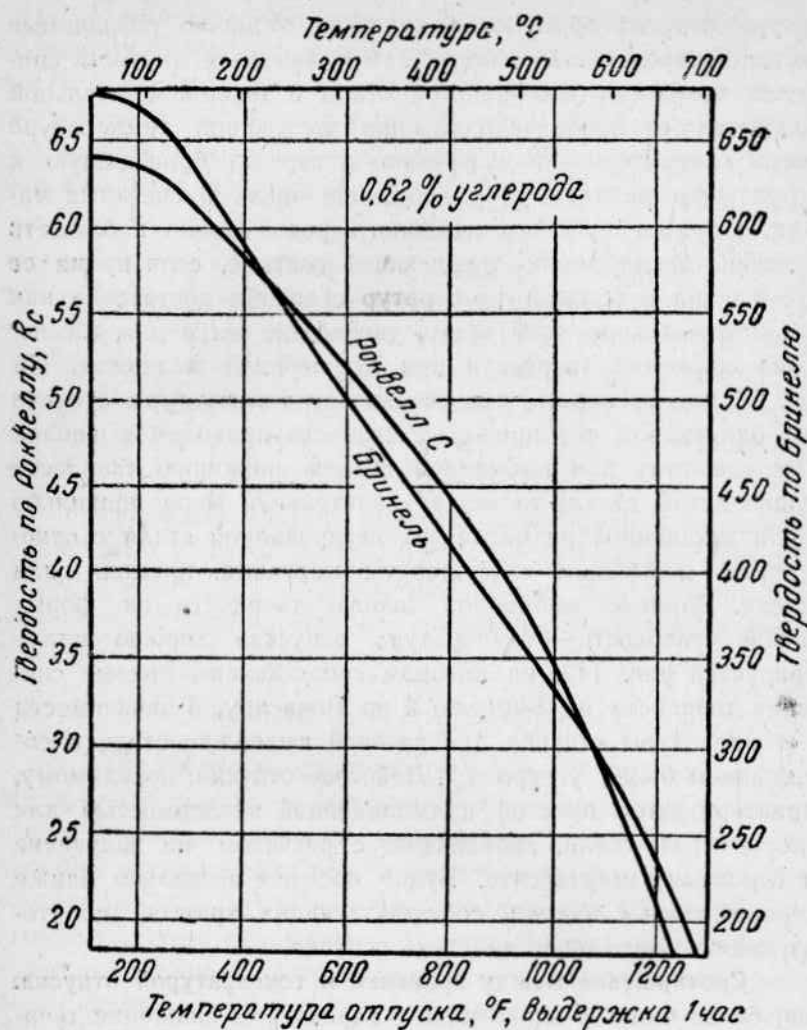


Рис. 143. Влияние отпуска с выдержкой в течение 1 часа, при различных температурах на твердость углеродистой стали с содержанием 0,62% углерода. Наблюдается лишь незначительная разница в кривых твердости по Бринелю и по Роквеллу С.

снижение твердости происходит в течение первых нескольких минут и что дальнейшее снижение в результате увеличения времени выдержки от 0,5 до 2 час. относительно невелико, лишь в редких случаях заметное влияние отпуска наблюдается

и в более широких интервалах времени выдержки, в соответствии с рис. 145. При значительном изменении скорости снижения твердости удобнее пользоваться логарифмической шкалой времени. Необходимо отметить, что в интервале времени выдержки между 5 мин. и несколькими часами скорость снижения твердости стали уменьшается, и соответствующая кривая, вычерченная в логарифмической шкале, оказывается на значительном протяжении прямой линией.

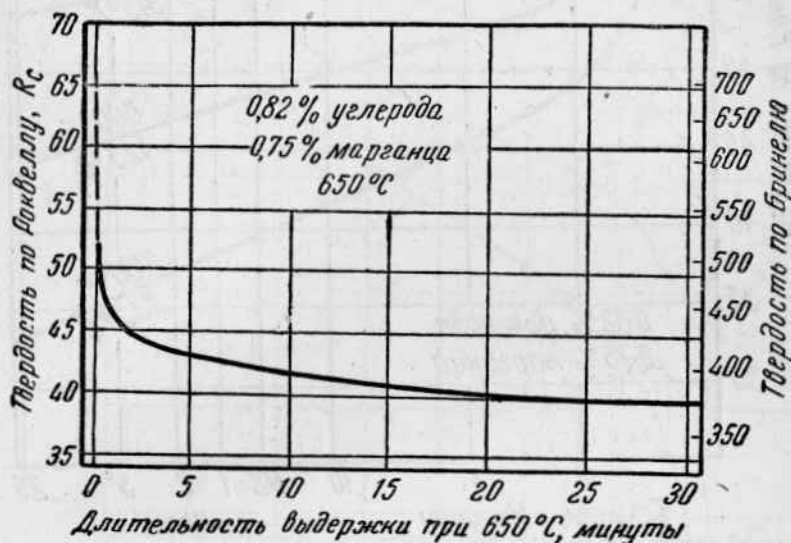


Рис. 144. Влияние длительности отпуска при 650° С на твердость закаленной стали с содержанием 0,82% углерода (E. L. Roff, United States Steel Corporation Research Laboratory).

При произвольной шкале твердости нет достаточно серьезных оснований для получения именно такого вида кривой снижения твердости стали при отпуске; тем не менее приближение логарифмической кривой к прямолинейной зависимости оказывается настолько близким, что позволяет предсказывать снижение твердости в процессе отпуска. Таким образом снижение твердости оказывается весьма постоянным для интервалов от 6 мин. до 1 часа, от 1 часа до 10 час. и от 10 час. до 100 час. при температурах отпуска, соответствующих снижению твердости приблизительно от 50 до 35 по R_c .

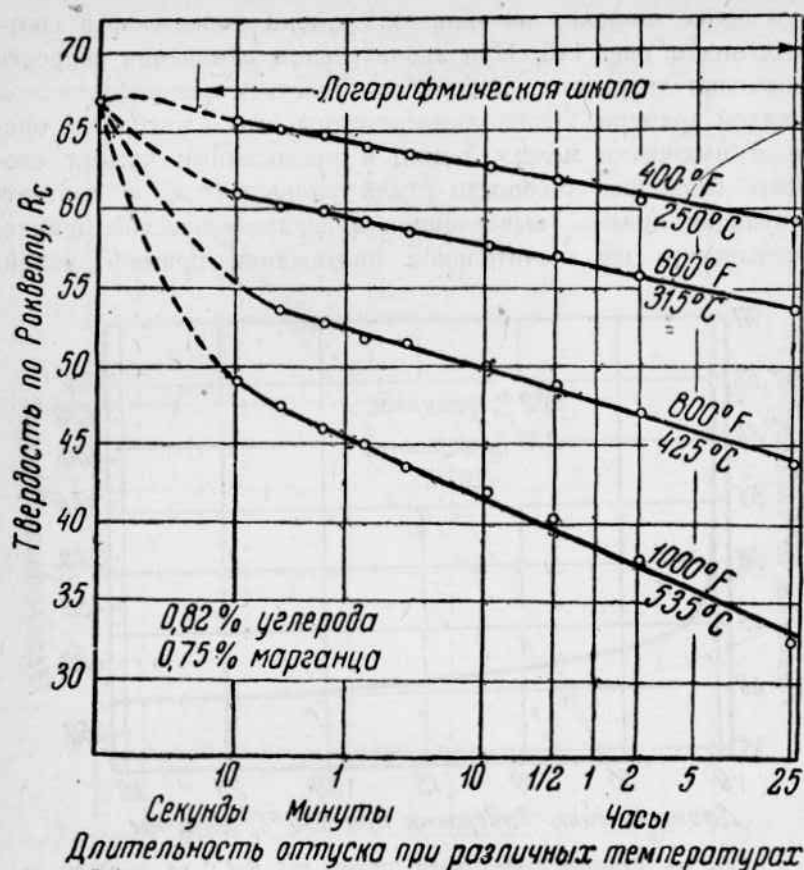


Рис. 145. Влияние длительности отпуска при четырех различных температурах на твердость закаленной стали с содержанием 0,82% углерода. Получены почти прямые линии при логарифмической шкале времени (E. L. Roff, United States Steel Corporation Research Laboratory).

В действительности закономерность в форме логарифмической кривой снижения твердости в измерении по Бринелю выражается определеннее, чем при определении твердости по Роквеллу. Это можно видеть на рис. 146 и 147⁴⁶. Следует

⁴⁶ Весьма большое количество данных, характеризующих снижение твердости при отпуске в зависимости от температуры и времени выдержки (в пределах весьма большой ее продолжительности), для хромистой, молибденовой и хромомолибденовой сталей с содержанием приблизительно 0,35% углерода приведено в работах J. R. Villella, H. A. Brown и R. V. Hilkert в исследовательской лаборатории United States Steel Corporation. Соответствующие данные использованы для построения кривых отпуска на рис. 146, 147, 153, 155, 158, 159, 160, 164, 165, 167, 168, 169, 170, 171, 172, 173 и 174.

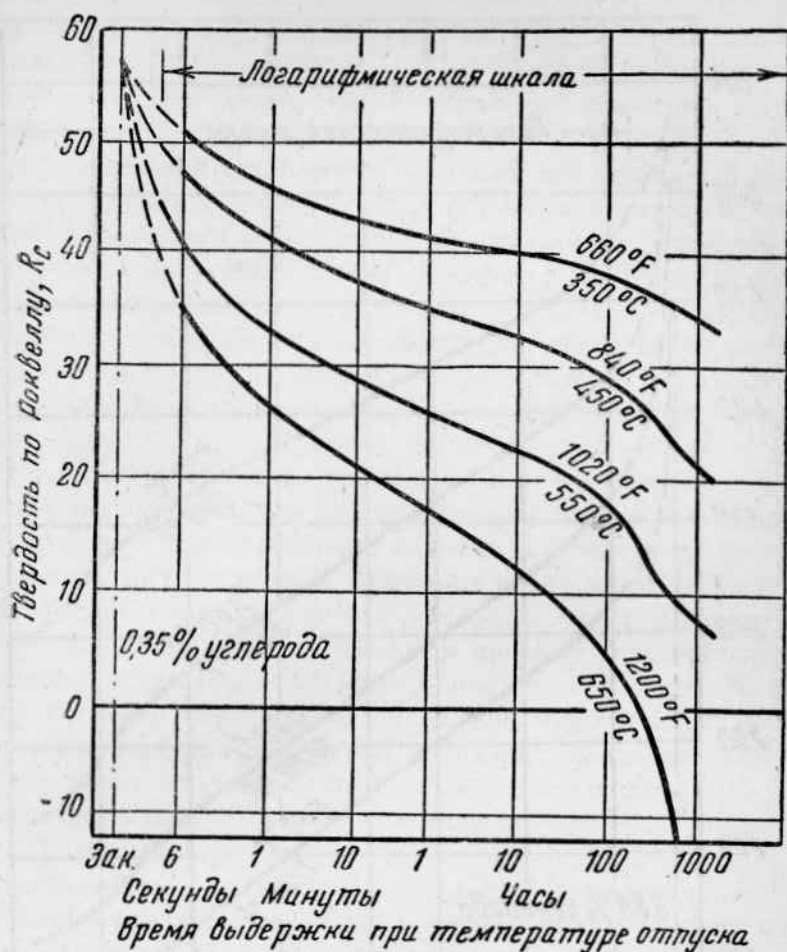


Рис. 146. Влияние длительности отпуска при четырех различных температурах на твердость по Роквеллу С закаленной стали с содержанием 0,35% углерода. (см. примечание 46).

отметить, что продолжительность выдержки в указанных случаях доходила, приблизительно, до 1500 часов.

Ряд условий способствует, однако, значительному изменению вида кривых понижения твердости для некоторых углеродистых и легированных сортов стали, что имеет существенное значение для технологии термической обработки легированной стали. Одно из таких условий — наличие так назы-

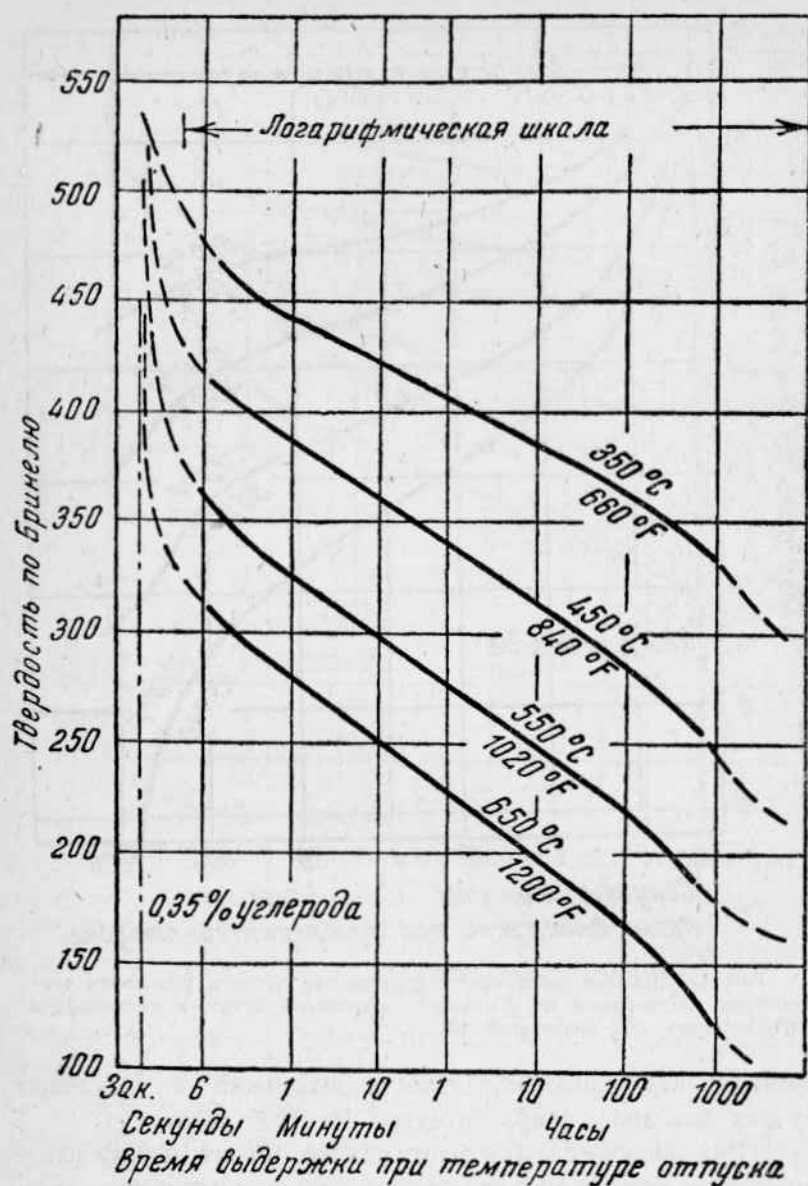


Рис. 147. Влияние длительности отпуска при четырех различных температурах на твердость по Бринеллю закаленной стали с содержанием 0,35% углерода (см. примечание 46).

ваемого остаточного (сохраняющегося после закалки) аустенита; второе — способность к образованию специальных карбидов, свойственная таким элементам, как хром, вольфрам, молибден, тантал, ванадий, ниобий и титан.

Поведение остаточного аустенита при отпуске. В высокоуглеродистой стали, особенно содержащей никель и марганец (последний в количестве, превышающем нормальное его содержание), превращение аустенита в мартенсит оказывается обычно неполным; при закалке неизбежно остается некоторое количество нестабильного аустенита даже после перехода в мартенсит большей части остаточного аустенита в случае применения специального охлаждения. Количество остаточного аустенита может достигать до 10—25% даже в промышленных сортах стали, и следует рассмотреть поведение этого аустенита в процессе отпуска. Во многих сортах стали присутствие некоторого количества остаточного аустенита едва ли приводило к заметному уменьшению твердости закаленной стали, хотя точные измерения могут обнаружить некоторое повышение твердости в процессе последующего перехода остаточного аустенита в мартенсит. Действительно, для снижения твердости на 10 единиц Роквелла требуется довольно большое количество аустенита, не переходящего в мартенсит. Это, может быть, является следствием способа распределения аустенита. Вполне ясно, что мартенсит несколько смягчается при кратковременном его нагреве до 150°C; остаточный же аустенит после небольшой выдержки остается в основном неизменным даже в углеродистой стали при нагреве до 240°C. Наличие остаточного аустенита и окончательные превращения его при последовательно повышающихся температурах отпуска можно обнаружить и посредством рентгеновского анализа и путем измерения плотности или объема стали при отпуске. Одно время считали, что сохранение аустенита в стали и последующее разложение при нагреве служат первопричиной аномального хода кривой твердости некоторых сортов стали при повышающихся температурах отпуска (т. е. причиной «вторичного твердения», «вторичной твердости»). Несомненным является тот факт, что весьма большое количество аустенита, если оно сохранено

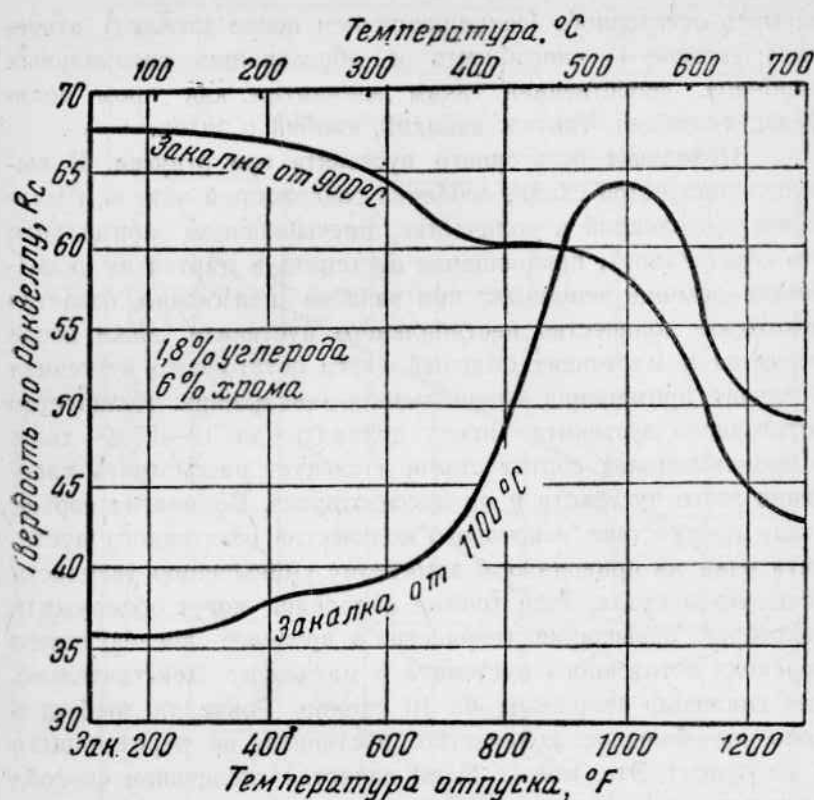


Рис. 148. Влияние температуры отпуска на твердость закаленной стали с высоким содержанием хрома и углерода. Закалка при 900° С приводит к сохранению лишь некоторого количества аустенита; закалка при 1100° С обеспечивает сохранение почти всего аустенита и к повышению твердости в процессе отпуска.

и если отпуск сопровождается превращением его, может привести к вполне определенному повышению твердости стали или к задержке снижения твердости. Это можно констатировать на кривых твердости рис. 148⁴⁷, относящихся к отпуску закаленной с температур 900 и 1100°С высокоуглеродистой стали с 1,8% углерода и 6,4% хрома. В случае закалки при температуре 1100°С сталь, несомненно, содержала

⁴⁷ «Secondary Hardness in Austenitized High Chromium Steels» (Вторичная твердость высокохромистых аустенизированных сталей), E. C. Bain, Transactions, American Society for Steel Treating (American Society for Metals), vol. 5, 1934, стр. 89.

80—90% аустенита и относительно высокие температуры отпуска должны были привести к превращению аустенита с образованием более твердых структурных составляющих. На рис. 148 можно видеть, что после закалки при температуре 1100°C, приводящей к получению столь большого количества остаточного аустенита, не наблюдается первоначального падения твердости при отпуске. Если в углеродистой стали имеется лишь небольшое количество аустенита, то распад его ясно отражается на увеличении размеров образца, но на кривой твердости действие этого распада не обнаруживается. Данное положение иллюстрируется на рис. 149⁴⁸ кривыми, относящимися к закаленной в масле углеродистой стали с содержанием 0,9% углерода и 1,5% марганца. Настоящий пример ясно показывает, что остаточный аустенит не всегда приводит к появлению «вторичной твердости».

При анализе так называемых S-кривых становится очевидным, что остаточный аустенит по достижении соответствующей температуры отпуска просто претерпевает превращение со скоростью, характерной для данной температуры превращения. Эти S-кривые показывают, что при обычной продолжительности отпуска, от 30 до 60 мин., распад остаточного аустенита может происходить при температурах несколько выше 200°C. Анализ кривых изотермического распада показывает также, что продуктом распада аустенита является не мартенсит, обладающий наиболее высокой твердостью, а скорее одна из более мягких структур типа так называемого бейнита, отличающаяся несколько более высокой твердостью по сравнению с твердостью отпущенного при той же температуре мартенсита. Для случая, приведенного на рис. 149, продукт распада остаточного аустенита имел бы твердость примерно 54 по шкале С Роквелла. Короче говоря, если не принимать во внимание ни возможного изменения характера распада аустенита под влиянием внутренних напряжений, ни воздействия аустенита на остальную структуру стали, можно полагать, что *сам по себе* остаточный аустенит

⁴⁸ «The Nature of Oil-Hardening, Non-Deforming Tool Steels» (Свойства закаленных в масле недеформирующихся инструментальных сталей), E. C. Bain и M. A. Grossmann, Transactions, American Society for Steel Treating (American Society for Metals), vol. 10, 1926, стр. 88.

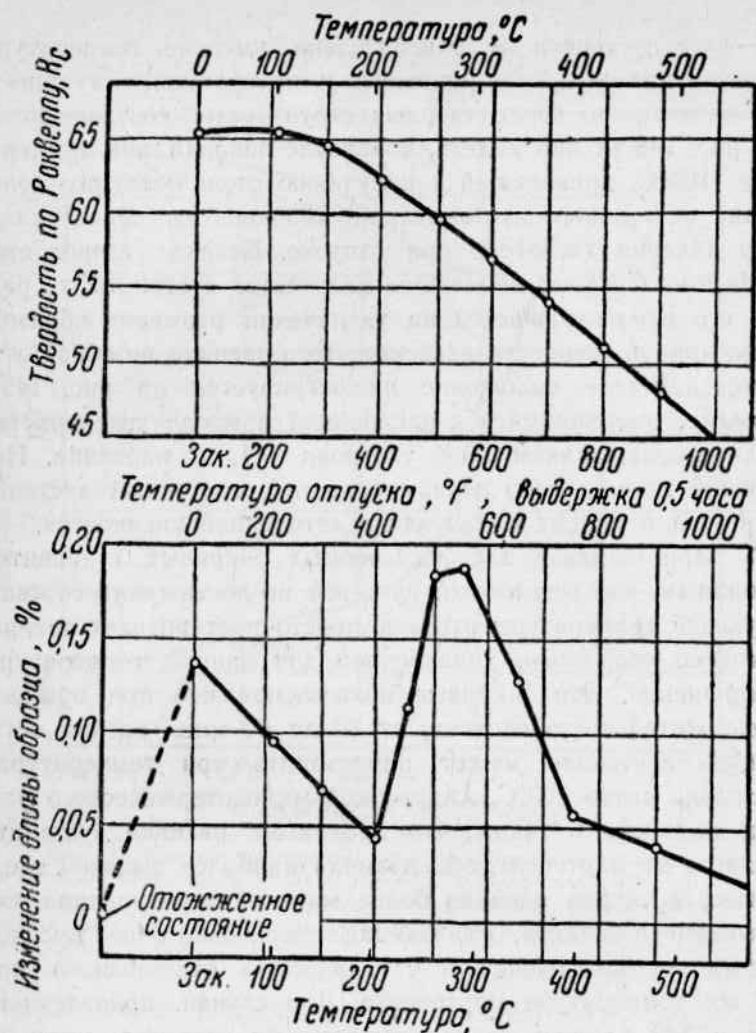


Рис. 149. Влияние отпуска на твердость (вверху) и на изменение длины образца (внизу) в зависимости от температуры отпуска стали с 0,9% углерода и 1,5% марганца (см. примечание 48).

в закаленной стали ведет себя так, словно он был охлажден как раз до температуры отпуска. Практически в явлениях, связанных с аномальным изменением хода кривых твердости при отпуске в любой стали, остаточный аустенит играет только вспомогательную роль; появлению «вторичной твер-

дости» в среднеуглеродистой малолегированной стали с ней в какой мере не содействует вследствие незначительности своего содержания в ней. Однако не вызывает сомнения значительность его роли в изменении объема стали и, может быть, также в хрупкости закаленной стали после ее отпуска в области температур 260—315°C.

В общем анализе явлений, связанных с отпуском углеродистой стали, следует упомянуть еще об одной аномальной особенности. У некоторых сортов высокоуглеродистой стали наблюдается после закалки известное повышение твердости по прошествии нескольких дней при обычных температурах, нескольких часов при температуре 100°C или какого-то другого промежуточного времени при соответствующих промежуточных температурах выдержки стали. Повидимому сам мартенсит может подвергаться старению, так как еще большая продолжительность выдержки приводит к некоторому понижению его твердости. Об этом упоминается здесь особо ввиду того, что на некоторых кривых отпуска, построенных в координатах твердость — температура отпуска, показано (и вполне правильно) незначительное повышение твердости при температуре отпуска приблизительно 100°C.

Поскольку такой эффект особенно резко проявляется в стали с наиболее высоким содержанием углерода, вероятной причиной этого явления позволительно считать возможность превращения некоторого дополнительного количества аустенита, так как теперь известно, что превращение аустенита в области низких температур происходит с быстро уменьшающейся скоростью и что устойчивость полученных продуктов немедленно после закалки не обязательна. Полагают, что в этом случае проявляется действие углерода, находящегося в момент закалки в состоянии меньшей эффективности по сравнению с преобладающим количеством углерода. Однако это объяснение нам кажется мало вероятным.

