

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ
«САХАЛИНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Учебно-методическое пособие

Составитель О. С. Фролова

Южно-Сахалинск
СахГУ
2016

УДК 620.22(075.8)
ББК 30.3я73
МЗ41

*Печатается по решению учебно-методического совета
Сахалинского государственного университета, 2015 г.*

Рецензенты:

В. М. Макиенко, заведующий кафедрой «ПСЖД» ДТН, профессор;
В. П. Максимов, профессор кафедры теории и методики обучения
и воспитания, доктор педагогических наук, профессор.

МЗ41 **Материаловедение** : учебно-методическое пособие / сост. О. С. Фролова. – Южно-Сахалинск : СахГУ, 2016. – 84 с.
ISBN 978-5-88811-523-7

Учебно-методическое пособие ориентировано на обучение материаловедению студентов, обучающихся по немашиностроительным специальностям вузов в качестве дополнительного пособия.

Пособие посвящено характеристике структурных составляющих железоуглеродистых сплавов, проведен подробный анализ диаграммы состояния «железо–цементит» и диаграммы изотермического распада аустенита, а также включены вопросы, посвященные технологическим возможностям термической обработки стали: отжигу, закалке, отпуску и их разновидностям. Для лучшего усвоения и закрепления знаний разработан раздел, включающий тестовое пространство.

Структура учебного пособия позволяет концентрировать внимание студентов на проблемных вопросах и последовательно осваивать учебный материал.

УДК 620.22(075.8)
ББК 30.3я73

Учебное издание

Составитель

ФРОЛОВА Оксана Сергеевна

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Учебно-методическое пособие

Корректор В. А. Яковлева.

Верстка О. А. Надточий.

Подписано в печать 15.04.2016. Бумага «Mondi».
Гарнитура «Palatino Linotype». Формат 60x84¹/₁₆.
Тираж 500 экз. (1-й завод 1–100 экз.).
Объем 5,25 усл. п. л. Заказ № 696-15.

Сахалинский государственный университет.
693008, г. Южно-Сахалинск, ул. Ленина, 290, каб. 32.
Тел. (4242) 45-23-16, тел./факс (4242) 45-23-17.
E-mail: izdatelstvo@sakhgu.ru, polygraph@sakhgu.ru

© Фролова О. С., составление, 2016

© Сахалинский государственный университет, 2016

ISBN 978-5-88811-523-7

СОДЕРЖАНИЕ

Введение	4
1. Структуры железоуглеродистых сплавов	6
2. Анализ диаграммы состояния «железо–цементит»	16
3. Анализ диаграммы изотермического распада аустенита	31
4. Технологические возможности термической обработки стали.....	45
5. Тестовый контроль	68
Библиографический список.....	77
Приложения	78

ВВЕДЕНИЕ

Материаловедение – это наука, изучающая и устанавливающая взаимосвязь между составом, строением и свойствами современных машиностроительных материалов, а также о методах изменения этих свойств.

Материаловедение относится к числу основополагающих дисциплин для многих специальностей. Это связано с тем, что разработка и получение новых материалов, способы их обработки являются основой современного производства и во многом определяют научно-технический уровень развития и экономический потенциал страны. Проектирование рациональных, конкурентоспособных изделий, организация их производства и эксплуатация невозможны без достаточного уровня знаний в области материаловедения.

Особую трудность у студентов вызывает изучение таких тем, как диаграмма состояния «железо–цементит», диаграмма изотермического распада аустенита и термообработка сталей. Самое большое практическое значение имеют и будут иметь эти диаграммы, так как наиболее широко используемыми в технике металлическими материалами являются сплавы железа с углеродом.

Также трудность вызывают превращения, происходящие в сталях при разных видах термообработки, поэтому в данном методическом пособии уделено повышенное внимание изучению соответствующих тем дисциплины.

Целью создания методического пособия является анализ диаграммы состояния «железо–цементит» и диаграммы изотермического распада аустенита; процессы фазовых превращений в железоуглеродистых сплавах при охлаждении. Акцент в учебно-методическом пособии сделан на темы, которые вызывают у студентов трудности и повышенный интерес.

Основные **задачи** следующие:

– дать представление об особенностях структурных со-

ставляющих железоуглеродистых сплавов;

– провести подробный анализ диаграммы состояния «железо–цементит» с указанием микроструктур сплавов;

– рассмотреть превращения в сталях при нагреве и охлаждении и дать полное представление о превращениях аустенита при разных степенях переохлаждения с использованием диаграммы изотермического распада аустенита;

– охарактеризовать технологические возможности и особенности отжига, нормализации, закалки и отпуска;

– разработать тестовые задания для закрепления материала по рассмотренным темам.

Методические рекомендации предназначены для студентов, обучающихся по следующим направлениям подготовки (для очной и заочной форм обучения): 38.03.02 «Менеджмент», профиль подготовки «Производственный менеджмент»; 44.03.01 «Педагогическое образование», профиль подготовки «Технология»; 20.03.01 «Техносферная безопасность», профиль подготовки «Безопасность технологических процессов и производств».