Автор полагает, что помимо замедленного превращения аустенита причину такого повышения твердости можно найти в уменьшении внутренних напряжений. Можно предполагать, что пластическая деформация металла при измерении твердости вдавливанием должна облегчаться наличием

высоких внутренних напряжений в условиях сложного их распределения в металле. Всякая выдержка в области температур, при которых за счет небольших перемещений в металле напряжения постепенно уменьшаются, должно приводить к повышению видимой твердости металла так же, как снятие напряжений для некоторых сортов стали приводит к повышению их предела текучести. Этот небольшой эффект повышения твердости только что закаленной стали, вызываемый процессом старения, представляет скорее академический, чем практический интерес. Значительно более интересно влияние, оказываемое на процесс отпуска легирующими, особенно сильными карбидообразующими элементами.

Легирующие элементы и снижение твердости. В стали с малым и средним содержанием углерода относительно небольшие количества легирующих элементов могут содействовать некоторому увеличению исходной твердости, получаемой при энергичной закалке. В стали с более высоким содержанием углерода эти элементы, вероятно, вызывают некоторое снижение твердости вследствие увеличения количества остаточного аустенита. В других отношениях влияние легирующих элементов на твердость невелико; повидимому не всегда твердость легированной стали превышает твердость высокоуглеродистой стали, измеряемую при обычных температурах. За исключением случаев, когда количество остаточного аустенита очень велико, отпуск при температуре 200°C приводит к уменьшению твердости обычной легированной стали, но наличие любого легирующего элемента очевидно несколько замедляет снижение твердости и прочности при отпуске. На рис. 150 приведен ряд кривых, иллюстрирующих повышение твердости закаленной надлежащим образом и отпущенной кремнистой стали в зависимости от содержания в ней кремния. Поскольку кремний не входит в состав карбидов в достаточно большом количестве, можно полагать, что влияние его заключается в упрочнении феррита с рассеянными в нем постепенно укрупняющимися частицами карбидов. Никель и марганец, которые также в значительном количестве растворяются предпочтительнее в железе, чем в карбидах, действуют подобным же образом, хотя влияние их,

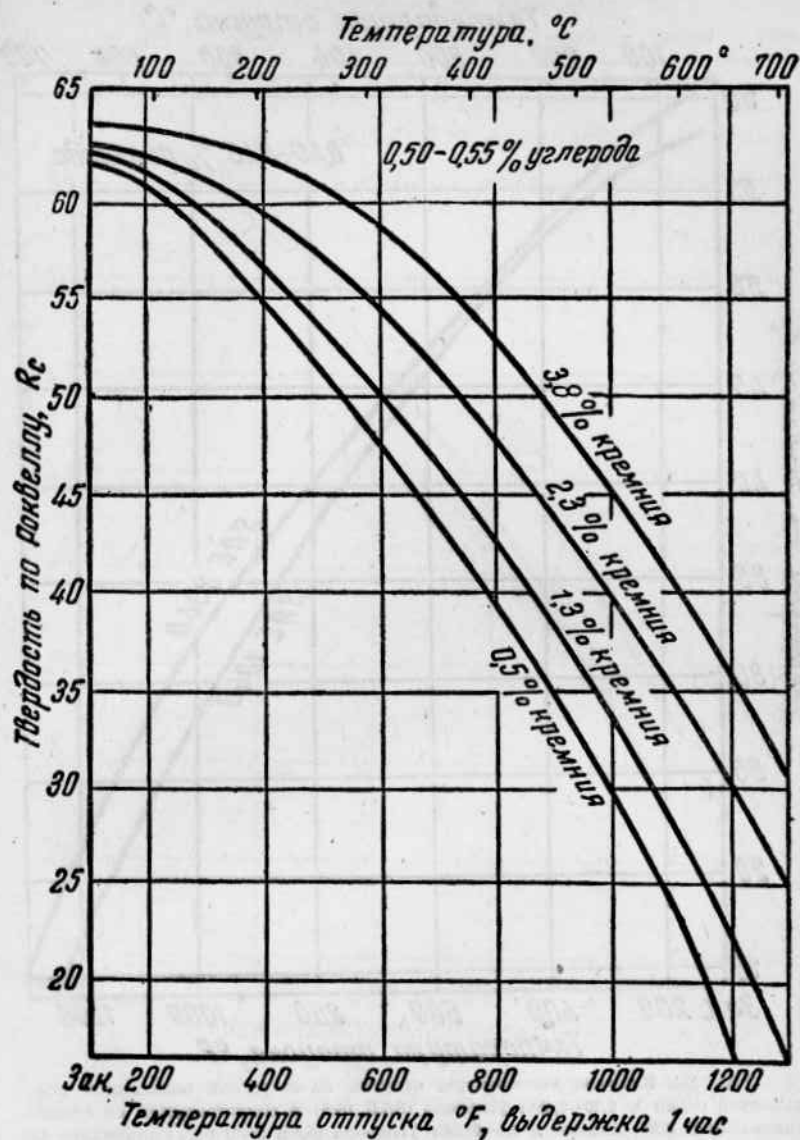


Рис. 150. Влияние температуры отпуска на твердость закаленной стали с 0,50—0,55% углерода и с различным содержанием кремния.

особенно никеля, при одинаковом процентном содержании менее значительно. Кривые отпуска, приведенные на рис. 151,

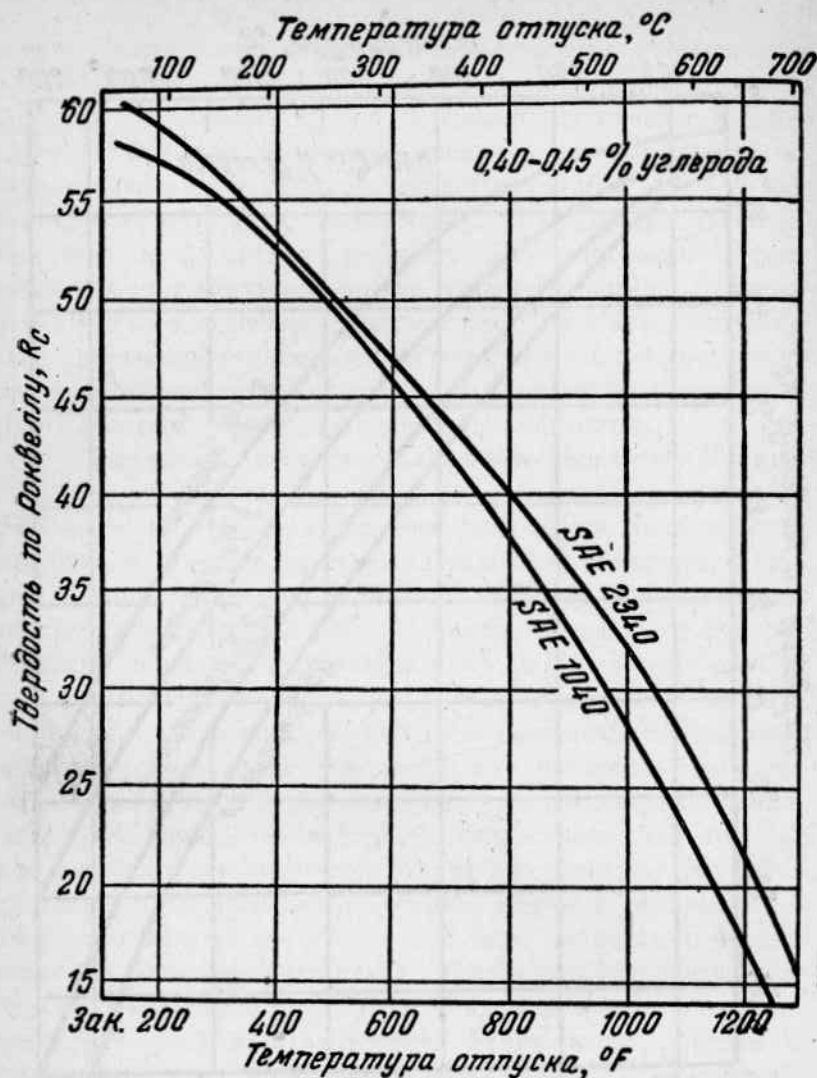


Рис. 151. Влияние температуры отпуска на твердость закаленной углеродистой стали с 0,40—0,45% углерода (SAE 1040) в сопоставлении со сталью, содержащей 3,5% никеля и 0,4—0,45% углерода (SAE 2340) (см. примечание 49).

иллюстрируют ⁴⁹ падение твердости при отпуске обычной угле-

⁴⁹ Данные, характеризующие снижение твердости при отпуске для большого количества легированных сталей с содержанием углерода 0,40—0,45%, любезно сообщены W. M. Lindsey и E. L. Roff (чикагские заводы Carnegie Illinois Steel Corporation), которым автор приносит свою благодарность. Соответствующие данные использованы для построения кривых отпуска, приведенных на рис. 151, 152, 154, 156, 157, 161 и 162.

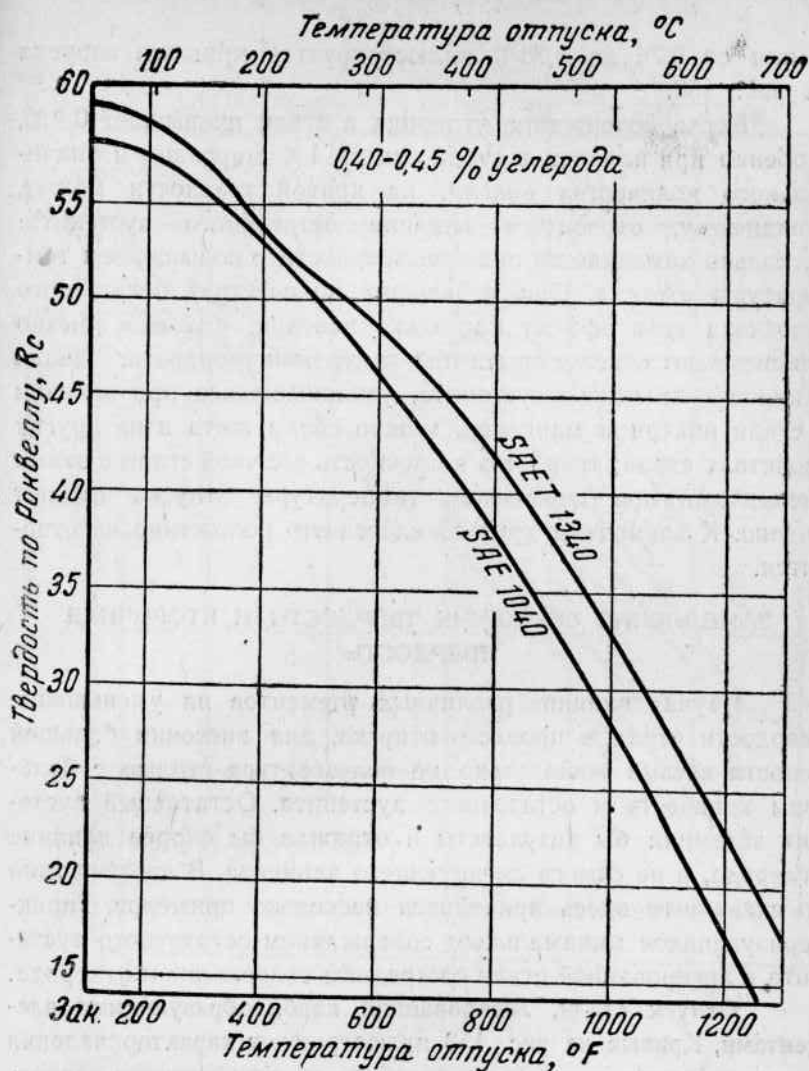


Рис. 152. Влияние температуры отпуска на твердость закаленной углеродистой стали с 0,40—0,45% углерода (SAE 1040) в сопоставлении со сталью, содержащей 0,75—1,75% марганца и 0,40—0,45% углерода (SAE 1340).

родистой стали с содержанием 0,45% углерода по сравнению с никелевой сталью, содержащей 3,5% никеля при одинаковом содержании углерода и марганца. Аналогичное, несколько более заметное действие марганца при увеличении его содер-

жания от 0,76 до 1,78% иллюстрируется кривыми отпуска на рис. 152.

Когда содержание углерода в стали превышает 0,9%, особенно при наличии в стали свыше 1% марганца и значительного количества никеля, на кривой твердости может, повидимому, отразиться влияние остаточного аустенита: несколько замедляется падение твердости с повышением температуры отпуска. При небольших количествах остаточного аустенита этот эффект настолько невелик, что его обычно приписывают ошибке опыта при измерении твердости. Однако влияние остаточного аустенита, усиливающееся при наличии в стали никеля и марганца, можно обнаружить и на других свойствах стали; твердость и прочность обычной стали с этими элементами при повышении температуры отпуска падают плавно. К элементам другого класса это положение не относится.

ЗАМЕДЛЕНИЕ СНИЖЕНИЯ ТВЕРДОСТИ И ВТОРИЧНАЯ ТВЕРДОСТЬ

Изучая влияние различных элементов на уменьшение твердости стали в процессе отпуска, для внесения большей ясности весьма желательно не пользоваться сталью с большим количеством остаточного аустенита. Остаточный аустенит затемнял бы результаты и отражал бы скорее влияние углерода, а не самого легирующего элемента. В соответствии со сказанным здесь приводится несколько примеров, характеризующихся минимальным содержанием остаточного аустенита, в легированной стали со средним содержанием углерода.

Отпуск стали, легированной карбидобразующими элементами. Кривые на рис. 153 иллюстрируют характер падения твердости ряда сортов хромистой стали при отпуске сравнительно с простой углеродистой сталью с одинаковым содержанием углерода (около 0,35%). Содержание хрома в серии хромистых сталей было: 0,5; 2,0; 4,0 и 12%. Нагрев перед закалкой производился с таким расчетом, чтобы обеспечить растворение в основном всех карбидов; закалка давала твердость, близкую к максимально возможной для данного состава твердости мартенсита, хотя и не совсем ей равную.

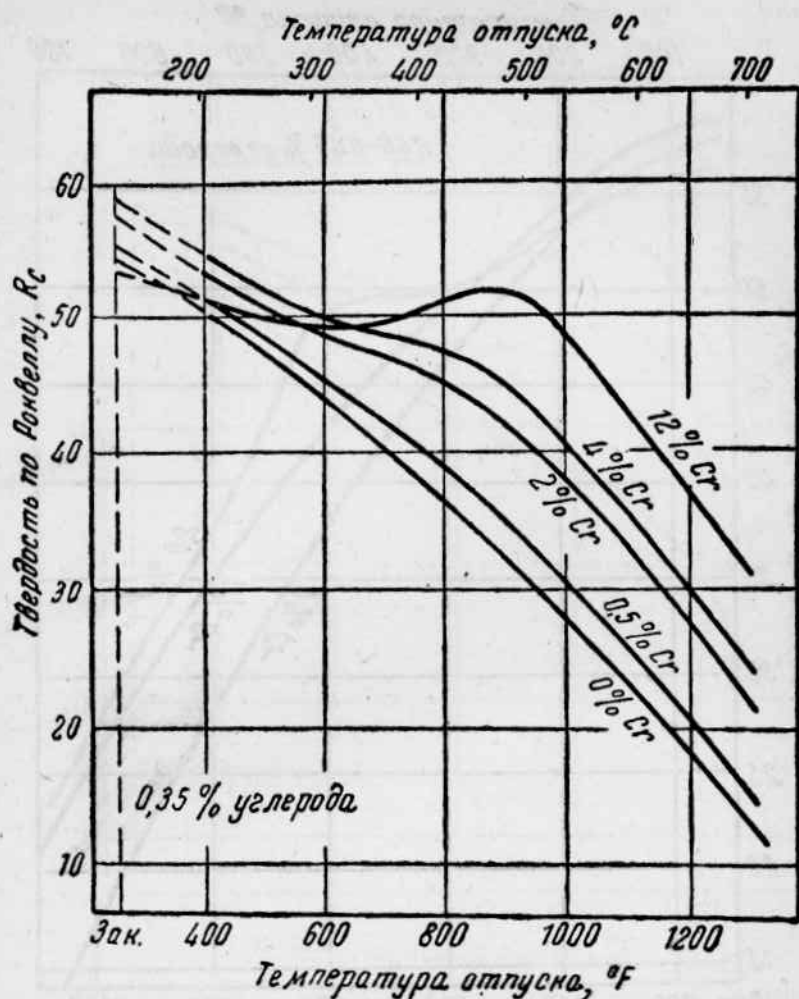


Рис. 153. Влияние хрома на изменение твердости закаленной стали с 0,35% углерода в зависимости от температуры отпуска (см. примечание 46).

Следует отметить, что даже 0,5% хрома оказывается достаточным для некоторого противодействия снижению твердости стали при отпуске, особенно в области более высоких температур; 4% хрома ведут к появлению определенно выраженной «вторичной твердости». Сталь с содержанием 12% хрома (типичная нержавеющая ножевая сталь) особо интересна: она

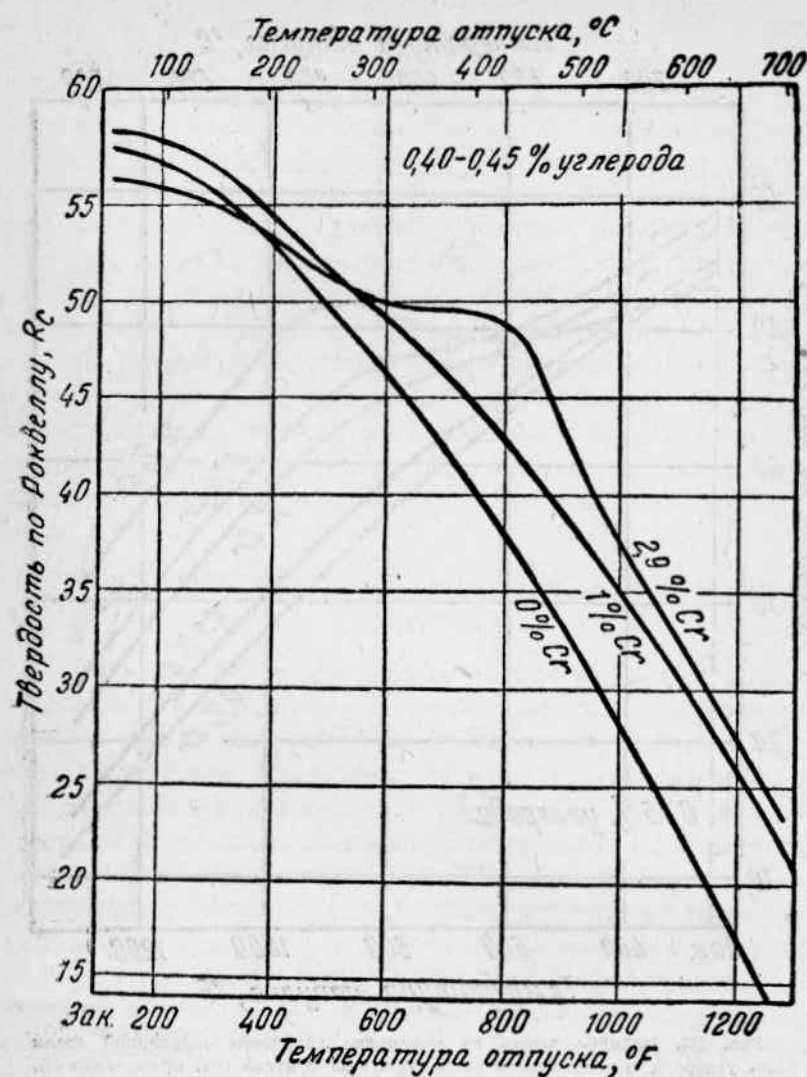


Рис. 154. Влияние хрома на изменение твердости закаленной стали с 0,40—0,45% углерода в зависимости от температуры отпуска (см. примечание 49).

сохраняет после закалки некоторое количество остаточного аустенита, достаточное для снижения твердости по сравнению с твердостью других разновидностей этой стали. Процесс отпуска остаточного аустенита в ней, повидимому, усили-

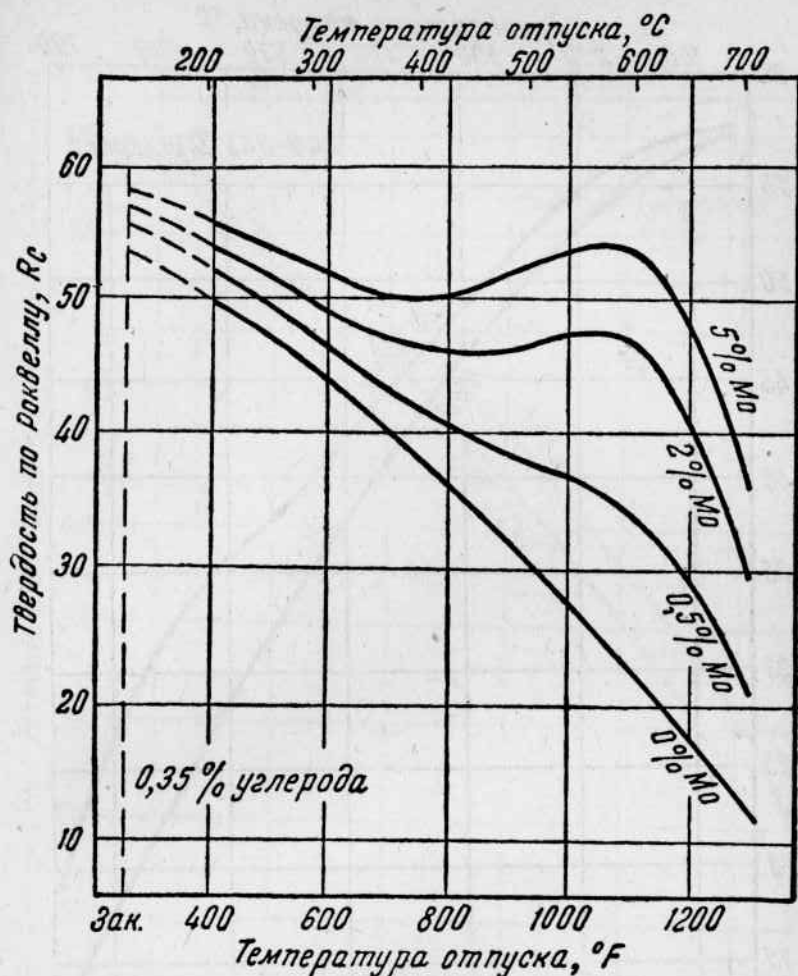


Рис. 155. Влияние молибдена на изменение твердости закаленной стали с 0,35% углерода в зависимости от температуры отпуска (см. примечание 46).

вает эффект вторичной твердости. Подобное действие хрома, даже при меньшем его содержании, можно наблюдать в хромистой стали с содержанием 0,4—0,45% углерода (кривые отпуска для них приведены на рис. 154).

Карбидобразующие элементы, оказывающие сильное влияние на прокаливаемость стали, не столь эффективны

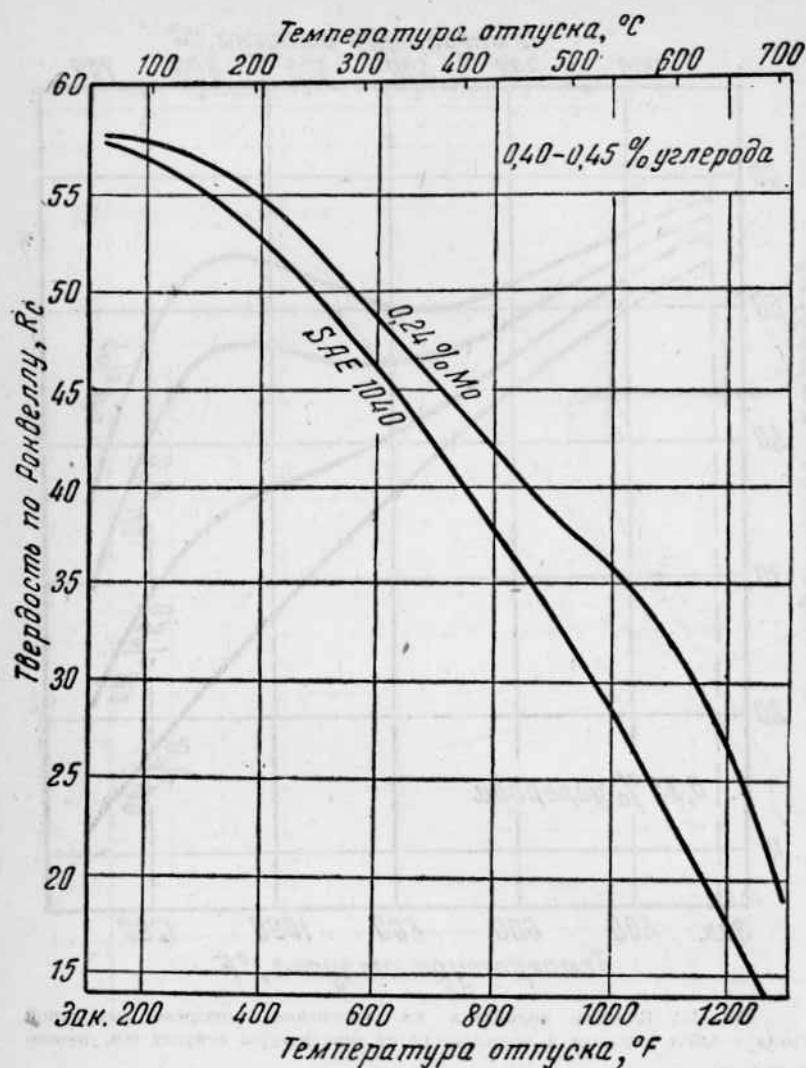


Рис. 156. Влияние температуры отпуска на твердость закаленной углеродистой стали с 0,40—0,45% углерода (SAE 1040) в сопоставлении со сталью, содержащей 0,4—0,45% углерода и 0,24% молибдена (см. примечание 49).

в отношении образования остаточного аустенита, как никель и марганец, но они задерживают падение твердости и приводят к появлению вторичной твердости. Поэтому интересно

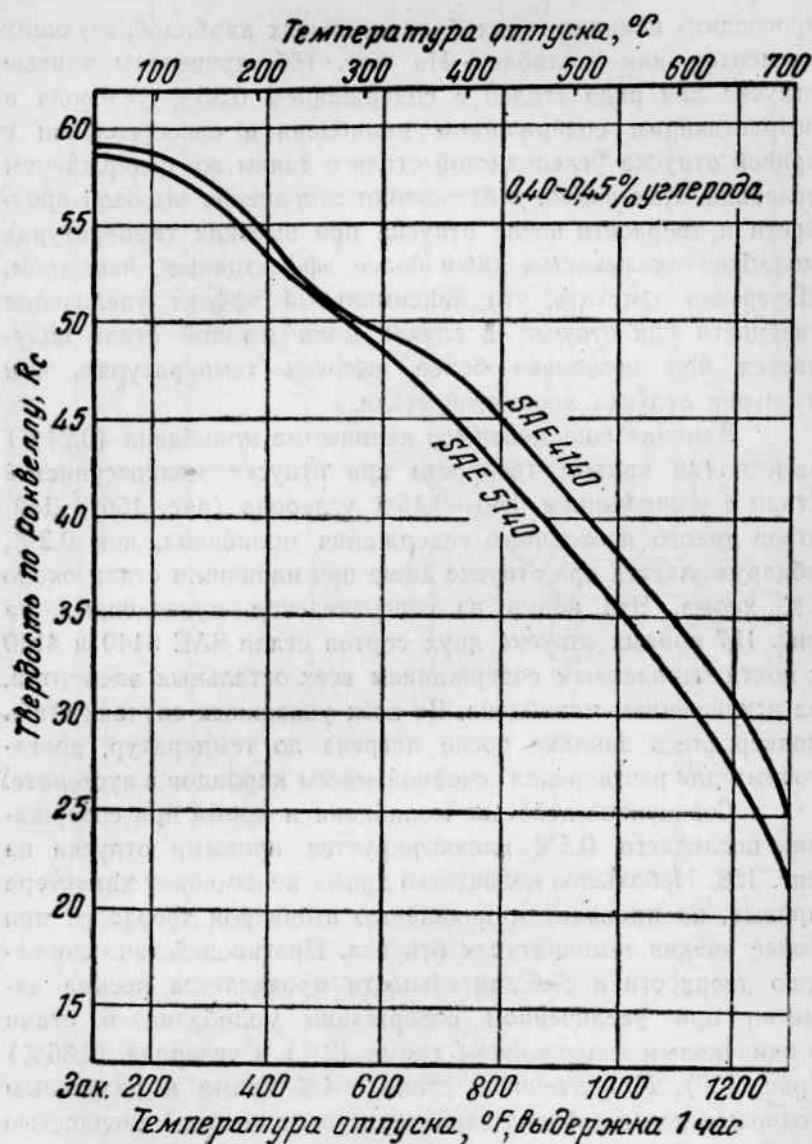


Рис. 137. Влияние температуры отпуска на твердость закаленной хромистой стали с 1% хрома и 0,40—0,45% углерода (SAE 5140) в сопоставлении со сталью, содержащей 1% хрома, 0,4—0,45% углерода и 0,20% молибдена (SAE 4140) (см. примечание 49).

проследить влияние таких более сильных карбидобразующих элементов, как молибден. На рис. 155 приведены кривые отпуска для ряда сталей с содержанием 0,35% углерода и возрастающим содержанием молибдена в сопоставлении с кривой отпуска углеродистой стали с таким же содержанием углерода. Как видно, в отношении сохранения высокой прочности и твердости после отпуска при высоких температурах молибден оказывается даже более эффективным, чем хром. Интересно отметить, что максимальный эффект увеличения твердости при отпуске в случае молибденовой стали получается при несколько более высоких температурах, чем в случае отпуска хромистой стали.

Влияние еще меньшего количества молибдена (0,24%) заметно на кривых твердости при отпуске мелкозернистой стали с содержанием 0,40—0,45% углерода (рис. 156). Действие такого небольшого содержания молибдена, как 0,2%, обнаруживается при отпуске даже при наличии в стали около 1% хрома. Это видно из сопоставления приведенных на рис. 157 кривых отпуска двух сортов стали SAE 5140 и 4140 с почти одинаковым содержанием всех остальных элементов, за исключением молибдена. Во всех указанных случаях сталь подвергалась закалке после нагрева до температур, достаточных для растворения основной массы карбидов в аустените.

Совокупное действие молибдена и хрома при содержании последнего 0,5% иллюстрируется кривыми отпуска на рис. 158. Небольшое количество хрома не изменяет характера кривых, но приводит к появлению вторичной твердости при более низких температурах отпуска. Противодействие снижению твердости в действительности проявляется весьма заметно при увеличенном содержании молибдена в стали с одинаковым содержанием хрома (2%) и углерода (0,35%) (рис. 159). Молибденовая сталь с 4% хрома и различным содержанием молибдена характеризуется высокой твердостью и обладает, как это видно из кривых на рис. 160, исключительной способностью сохранять твердость после отпуска при высоких температурах.

Чрезвычайно высокое противодействие понижению твердости при отпуске в области температур около 550°C

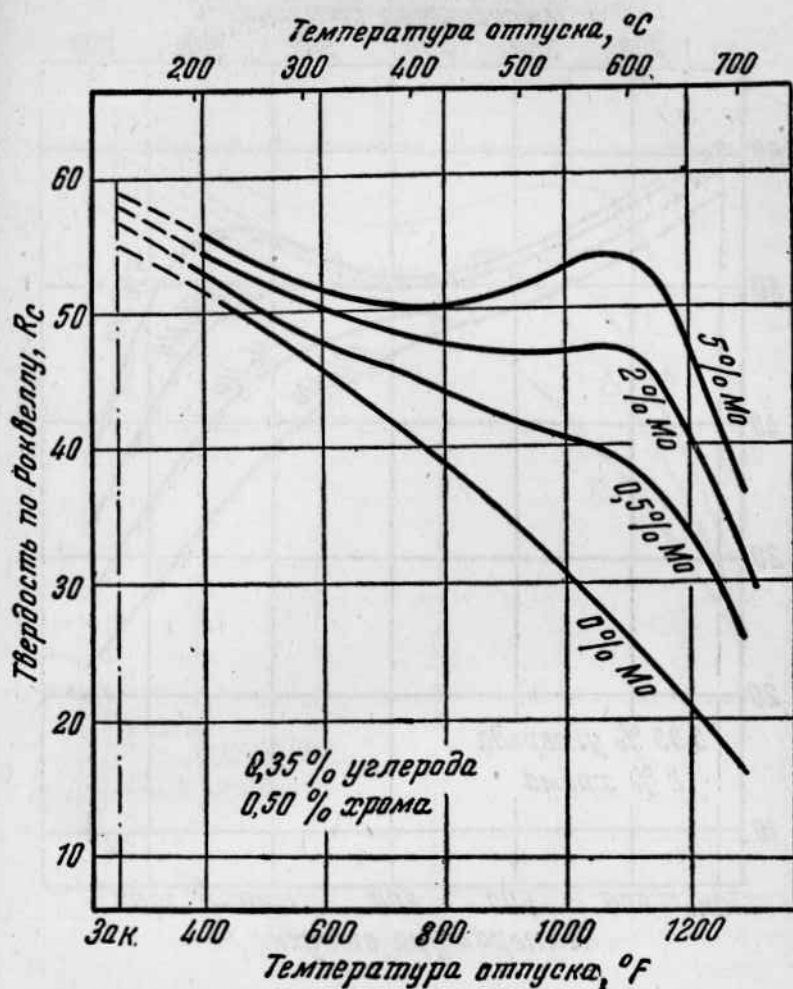


Рис. 158. Влияние молибдена на изменение твердости закаленной стали с 0,5% хрома и 0,35% углерода в зависимости от температуры отпуска (см. примечание 46).

наблюдается в ванадиевой стали с невысоким содержанием ванадия при условии, если значительное количество богатых ванадием карбидов переведено в твердый раствор в аустените.

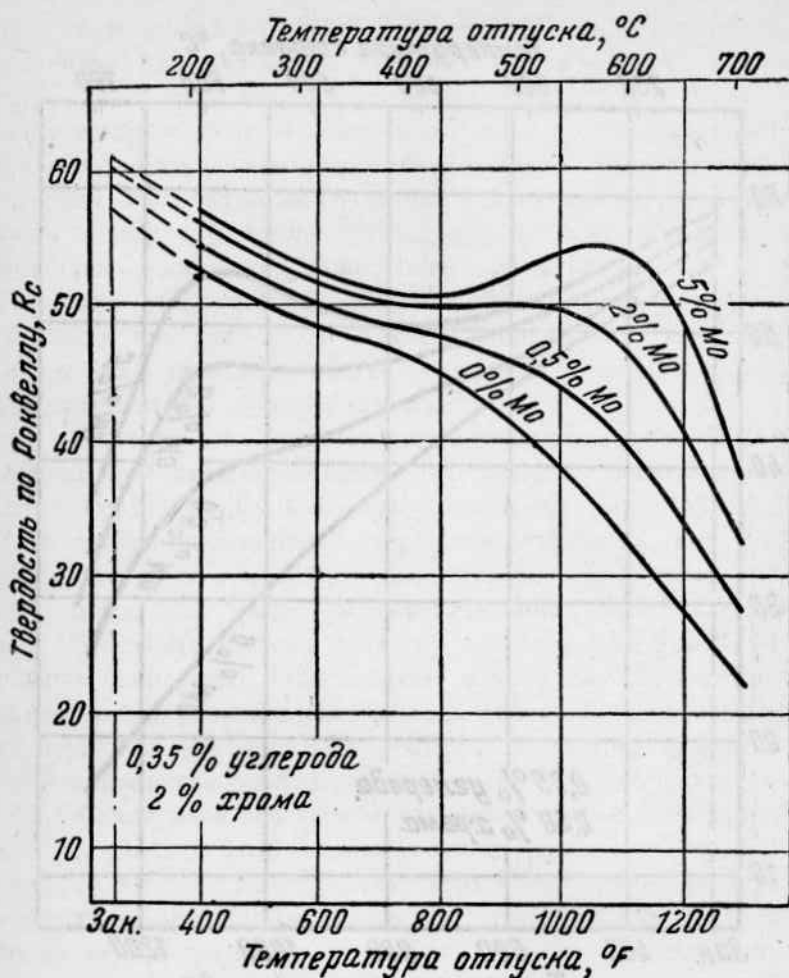


Рис. 159. Влияние молибдена на изменение твердости закаленной стали с 2,0% хрома и 0,35% углерода в зависимости от температуры отпуска (см. примечание 46).

Возвращаясь к кривым, приведенным на рис. 157 для стали с содержанием 0,40—0,45% углерода и 1% хрома, можно проследить за действием ванадия на падение твердости при отпуске путем сопоставления этой стали с ванадиевой сталью такого же состава при содержании в послед-

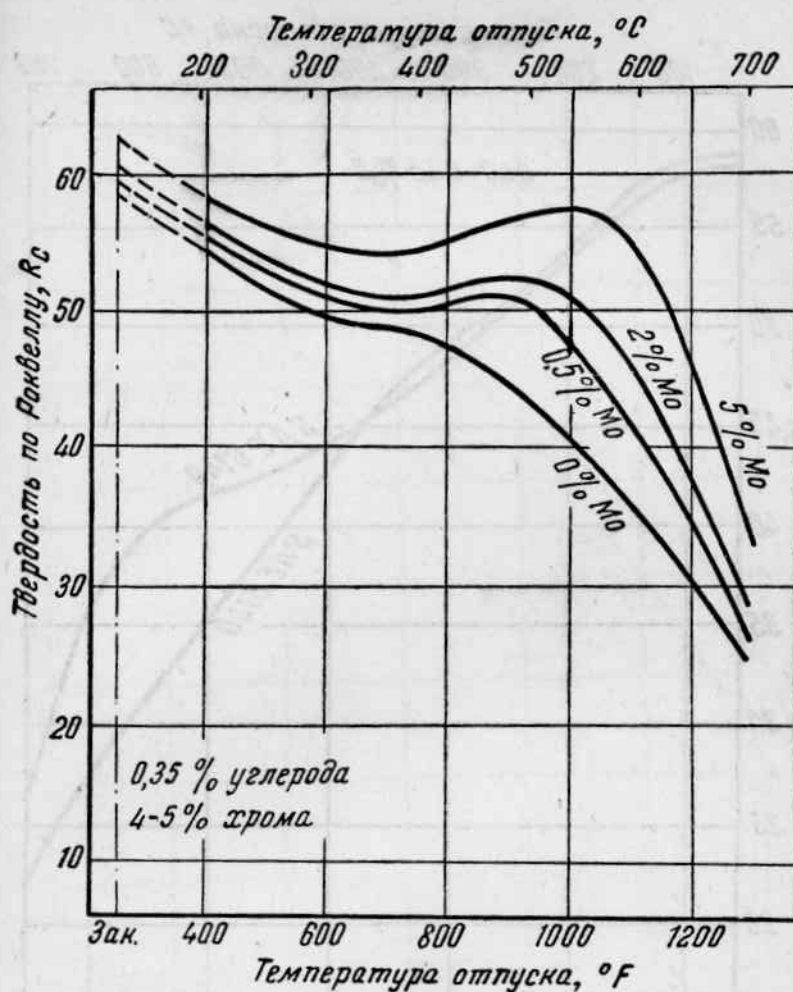


Рис. 160. Влияние молибдена на изменение твердости закаленной стали с 4,0—5,0% хрома и 0,35% углерода в зависимости от температуры (см. примечание 46).

ней 0,16% ванадия (кривые приведены на рис. 161). Содержание всех остальных элементов, кроме ванадия, в обеих разновидностях стали было почти одинаковым. Для перевода почти всех богатых ванадием карбидов в твердый раствор требовался в этом случае нагрев стали до температуры выше

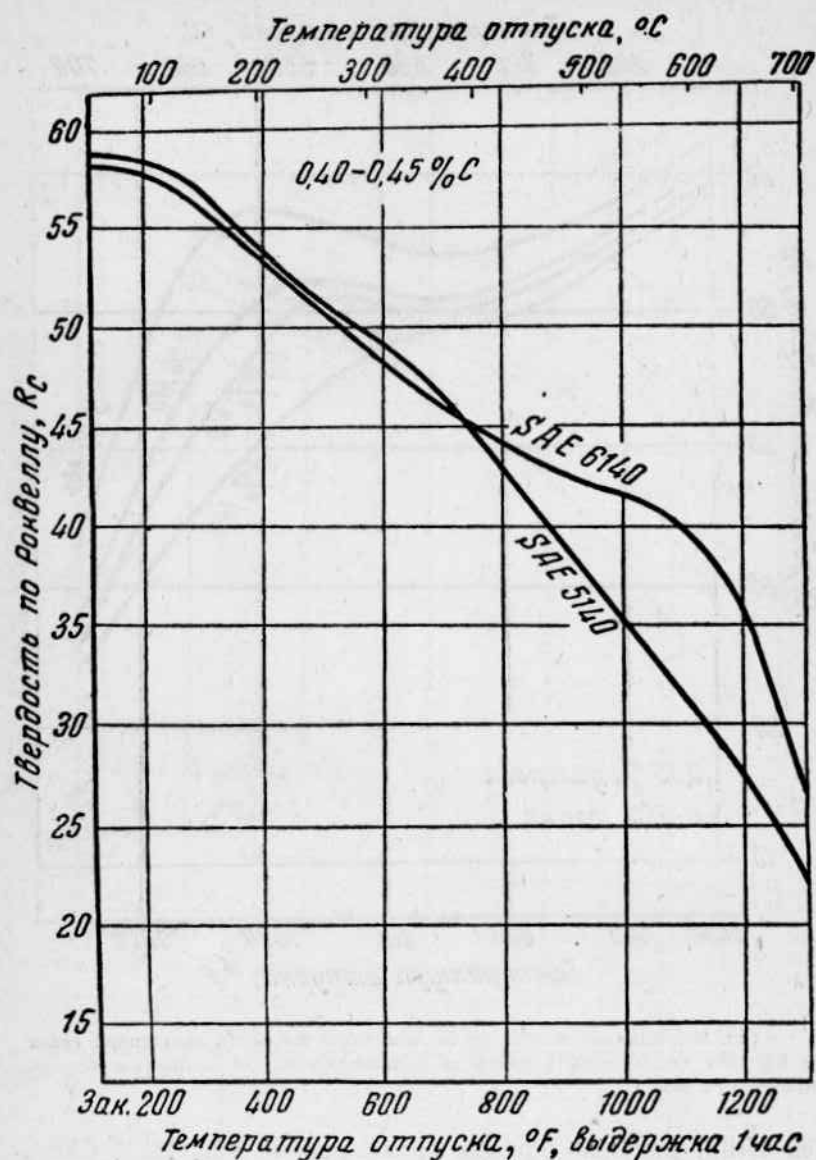


Рис. 161. Влияние температуры отпуска на твердость закаленной стали с 1% хрома и 0,40—0,45% углерода (SAE 5140) в сопоставлении со сталью, содержащей 1% хрома; 0,4—0,45% углерода и 0,16% ванадия (SAE 6140). Ванадиевая сталь подвергалась закалке при высокой температуре (см. примечание 49).

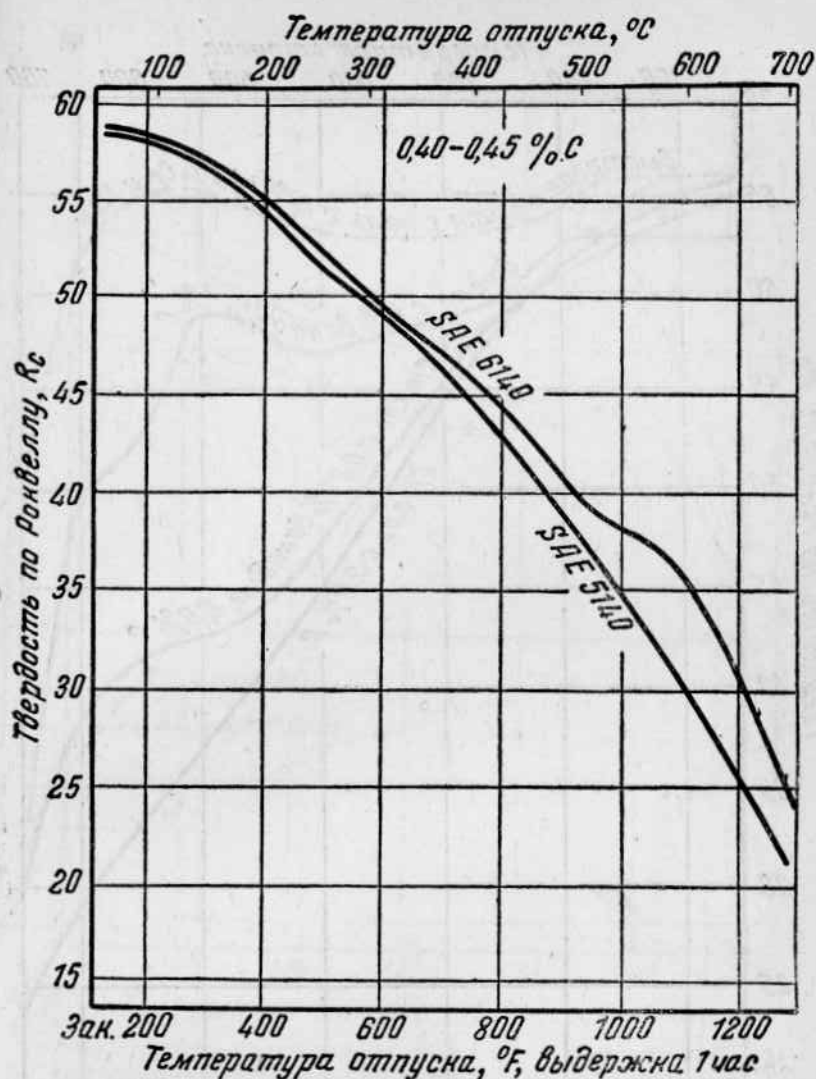


Рис. 162. Влияние температуры отпуска на твердость закаленной стали с 1% хрома и 0,40—0,45% углерода (SAE 5140) в сопоставлении со сталью, содержащей 1% хрома; 0,4—0,45% углерода и 0,16% ванадия (SAE 6140). Обе стали закалены с 885° С (см. примечание 49).

1000°С. Однако размер зерна при температуре нагрева выше 940°С оставался еще неукрупненным и при 1050°С соответствовал № 5 по шкале ASTM. Действие ванадия оказалось

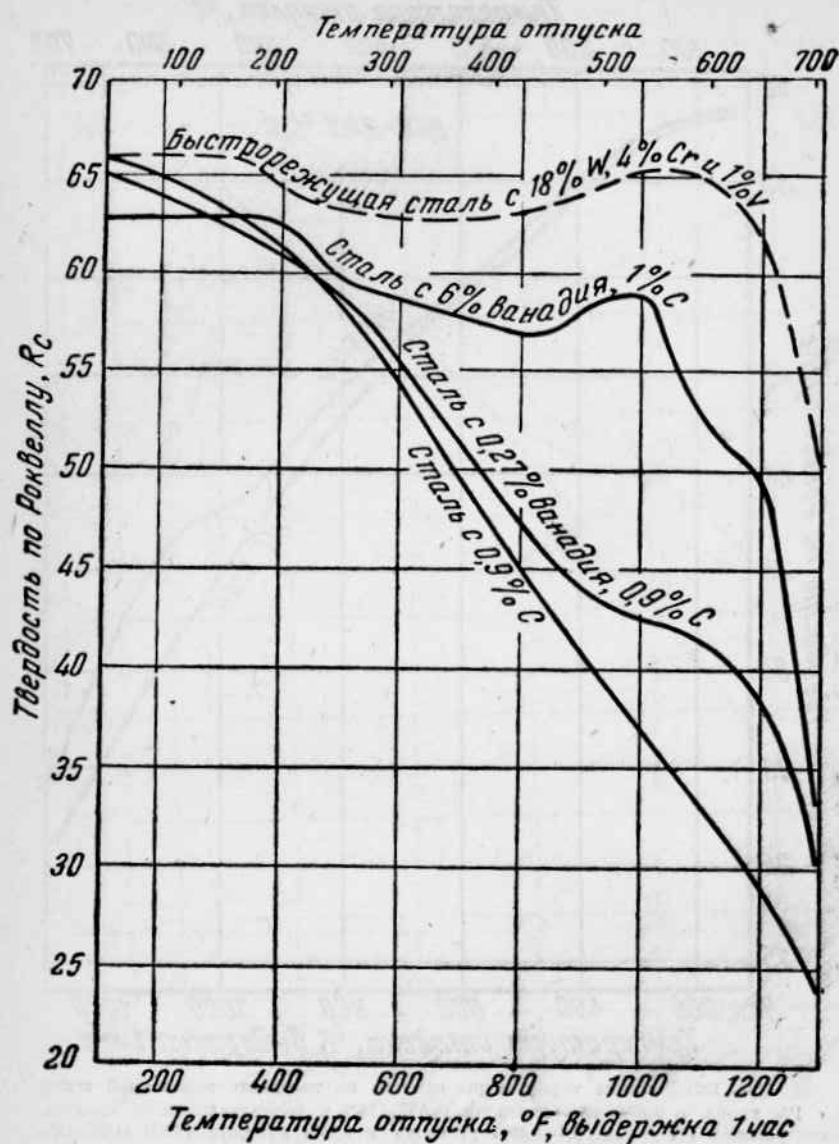


Рис. 163. Влияние ванадия (0,27%) на изменение твердости закаленной стали с 0,9% углерода в зависимости от температуры отпуска. Для сравнения приведены соответствующие кривые для типичной быстрорежущей стали и для стали с 6,0% ванадия и 1% углерода (данные для стали с 6,0% ванадия заимствованы у Houdremont, Bennek и Schrader).

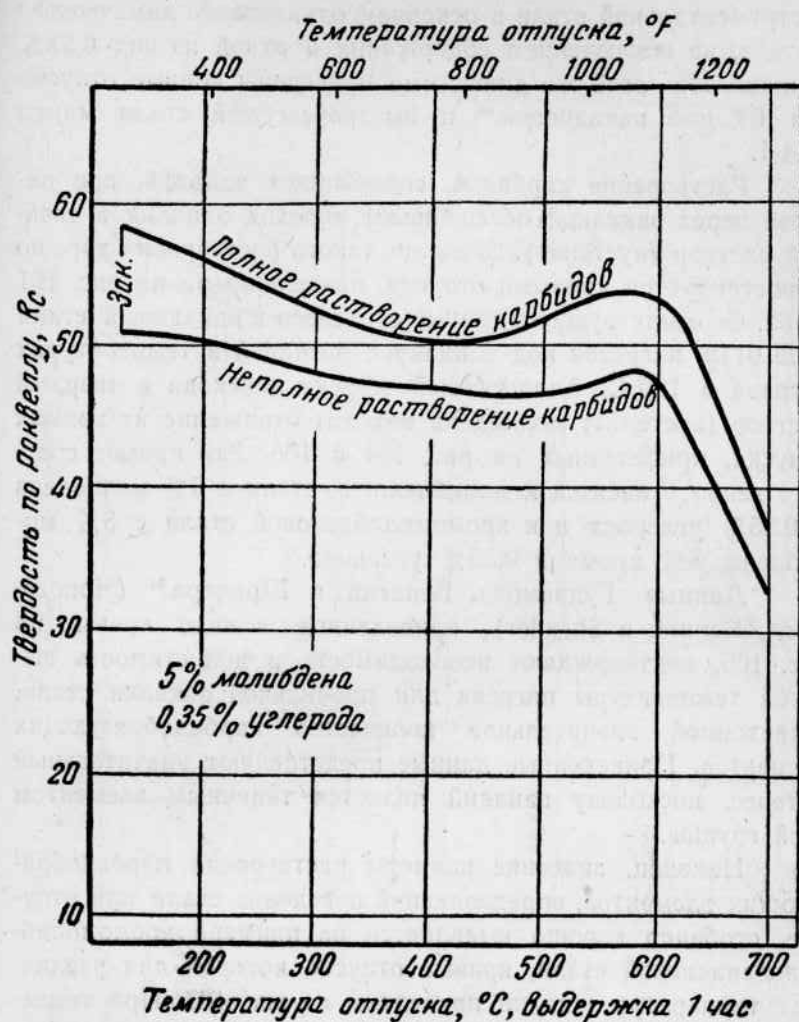


Рис. 164. Влияние растворенных карбидов на понижение твердости при отпуске закаленной стали с 5,0% молибдена. Верхняя кривая — закалка с 1200° C; нижняя кривая — закалка с 950° C (см. примечание 46).