1. СТРУКТУРЫ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

В настоящее время наиболее широкое применение в промышленности имеют железоуглеродистые сплавы – стали и чугуны (Приложение 1). Диаграмма состояния системы «железо–цементит» дает представление о формировании этих сплавов, начиная от кристаллизации из жидкости и кончая процессами фазовой перекристаллизации в твердом состоянии. Кроме того, диаграмма состояния «железо–цементит» позволяет оценить структуру сталей и чугунов в равновесных условиях, определяющую многие их свойства, установить температуру нагрева при термической обработке и решить целый ряд других задач [10].

Компонентами железоуглеродистых сплавов являются железо, углерод и цементит.

1. Железо (лат. «*Ferrum*») – переходный металл серебристо-светлого цвета. Температура плавления – 1539 °С. Удельный вес равен 7,86 г/см³.

Наиболее существенной особенностью железа является его полиморфизм. В твердом состоянии железо может находиться в двух модификациях – α и γ . Полиморфные превращения происходят при температурах 911 °С и 1392 °С (рис. 1). При температуре ниже 911 °С и выше 1392 °С существует Fe_α с объемно-центрированной кубической решеткой. В интервале температур 911...1392 °С устойчивым является Fe_γ с гранецентрированной кубической решеткой. При превращении $\alpha \rightarrow \gamma$ наблюдается уменьшение объема, так как решетка Fe_γ имеет более плотную упаковку атомов, чем решетка Fe_α . При охлаждении во время превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ наблюдается увеличение объема. В интервале температур 1392...1539 °С высокотемпературное Fe_α называют Fe_δ . Высокотемпературная модификация Fe_α не представляет собой новой аллотропической формы.

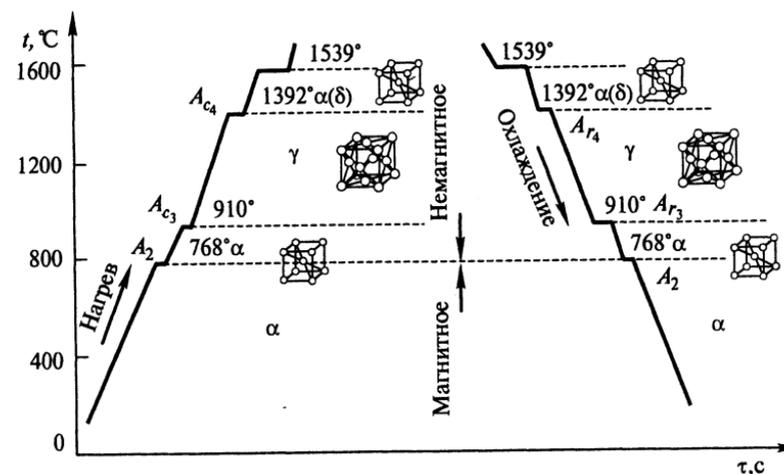


Рис. 1. Кривая охлаждения и нагрева чистого железа

При температуре ниже 768 °С железо ферромагнитно, а выше – парамагнитно. Точку 768 °С, соответствующую магнитному превращению, то есть переходу из ферромагнитного состояния в парамагнитное, называют точкой Кюри. Модификация Fe_γ парамагнитна.

Температура, при которой происходит переход решетки из одного вида в другой, называется температурой полиморфного превращения, или температурой перекристаллизации. При этом изменяются свойства металла (плотность, теплопроводность, теплоемкость и др.).

Аллотропические превращения при нагревании происходят с поглощением тепла, а при охлаждении – с его выделением. Как при нагревании, так и при охлаждении аллотропические превращения происходят с некоторым запаздыванием. Так, температура превращения α -модификации в β -модификацию, происходящего при нагревании, будет всегда выше температуры превращения β в α , происходящего при охлаждении. Такое явление называется гистерезисом.

Железо технической чистоты обладает невысокой твердостью (80 НВ) и прочностью (временное сопротивление –

$\sigma_{\text{в}} = 250$ МПа, предел текучести – $\sigma_{\text{т}} = 120$ МПа) и высокими характеристиками пластичности (относительное удлинение – $\delta = 50$ %, а относительное сужение – $\psi = 80$ %). Свойства могут изменяться в некоторых пределах в зависимости от величины зерна. Железо характеризуется высоким модулем упругости, наличие которого проявляется и в сплавах на его основе, обеспечивая высокую жесткость деталей из этих сплавов.

Железо со многими элементами образует растворы: с металлами – растворы замещения, с углеродом, азотом и водородом – растворы внедрения.

2. Углерод (лат. «Carboneum») – относится к неметаллам. Обладает полиморфным превращением, в зависимости от условий образования существует в форме графита с гексагональной кристаллической решеткой (температура плавления – 3500 °С, плотность – $2,5$ г/см³) или в форме алмаза со сложной кубической решеткой с координационным числом равным четырем (температура плавления – 5000 °С).

Алмаз – диэлектрик, графит – хороший проводник электрического тока. Алмаз химически весьма стоек, графит при обычных условиях химически инертен, а при высоких температурах соединяется со многими элементами, является сильным восстановителем.