заметным даже при закалке стали, как в случае, приведенном на рис. 162, в области температур 885°С. Замечательное свойство ванадия усиливать противодействие снижению твердости стали при отпуске иллюстрируется приведенными на рис. 163 кривыми твердости, относящимися к двум маркам

инструментальной стали в основном одинакового химического состава, за исключением содержания в одной из них 0,27% ванадия. На этой же диаграмме приведены кривые отпуска для 6%-ной ванадиевой⁵⁰ и быстрорежущей стали марки 18-4-1.

Растворение карбидов, содержащих ванадий, при нагреве перед закалкой обеспечивает переход ванадия в твердый раствор (аустенит). Значение такого растворения хорошо иллюстрируется кривыми отпуска, приведенными на рис. 161 и 162. Соответствующие данные относятся к ванадиевой стали SAE 6140, нагретой под закалку с разницей в температурах нагрева в 120°C. Аналогичный эффект перехода в твердый раствор (аустенит) молибдена находит отражение на кривых отпуска, приведенных на рис. 164 и 165. Эти кривые соответственно относятся к молибденовой стали с 5% молибдена и 0,35% углерода и к хромомолибденовой стали с 5% молибдена, 5% хрома и 0,35% углерода.

Данные Гудремона, Беннека и Шрадера⁵¹ (Houdremont, Bennek и Shrader), приведенные в виде кривых на рис. 166, подтверждают необходимость и допустимость высокой температуры нагрева для правильной закалки стали, содержащей значительное количество карбидобразующих элементов. Приведенные данные представляют значительный интерес, поскольку ванадий является типичным элементом этой группы.

Наконец, значение полноты растворения карбидобразующих элементов, определяющей поведение стали при отпуске, особенно хорошо выявляется на примере хромомолибденованадиевой стали, кривые отпуска которой для различных температур закалки приведены на рис. 167. При температуре нагрева 815°C в стали, получившей полную закалку, наблюдается относительно быстрое снижение твердости с некоторым замедлением этого процесса в присутствии хрома, легко переходящего в твердый раствор при наличии молиб-

⁵⁰ «Hartbarkeit und Anlassbeständigkeit von Stählen mit schwerlöslichen Sonderkarbiden» (Прокаливаемость и стойкость при отпуске сталей с трудно-растворимыми специальными карбидами), E. Houdremont, H. Bennek и H. Schrader, Archiv für das Eisenhüttenwesen, april 1932, № 122, Group E.

⁵¹ См. подстрочное примечание 50.

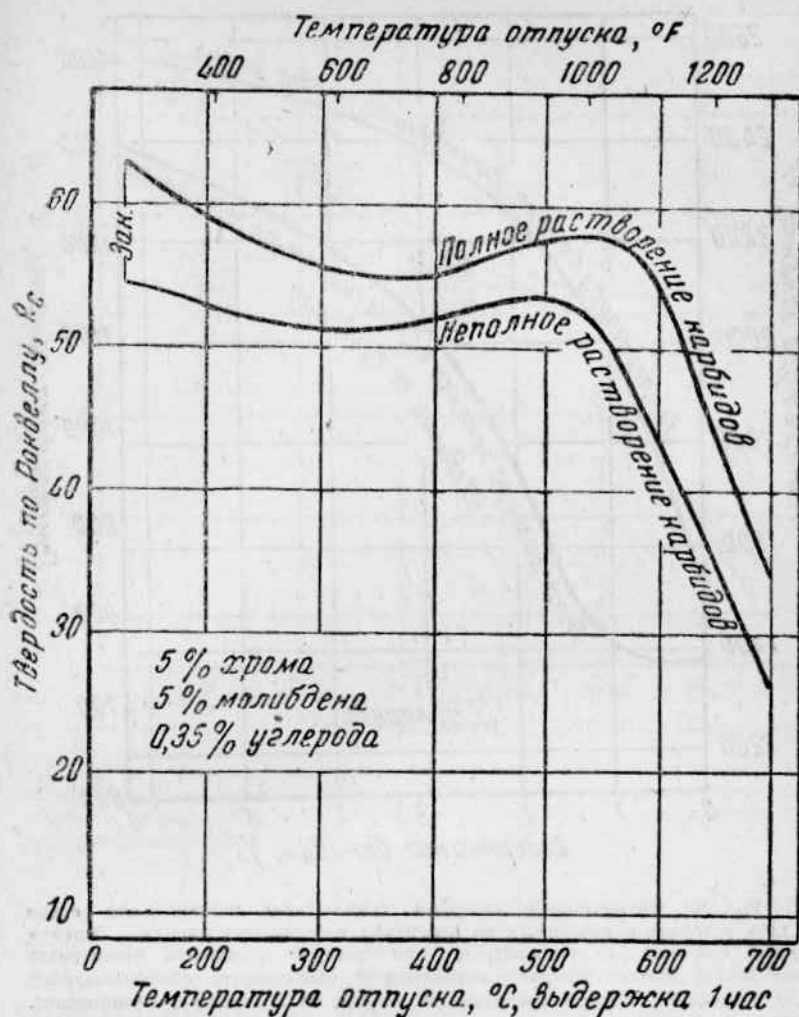


Рис. 165. Влияние растворенных карбидов на понижение твердости при отпуске закаленной стали с 5,0% молибдена и 5,0% хрома. Верхняя кривая — закалка с 1200° С, нижняя — закалка с 950° С (см. примечание 46).

дена и ванадия. Однако, когда указанные элементы с повышением температуры закалки до 980 и 1150°С переходят в твердый раствор в большем количестве, более значительное замедление снижения твердости или появление вторичной твердости становится определенно заметным.

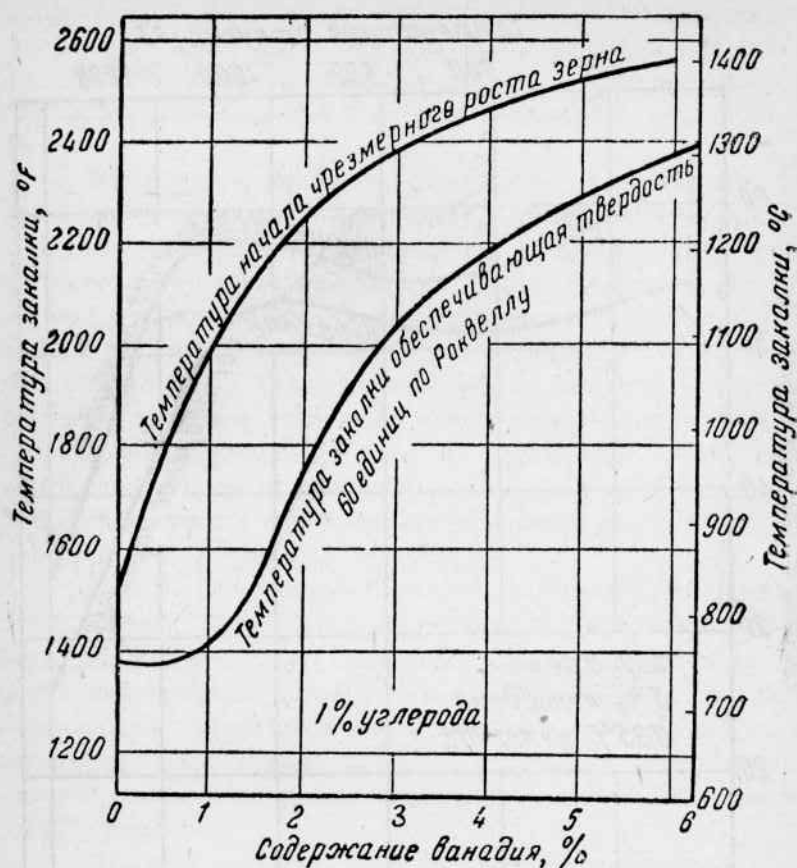


Рис. 166. Оптимальный интервал температуры нагрева для стали с 1,0% углерода и указанным на диаграмме содержанием ванадия. Верхняя кривая соответствует температуре, при которой начинается чрезмерный рост зерна; нижняя кривая — минимальной температуре, обеспечивающей при энергичной закалке твердость 60 единиц по Роквеллу С (Houdremont, Bennek и Schrader).

Остаточный аустенит вряд ли служит в большой мере причиной «вторичной твердости» среднеуглеродистой стали, так как количество аустенита в этом случае недостаточно для объяснения этого эффекта. Это подтверждается и несовпадением температуры исчезновения остаточного аустенита с температурой замедления снижения твердости или, как в некоторых случаях, с температурой фактического повы-

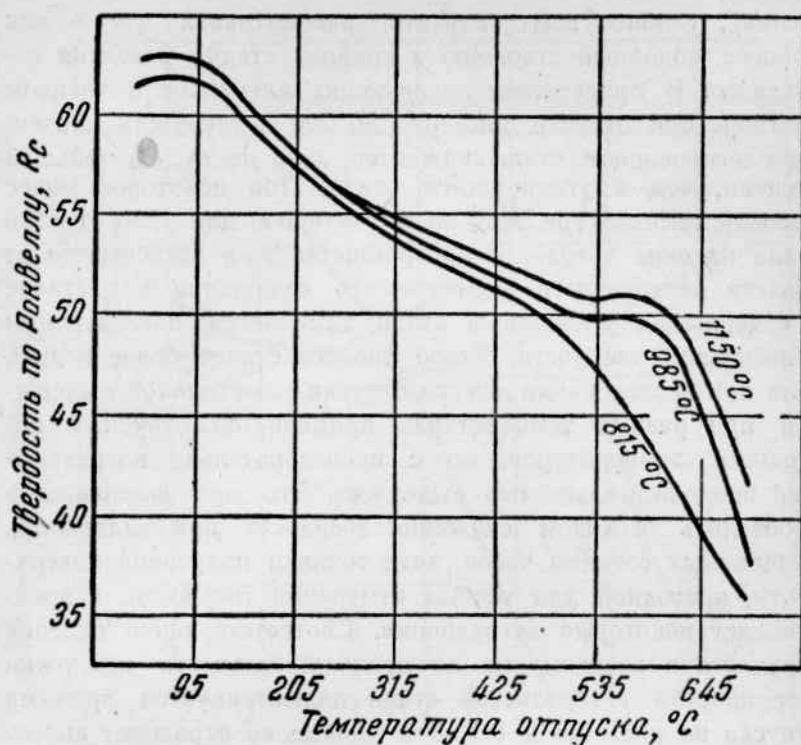


Рис. 167. Твердость закаленной хромомолибденованадиевой стали в зависимости от температуры отпуска при различной степени растворения карбидов, зависящей в свою очередь от температуры нагрева под закалку (см. примечание 46).

шения твердости. Даже в более высокоуглеродистой легированной стали «вторичная твердость» может быть, повидимому, объяснена вне связи с превращением остаточного аустенита; последнее во всех случаях почти наверное является лишь второстепенной причиной «вторичной твердости», так как карбидобразующие элементы оказывают наиболее эффективное воздействие на замедление снижения твердости стали при отпуске, а не на сохранение остаточного аустенита.

Время выдержки и вторичная твердость. Обстоятельства, при которых хром, молибден, вольфрам, ванадий и, в некоторой степени, титан задерживают падение твердости (или даже повышают ее после некоторого предварительного сни-

жения), удобнее всего изучать, рассматривая отпуск как процесс, подобный старению в крайней стадии развития последнего. В присутствии легирующих элементов в твердом растворе при отпуске примерно до 300°C твердость мартенсита легированной стали снижается, хотя часто и в меньшей степени, чем в углеродистой стали. При некоторой более высокой температуре отпуска характерное для углеродистой стали падение твердости прекращается и, в зависимости от свойств легирующего элемента, его количества в растворе и содержания углерода в стали, заменяется последующим повышением твердости. Такой процесс станет более ясным, если при исследовании вместо отпуска с постоянной выдержкой при разных температурах применяется отпуск с постоянной температурой, но с последовательно возрастающей продолжительностью выдержки. Это дает возможность проследить за ходом снижения твердости при выдержках, измеряемых сотнями часов, хотя техника получения поверхности, пригодной для точных измерений твердости, и представляет некоторые затруднения. Соответствующее падение твердости в зависимости от продолжительности выдержки для простой углеродистой стали иллюстрируется кривыми отпуска на рис. 146 и 147. Эти кривые не отражают ничего необычного в поведении стали при отпуске.

Рассмотрим приведенные на рис. 168 кривые отпуска молибденовой стали, содержащей 0,35% углерода и 5% молибдена, при некоторых температурах отпуска. Твердость стали измерялась при различной продолжительности выдержки, начиная от 10 сек. до 1500 час. Фактическое изменение твердости стали в течение первых секунд отсутствует, и о нем можно судить, если построить диаграмму сообразно с дальнейшим ходом кривых. Следует отметить, что для построения кривых отпуска здесь применена логарифмическая шкала времени и что выбор такой шкалы для простой углеродистой стали оказывается удачным, по крайней мере в пределах значительного промежутка времени, когда соответствующие кривые оказываются почти прямолинейными. В общем эти кривые показывают, что отпуск стали при температуре 350°C с продолжительностью выдержки от 2 до

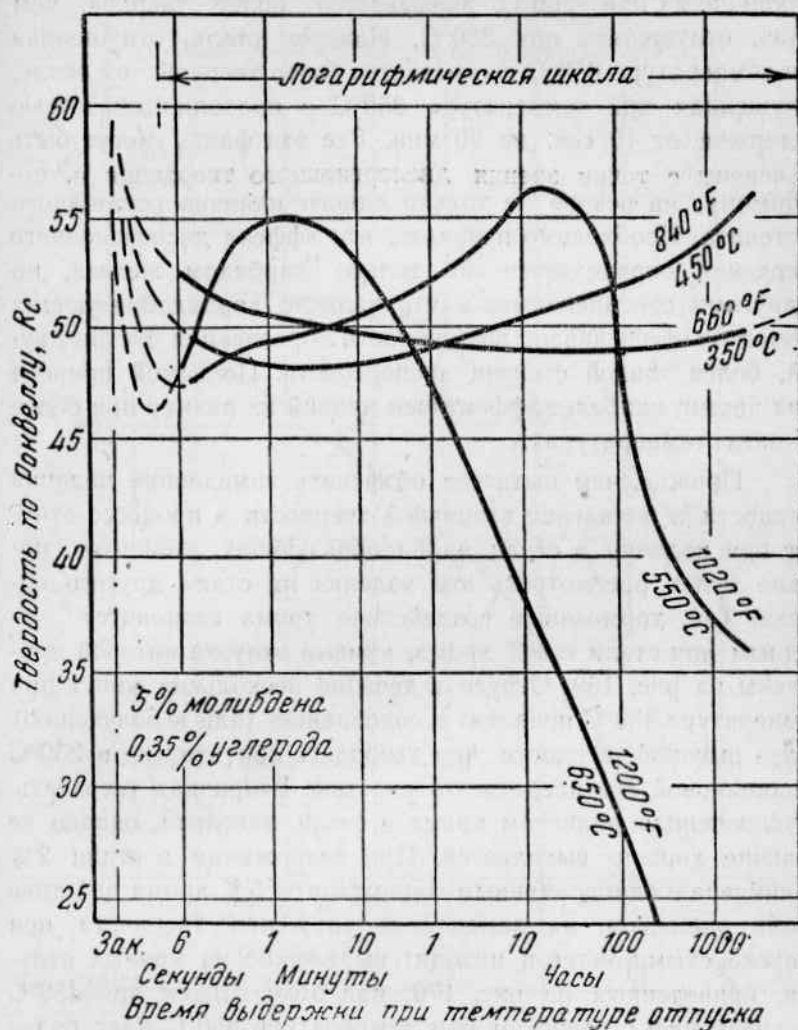


Рис. 168. Твердость закаленной стали с 5% молибдена в зависимости от времени выдержки для четырех различных температур закалки. Наблюдается большое различие между кривыми, приведенными на рис. 146 и 168 (см. примечание 46).

1500 час. приводит к более значительному снижению твердости, чем отпуск стали при температуре 450°C. В случае продолжительности выдержки от 5 мин. до 100 час. сталь,

отпущенная при 550°C , оказывается более твердой, чем сталь, отпущенная при 350°C . Наконец сталь, отпущенная при температуре 650°C , оказывается более твердой, чем сталь, отпущенная при температуре 350°C с продолжительностью выдержки от 10 сек. до 20 мин. Все эти факты могут быть объяснены с точки зрения дисперсионного твердения и, по видимому, на основе не только одного наличия остаточного аустенита. Необходимо признать, что эффект дисперсионного твердения определяется не только карбидом железа, но и другими соединениями, и что наличие карбидообразующих элементов обеспечивает возможность образования частиц другой, более тонкой степени дисперсности. По самой природе этих частиц наиболее эффективен мелкий их размер при более высоких температурах.

Прежде, чем пытаться объяснить замедление падения твердости и появление вторичной твердости в процессе отпуска при наличии в стали карбидообразующих элементов, полезно будет рассмотреть эти явления на стали другого состава. Так, тормозящее воздействие хрома становится очевидным для стали с 4% хрома, кривые отпуска которой приведены на рис. 169. Отпуск в течение нескольких минут при температуре 450°C приводит к сохранению (или к получению) более высокой твердости, чем твердость при отпуске в 350°C с одинаковой его продолжительностью. Вторичная твердость, обусловленная наличием хрома в стали, невелика, однако ее наличие хорошо выявляется. При содержании в стали 2% молибдена с одновременным содержанием 5% хрома действие обоих элементов на замедление снижения твердости при отпуске суммируется и находит выражение на кривых отпуска, приведенных на рис. 170; при этом отпуск при 450°C по сравнению с отпуском при температуре 350°C дает более высокую твердость в широком интервале времени выдержки. Более или менее постоянная величина твердости сохраняется в течение значительного промежутка времени и характерна, по видимому, для комбинированного влияния двух или более легирующих элементов: наличие только 2% молибдена приводит, как это можно видеть на рис. 171, к более резкому повышению вторичной твердости. При наличии в стали 2%

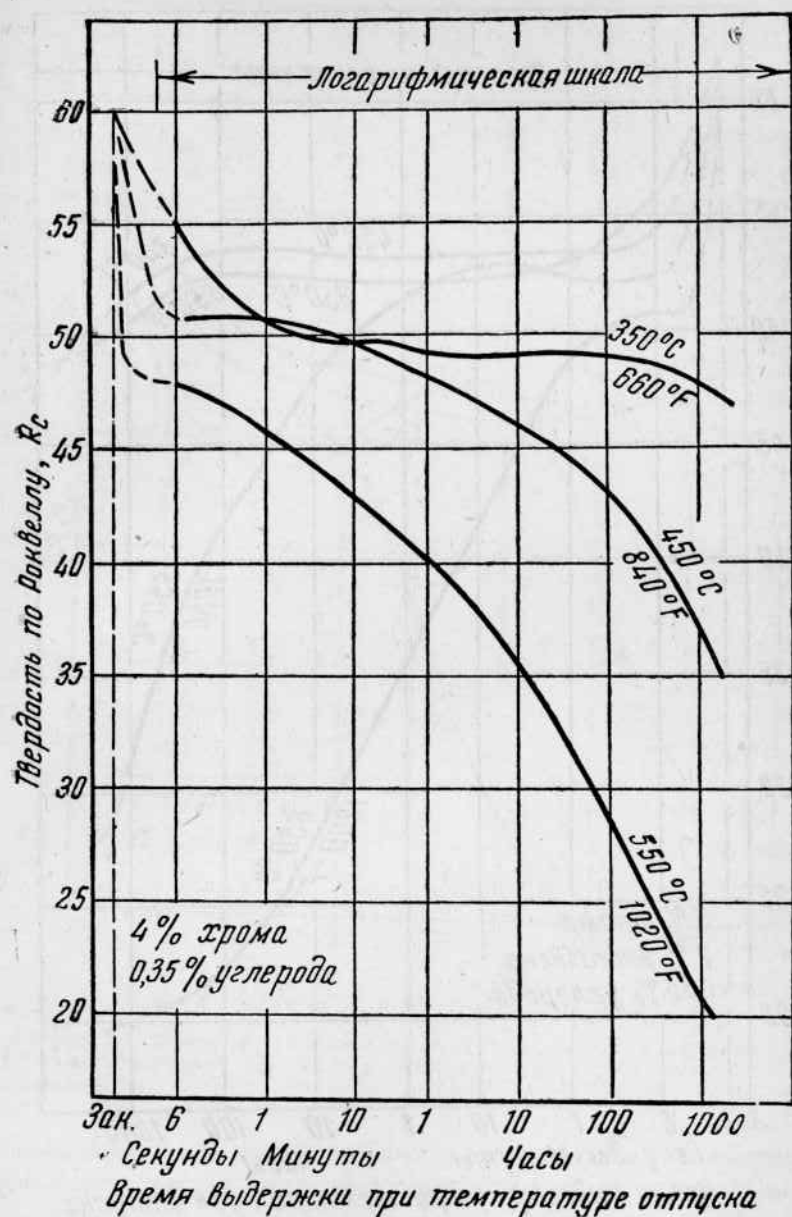


Рис. 169. Твердость закаленной стали с 4% хрома в зависимости от времени выдержки при трех различных температурах отпуска (см. примечание 46).

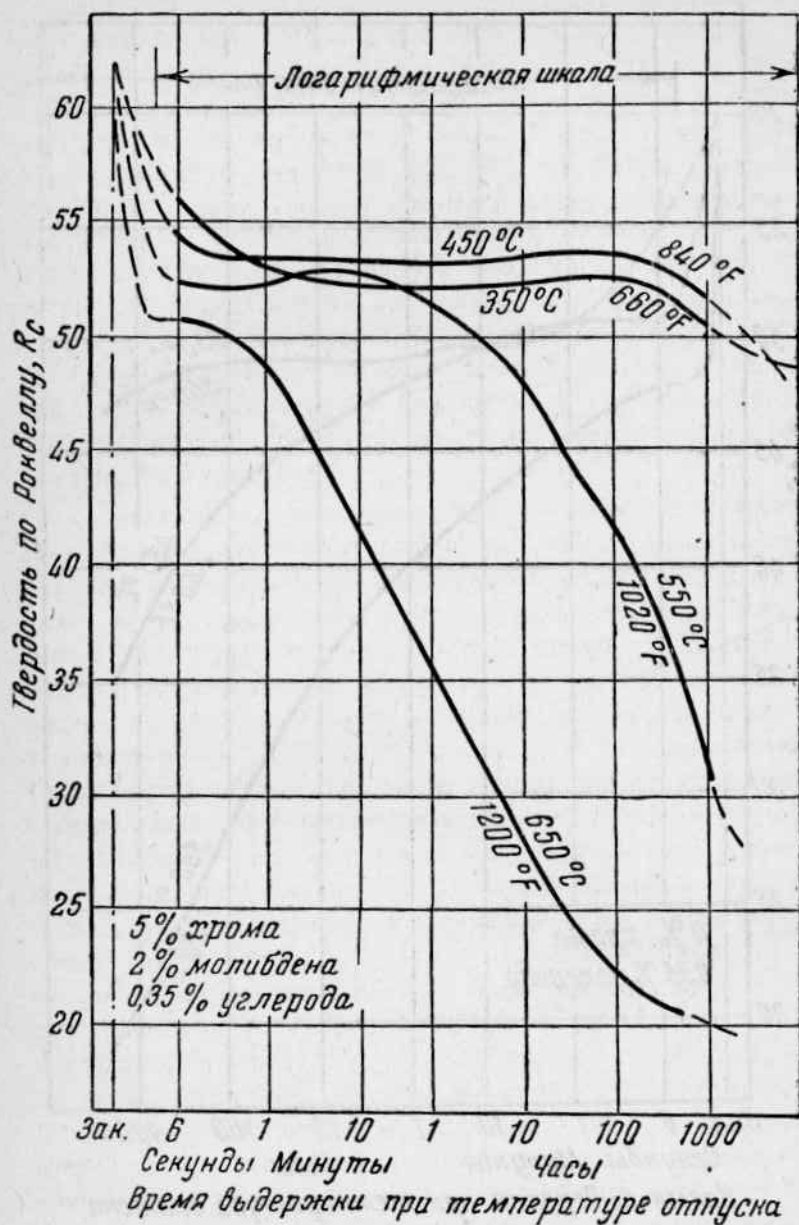


Рис. 170. Твердость закаленной стали с 5% хрома и 2% молибдена в зависимости от времени выдержки при четырех различных температурах отпуска (см. примечание 46).

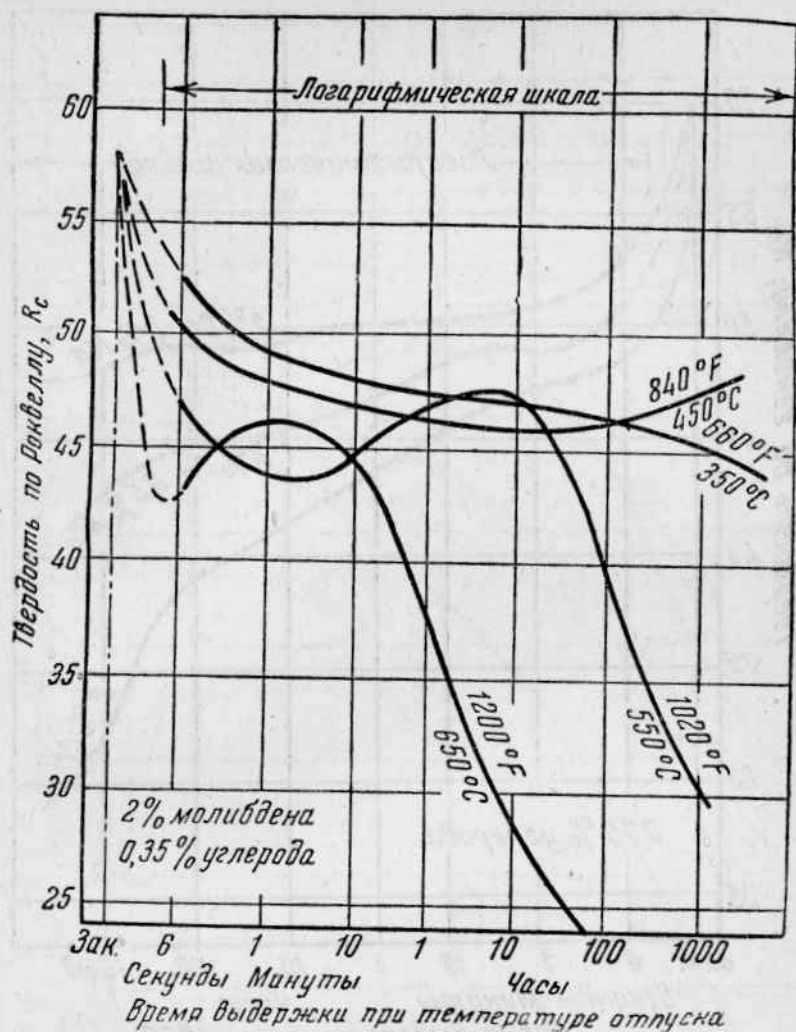


Рис. 171. Твердость закаленной стали с 2% молибдена в зависимости от времени выдержки при четырех различных температурах отпуска (см. примечание 46).

хрома, даже 0,5% молибдена вызывает заметное уменьшение склонности стали к снижению твердости при отпуске в области температур как 450°, так и 550°C; это можно видеть на рис. 172 и 173. На тех же рисунках, особенно в случае отпуска при 450°C, на верхних кривых отпуска, относящихся

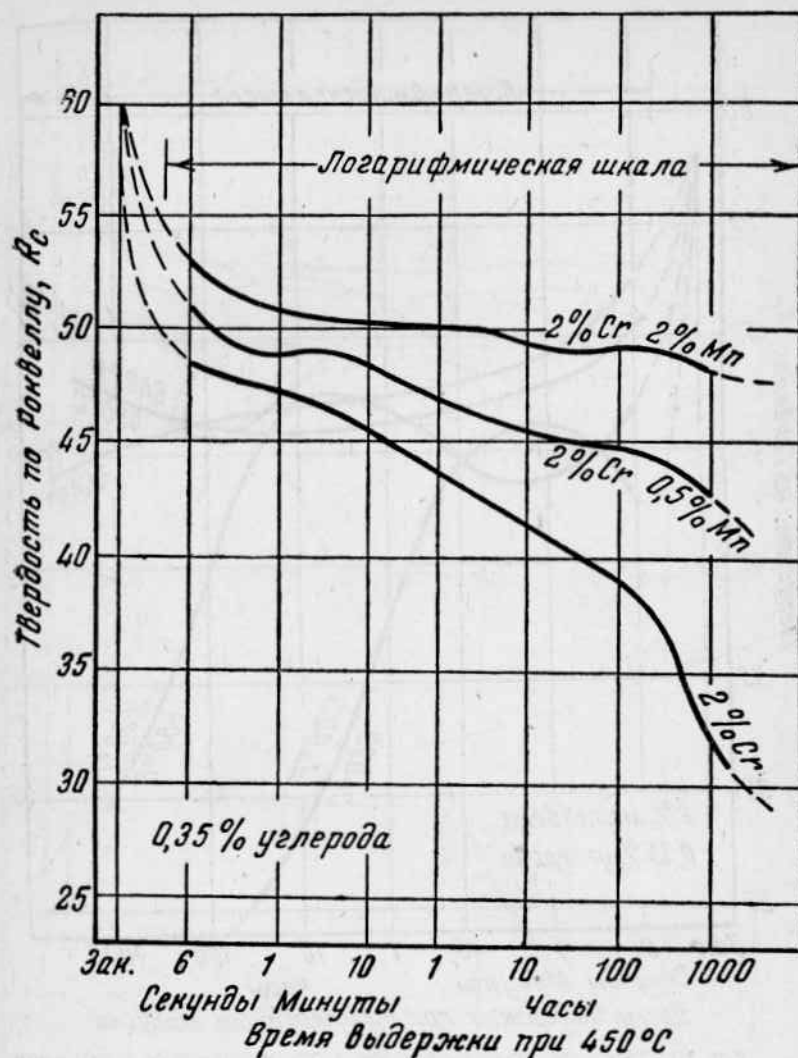


Рис. 172. Твердость закаленной стали, содержащей 2% хрома и 0,35% углерода, в зависимости от времени выдержки при температуре отпуска 450° С. Сравнить с рис. 173 (см. примечание 46).

к стали с содержанием 2% хрома и 2% молибдена, можно наблюдать в течение нескольких сот часов значительное повышение твердости. Наконец, на рис. 174 видно, что для стали с содержанием 5% хрома и 5% молибдена твердость

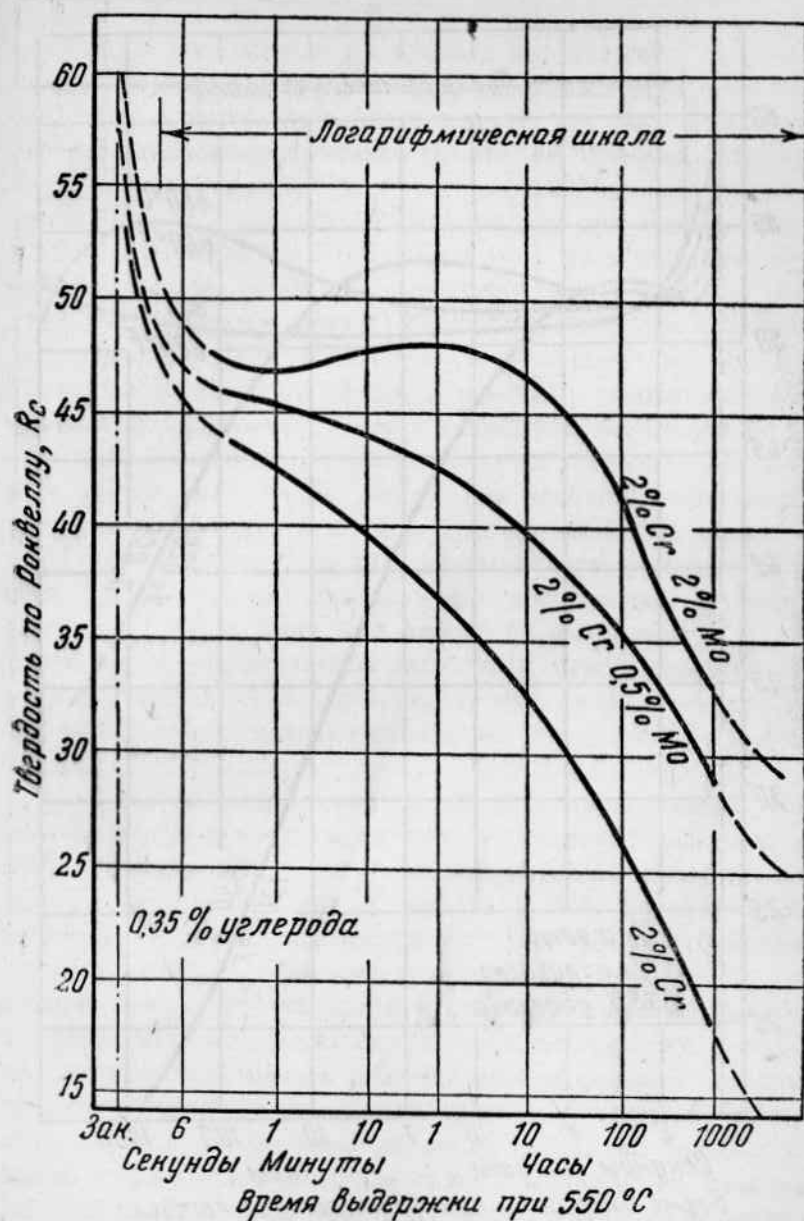


Рис. 173. Твердость закаленной стали, содержащей 2% хрома и 0%, 0,5% и 2% молибдена, в зависимости от времени выдержки при температуре отпуска 550° С. Сравнить с рис. 172 (см. примечание 46).

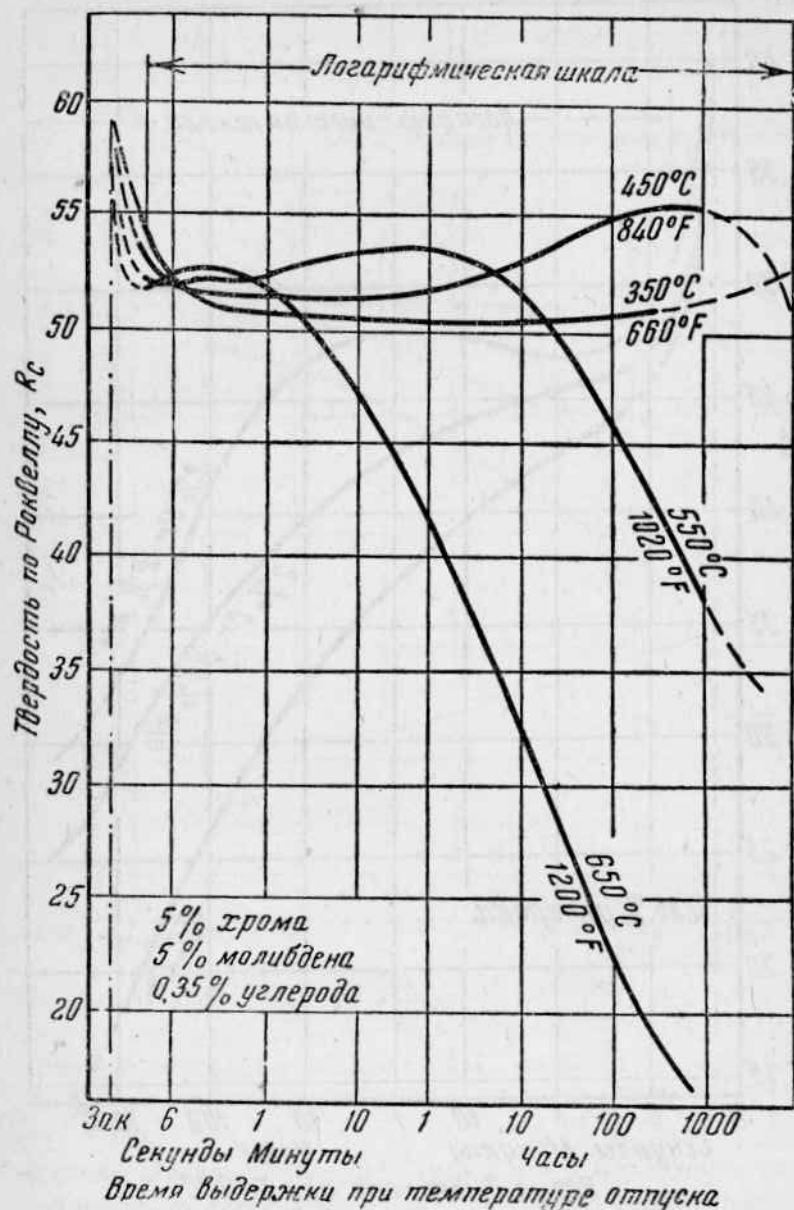


Рис. 174. Твердость закаленной хромомолибденовой стали с 5% хрома и 5% молибдена в зависимости от времени выдержки, при четырех различных температурах отпуска (см. примечание 46).

выше 55 по шкале С Роквелла (при комнатной температуре) получается при отпуске на 450°C в продолжение 1000 час.; между тем та же закаленная сталь при отпуске на 350°C оказывается значительно более мягкой, так как температура отпуска при продолжительности его в 1000 час. слишком низка для получения вторичной твердости. Повидимому, твердость выше 55 по шкале С Роквелла (при отпуске этой стали в области температур $370\text{--}400^{\circ}$) может быть получена, примерно, лишь за 10 000 час. выдержки.

Механизм вторичной твердости. Ясно, что диффузия углерода происходит с достаточной скоростью уже при температуре 350°C , когда твердость простой углеродистой стали при отпуске в течение 10 час. снижается до 15 единиц по шкале С Роквелла. Такое понижение твердости является результатом роста частиц за пределы наиболее эффективных размеров. Нет нужды в какой-нибудь другой диффузии, кроме диффузии углерода, так как атомы углерода окружены со всех сторон атомами железа, среди которых они и перемещаются. Процесс снижения твердости замедляется только тогда, когда увеличивается расстояние между укрупняющимися частицами с одной стороны и исчезающими — с другой. Обратного хода процесса понижения твердости не наблюдается.

В молибденовой стали с 5% молибдена, кривые твердости которых приведены на рис. 168, количество атомов на 1000 атомов в кубе (при 10 атомах на ребро куба) таково: атомов железа, кремния и марганца 945, молибдена 29, углерода 17. Чтобы обеспечить рост частиц карбида железа, атому углерода необходимо переместиться на среднее расстояние между укрупняющейся и исчезающей частицами, хотя в деталях механизм роста частиц будет, повидимому, несколько сложнее. Несомненно, размеры многих частиц с течением времени увеличиваются, поскольку такие частицы по каким-либо случайным причинам делают несколько более крупными, тогда как окружающие их частицы остаются мелкими. Впоследствии, однако, многие из частиц, имеющие некоторые средние размеры, в свою очередь растворяются и исчезают, а материал их идет на образование некоторого меньшего ко-

личества более крупных частиц. Этот процесс продолжается как с повышением температур отпуска, так и с увеличением продолжительности нагрева стали. Каждой данной температуре соответствует, очевидно, определенное укрупнение чрезвычайно стабильных в данных условиях частиц; повидимому для перемещения углерода из каждой частицы требуется затрата некоторой определенной величины местной энергии. Однако эти соображения имеют чисто академический интерес. При температурах, когда начальное снижение твердости можно обнаружить на протяжении нескольких часов, оно продолжается и при последующей выдержке, лишь бы промежуток времени, требующийся для изучения процесса при данной температуре, был достаточно велик. Те элементы, которые не являются карбидобразующими, оказывают небольшое влияние на миграцию углерода и на коагуляцию карбидов, если, однако, температура отпуска не настолько высока, чтобы мог образоваться графит.

Переходим к объяснению явлений, связанных с замедлением, прекращением снижения и повышением твердости при отпуске в присутствии карбидобразующих элементов. Подобные явления, несомненно, относятся к категории явлений, характеризующих системы со сложным процессом старения. Наиболее вероятным является признание возможности образования *вторично* выделившихся соединений после того, когда карбиды железа укрупнились и коагулировали до размеров, уже не обеспечивающих сохранения надлежащей твердости. Можно представить себе, что атомы углерода вступают в соединение с находящимися повсюду атомами железа, образуя карбидные частицы более значительных и увеличивающихся с течением времени размеров. Для образования же хотя бы самых мелких кристаллов специальных карбидов необходимо обеспечить надлежащую подвижность легирующих элементов, достаточную для того, чтобы атом легирующего элемента мог оставить решетку феррита и мигрировать в соответствующее место для образования по крайней мере простейшей молекулы специального карбида. Это выполнимо в достаточных размерах лишь в тех случаях, когда возможна диффузия данных элементов, т. е. при до-

статочно высоких температурах, ибо скорость диффузии металлических элементов в железе в отличие от диффузии углерода чрезвычайно низка даже при 1000°C . Специальные карбиды обычно требуют наличия в простейшей молекуле более чем одного атома карбидобразующего элемента, однако и это условие не является единственным требованием для диффузии малоподвижных элементов, так как наиболее мелкие кристаллы должны содержать много атомов легирующих элементов. В результате такой медленной диффузии при обычных температурах отпуска частицы специальных карбидов могут оставаться чрезвычайно мелкими. Следовательно, они будут весьма эффективны с точки зрения обеспечения высокой твердости при мелкодисперсном состоянии, именно в тот момент, когда образованные первыми частицы карбидов железа уже достаточно укрупнились и утратили способность оказывать сопротивление дальнейшему снижению твердости стали при отпуске. Поскольку образование мелкодисперсных частиц карбидов легирующих элементов происходит в области относительно высоких температур, имеются основания связывать с явлением вторичной твердости характерную остановку в снижении твердости при отпуске такой стали, как например, быстрорежущая. Такие остановки на кривых отпуска менее легированной стали нельзя выявить так хорошо. При любых скоростях новые образования, подобно всяким мелкодисперсным образованиям, укрупняются при наличии достаточной подвижности атомов, обеспечивающей приближение системы к равновесному состоянию. В данном случае необходимо обеспечить лишь более высокую температуру, имея в виду, что перемещаться (мигрировать) должен элемент с пониженной способностью к диффузии, а не легкоподвижный углерод.

Из предложенного объяснения вторичной твердости, обусловленной наличием в стали специальных карбидобразующих элементов, следует, что эффект в значительной мере будет зависеть от однородности аустенита перед закалкой. Карбидные частицы отожженного материала, очевидно, содержат значительное количество легирующих элементов. Только что образованный при нагреве под закалку аустенит в зонах

по соседству с местами расположения прежних карбидных частиц должен быть чрезмерно обогащен карбидообразующими элементами. Если время и температура нагрева недостаточны для гомогенизации, то в результате будут получены как участки обедненного мартенсита, не способствующие получению вторичной твердости, так и зоны, обогащенные легирующими элементами, где столь полной диффузии для последующего образования специальных карбидов не требуется. Оба эти условия приводят к снижению вторичной твердости, потенциально присущей стали данного состава, и предопределяют при отпуске падение твердости, характерное скорее для отпуска углеродистой стали. Там, где требуется сохранение наибольшей твердости и прочности после отпуска при высоких температурах, необходимо, прежде всего, наличие в стали одного из карбидообразующих элементов и, что не менее важно, температура нагрева стали перед закалкой должна обеспечивать максимальное растворение этого элемента при возможно большей однородности его распределения в аустените. Как оказывается во многих случаях практики, оба эти условия хорошо выполняются.

Прочность при повышенных температурах. Во всех металлах наблюдаются, повидимому, чисто обратимые изменения прочности в зависимости от температуры, даже когда процессы непрерывного изменения свойств устранены путем предварительного нагрева. По этой причине твердость и прочность металла при высоких температурах меньше, чем при низких. Оказывается, далее, что не существует такого простого закона, на основе которого можно было бы объяснить эти изменения. Соответственно нельзя, исходя из результатов испытания прочности материалов при комнатной температуре, предсказать их прочность, скажем, при 430°C. Только испытания при повышенных температурах решают этот вопрос. Выбор стали еще более затрудняется в связи с ползучестью металла при высоких температурах, продолжающейся неопределенно долгое время при постоянных температурах под постоянной нагрузкой. То, что ползучесть металла под нагрузкой проявляется более легко с повышением температуры, иллюстрируется наличием ползучести во всех сортах стали

при 650°C, хотя при комнатной температуре многие сорта стали оказываются способными выдерживать нагрузку только немного ниже предела текучести в течение чрезвычайно длительного промежутка времени, не обнаруживая заметных изменений в размерах.

Несмотря на это, можно считать твердо установленным одно положение. Если твердость и прочность стали в значительной степени понижаются при нагреве до некоторой температуры, то такая сталь определенно непригодна для применения при этой температуре под нагрузкой. Другими словами, сталь, не обнаруживающая более или менее значительного сопротивления снижению твердости при высоких температурах отпуска, будет, вероятно, плохо сопротивляться также и ползучести. Различные диаграммы, приведенные на рис. 155—174, иллюстрируют способность стали сопротивляться снижению твердости при повышенных температурах. Эта способность обусловлена наличием в стали небольших количеств карбидобразующих элементов. Предположение о необязательности наличия этих элементов в мало- или среднелегированной стали, характеризующейся значительной крипоустойчивостью, совершенно неправдоподобно. В действительности при отсутствии в стали достаточного (но не слишком большого) количества углерода, способствующего повышению твердости при дисперсном его распределении, для получения стали, устойчивой против ползучести (крипа), необходимо ввести в твердый раствор значительное количество легирующих элементов. Именно в последнем случае возможно изменение разницы в свойствах стали при высоких и низких температурах.

Другим примером необходимой при высокой температуре прочности служат высокопроизводительные режущие инструменты. Для обеспечения высокой режущей способности большинство соответствующих сортов стали, обладающих в основной массе некоторой пластичностью, имеет включения относительно крупных твердых частиц. Основная масса, получающая высокую твердость за счет дисперсии частиц, должна сохранять твердость при «красном нагреве», т. е. при температуре около 600°C. В противном случае твердые

частицы не сохраняют своего неизменного состояния. Наличие твердых частиц в стали обеспечивается правильным сочетанием углерода и карбидобразующих элементов; под влиянием последних получающиеся специальные карбиды не полностью растворяются в твердом состоянии после застывания стали. Однако значительное количество карбидов должно переходить в твердый раствор, чтобы обеспечить отмеченное выше сохранение твердости даже при температуре 600°C . Обычно вторичная твердость, характеризующаяся повышением твердости после отпуска, обеспечивается введением в сталь ванадия, вольфрама или молибдена. Для изготовления современного режущего инструмента не следует применять сталь, не имеющую вторичной твердости, так как высокая рабочая температура инструмента является необходимым условием высокопроизводительной обработки металла на металлорежущих станках.

Преимущества специальной дисперсной структуры. Диаграммы, иллюстрирующие снижение твердости стали при отпуске с увеличением температур последнего, показывают, что, сохраняя одинаковую прочность, легированная сталь с любым карбидобразующим элементом может быть отпущена до более высоких температур. Основным назначением отпуска является увеличение вязкости стали, являющейся в известной степени результатом устранения внутренних напряжений. Внутренние напряжения концентрируются в ферритной основе, которая в легированной стали, после образования специальных богатых легирующими элементами карбидов, оказывается такой же, как и в углеродистой. Более высокая, допустимая для легированной стали, температура отпуска существенно уменьшает, как и можно было ожидать, внутренние напряжения и тем самым значительно улучшает при одинаковой твердости пластичность и ударную вязкость легированной стали по сравнению с таковыми для углеродистой стали. Это, конечно, хорошо известно на практике, особенно в случае выбора для сравнения таких пределов твердости (а значит, и температур отпуска), когда может наблюдаться некоторая коагуляция мелкодисперсных частиц вторичного образования. Именно в этом заключается боль-

шое преимущество применения легированной стали. Элементы, не образующие карбидов, а упрочняющие ферритную основу, повидимому, незначительно снижают вязкость термически обработанной стали. Вероятно только вследствие необходимости применения более высокой температуры отпуска карбидобразующие элементы вызывают улучшение свойств стали.

ПОДОБИЕ СВОЙСТВ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЕЕ ОТПУСКА

Для определения специфического влияния отдельных легирующих элементов на свойства стали было по преимуществу важно исследовать различие свойств многих сортов обычной легированной стали; необходимо также принять во внимание поведение и определенные свойства стали, являющиеся подобными по своей природе для многих сортов легированной стали. В этом смысле результаты испытаний на разрыв большого количества различных марок автомобильной стали позволяют установить весьма интересные соотношения.

Твердость и механические свойства стали при испытании на разрыв. Исследуя большое количество сортов стали, закаленных в воде или в масле и отпущенных до различной твердости, Яницкий и Байерц (Janitzky и Baeyertz)⁵² установили совсем незначительные отклонения от некоторого постоянного соотношения между твердостью, временным сопротивлением, пределом текучести и удлинением. Эти соотношения наблюдаются только в том случае, когда исходная структура закаленной стали оказывается в основном мартенситом. Особенно интересно, что наблюдения Яницкого и Байерца охватывают как сталь с содержанием 0,3% углерода, закаливавшуюся в воде, так и сталь с содержанием 0,45% углерода, закаливавшуюся в масле. Исследовались приведенные в табл. 9 марки стали, обозначаемые в соответствии со спецификацией SAE, хотя некоторые из них в эту спецификацию и не входят.

⁵² "The Marked Similarity in Tensile Properties of Several Heat Treated SAE Steels" (Характерное сходство механических свойств различных марок стали SAE после термической обработки), E. J. Janitzky и Miss M. Baeyertz, Metals, Handbook American Society for Metals, 1939, стр. 515.

Таблица 9

№ по пор.	Наименование марки стали и охлаждающая среда	Углерод	Марганец	Никель	Хром	Молибден	Ванадий
1	4340 масло	0,35—0,45	0,50—0,80	1,5—2,0	0,50—0,80	0,30—0,40	—
2	4145 масло	0,40—0,50	0,60—0,90	—	0,80—1,10	0,15—0,25	—
3	6145 масло	0,40—0,50	0,60—0,90	—	0,80—1,10	—	Мин. 0,15
4	3240 масло	0,35—0,45	0,30—0,60	1,5—2,0	0,90—1,25	—	—
5	5145 масло	0,40—0,50	0,60—0,90	—	0,80—1,10	—	—
6	4645 масло	0,40—0,50	0,50—0,80	1,65—2,0	—	0,20—0,30	—
7	3145 масло	0,40—0,50	0,60—0,90	1,0—1,5	0,45—0,75	—	—
8	6130 вода	0,25—0,35	0,60—0,90	—	0,80—1,10	—	Мин. 0,15
9	5130 вода	0,25—0,35	0,45—0,75	—	0,70—1,00	—	—
10	2345 масло	0,40—0,50	0,60—0,90	3,25—3,75	—	—	—
11	3130 вода	0,25—0,35	0,50—0,80	1,0—1,5	0,45—0,75	—	—
12	4130 вода	0,25—0,35	0,50—0,80	0,5—0,8	—	0,15—0,25	—
13	1330 вода	0,25—0,35	1,35—1,65	—	—	—	Сера 0,07—0,15
14	2330 вода	0,25—0,35	0,50—0,80	3,25—3,75	—	—	—

Яницкий прежде всего констатирует, что твердость и прочность различных сортов стали не получают одинаковыми в условиях отпуска стали при одинаковой температуре; наоборот, для получения одинакового сопротивления разрыву или твердости разница в температуре отпуска для различных сортов стали может достигать 95°C. Отдельные исследованные сорта стали сопротивляются снижению твердости при отпуске в порядке, указанном в табл. 9, причем первая марка стали после отпуска при данной температуре сохраняет наиболее высокое сопротивление разрыву. Результаты отпуска при разных температурах приведены на рис. 175. Сравнение отдельных марок стали при одинаковой твердости, обеспечиваемой подбором соответствующей температуры отпуска, показывает, что механические свойства различной стали при испытании на разрыв оказываются, как это следует из обобщающей результаты обширного исследования диаграммы рис. 176, весьма сходными. Приведенные на диа-

грамме заштрихованные полосы включают все возможные значения этих свойств за исключением одного-двух находящихся, повидимому, в пределах ошибок определений, поскольку они оказываются в некотором противоречии с остальными. Диаграмма свидетельствует о замечательном подобии

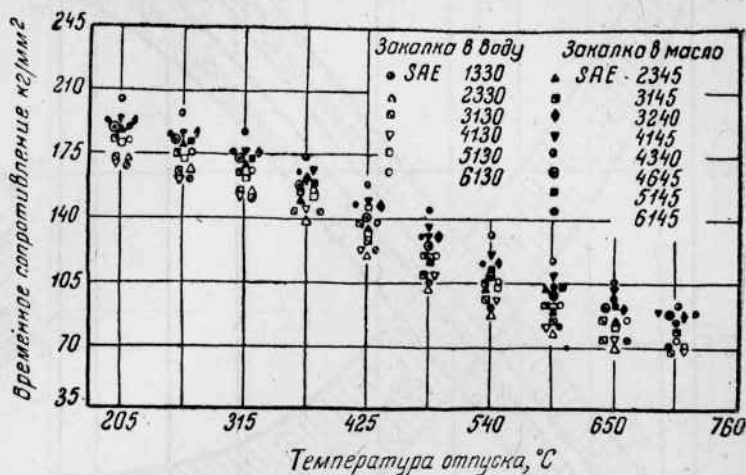


Рис. 175. Значения временного сопротивления для различных марок закаленной стали SAE в зависимости от температуры отпуска (Janitzky и Baeyertz).