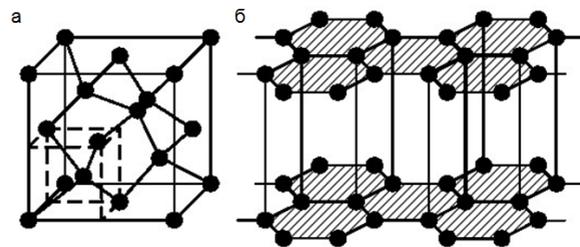


Рис. 2. Кристаллические решетки:
а – алмаза; б – графита

В сплавах железа с углеродом углерод находится в состоянии твердого раствора с железом и в виде химического

соединения – цементита (Fe_3C), а также в свободном состоянии в виде графита (в серых чугунах).

В системе «железо–углерод» существуют следующие фазы: феррит, аустенит, перлит и ледебурит.

1. Феррит (от лат. «Ferrum железо»), (Ф) – твердый раствор внедрения углерода в α -железе. Различают низкотемпературный феррит с предельной растворимостью углерода $0,02$ % при температуре 727 °С (точка P) и высокотемпературный δ -феррит (в интервале температур $1392...1539$ °С) с предельной растворимостью углерода $0,1$ % при температуре 1499 °С (точка J).

Феррит мягок, пластичен, имеет следующие свойства: $\sigma_{\text{в}} = 250$ МПа; $\delta = 50$ %; $\psi = 80$ %; КСУ = $2,5$ МДж/м²; НВ = 80 . Феррит магнитен до точки Кюри.

Микроструктура феррита представляет собой однородные зерна (рис. 3).

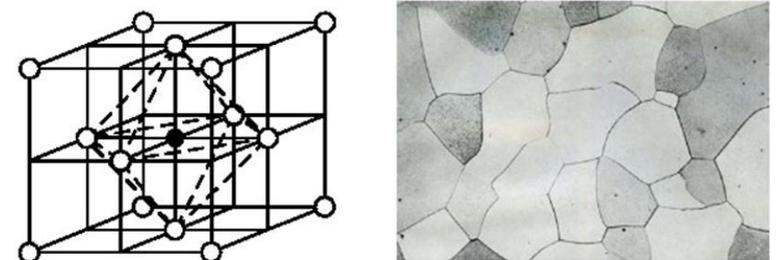


Рис. 3. Кристаллическая решетка и микроструктура феррита, $\times 500$

2. Аустенит (от имени английского ученого Робертса-Аустена), (А) – твердый раствор внедрения углерода в γ -железе. Углерод занимает место в центре гранецентрированной кубической ячейки. Предельная растворимость углерода в γ -железе $2,14$ % при температуре 1147 °С (точка E). Аустенит немагнитен, обладает по сравнению с ферритом меньшим удельным объемом, имеет твердость $160...200$ НВ, пластичен (относительное удлинение – $\delta = 40...50$ %).

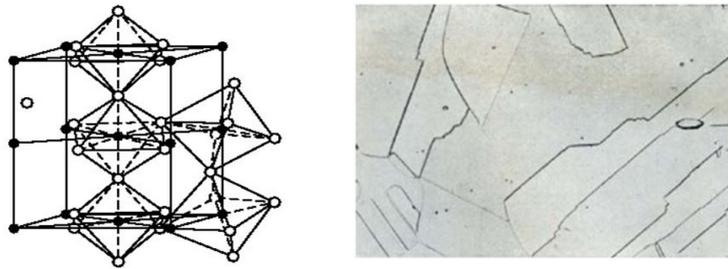


Рис. 4. Кристаллическая решетка и микроструктура аустенита, $\times 500$

3. Цементит (Fe_3C) – химическое соединение железа с углеродом (карбид железа), содержит 6,67 % углерода. Более точные исследования показали, что цементит может иметь переменную концентрацию углерода. Однако в дальнейшем, при разборе диаграммы состояния, сделаем допущение, что Fe_3C имеет постоянный состав. Кристаллическая решетка цементита ромбическая, удельный вес $7,82 \text{ г/см}^3$ (очень близок к удельному весу железа). При высоких температурах цементит диссоциирует, поэтому температура его плавления неясна и проставляется ориентировочно – $1260 \text{ }^\circ\text{C}$.

Аллотропических превращений не испытывает. Кристаллическая решетка цементита состоит из ряда октаэдров, оси которых наклонены друг к другу. При низких температурах цементит слабо ферромагнитен, магнитные свойства теряет при температуре около $210 \text{ }^\circ\text{C}$. Цементит имеет высокую твердость (более 800 НВ, легко царапает стекло), но чрезвычайно низкую, практически нулевую пластичность.

В железоуглеродистых сплавах цементит может выделяться из жидкого раствора (в виде крупных равноосных зерен), из аустенита (в виде сетки по границам зерен) и из феррита (в виде очень мелких кристаллов по границам зерен). В первом случае цементит называется первичным ($Ц_I$), во втором – вторичным ($Ц_{II}$), в третьем – третичным ($Ц_{III}$). Химические и физико-механические свойства всех трех типов цементита абсолютно одинаковы.

Цементит способен образовывать твердые растворы замещения. Атомы углерода могут замещаться атомами неметаллов: например, азотом; атомы железа – металлами: марганцем, хромом, вольфрамом и др. Такой твердый раствор на базе решетки цементита называется *легированным цементитом*.

Цементит – соединение неустойчивое и при определенных условиях распадается с образованием свободного углерода в виде графита. Этот процесс имеет важное практическое значение при структурообразовании чугунов [1].

Основные точки и линии диаграммы Fe-Fe₃C

Д. К. Чернов открыл существование критических точек в стали, определил их зависимость от содержания углерода, заложил основы для построения диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов в ее нижней, наиболее важной части.

А – точка, соответствующая плавлению – кристаллизации чистого железа. Температура, отвечающая этой точке, $1539 \text{ }^\circ\text{C}$. Число степеней свободы в этой точке равно нулю. На термических кривых для чистого железа температуре точки А соответствуют горизонтальные площадки, которые возникают за счет выделения скрытой теплоты кристаллизации. Переход из твердого в жидкое состояние, соответствующий точке А, сопровождается резким увеличением объема (около 6 %), связанным с нарушением дальнего порядка в кристаллическом строении δ -железа. При кристаллизации чистого железа в этой точке наблюдаются обратные явления.

В – точка предельного насыщения железом жидкого раствора, находящегося в равновесии одновременно с кристаллами δ - и γ -твердых растворов при перитектической температуре. Точке В соответствует содержание углерода в жидкости 0,51 %, температура $496 \text{ }^\circ\text{C}$.

С – эвтектическая точка в метастабильной системе Fe- Fe_3C . Температура $1147 \text{ }^\circ\text{C}$, концентрация углерода, соответствующая точке С, – 4,3 %, это содержание углерода в жидком растворе, находящемся в равновесии одновременно с аустенитом и цементитом при эвтектическом превращении. Число степеней свободы, соответствующее этой точке,

равно нулю. На термических кривых охлаждения и нагрева точке С соответствуют горизонтальные площадки, аналогичные площадкам плавления – кристаллизации чистого железа.

При охлаждении жидкого расплава с содержанием углерода 4,3 % в точке С (1147 °С) образуется механическая смесь аустенита с содержанием углерода 2,14 % и цементита первичного. Эта смесь называется ледебуритом (по имени немецкого металлурга А. Ледебура). Твердость его около 700 НВ, и он обладает значительной хрупкостью. Ледебурит характерен для структуры белых чугунов. При 727 °С у сплавов с содержанием 0,02–0,025 % С проходит эвтектоидное (перлитное) превращение [11].

D – температура плавления цемента. Согласно принятым обозначениям, точку D относят к температуре плавления цементита. Однако известные данные свидетельствуют о том, что цементит представляет собой термодинамически неустойчивую фазу, в связи с чем перед плавлением он разлагается на железо и графит. При этом положение точки D на диаграмме оказывается неопределенным.

E – точка, отвечающая предельному содержанию углерода в аустените, находящемся в равновесии с цементитом и жидкостью при эвтектической температуре (1147 °С) в метастабильной системе. Значение содержания углерода – 2,14 %. Точка E на концентрационной оси диаграммы является своеобразной границей между сталями и чугунами. При содержании углерода в сплавах меньше 2,14 % в их структуре отсутствует ледебурит; при содержании углерода более 2,14 % – присутствует. Он является одной из важнейших структурных составляющих чугунов.

F – точка предельного насыщения цементита железом при эвтектической температуре (1147 °С). Значение концентрации углерода, соответствующее точке F, практически близко к 6,67 %, хотя последние работы показывают наличие некоторой весьма малой растворимости железа в цементите.

G – точка полиморфного превращения в чистом железе $\alpha \Leftrightarrow \gamma$. Температура превращения 911 °С. Число степеней свободы системы в этой точке равно нулю. Перестройка кристаллической решетки $\alpha \rightarrow \gamma$ сопровождается уменьше-

нием объема, обратный переход $\gamma \leftarrow \alpha$ увеличивает удельный объем образца, что связано с различной плотностью упаковки атомов в гранцентрированной решетке γ -железа и объемно-центрированной решетке α -железа.

H – точка предельного насыщения углеродом δ -феррита при температуре перитектического превращения. Температура, соответствующая этой точке, 1496 °С, концентрация углерода 0,10 %. Это содержание углерода соответствует концентрации δ -феррита, находящегося в равновесии с аустенитом и жидкостью одновременно при температуре перитектического превращения.

J – перитектическая точка, точка трехфазного равновесия, соответствующая равновесной концентрации аустенита, образующегося по перитектической реакции в изотермических условиях из жидкости состава точки B и δ -феррита состава точки H. Температура, соответствующая точке J, равна 1496 °С, концентрация углерода 0,16 %.

K – точка предельного насыщения железом цементита при эвтектоидной температуре 727 °С. Точке практически соответствует концентрация 6,67 % углерода.

M – точка Кюри чистого железа. Температура этой точки 770 °С. Точка соответствует потере ферромагнетизма α -железа при нагреве и восстановлению его ферромагнетизма при охлаждении.

N – точка полиморфного превращения $\alpha \Leftrightarrow \gamma$ в чистом железе. Температура превращения 1392 °С.

O – точка наибольшей растворимости углерода в аустените, находящемся в контакте с немагнитным ферритом при температуре 770 °С. Содержание углерода в аустените в этой точке равно примерно 0,5 %.