свойств, которое не только позволяет определять временное сопротивление, исходя из значений твердости, но и подтверждает правильность положения о том, что скорее микроструктура стали, а не точный химический состав отдельных фаз, определяет многие механические свойства. Что касается относительного сужения площади поперечного сечения, кривая которого приведена на рис. 177, близкое подобие для отдельных марок стали наблюдается только в пределах температур отпуска, приводящих к получению твердости не выше 400 по Бринеллю (соответствующей временному сопротивлению около 140,6 кг/мм².) При этих условиях в показателях относительного сужения сказываются некоторые из основных факторов, определяющих ударную их вязкость, а различные значения этой вязкости зависят от таких факторов, как: 1) наличие легирующих элементов, растворенных в феррите, и 2) вели-

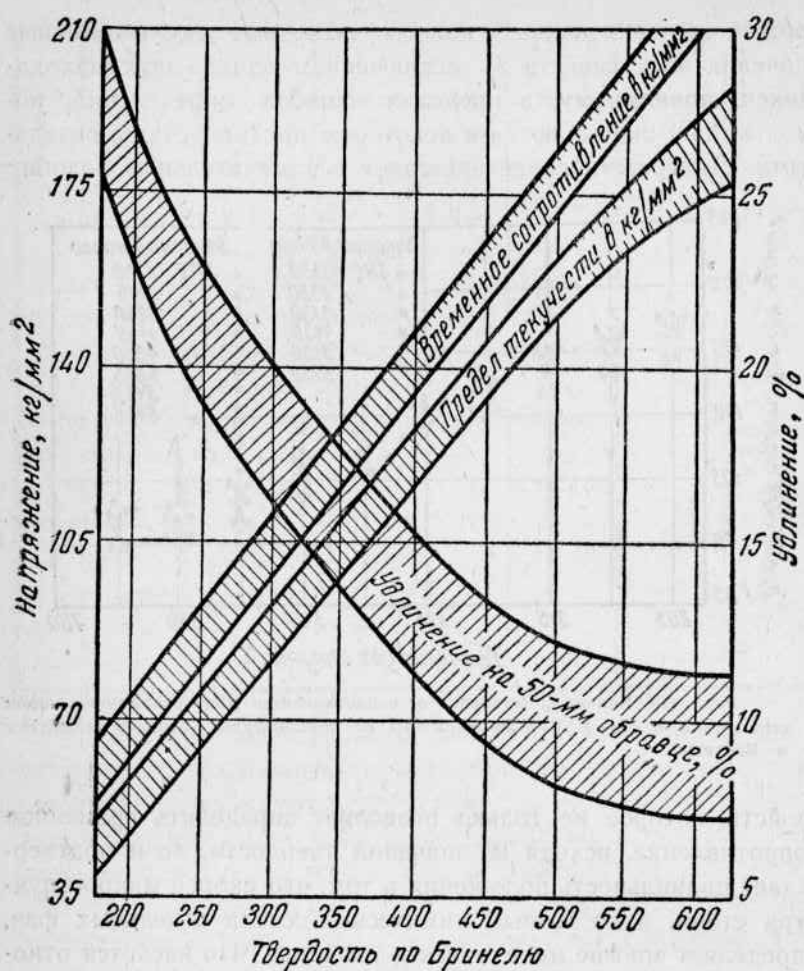


Рис. 176. Пределы изменений механических свойств некоторых марок стали SAE после закалки и отпуска их для получения различных значений твердости. Свойства разных марок стали сопоставлены при одинаковой твердости.

чина остаточных напряжений. Можно предполагать, что сталь, характеризующаяся более высокими значениями сужения площади поперечного сечения при твердости в 400—600 по Бринелю, допускает применение высокотемпературного отпуска без значительного снижения твердости. Никельсодержащие стали характеризуются особо высоким значением суже-

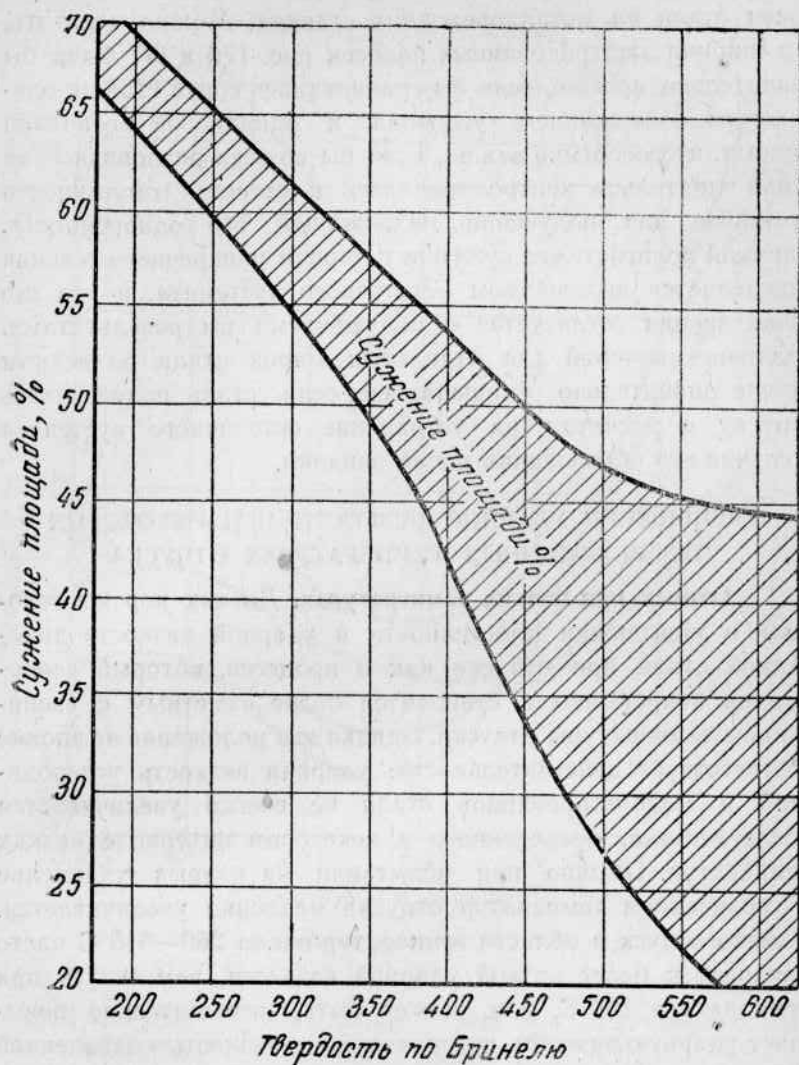


Рис. 177. Предел изменения величины сужения площади поперечного сечения некоторых марок стали SAE после закалки и отпуска их для получения различных значений твердости. Характерно сильное расширение пределов в области высоких твердостей (Janitzky и Baeyertz).

ния площади поперечного сечения при данной прочности стали. Высокое относительное сужение площади поперечного сечения обычно является показателем плохой обрабатывае-

мости стали на металлорежущих станках. Можно полагать, что ширина заштрихованных полосок рис. 176 и 177 была бы значительно меньше, если бы сравнивались сорта стали с одинаковым содержанием углерода и одинаковой величиной зерна и, что особенно важно, если бы во всех разновидностях стали тщательно контролировалась и степень гомогенности аустенита для получения надлежащей его однородности. Яницкий полагает, что сужение площади поперечного сечения определяется количеством остаточного аустенита, и эта его точка зрения согласуется с полученными им результатами. Различие значений для отдельных марок стали во всяком случае значительно уменьшалось, если сталь подвергалась отпуску с расчетом на устранение остаточного аустенита в случае его образования после закалки.

УМЕНЬШЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ПРИ НЕКОТОРЫХ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ОТПУСКА

Отпуск при низких температурах. До сих пор мы говорили о повышении пластичности и ударной вязкости закаленной стали при отпуске как о процессе, который совершается непрерывно и становится более заметным с увеличением температуры отпуска. Однако это положение не вполне соответствует действительности: ударная вязкость углеродистой и малолегированной стали не всегда увеличивается после отпуска, проведенного в некотором интервале низких температур. Обычно при испытании на разрыв удлинение с увеличением температур отпуска медленно увеличивается. Однако отпуск в области температур около 260—315°C часто приводит к более низкой ударной вязкости, чем отпуск при температуре 150°C, или, может быть, незначительно повышает ударную вязкость по сравнению с вязкостью закаленной стали без отпуска. При более высоких температурах отпуска ударная вязкость обычно сильно возрастает. Кривые изменения ударной вязкости, приведенные на рис. 178, типичны для многих марок стали.

Неожиданное снижение ударной вязкости или потеря сталью при неблагоприятных условиях способности к деформации являлись предметом многих исследований. Еще

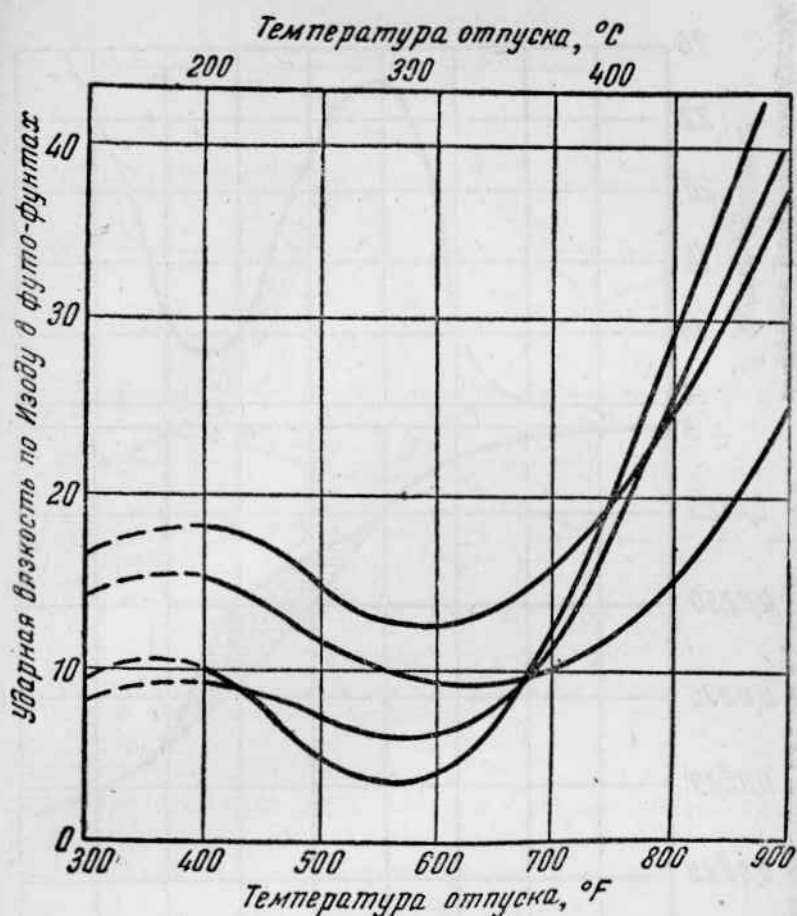


Рис. 178. Снижение ударной вязкости по Изоду при отпуске около 315° С для некоторых легированных марок стали.

в 1924 г. Гроссман (Grossmann) предложил наиболее вероятное объяснение уменьшения вязкости стали при отпуске в области температур около 285—315°С. На рис. 179 представлены некоторые данные Гроссмана⁵³. На верхней кривой можно видеть характерный провал ударной вязкости, нижняя кривая показывает изменение длины образца в зависимости от температуры отпуска. Ненормально замедленное уменьше-

⁵³ «Brittle Range in Low-Alloy Steels» (Область хрупкости низколегированных сталей) М. А. Grossmann, Iron Age, July 17, 1924.

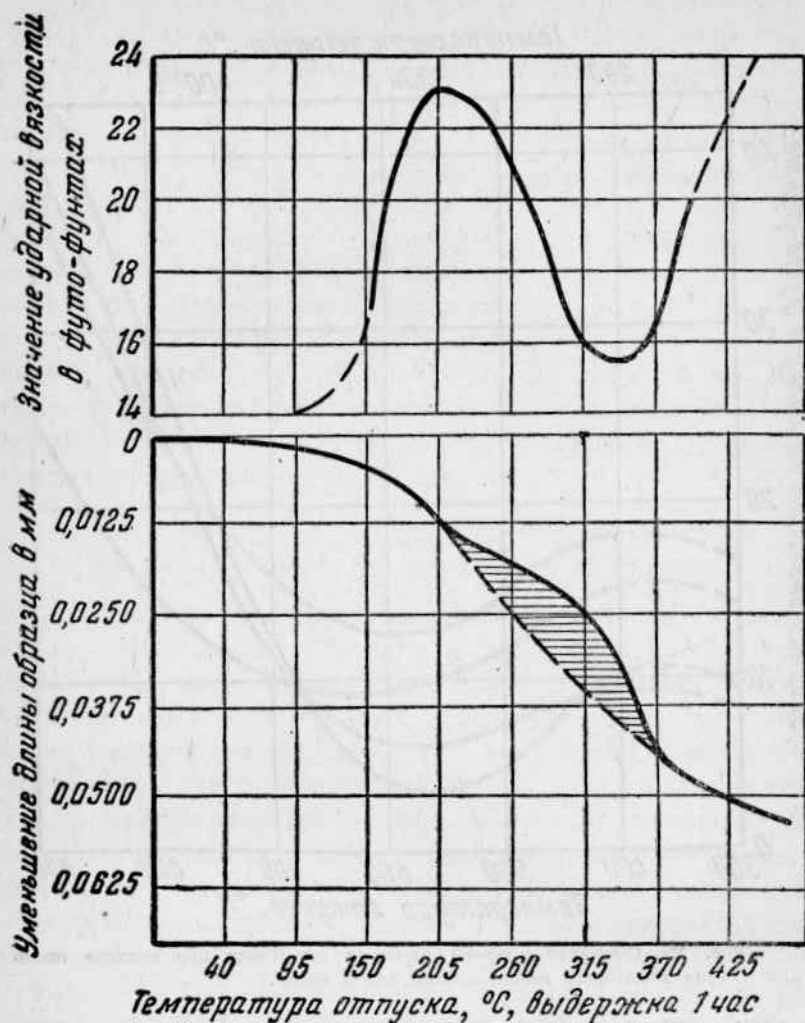


Рис. 179. Соотношение между значениями ударной вязкости (верхняя кривая) и изменением длины (нижняя кривая) в зависимости от температуры отпуска. При отпуске в 315° С наблюдается характерное изменение хода кривых.

ние длины образца соответствует провалу ударной вязкости. Замедление сокращения длины образца, совпадающее с провалом ударной вязкости в одной и той же стали, получает наибольшее развитие при нагреве стали перед закалкой до

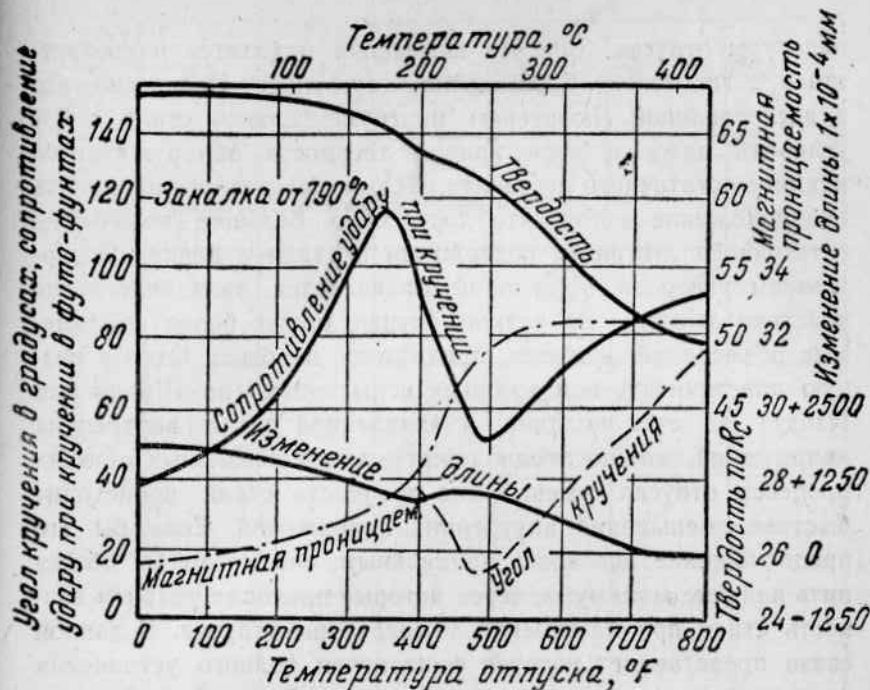


Рис. 180. Неравномерность изменения свойств в области температур отпуска около 260° C (Luerssen и Greene).

относительно высоких температур (980°C). Это указывает на сохранение аустенита после закалки и на его последующие превращения при отпуске. Одновременное существование обоих явлений рассматривается многими как причина и как следствие.

Область тех же самых температур отпуска оказывается неблагоприятной и в отношении способности стали деформироваться при испытании на скручивание. Изучавшие ударное скручивание Люерсен и Грин (Luerssen и Greene)⁵⁴ констатируют в этой области значительное уменьшение угла закручивания и объясняют его той же самой причиной, что и Гроссман, т. е. превращением остаточного аустенита. На рис. 180 приведены кривые, характеризующие одновременное изменение ряда других свойств стали в зависимости от тем-

⁵⁴ «Interpretation of Torsion Impact Properties of Carbon Tool Steels» (Интерпретация ударной вязкости при скручивании для углеродистой инструментальной стали), G. V. Luerssen и O. V. Greene, Transactions, American Society for Metals, vol. 23, 1935, стр. 861.

пературы отпуска. Все эти изменения находятся в соответствии с гипотезой об остаточном аустените. Интересно, что в исследованной Люерсеном инструментальной стали с 1% углерода даже в ходе кривой твердости обнаруживается влияние остаточного аустенита. Нельзя безоговорочно принять предположение о том, что достаточно большое количество остаточного аустенита содержится в стали с низким содержанием углерода, в которой проявляется указанное выше действие отпуска. Во всяком случае других более приемлемых объяснений, кажется, предложено не было. Относя низкую пластичность при ударных испытаниях (по Шарпи или Изоду) за счет наличия в закаленной стали внутренних напряжений, можно предположить, что в начальных стадиях процесса отпуска уменьшение прочности стали происходит быстрее уменьшения внутренних напряжений. Если бы это предположение оказалось правильным, оно могло бы объяснить наличие минимума, через который проходит ударная вязкость стали при повышении температуры отпуска. В данной связи представляет интерес факт почти полного устранения хрупкости этого вида при изотермической закалке образцов стали, хрупкость которой так определенно проявляется при отпуске образцов после обычной закалки. Это хорошо иллюстрируют кривые на рис. 181, заимствованные из работ Пайсона и Ходаппа (Payson и Hodapp)⁵⁵. Легко себе представить, что более низкие внутренние напряжения получаются в том образце, в котором превращение аустенита происходило *медленно* при некоторой определенной температуре, например 315°C, а не в образце с высоконапряженным мартенситом, хотя бы последний и был затем отпущен до той же твердости 46 по шкале С Роквелла. Это объяснение становится, однако, неубедительным, если не допустить меньшей вероятности проявления вредного действия остаточного аустенита в изотермических закаленных образцах по сравнению с закаленными и затем отпущенными.

Выделение теплоты в процессе отпуска. При изучении явлений и реакций, связанных с отпуском стали, до послед-

⁵⁵ Austempering of SAE Alloy Steels not Always Advantageous (Изотермическая закалка легированных сталей SAE не всегда выгодна), P. Payson и W. Hodapp, Metal Progress, vol. 35, № 4, april 1939, стр. 358.

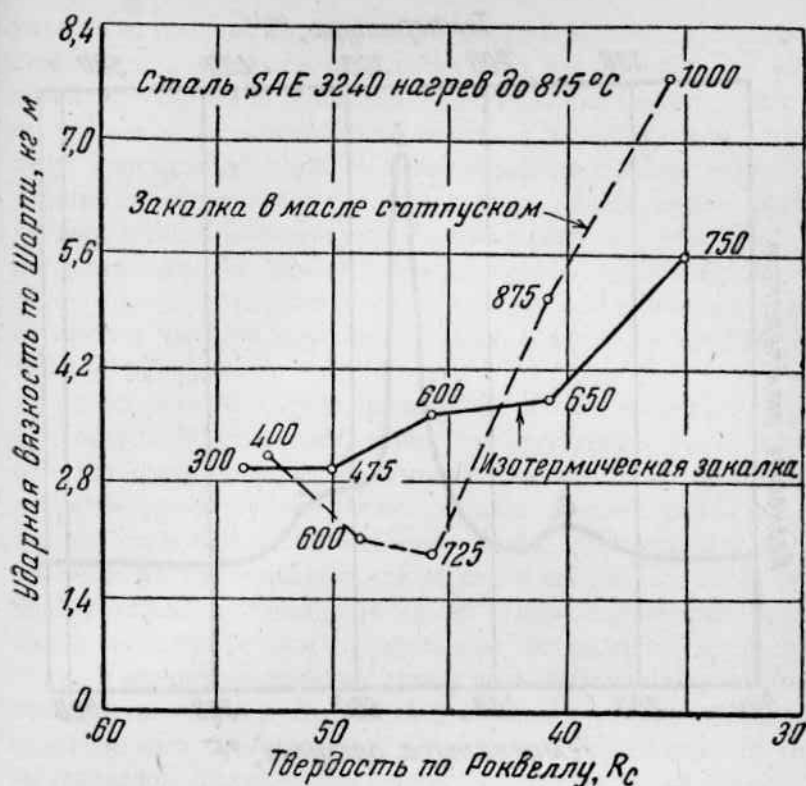


Рис. 181. Изменение ударной вязкости по Шарпи в зависимости от твердости для стали 3240 SAE. Сплошная линия — изотермическая закалка; пунктирная линия — закалка и отпуск (Payson и Hodapp).

него времени не находил, повидимому, достаточно широкого применения один полезный метод исследования. Часто можно установить наличие превращений, а также определить температуру превращения по кривым нагрева стали, построенным в условиях, которые позволяют легко заметить поглощение или выделение теплоты. Для этой цели можно использовать медленный нагрев образца закаленной стали, окруженного каким-либо инертным телом, с термopарами в каждом из них. Если скорость нагрева системы оказывается оптимальной, а соотношение массы образца и инертного тела, так же как и тепловая изоляция между ними, подобраны удачно, то дифференциальная кривая температуры образца,

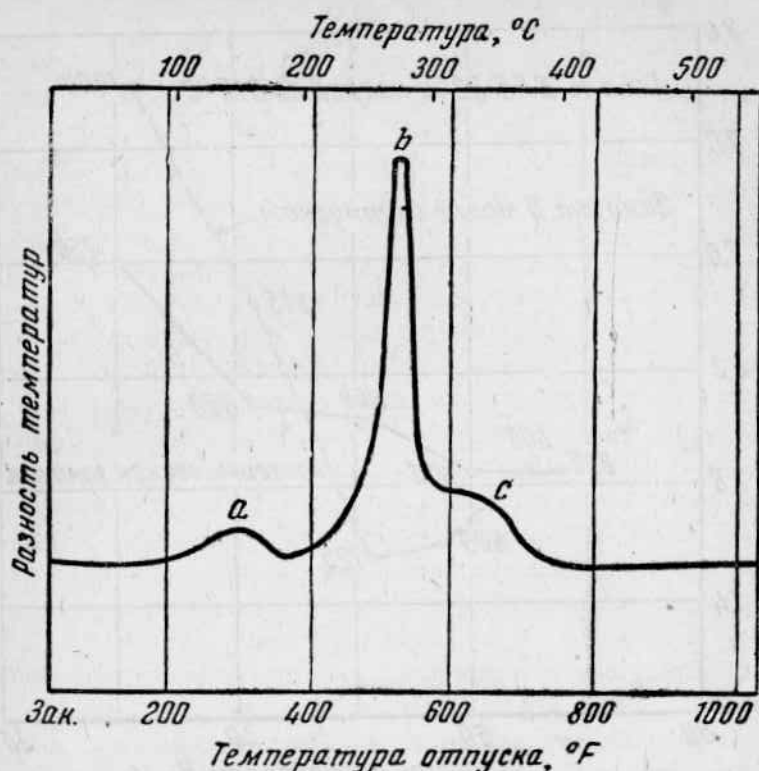


Рис. 182. Выделение тепла в условиях отпуска при повышающихся температурах, зафиксированное дифференциальным термическим методом (Esser и Cornelius).

построенная в координатах разницы между температурами образца и инертного тела, оказывается весьма показательной. Почти всякие превращения, происходящие в стали, обнаруживаются в виде резкого изменения хода дифференциальной кривой, на которой при отсутствии превращения неизменно фиксируются значения, близкие к нулю.

Эссер и Корнелиус (Esser и Cornelius)⁵⁶ на дифференциальной кривой углеродистой закаленной на мартенсит стали обнаружили при нагреве ее до температуры 540°C три отдельных участка, характеризующихся выделением теплоты (отмечены на рис. 182 буквами *a*, *b* и *c*). Выделение тепла на

⁵⁶ См. Archiv für das Eisenhüttenwesen. vol. 7. 1933—1934, стр. 693.