P – точка предельного содержания углерода в феррите, находящемся в равновесии с цементитом и аустенитом при эвтектоидной температуре (727 °С). Значение содержания углерода для этой точки 0,02 %. Точка P на концентрационной оси диаграммы отделяет техническое железо от стали. В сталях (содержание углерода выше 0,02 %) в качестве структурной составляющей содержится перлит. В техническом железе (содержание углерода не более 0,02 %) перлит отсутствует.

S – эвтектоидная точка в метастабильной системе. Тем-

пература, соответствующая этой точке, 727 °С, содержание углерода 0,8 %.

При охлаждении аустенита с содержанием углерода 0,8 % в точке S (727 °С) происходит его распад на механическую смесь феррита (имеющего 0,02 % углерода) и цементита вторичного. Такая смесь называется перлитом (франц. «perlite», от «Perle» – жемчуг).

Число степеней свободы, как и для других трехфазных реакций в данной системе, равно нулю.

Q – точка предельной растворимости углерода в феррите (значение 0,006 % при комнатной температуре). Увеличение концентрации углерода в феррите до значений более 0,006 % приводит к изменению фазового состава и в первую очередь к появлению в структуре третичного феррита. [3]

Таблица 1

**Узловые точки диаграммы состояния системы
Fe – Fe₃C**

Обозначение точки	t, °С	C, %	Значение точки
A	1539	0	Плавление (кристаллизация) чистого железа
N	1392	0	Полиморфное превращение δ ↔ γ в чистом железе
G	911	0	Полиморфное превращение α ↔ γ в чистом железе
H	1499	0,1	δ – твердый раствор, предельно насыщенный углеродом. Участвует в перитектическом превращении
J	1499	0,16	Аустенит, возникающий в результате перитектического превращения

Продолжение таблицы 1

Обозначение точки	t, °С	C, %	Значение точки
B	1499	0,5	Жидкая фаза, участвующая в перитектическом превращении
D	1260	6,67	Предполагаемая температура плавления Fe ₃ C
E	1147	2,14	Аустенит, предельно насыщенный углеродом
C	1147	4,3	Жидкая фаза, испытывающая эвтектическое превращение
F	1147	6,3	Точка линии солидус. Правый конец эвтектической прямой
P	727	0,02	Феррит, предельно насыщенный углеродом
S	727	0,8	Аустенит, испытывающий эвтектоидное превращение
K	727	6,67	Правый конец эвтектоидной прямой
Q	20	0,006	Феррит, предельно насыщенный углеродом

Буквенное обозначение узловых точек в диаграмме является общепринятым как в России, так и за рубежом.

В сплавах железа с углеродом углерод находится в состоянии твердого раствора с железом, в виде химического соединения – цементита (Fe₃C), а также в свободном состоянии в виде графита (в серых чугунах) [6].

2. АНАЛИЗ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ «ЖЕЛЕЗО–ЦЕМЕНТИТ»

Диаграмма состояния – это графическое изображение состояния любого сплава изучаемой системы в зависимости от его концентрации и температуры.

Изучение любого сплава начинается с построения и анализа диаграммы состояния соответствующей системы. Диаграмма состояния дает возможность изучать фазы и структурные составляющие сплава. Используя диаграмму состояния, можно установить возможность проведения термической обработки и ее режимы, температуры литья, горячей пластической деформации.

Построение диаграмм состояния осуществляют различными экспериментальными методами. Часто пользуются методом термического анализа. Отбирают несколько сплавов данной системы с различным соотношением масс входящих в них компонентов. Сплавы помещают в огнеупорные тигли и нагревают в печи. После расплавления сплавов тигли со сплавами медленно охлаждают и фиксируют скорость охлаждения. По полученным данным строят термические кривые в координатах «время–температура». В результате измерений получают серию кривых охлаждения, на которых при температурах фазовых превращений наблюдаются точки перегиба и температурные остановки. Температуры, соответствующие нефазовым превращениям, называются критическими точками. Точки, отвечающие началу кристаллизации, называют точками ликвидуса, а концу кристаллизации – точками солидуса. По полученным кривым охлаждения для различных сплавов изучаемой системы строят диаграмму состояния в координатах: по оси абсцисс – концентрация компонентов, по оси ординат – температура.

Рассмотрим диаграмму Fe–Fe₃C (железо–цементит), общий вид которой приведен на рисунке 5. Особенностью такой диаграммы является то, что концентрация углерода взята только до 6,67 %, что соответствует его содержанию в цемен-

тите (Fe₃C). Применяемые в практике железоуглеродистые сплавы содержат углерода не более 4...5 %, что меньше 6,67 %. Поэтому рассматривать диаграмму при содержании углерода более 6,67 % не имеет смысла. Сплавы, содержащие углерода до 2,14 %, называются сталями, а более 2,14 % – чугунами.

Линия ABCD – линия ликвидус, соответствует насыщенному состоянию жидкости (Ж): на участках АВ и ВС – железом, а на участке CD – углеродом. Линия ANJESFD – солидус определяет насыщенное состояние продуктов кристаллизации: феррита (Ф), аустенита (А) и цементита (Ц). В фазовых областях между линиями HNJ и GSP происходит фазовая перекристаллизация Ф ↔ А, причем линии HN и GP определяют насыщение феррита углеродом, а линии NJ и GS – аустенита железом. Линии ES и PQ определяют насыщенное состояние аустенита и феррита углеродом. В соответствии с указанными значениями при охлаждении из исходной фазы выделяется фаза, богатая компонентом, которым насыщена исходная фаза. Например, при температурах линии ES из аустенита выделяется цементит.

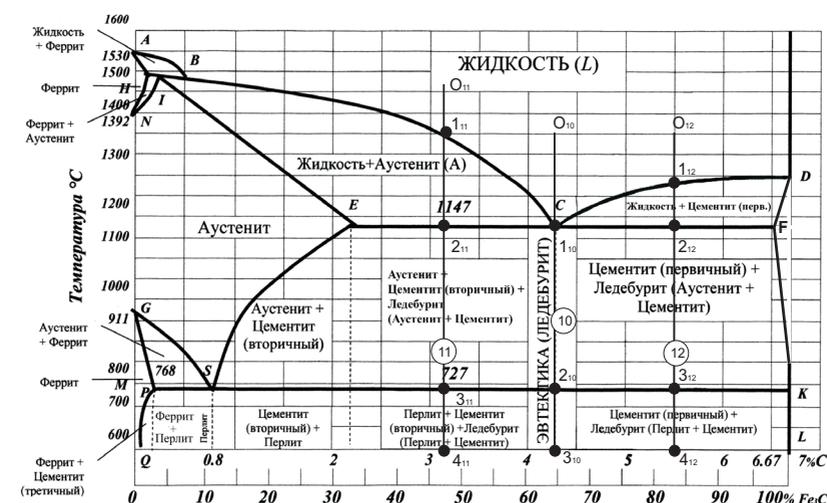


Рис. 5. Диаграмма состояния «железо–цементит»

Значения координат точек на диаграмме представлены на отдельных ее фрагментах (рис. 6 и 7).

При кристаллизации всех сплавов с содержанием углерода до 2,14 % в определенном интервале температур происходит образование аустенита.

Железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода 0,025–2,14 % называют углеродистыми сталями, более 2,14 % – белыми чугунами.

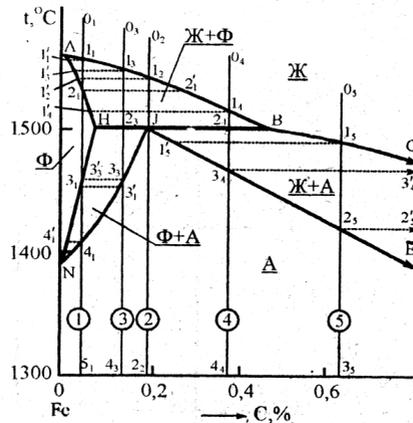


Рис. 6. Фрагмент диаграммы «железо–цементит» (сплавы 1–5)

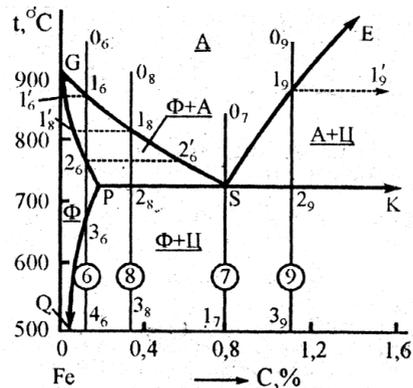


Рис. 7. Фрагмент диаграммы «железо–цементит» (сплавы 6...9)

Рассмотрим превращения в железоуглеродистых сплавах, содержащих до 2,14 % С, – техническом железе и углеродистой стали, охватываемых «стальной» частью диаграммы состояния «железо–цементит».

В сплавах, содержащих углерода менее 0,1 % (сплав 1, рис. 8), при охлаждении из жидкого состояния последовательно протекают следующие превращения: в интервале температур 1_1-2_1 – первичная кристаллизация с образованием феррита, в интервале 3_1-4_1 – фазовая перекристаллизация с образованием аустенита. В интервалах 2_1-3_1 и ниже точки 4_1 происходит охлаждение продуктов превращений, соответственно феррита и аустенита. Схематическое изображение структур в указанных интервалах температур показано на рис. 8.

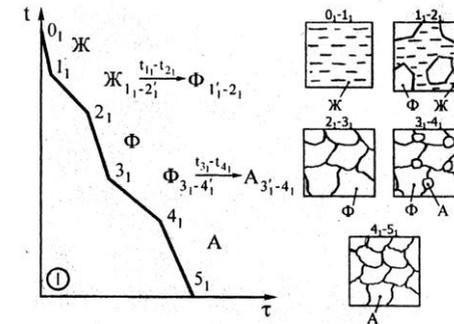


Рис. 8. Кривая охлаждения и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 1

При содержании углерода 0,16 % (сплав 2, рис. 9) первичная кристаллизация происходит в интервале 1_2-J . При этом жидкость, оставаясь насыщенной, изменяет состав в диапазоне от 1_2 до В, а феррит – от 1_2 до Н. В двухфазной смеси Ж + Ф количество жидкости состава точки В (Жв) представлено отрезком НJ, а количество феррита состава точки Н (Фн) – отрезком JB.