участке *a*, повидимому, связано с восстановлением кубической решетки и с уменьшением количества тетрагонального мартенсита; участок *b* является участком выделения теплоты превращения остаточного аустенита в иглообразную структуру ферритокарбидной составляющей; выделение тепла на участке *c*, как полагают, связывается с образованием укрупненных частиц карбидов; однако автор берет на себя смелость полагать, что оно может объясняться и рекристаллизацией ферритовой составляющей, сопровождающейся заменой одной ее формы (в виде неупорядоченных пластинок) другой (полиэдрической).

Во всяком случае количества тепла, выделяющегося при отпуске стали, достаточно, чтобы поднять температуру образца значительно выше температуры печи, в которой сталь нагревается; в темной печи образец может даже начать слегка светиться. Сомнительно, чтобы образование более крупных частиц карбидов, даже специальных, являлось причиной выделения такого же значительного количества тепла, какое выделяется при превращении остаточного аустенита.

Уменьшение ударной вязкости в области более высоких температур отпуска. Другой вид снижения ударной вязкости, особенно часто наблюдаемый в глубокопрокаливающейся хромоникелевой стали, — это снижение вязкости, связанное с охлаждением после отпуска. Потеря вязкости резко проявляется при замедленном охлаждении в области температур 480—540°C после отпуска при температурах, близких к критической температуре A_{c1} и располагающихся ниже ее. Таким образом, например, обычное воздушное охлаждение с температуры 625—650°C нередко значительно снижает вязкость, в то время как резкое охлаждение с той же температуры приводит к получению более вязкой стали. Работа Гривса и Джонса (Greaves и Jones)⁵⁷ дает основание полагать, что при температуре отпуска свыше 600°C растворяется какая-то фаза, которая во вредной форме может выделяться при более

⁵⁷ «Temper Brittleness of Nickel-Chromium Steels» (Хрупкость при отпуске хромоникелевой стали), R. H. Greaves и J. J. A. Jones, *Journal Iron and Steel Institute*, vol. CII, No. 2, 1920, стр. 171—222.

«Temper Brittleness of Steel: Susceptibility to Temper Brittleness in Relation to Chemical Composition» (Хрупкость стали при отпуске; хрупкость в связи с химическим составом), R. H. Greaves и J. J. A. Jones, *Journal Iron and Steel Institute*, Vol. CXI, No. 1, 1925, стр. 231—262.

низкой температуре. Природа этого явления выяснена еще недостаточно. Однако установлено, что высокое содержание марганца и фосфора в стали, повидимому, способствует усилению этого эффекта. Вообще говоря, такое явление имеет небольшое практическое значение, поскольку резкое охлаждение стали после выдачи ее из печи обычно не представляет особых неудобств. Поскольку молибден действует совершенно определенно в направлении снижения отпускной хрупкости, обычно считают, что известную роль в этом эффекте играет углерод; возможно, молибден способствует значительному уменьшению растворимости углерода в феррите. Неожиданной особенностью этой отпускной хрупкости является то, что как хрупкие (в результате медленного охлаждения), так и вязкие (в результате быстрого охлаждения после отпуска) образцы могут иметь одинаковые значения ударной вязкости, если они выдерживаются в течение значительного времени (16—40 час.) при одной и той же температуре. Выдержка при этой температуре создает некоторого рода равновесие; степень чувствительности к надрезу в обоих образцах оказывается низкой при выдержке около 600°C и высокой при несколько более продолжительной выдержке около 425°C . Промежуточные температуры выдержки ведут к равновесию, характеризующемуся промежуточными значениями ударной вязкости.

Кратковременные выдержки при температуре ниже 480°C не меняют значения ударной вязкости, полученной в результате охлаждения после выдачи материала из печи. Все это можно объяснить только количеством неизвестной, частично растворяющейся, фазы в предположении, что форма этой фазы оказывается всегда постоянной и что наличие ее ухудшает пластичность стали.

ОТПУСК НЕМАРТЕНСИТОВЫХ СТРУКТУР

Отпуск как процесс, обеспечивающий получение пластичности и вязкости закаленной стали, обычно применяется к стали в мартенситовом состоянии — при наличии мартенсита по крайней мере в поверхностных слоях. Подобной мар-

тенситовой является иглообразная структура, образующаяся при несколько более высоких температурах, чем обычные температуры получения мартенсита. Эта структура иногда называется псевдомартенситом; она получается в результате относительно умеренного охлаждения легированной стали и является аналогом бейнита углеродистой и малолегированной стали. Бейнит же неизбежно получается в стали указанных составов при быстром первоначальном охлаждении и последующей выдержке в области несколько повышенных температур. Твердость различных иглообразных структур изменяется только в незначительной степени, и процессы их отпуска протекают во всех отношениях аналогично. Небольшая разница, повидимому, существует в скорости снижения твердости различных исходных структур, полученных в такой стали.

Иногда повторному нагреву или отпуску подвергаются и тонкопластичные (перлитовые) структуры. Очевидно, процесс отпуска таких структур сводится к сфероидизации пластинок карбидов. Если температуры отпуска (или времени выдержки) недостаточно для образования глобулей цемента со средним диаметром порядка толщины пластинок, то действие такого отпуска невелико или вовсе не наблюдается. Низкие температуры отпуска в этих условиях приводят лишь к незначительному смягчению перлитовых структур, характеризующихся достаточно крупными размерами легко обнаруживаемых под микроскопом пластинок перлита. В то же время отпуск может быть полезен как средство устранения внутренних напряжений — общих, распространенных на большие зоны, и местных, сосредоточенных в зонах микроскопических размеров. В некоторых случаях вязкость стали можно поднять без снижения предела текучести. Если пластинки карбидов становятся крупными в более мягких медленно охлаждаемых сортах стали, то изменение структуры при нагреве ниже критической температуры становится менее и менее возможным, что и объясняет известные затруднения в практике сфероидизации стали без нагрева ее до области температур образования аустенита. Метод сфероидизации рассчитывается на то, что часть карбидов при температурах,

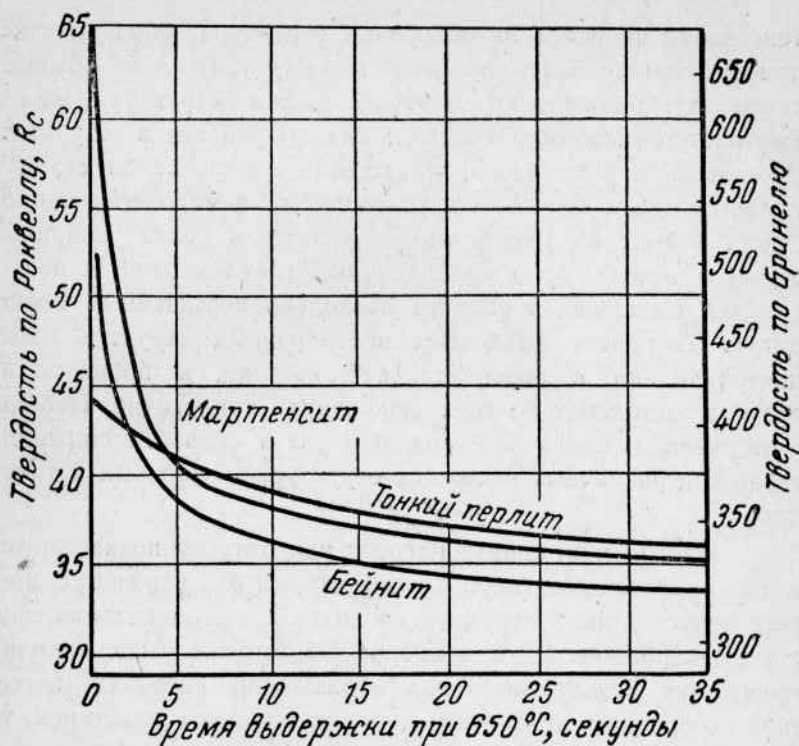


Рис. 183. Изменение твердости в зависимости от продолжительности кратковременной выдержки при температуре 650° С для трех характерных структур углеродистой стали (Engel).

обеспечивающих легкую миграцию, остается нерастворенной; очень медленное последующее охлаждение приводит к возможности образования сфероидов вокруг центров кристаллизации, которыми являются нерастворившиеся остатки прежних пластинок.

Скорость снижения твердости трех различного типа структур. Характерные особенности отпуска различных исходных структур изучались Энгелем (Engel)⁵⁸. Его данные показывают, что различные структуры — мартенсит, бейнит и тонкий перлит — быстро приводятся к одинаковой твердости

⁵⁸ «The Softening Rate of a Steel when Tempered from Different Initial Structures» (Скорость снижения твердости при отпуске стали с различными исходными структурами), Е. Н. Engel, Transactions, American Society for Metals, 1939.

при высокой температуре отпуска и более медленно при низкой температуре отпуска. Так, в стали с содержанием углерода 0,75% твердость трех исходных структур по шкале С Роквелла выражалась так:

Мартенсит	64,6	(684 Н _В)
Бейнит	53,5	(527 Н _В)
Тонкий перлит	44,5	(421 Н _В)

Приблизительно за 0,5 мин. при отпуске на 650°C у всех образцов твердость снизилась, примерно, до $34,5 \pm 1,5$ по шкале С Роквелла, но при точных измерениях в этих образцах упорно сохранялась некоторая небольшая *разница в твердости*. Кривые на рис. 183 показывают, что при указанной выше температуре отпуска твердости, соответствующие приблизительно 350 Н_В (37 по шкале С Роквелла), получаются в течение короткой выдержки, а именно: за 16 сек. для мартенсита, 7 сек. для бейнита и 20 сек. для тонкого перлита.

Три образца после такого кратковременного отпуска оказывались очень смягченными и получили приблизительно одинаковую твердость. Можно было бы предполагать, что, начиная с этого времени, при дальнейшей выдержке при той же температуре отпуска 650°C, они будут смягчаться равномерно и одинаково. Такое предположение неправильно, как это можно видеть на рис. 184. Образцы с одинаковой исходной твердостью при произвольно выбранной (приблизительно соответствующей времени нагрева образца до температуры свинцовой ванны) продолжительности отпуска в 1 сек. смягчаются с различной скоростью. Различие в исходных структурах продолжает сказываться и после отпуска в течение 22 час. 13 мин. (8000 сек.). Оно проявляется в более высокой твердости образца с перлитовой структурой по сравнению с твердостью образцов, имевших структуры мартенсита и бейнита. Фактически разница в твердости оказывается, конечно, небольшой и после соответствующей сфероидизации может быть полностью устранена. Это положение пока нельзя обосновать теоретически, однако оно имеет научный интерес.

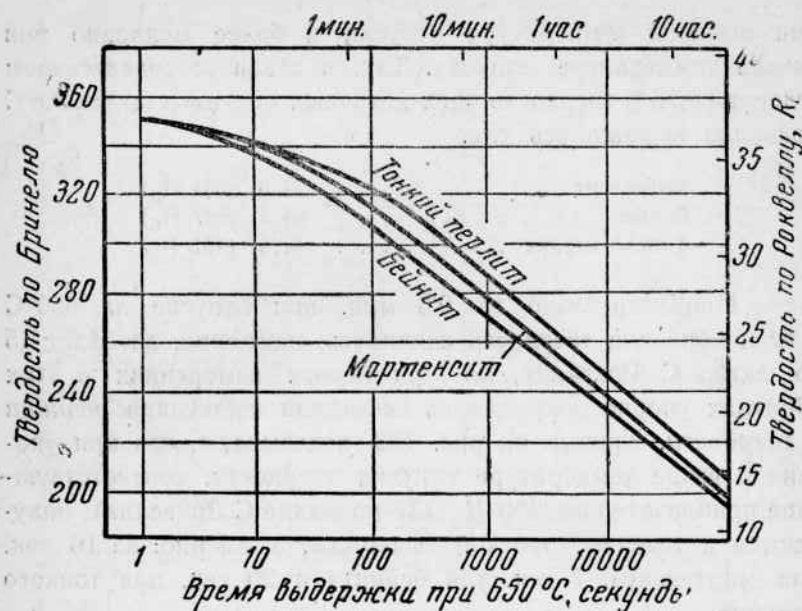


Рис. 184. Изменение твердости в зависимости от продолжительности длительной выдержки при температуре 650° С для трех характерных структур с одинаковой исходной твердостью (данные Engel).

Исходя из этих наблюдений, Энгель предполагает возможным (при соответствующем выборе температуры и продолжительности отпуска) получить некоторый обратный градиент твердости для цилиндрических образцов, закаленных только в поверхностных слоях, а это приводит к распределению твердости по сечению образца в соответствии с кривыми на рис. 185.

ЗНАЧЕНИЕ ДАННЫХ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ ОТПУСКА

Было отмечено, что для многих типов стали твердость действительно весьма хорошо согласуется с временным сопротивлением при испытании на разрыв. Легкость, с которой могут быть экспериментально определены соответствующие изменения твердости после отпуска стали, позволяет считать такой метод исследований наиболее приемлемым. Данные, получаемые путем измерения твердости, оказываются весьма

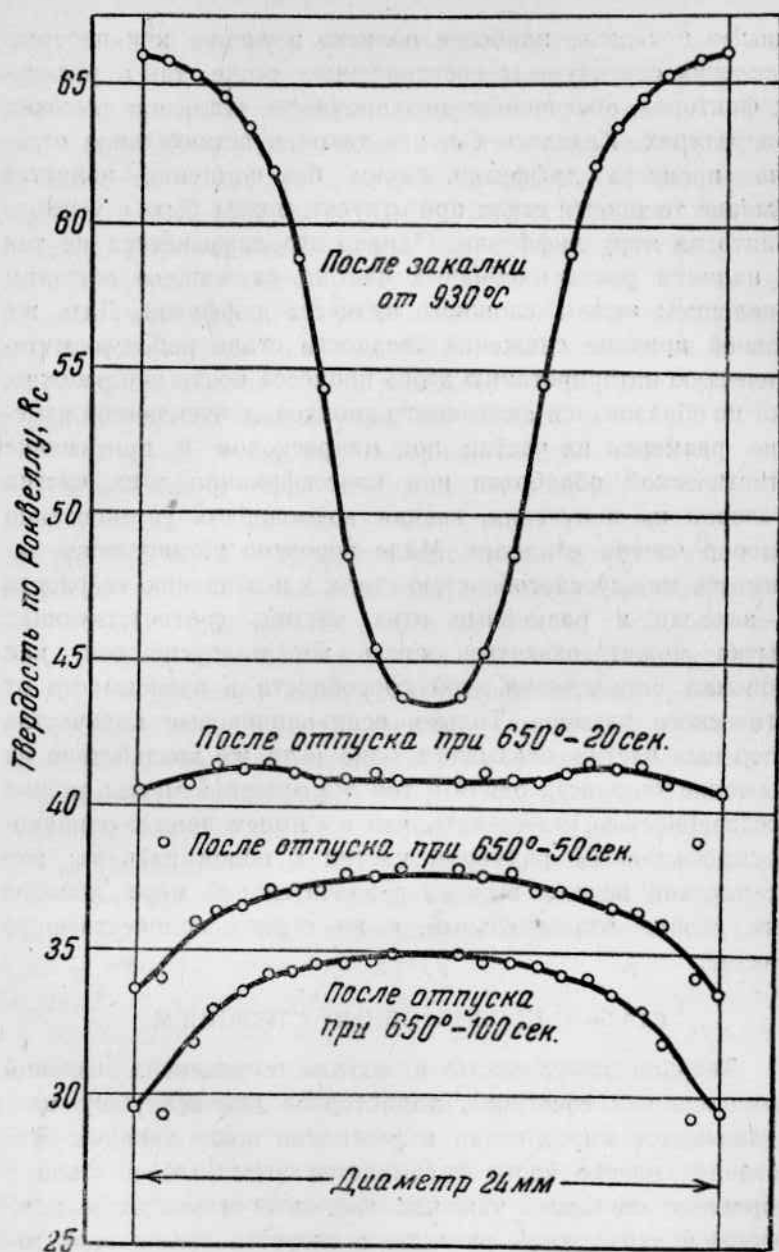


Рис. 185. Распределение твердости по сечению образцов углеродистой стали, закаленных после отпуска их при 650°C с различной длительностью выдержки (Engel).

ценными в смысле наиболее полного изучения как перераспределения структурных составляющих стали, так и различных факторов, обеспечивающих прочность стали при высоких температурах. Казалось бы, что такое чувствительное *отражение* процесса диффузии, каким без сомнения является снижение твердости стали при отпуске, может быть с успехом принято за меру диффузии. Однако это оказывается не так при наличии роста карбидных частиц, служащего внешним проявлением весьма сложного процесса диффузии. Дать же основной причине снижения твердости стали рабочую математическую интерпретацию этого процесса почти невозможно. Пока не образовался агломерат карбидов, допускающий измерение размеров их частиц под микроскопом и применение статистической обработки при классификации этих частиц и условий их получения, всякая возможность установления размеров частиц отпадает. Мало вероятно установление зависимости между способностью стали к повышению твердости при закалке и размерами этих частиц; соответствующая попытка может оказаться столь же малоуспешной, как и попытка определения этой способности в зависимости от критического размера. Только, если одинаковые количества дисперсных частиц оказывают одно и то же воздействие на повышение твердости одной и той же основной массы, можно с достоверностью утверждать, что мы имеем дело с одинаковым эффективным размером частиц в обоих случаях; вне этих условий всякие выводы в значительной мере должны иметь скорее относительный, а не строго количественный характер.

СТАЛЬ С НЕОДНОРОДНЫМ СТРОЕНИЕМ

Твердая поверхность и мягкая сердцевина изделий понимались как сочетание, характерное для неглубоко прокаливающихся марок стали в состоянии после закалки. Это сочетание свойств часто оказывается выгодным в стали с однородным составом, так как является результатом естественной и неизбежной разницы в скорости охлаждения поверхностных слоев и сердцевины изделий в процессе закалки. Только в исключительных случаях бывает желательно сохра-

нить полную разницу в твердости между поверхностными слоями и сердцевиной изделий; обычно изделия подвергаются отпуску, который приводит к снижению твердости поверхностных слоев. Вместо использования зависимости твердости от скорости охлаждения можно повышением температуры нагрева обеспечить в условиях весьма высокой скорости подвода тепла более высокий нагрев поверхностных слоев по сравнению с сердцевиной изделий. Однако в некоторых случаях желательна бывает еще более высокая разница в свойствах стали на поверхности и в сердцевине, в связи с чем применяются другие средства, обеспечивающие желательную неоднородность строения стали.

В случае очень высокой разницы этих свойств неоднородность свойств стали обеспечивается неоднородностью самого состава стали, особенно в отношении углерода. Указанная неоднородность может изменяться в пределах от принимающего закалку и легко получающегося на поверхности изделий при цианировании весьма тонкого слоя с высоким содержанием углерода (и слегка повышенным содержанием азота) до толстого слоя, получающегося более часто при цементации изделий твердыми карбюризаторами или в случае применения газовой цементации. Некоторые промежуточные степени науглероживания изделий создаются применением так называемых активизированных ванн (где науглероживание сопровождается небольшим обогащением поверхностного слоя азотом). Твердые поверхности изделий, несомненно, могут быть получены посредством электролитического покрытия хромом или даже путем наплавки на поверхность изделий соответствующих твердых сплавов. Но эти процессы не составляют предмета нашей темы. Здесь мы ограничиваемся цементуемыми и азотируемыми сортами стали.

Цементуемая сталь. Процессы цементации приводят к неоднородности строения стали в отношении химического состава, значительно изменяющегося в поверхностных слоях. Изменение химического состава характеризуется прежде всего высоким содержанием углерода, а при продолжительной обработке изделий в ваннах с цианистыми соединениями — и значительным увеличением содержания азота в поверхност-

ных слоях. Имеет значение также и введение в сталь некоторого количества кислорода при цементации твердым карбюризатором. В случае типичной спокойной стали кислород диффундирует внутрь стали одновременно с углеродом, хотя обычно на меньшую глубину. Повидимому (даже в условиях цементации твердым карбюризатором), кипящая сталь с низким содержанием марганца поглощает лишь небольшое количество кислорода или совсем его не поглощает, поскольку уже в процессе застывания такая сталь оказывается насыщенной окисью углерода. В самом деле, сталь с высоким содержанием кислорода и низким металлоидов может даже освободиться от кислорода при цементации в атмосфере окиси углерода, которая участвует в реакции науглероживания стали при цементации твердым карбюризатором. Поскольку общее содержание кислорода (в любой форме) в цементирующей среде в случае применения газовой цементации оказывается более низким, склонность стали к повышению содержания кислорода в процессе газовой цементации уменьшается; цементация метаном исключает возможность проникания кислорода в сталь и, вероятно, приводит к уменьшению содержания его в стали.

Связь между содержанием кислорода в стали и количеством включений в ней настолько очевидна, а зависимость роста зерна от наличия включений, равным образом, настолько определена, что характер роста зерна в цементованной зоне часто отличается от характера роста зерна в сердцевине изделия, и в этом нет ничего удивительного. На этом основании характерный рост зерна стали, предназначенной для цементации, надо определять отдельно на материале после соответствующей цементации и на нецементованном материале для сердцевины изделия.

Действие кислорода, поглощенного из окиси углерода, образующейся в условиях цементации твердым карбюризатором, становится заметным в стали с небольшим количеством растворенного алюминия. Последний настолько повышает температуру роста зерна в стали этого типа, что резкое изменение роста зерна на границе проникания кислорода служит идеальным индикатором скорости диффузии кислорода.

Именно этим методом сотрудники автора измеряли относительную скорость диффузии углерода и кислорода в некоторых сортах стали.

Обычно цементация приводит к получению на поверхности изделий слоя с более высоким содержанием углерода, а отсюда часто может изменяться и характер роста зерна в этом слое, но выводы из этого факта иногда недостаточно учитываются. Раньше было показано, что прокаливаемость стали лишь незначительно увеличивается при переходе от стали со средним содержанием углерода к стали с высоким его содержанием. Поэтому способность стали к получению высокой твердости, присущей мартенситу, оказывается в цементованном слое не выше (обычно ниже) той, которая наблюдается в поверхностных слоях высокоуглеродистой стали. Чрезвычайно крупные размеры сечений, в случае цементованной стали, способствуют снижению твердости на поверхности изделий точно таким же образом, как и в случае однородного состава высокоуглеродистой стали. Применение легирующих элементов для получения надлежащей прокаливаемости в наружных зонах изделий для цементуемой стали столь же обязательно, как и для стали однородного состава.

Использование укрупнения зерна аустенита для улучшения прокаливаемости цементуемой стали в значительной степени подчиняется такому же правилу, как и в случае однородного состава стали. Если связанное с укрупнением зерна понижение вязкости и ухудшение свойств стали под влиянием внутренних напряжений не имеют существенного значения, то увеличение размера зерна в поверхностном слое изделия, подвергаемого закалке, допустимо. В противном случае надо выбрать и сталь, и технологию закалки с таким расчетом, чтобы обеспечить получение высокой твердости мартенсита на поверхности изделия и при наличии мелкозернистого аустенита. Неоднократно было установлено, что применение для цементации мелкозернистой углеродистой стали, рассчитанное на сохранение мелкого зерна аустенита, приводит к более низкому качеству цементации и к появлению мягких пятен. Еще хуже, если такая сталь просто плохо выбирается (без учета размеров изделий, для которых про-

каливаемость ее оказывается недостаточной) и ее высокие качества в действительности оказываются совершенно бесценными.

Закалка цементуемой стали. Распределение увеличенного содержания углерода в поверхностных слоях изделий после цементации или градиент концентрации углерода как функция температуры, времени и способа цементации хорошо изучены. Высокое содержание углерода на поверхности изделия и высокий градиент концентрации характерны для сравнительно пониженной температуры цементации, тогда как при сравнительно повышенной температуре наблюдаются более низкое содержание углерода на поверхности изделия и более плавное его уменьшение от поверхности изделий к сердцевине. Сталь с низким содержанием легирующих элементов к заключительному периоду цементации в области самых высоких температур, непосредственно перед закалкой, характеризуется наличием только аустенита. Сталь, содержащая карбидобразующие элементы, характеризуется образованием в процессе цементации отдельных частиц карбидов микроскопических размеров. Обычный поверхностный слой цементованной стали имеет заэвтектоидный состав, и при большой концентрации углерода в аустените появляется опасность образования карбидных оболочек по границам зерен аустенита во время охлаждения стали. Появление таких оболочек — карбидной сетки — можно предупредить применением закалки непосредственно от температуры цементации без промежуточного охлаждения стали; после такой закалки легко проводится сфероидизация стали.

Повторный нагрев для закалки обеспечивает получение мартенсита приблизительно эвтектоидного состава; в наружной зоне в мартенсите с наиболее высоким содержанием углерода будут находиться равномерно распределенные частицы карбидов. После медленного охлаждения цементованные детали можно снова нагреть и подвергнуть закалке с расчетом на некоторую гомогенизацию, но такая обработка невыгодна, за исключением тех случаев, когда необходимо обеспечить легкую обрабатываемость стали на станках и хорошую отделку поверхности. Во всяком случае считается

установленным, что: 1) низкотемпературный конечный нагрев для закалки приводит к получению мелкозернистого аустенита и 2) получение карбидной сетки нежелательно при всех условиях. Рекомендуется проверять, не происходит ли обезуглероживания с поверхности изделий во время медленного охлаждения их после цементации, хотя бы и в ящике с карбюризатором.

В области усовершенствования режимов нагрева и закалки имеется много возможностей для проявления изобретательности, направленной на обеспечение оптимального сочетания свойств цементованного слоя и сердцевины изделия и рассчитанной на извлечение соответствующих выгод из реализации этих возможностей.

Азотируемая сталь. Поверхностные слои некоторых сортов стали могут получить весьма высокую твердость путем введения азота, образующегося при разложении аммиака на поверхности изделий.

Применяемые для азотирования сорта стали содержат алюминий (около 1%) или некоторые другие элементы, из которых, вероятно, образуются нитриды. Отличительная характеристика этого вида обработки — низкая температура процесса, обеспечивающая, однако, возможность диффузии азота на достаточную глубину. Азотирование происходит и при такой низкой температуре, как 455°C , хотя обычно рекомендуются температуры до 540°C . Процесс азотирования может привести к получению на поверхности изделий исключительно высокой твердости, выше 1000 единиц по Виккерсу. Высокое сопротивление истиранию азотированных поверхностей сопровождается значительной антикоррозионной стойкостью их во многих случаях коррозии.