При взаимодействии жидкости Жв и феррита Фн образуется аустенит состава точки J. Эта неинвариантная перитектическая реакция распространяется на интервал

концентраций углерода от точки Н (0,1 % С) до точки В (0,5 % С).

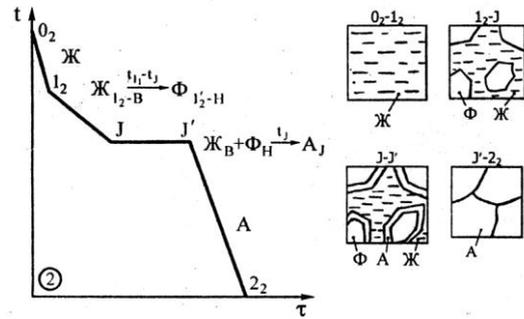


Рис. 9. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 2

В сплавах типа 3 (< 0,16 % С) и 4 (> 0,16 % С) (рис. 10) перитектическое превращение протекает соответственно при избытке феррита или жидкости. Поэтому ниже 1499 °С превращение в сплавах типа 3 протекает в форме фазовой перекристаллизации с образованием аустенита (рис. 10), а в сплавах типа 4 – первичной кристаллизации с образованием аустенита (рис. 11).

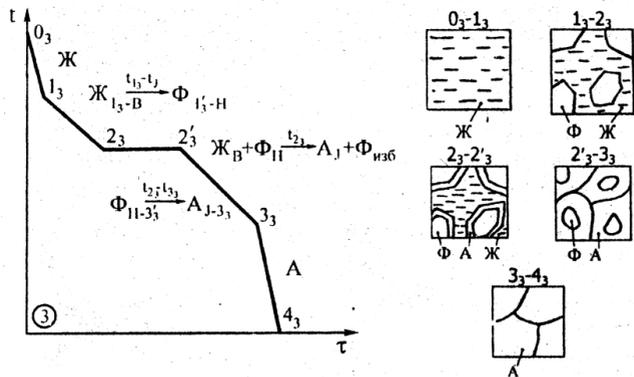


Рис. 10. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 3

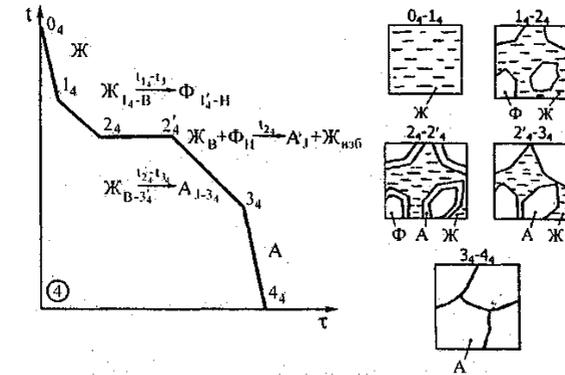


Рис. 11. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 4

В сплавах типа 5 (0,5–2,14 % С, рис. 12) имеет место первичная кристаллизация с образованием аустенита. При этом состав жидкости в условиях равновесной кристаллизации изменяется от точки 1'_5 до точки 2'_5, а аустенита – от точки 1'_5 до точки 2_5.

Как указывалось, формирование структуры стали при охлаждении до нормальной (комнатной) температуры проходит независимо от содержания углерода через состояние аустенита. При содержании углерода менее 0,025 % (сплав типа 6, рис. 12) аустенит в интервале температур

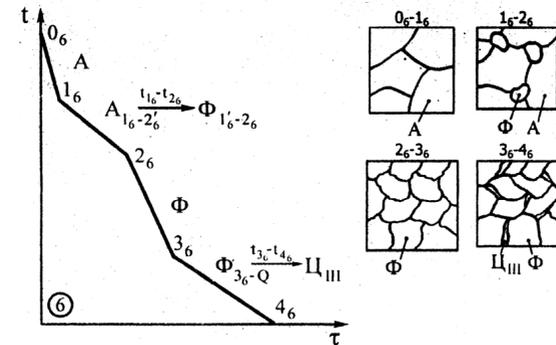


Рис. 12. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 6

1_6-2_6 претерпевает фазовую перекристаллизацию с образованием феррита. Образовавшийся феррит оказывается насыщенным и ниже температуры точки 3_6 , при дальнейшем охлаждении из него выделяется цементит. При этом состав феррита изменяется в соответствии с линией его насыщения до точки Q (0,0067 % C).

При содержании углерода в стали 0,8 % (сплав 7, см. рис. 13) аустенит при температуре 727 °C (точка S) оказывается насыщенным и железом, и углеродом. Поэтому при этой температуре происходит распад аустенита с образованием эвтектоидной смеси феррита и цементита, которая называется перлитом. В интервале температур ниже 727 °C из ферритной составляющей перлита в соответствии с линией PQ выделяется третичный цементит Π_{III} , соединяющийся с цементитом перлита. Сталь состава точки S (0,8 % C) называется эвтектоидной.