При низкой температуре азотирования механические свойства стали остаются неизменными, хотя азотирование применяется после соответствующей термической обработки самих азотируемых деталей. Разнообразие различных марок стали, пригодных для азотирования, обеспечивает значительное разнообразие основных механических свойств азотированных деталей, ограничиваемое только снижением твердости, наблюдаемым в области температур азотизации (как след-

ствие процесса отпуска стали). С металлургической точки зрения процесс азотирования интересен именно в том отношении, что диффузия элемента, сообщающего твердость, происходит при температуре, при которой сама сталь сохраняет еще высокие механические свойства. Здесь уместно снова напомнить, что эффективность этой обработки, очевидно, определяется образованием наиболее мелких (мельче размеров любого кристаллита) возможных выделений твердого компонента. Такая соответствующая максимальной эффективности степень дисперсности остается неизменной при температуре ее получения, потому что только один из компонентов соединения обладает при этой температуре достаточной способностью к диффузии. Коагуляция и связанное с ней снижение твердости наблюдаются только при более высоких температурах.

Применение стали с неоднородным строением не связано с установлением принципиально новых положений; напротив, эта сталь лишь требует выбора оптимального режима обработки, обеспечивающего желательную структуру и свойства как на ее поверхности, так и в сердцевине.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изложенные материалы исследований показывают, что легирующие элементы улучшают свойства стали, проявляя свое действие в относительно немногих направлениях; действие легирующих элементов в стали весьма эффективно лишь в условиях точно регулируемой термической обработки, соответствующей как составу стали, так и ее назначению. Легирующие элементы могут оказаться малоэффективными в случае неправильного выбора или отсутствия термической обработки стали. Было отмечено, что термической обработкой в некоторых случаях можно считать и простое охлаждение стали после прокатки, но такое охлаждение должно соответствовать составу стали и ее назначению.

Наиболее важным из требований, предъявляемых к механическим свойствам стали при обычной температуре, является обеспечение ее высокой прочности при значительной пластичности или вязкости материала. Это сочетание свойств во многих случаях не исчерпывается только испытаниями стали на разрыв и вызывает необходимость испытаний стали для определения ее способности к деформации в неблагоприятных условиях надреза. В действительности такие испытания едва ли находят отражение в работе элементов конструкций, работающих без надрезов или в условиях, исключаящих проявление действия надрезов. Однако не подлежит сомнению, что в отношении механических свойств металлург крайне заинтересован в обеспечении высокой прочности материала наряду со способностью к деформации в неблагоприятных условиях, характеризующихся вязкостью или нечувствительностью его к действию надреза. Задача разрешается соответствующей термической обработкой и легирующими элементами, которые усиливают возможности термической обработки и оказывают непосредственное воздействие на свойства стали. Действие термической обработки проявляется в создании требуемой микроструктуры стали.

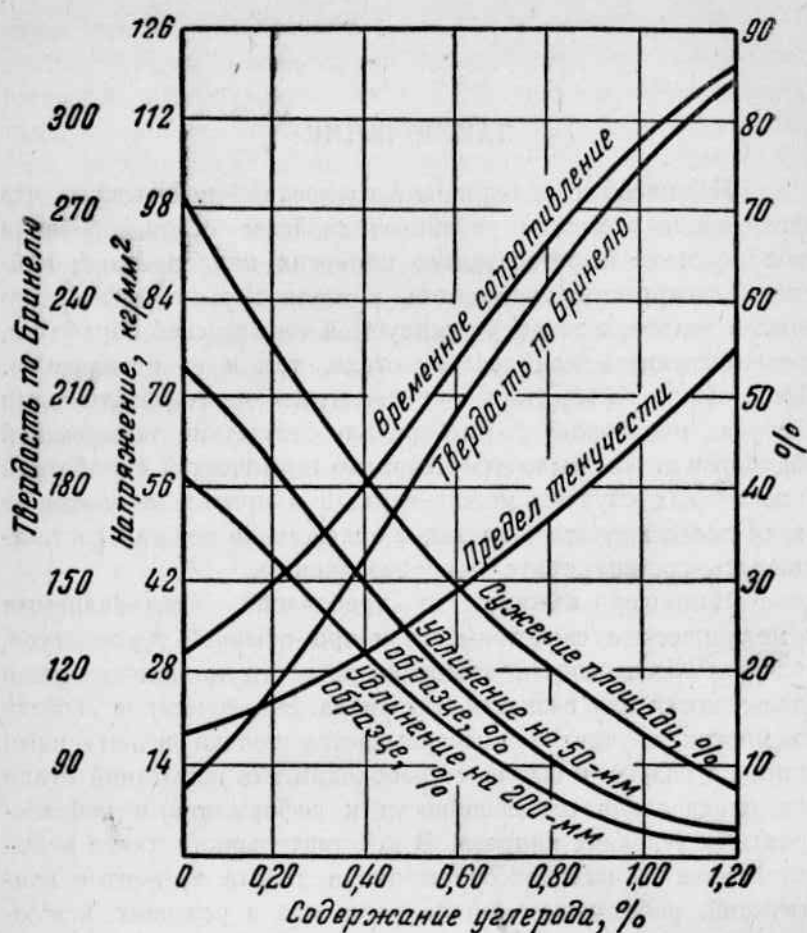


Рис. 186. Влияние содержания углерода на механические свойства углеродистой стали в состоянии прокатки, применительно к сечениям 12—20 мм.

Механические свойства углеродистой стали в зависимости от содержания в ней углерода характеризуются кривыми на рис. 186. Эти кривые относятся к прокатанным или прокованным изделиям толщиной от 12 до 19 мм после естественного охлаждения от температур прокатки иликовки, без всякой последующей термической обработки. Улучшение механических свойств стали за счет введения в состав стали

легирующих элементов и путем термической обработки можно приблизительно измерить по данным, приведенным на рис. 186. Углеродистая сталь с содержанием марганца не выше 1% после соответствующей термической обработки может дать великолепную гамму механических свойств при обычной температуре, но только в сравнительно мелких сечениях. Структура такой стали вряд ли будет однородна по всему сечению образца, если последний термически обрабатывается, имея размер (диаметр) выше 22—25 мм. Наиболее высокая вязкость, соединенная с высокой прочностью стали, получается при мелкозернистом аустените — условие, которое, следовательно, ограничивает прокаливаемость стали.

Мы подходим, таким образом, к определению основного назначения легирующих элементов — способствовать увеличению прокаливаемости, которая характеризуется увеличением размеров сечений насквозь прокаливающихся изделий. Не менее ценным, чем увеличение критического размера сечений изделий со сквозной прокалкой, является и другой результат увеличения прокаливаемости стали, а именно, возможность применения для всех сечений более умеренного охлаждения при закалке, приводящего к уменьшению внутренних напряжений. При наличии легирующих элементов в стали отпадает необходимость укрупнения размеров зерна для обеспечения прокаливаемости, но для этого легирующие элементы должны растворяться в аустените. Элементы, которые в форме карбидов остаются нерастворенными в аустените, ограничивают рост зерна, однако полного растворения карбидобразующих элементов обычно не наблюдается; в действительности для обеспечения полной их растворимости потребовались бы чрезвычайно высокие температуры нагрева стали. Интересно, что карбидобразующие элементы при переходе в твердый раствор увеличивают прокаливаемость стали сильнее, чем равные количества других элементов. Нерастворившиеся частицы остаются неизменными в процессе закалки и отпуска, обеспечивают высокое сопротивление истиранию и улучшают режущие свойства инструментов.

Предположим, что легирующие элементы были растворены с расчетом на улучшение прокаливаемости и в соответствии с этим оказываются в мартенсите закаленной стали в атомном рассеянии. В этих условиях они могут оказать еще и глубокое последующее воздействие на свойства стали. Во время отпуска легирующие элементы, которые не образуют карбидов, остаются растворенными в феррите, сообщая ему тем самым более высокую прочность, при относительно малом уменьшении его пластичности. Особенно благоприятное влияние в этом отношении имеет никель. Однако еще более замечательное воздействие на процесс отпуска стали оказывают карбидообразующие элементы.

В процессе отпуска происходит формирование особо тонкодисперсной фазы богатых легирующими элементами карбидов, которые задерживают снижение твердости стали при отпуске и значительно улучшают прочность стали в области высоких температур. Для обеспечения каждого данного значения конечной прочности или твердости закаленная сталь, в составе которой имеются легирующие элементы, должна быть нагрета при отпуске до значительно более высоких температур, чем углеродистая сталь. Это приводит к более полному устранению внутренних напряжений, которые сосредоточиваются по преимуществу в ферритной основе легированной стали, а эта основа как таковая для многих типов легированной стали может незначительно отличаться от основы для углеродистой стали. Дальнейшее уменьшение внутренних напряжений приводит к увеличению внешней нагрузки, допустимой для изделий при неблагоприятных условиях ее приложения: таким именно образом обеспечивается более высокая вязкость легированной стали. Этот особый характер распределения специальных карбидов, характеризующийся замедленным процессом диффузии, обеспечивает при прочих равных условиях сохранение прочности в области повышенных температур.

Было отмечено, что индивидуальные характеристики легирующих элементов определяют деление их на две группы: 1) элементы, которые являются слабыми карбидообразующими элементами или совсем не образуют карбидов,

и 2) карбидобразующие элементы. Такая классификация полезна для характеристики действия легирующих элементов в легированной стали. Другой принцип классификации, основанный на относительной растворимости легирующего элемента в альфа- и гамма-железе (рис. 2), не имеет практического значения для средне- и высокоуглеродистой стали, которые не являются предметом нашего исследования. Так, кремний и ванадий, имеющие близкие характеристики в отношении фазового равновесия в чистых сплавах с железом, попадают, согласно последней классификации, в один и тот же класс (*B-1*); однако по своему действию в качестве легирующих элементов они различаются чрезвычайно резко, так как располагаются на почти противоположных концах ряда элементов, построенного по принципу способности элементов к образованию карбидов. Способность элементов растворяться преимущественно в феррите или в аустените и в конечном результате ограничивать область того или другого твердого раствора при более высоких концентрациях легирующего элемента представляет некоторый интерес только при изучении малоуглеродистых сплавов со значительным содержанием легирующих элементов.

В соответствии с общим правилом твердых растворов каждый из легирующих элементов, растворенный в альфа-железе, способствует увеличению прочности ферритовой основы стали. Легирующие элементы различаются по степени их влияния как на повышение твердости, так и на уменьшение пластичности при некотором определенном увеличении прочности сплава. Элементы, не образующие карбидов, почти полностью растворяются в феррите как в перлитовой стали, так и в структурах отпущенного мартенсита. Карбидобразующие элементы растворяются в значительном количестве в феррите только тогда, когда содержание углерода в стали недостаточно для связывания элемента в карбидах. Избыток углерода, приводящий к значительному уменьшению растворимости легирующего элемента в феррите, будет тем меньше, чем сильнее выражается карбидобразующая способность элемента. Хром и марганец, как элементы, характеризующиеся умеренной карбидобразующей способностью, обычно распределя-

ются между карбидами и ферритом даже при относительно высоком содержании углерода.

Распределение этих карбидобразующих элементов в стали подчиняется тому же общему правилу и в случае перехода стали при нагревании в аустенитовое состояние, лишь с той разницей, что растворимость этих элементов в аустените более высока и что во многих случаях карбидная фаза полностью исчезает, поскольку и сам углерод часто в значительном количестве растворяется в аустените. Только в случае более сильных карбидобразующих элементов или в случае высокоуглеродистой стали устойчивые карбидные частицы не растворяются и при высоких температурах нагрева. Ванадий, ниобий и титан способствуют выделению углерода из твердого раствора даже при относительно невысоком содержании их в стали.

Ниже перечислены и размещены по отдельным категориям обычные легирующие элементы в соответствии с их основными характеристиками и воздействием на свойства стали.

Алюминий. Максимальная растворимость в чистом гамма-железе около 1,1%; несколько более высокая в присутствии углерода.

Растворимость в чистом альфа-железе около 30%.

Карбидобразующая способность ниже карбидобразующей способности железа, т. е. алюминий способствует графитизации.

Слабое увеличение прокаливаемости при нахождении в твердом растворе (в аустените).

Основное назначение: 1) способствует в соединении с кислородом (или азотом) получению наиболее эффективной мелкой дисперсности частиц, которая приводит к ограничению роста зерна аустенита; 2) способствует получению чрезвычайно высокой твердости в поверхностном слое изделий при азотировании, причем эта твердость характеризуется диффузией азота внутри изделий при относительно низкой температуре процесса; 3) является превосходным раскислителем.

Хром. Максимальная растворимость в чистом гамма-железе около 12,8%; при содержании приблизительно 0,5%

углерода максимальная растворимость в аустените около 20%.

Неограниченная растворимость в чистом альфа-железе.

Карбидобразующая способность выше, чем у марганца, и ниже, чем у вольфрама.

Умеренное увеличение прокаливаемости; при содержании приблизительно около 1% более значительное, чем у марганца. Слабый эффект действия карбидов в отношении сохранения твердости при отпуске.

Основное назначение: 1) увеличивает сопротивление коррозии и окислению; 2) увеличивает прокаливаемость; 3) способствует в некоторой степени сохранению прочности при высоких температурах; 4) увеличивает сопротивление истиранию стали с высоким содержанием углерода.

Кобальт. Неограниченная растворимость в чистом гамма-железе.

Максимальная растворимость в чистом альфа-железе около 80%.

Карбидобразующая способность такая же приблизительно, как и у железа, или несколько выше.

Влияние на прокаливаемость отрицательное, т. е. прокаливаемость уменьшается при повышении содержания кобальта.

Основное назначение: увеличивает сопротивление снижению твердости при повышении температуры, когда находится в феррите.

Марганец. Максимальная растворимость в чистом гамма-железе неограниченная.

Максимальная растворимость в чистом альфа-железе около 15—18%.

Карбидобразующая способность несколько выше, чем у железа, и ниже, чем у хрома.

Умеренное увеличение прокаливаемости; при обычном содержании более высокое, чем у никеля, и менее высокое, чем у хрома. Благоприятствует сохранению остаточного аустенита после закалки и высокоуглеродистой стали.

Основное назначение: 1) способствует образованию сульфидов в относительно безвредной форме, рассчитанной

на улучшение обрабатываемости стали на станках; 2) умеренно увеличивает прокаливаемость при невысокой стоимости; 3) способствует получению высокоуглеродистой, аустенитовой стали. Увеличивает прочность феррита, однако уменьшает пластичность.

Молибден. Максимальная растворимость в чистом гамма-железе около 3%; при содержании углерода около 0,25—0,30%, максимальная растворимость в аустените около 8%.

Максимальная растворимость в чистом альфа-железе — около 32%, растворимость понижается при более низких температурах; выделяющийся при этом Fe_3Mo_2 характеризует сплавы с дисперсионным твердением.

Высокая карбидобразующая способность более эффективная, чем у хрома или вольфрама, хотя в отношении снижения твердости при отпуске молибден характеризуется по сравнению с вольфрамом стали (при соответственно более высоком содержании вольфрама) несколько более низкой температурой, при которой появляется вторичная твердость.

Сильное увеличение прокаливаемости при нахождении в твердом растворе; при содержании около 1% более эффективен, чем хром или вольфрам.

Основное назначение: 1) повышает температуру начала значительного роста зерна аустенита; 2) способствует увеличению прокаливаемости; 3) повышает прочность при высоких температурах и сопротивление ползучести и 4) повышает сопротивление коррозии в нержавеющей стали.

Никель. Максимальная растворимость в чистом гамма-железе беспредельная.

Максимальная растворимость в чистом альфа-железе около 25—30%; остается в феррите и при высоком содержании углерода в стали.

Карбидобразующая способность ниже, чем у железа, т. е. никель способствует графитизации.

Слабое влияние на прокаливаемость стали (поэтому никель полезен в стали, характеризующейся нечувствительностью к скорости охлаждения). При более значительном

содержании никель способствует сохранению аустенита после закалки стали со средним и высоким содержанием углерода.

Растворяется в значительном количестве в феррите даже при высоком содержании углерода, почему оказывается полезным в случаях применения для упрочнения незакаленной стали на основе общего правила твердых растворов.

Основное назначение: 1) в стали с высоким содержанием хрома обеспечивает аустенитовое строение; 2) обеспечивает умеренную или высокую прокаливаемость стали (в зависимости от содержания в стали других элементов) при относительно низкой температуре нагрева для закалки и высокую вязкость после отпуска, особенно при испытании свойств стали при низких температурах и 3) способствует увеличению вязкости стали в перлито-ферритовом состоянии. Высоколегированные железоникелевые сплавы характеризуются специальными свойствами в отношении теплового расширения и особыми магнитными свойствами.

Фосфор. Максимальная растворимость в чистом гамма-железе около 0,5%.

Максимальная растворимость в чистом альфа-железе около 2,5%; не уменьшается в присутствии углерода.

Карбидообразующая способность, повидимому, равна нулю. Даже при невысоком содержании фосфора увеличивается прокаливаемость стали. Неизвестно, способствует ли он увеличению количества остаточного аустенита после закалки.

Весьма заметное увеличение твердости при растворении в феррите до 0,2%, т. е. когда он находит обширное применение.

Основное назначение: 1) увеличивает твердость низкоуглеродистой стали; 2) повышает сопротивление коррозии такой стали; 3) улучшает обрабатываемость специальной высокосернистой легкообрабатываемой стали; с ограничением содержания его до 0,05% в других более высокоуглеродистых сталях сохраняет их пластичность.

Кремний. Максимальная растворимость в чистом гамма-железе около 2%; при содержании около 0,35% углерода максимальная растворимость около 9%.

Максимальная растворимость в чистом альфа-железе около 18,5%; растворимость остается высокой даже и при отсутствии углерода.

Способность к образованию карбидов у кремния отрицательная, т. е. кремний способствует графитизации.

Способствует только в умеренной степени прокаливаемости стали при некотором небольшом увеличении количества остаточного аустенита.

Является достаточно эффективным в повышении твердости феррита, по видимому более сильным, чем марганец, но менее сильным, чем фосфор; упрочнение сопровождается только умеренным уменьшением пластичности при содержании около 1%.

Основное назначение: 1) является универсальным элементом в листовой трансформаторной стали; при низком содержании в ней углерода служит регулятором процесса образования кристаллов и повышает электрическое сопротивление; 2) повышает сопротивление окислению жароупорной стали; 3) в умеренной степени повышает прокаливаемость стали, содержащей другие элементы, не обладающие свойствами графитизаторов; 4) увеличивает прочность как закаленной и отпущенной стали, так и перлитовой стали, в которой не требуется повышенной пластичности, и 5) является раскислителем общего назначения.

Титан. Максимальная растворимость в чистом гамма-железе около 0,75%; при содержании углерода около 0,18%; растворимость в аустените повышается приблизительно до 1,0%.

Максимальная растворимость в чистом альфа-железе приблизительно до 6%. Понижение растворимости и выделение титанидов железа делает возможным сильное дисперсионное твердение ферритовых железотитановых сплавов с содержанием около 7% титана.

Наиболее высокая карбидобразующая способность по сравнению со всеми другими легирующими элементами. Даже небольшое содержание титана приводит к заметному снижению количества углерода в аустените, и при 1,5—2% титана

углеродистая сталь даже с содержанием 0,5% углерода практически не закаливается. Закаленная с высокой температуры сталь с 1% титана и 0,2% углерода характеризуется мартенситовой структурой и, надо полагать, устойчивостью против понижения твердости при отпуске, однако эффект вторичной твердости вследствие относительно меньшей растворимости титана и углерода в аустените получается менее значительным, чем у молибденовой и вольфрамовой стали.

В растворенном в аустените состоянии титан может в значительной мере усиливать прокаливаемость сталей, но, поскольку при более или менее значительном содержании углерода он растворяется только в минимальных количествах, общий эффект обычно оказывается отрицательным. Стойкие карбидные частицы ограничивают рост зерна и тем самым снижают прокаливаемость стали.

Основное назначение: 1) вытесняет углерод из твердых растворов и уменьшает твердость мартенсита и прокаливаемость стали со средним содержанием хрома; 2) подобным же образом предупреждает образование аустенита в стали с высоким содержанием хрома; 3) вытесняет углерод из твердых растворов при повышенных температурах в аустенитовой нержавеющей стали и предупреждает поэтому интеркристаллитную коррозию, вызываемую образованием карбидов хрома по границам зерен с местным обеднением хрома. Применяется как раскислитель.

Вольфрам. Максимальная растворимость в чистом гамма-железе около 6%; при содержании углерода около 0,25%, повышение максимальной растворимости приблизительно до 11%.

Максимальная растворимость в чистом альфа-железе приблизительно около 32%; растворимость понижается с понижением температуры; выделяющийся при этом Fe_3W_2 характеризует сплавы с дисперсионным твердением.

Высокая карбидобразующая способность, выражающаяся несколько более сильно, чем у молибдена, при двойном содержании вольфрама по весу. Специальный карбид,

как в случае молибдена, препятствует снижению твердости при отпуске.

Способствует значительному увеличению прокаливаемости стали; небольшие количества вольфрама оказываются в этом отношении эффективнее, чем более значительные его количества.

Основное назначение: 1) образует твердые, стойкие частицы, характеризующиеся высоким сопротивлением износу, в инструментальной стали; 2) сохраняет твердость при высоких температурах в закаленной и отпущенной стали (красностойкость). Вообще действие его сходно с действием молибдена.

Ванадий. Максимальная растворимость в чистом гамма-железе около 1—2%; при содержании около 0,2% углерода повышение растворимости в аустените приблизительно до 4%.

Максимальная растворимость в чистом альфа-железе неограниченная, хотя при содержании около 30% ванадия может образоваться недостаточно изученное химическое соединение FeV. Дисперсионное твердение, повидимому, подобное дисперсионному твердению железо-хромистых систем при образовании в них соединения FeCr.

Карбидобразующая способность весьма высокая, однако меньше, чем у титана или ниобия. Растворение достаточного количества углерода и ванадия при повышенных температурах приводит к получению максимального эффекта вторичной твердости. Действие специального карбида во время отпуска весьма эффективно. Богатые ванадием карбиды, повидимому, ограничивают рост зерна аустенита, поскольку ванадиевая сталь становится крупнозернистой только при весьма высоких температурах; возможность другого объяснения механизма измельчения зерна также не исключается.

Увеличение прокаливаемости стали становится весьма заметным при растворении ванадия даже в небольших количествах.

Основное назначение: 1) повышает температуру начала роста зерна аустенита со всеми преимуществами мелкого зерна; 2) при частичном растворении увеличивает

прокаливаемость и 3) увеличивает приводящее к заметной вторичной твердости сопротивление понижению твердости стали при отпуске при относительно невысоком содержании ванадия в стали.

Было показано, как плавно и постепенно изменяется влияние легирующих элементов на свойства стали в зависимости от их содержания даже в тех случаях, когда действие их характеризуется наличием некоторых максимумов или минимумов.

Можно было также видеть, что действие легирующих элементов, в редких случаях даже при наличии одного элемента, характеризуется точной пропорциональностью изменения свойств в зависимости от содержания легирующего элемента, т. е. в редких случаях выражается некоторой линейной функцией. В соответствии с этим всякие упрощенные формулы для определения свойств стали на основе их химического состава имеют малую ценность, за исключением случаев применения их в узких пределах и при весьма ограниченных условиях. Равным образом, далеко не очевидно, что некоторые механические свойства стали будут резко изменяться, достигая определенного оптимального значения при определенных так называемых рациональных составах стали или соотношениях легирующих элементов. Более плодотворна иная концепция о влиянии легирующих элементов на свойства стали, согласно которой легирующие элементы способствуют: 1) получению некоторых определенных возможных или полезных структур и 2) некоторому изменению свойств данной структуры. Химический состав стали служит в этих условиях соподчиненным фактором. В противоположность этому, в отношении коррозионных свойств, являющихся химическими свойствами, не будет удивительным, что незначительное изменение состава стали приводит к значительному их изменению.

Часто случается, что выбор типа легированной стали для данного специального назначения определяется некоторыми особыми требованиями. Так, например, прочность стали при высоких температурах или сопротивление ползучести сразу предопределяют выбор некоторого ограниченного ко-

личества марок стали, точно так же, как сопротивление окислению может решить выбор стали определенного состава. Когда требуется хорошее сочетание механических свойств при обыкновенной температуре, выбор типа стали может базироваться на более широком основании, так как для улучшения прокаливаемости стали имеется много возможностей. Необходимо учитывать, что выгода применения легированной стали в значительной мере определяется обрабатываемостью ее на металлорежущих станках. Основной принцип, определяющий выбор стали, едва ли можно сформулировать без учета того, что: 1) умеренная закалка стали с высокой прокаливаемостью обычно оказывается более выгодной, чем резкая закалка стали с низкой прокаливаемостью, и 2) трудно обеспечить в стальных изделиях одновременно легкую обрабатываемость на станках и желательные для условий эксплуатации механические свойства кроме тех случаев, когда эти свойства могут быть изменены в необходимой степени путем соответствующей термической обработки.

Редакторы:

канд. техн. наук И. С. Козловский

и доц. М. И. Грязнов

Технический редактор **Е. Б. Вайнштейн**

Сдано в производство 6/II 1945 г.

Подписано к печати 21/IV 1945 г.

Формат бумаги $60 \times 92 \frac{1}{16}$. Печ. л. $20 \frac{3}{4}$

Уч.-изд. л. 20. Зн. в 1 печ. л. 38 000

Л60543. Тираж 10 000 экз. Заказ 75.

Цена 25 руб.

Типография Металлургиздата
Москва, Цветной бульвар, д. 30

ЗАМЕЧЕННЫЕ ОПЕЧАТКИ

Страница	Строка	Напечатано	Должно быть	По чьей вине
78	Подпись под рис. 45	Незначительное влияние хрома на прочность стали при медленном охлаждении по сравнению с сильным воздействием его под влиянием на структуру при охлаждении на воздухе (по данным Wright и Mumma)	Незначительное влияние хрома на прочность стали при медленном охлаждении по сравнению с сильным воздействием его при быстром охлаждении (по данным Wright и Mumma)	Перев.
83	17 снизу	будет постоянным	будет не постоянным	Счит.
90	10 сверху	Fe_3W_3	Fe_3W_2	Корр.
150	16 снизу	при температурах, соответствующих образованию аустенитов	при температурах, соответствующих образованию аустенита	Счит.
323	3 снизу	после закалки и	после закалки в	Корр.
326	2 сверху	даже и при отсутствии углерода	даже в присутствии углерода	Счит.

Э. Бейн

Зак. 75.