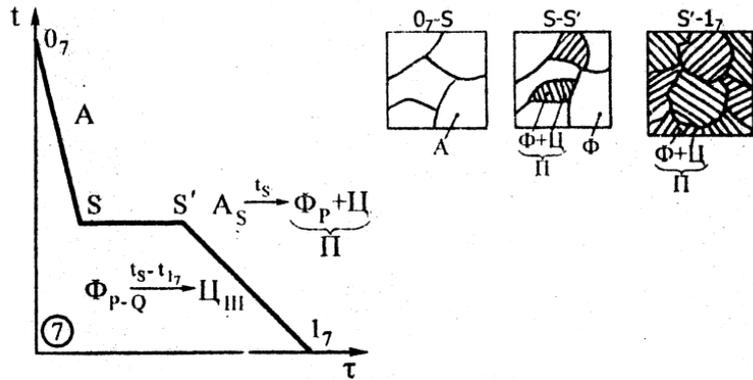


Рис. 13. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 7

При охлаждении аустенита доэвтектоидной стали (сплав 8, рис. 14) в интервале температур 1_8-2_8 происходит фазовая перекристаллизация. При этом на уровне температуры 727 °C аустенит в двухфазной смеси A + Ф приобретает эвтектоидный состав и при постоянной температуре превращается в перлит. Таким образом, ниже 727 °C доэвтектоидная сталь представлена перлитом и избыточной

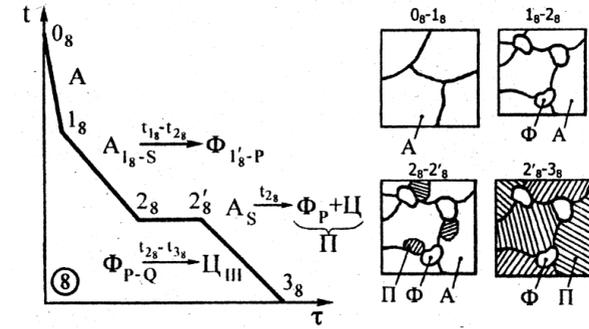


Рис. 14. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 8

фазой – ферритом. В соответствии с линией PQ в этой стали ниже 727 °C также выделяется третичный цементит Π_{III} .

Из аустенита заэвтектоидной стали (сплав 9, рис. 15) ниже температуры линии ES (точка 1_9) выделяется цементит (Π_{II}) и при температуре 727 °C, достигая эвтектоидного состава, превращается в перлит. Следовательно, в структуре эвтектоидной стали также содержится перлит.

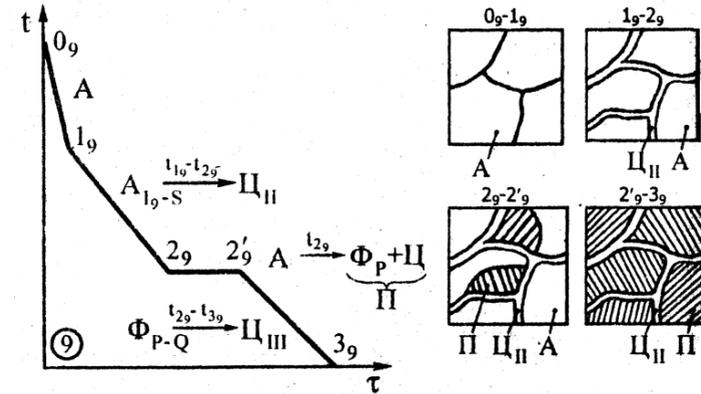


Рис. 15. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 9

Таким образом, в равновесных условиях при нормальной температуре эвтектоидная сталь представлена перли-

том, доэвтектоидная – перлитом и избыточным ферритом, заэвтектоидная – перлитом и избыточным цементитом в виде сетки по границам зерен перлита.

Различают чугуны эвтектический (4,3 % C), доэвтектический (2,14–4,3 % C) и заэвтектический (более 4,3 % C). Эвтектический чугун (сплав 10, рис. 16) в процессе кристаллизации распадается с образованием смеси аустенита состава точки E и цементита. Такое превращение называется эвтектическим, а продукт превращения – смесь цементита и аустенита – ледебуритом (эвтектикой). Эвтектическое превращение, будучи трехфазным, согласно правилу фаз, протекает при постоянной температуре (рис.16). В соответствии с линией ES из аустенита-ледебурита при охлаждении в интервале 1147–727 °C выделяется вторичный цементит и при температуре 727 °C превращается в перлит.

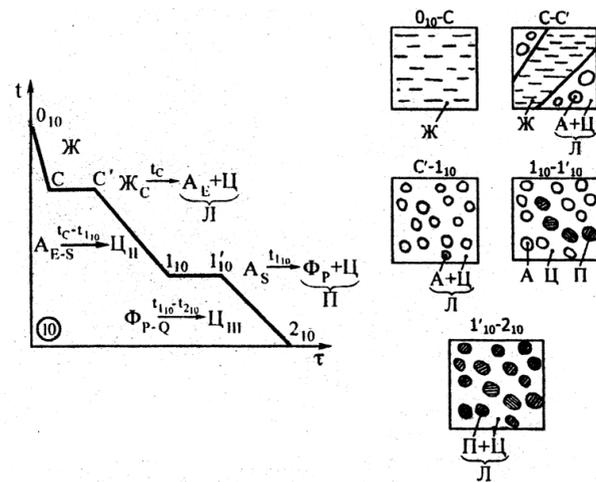


Рис. 16. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 10

В доэвтектическом чугуне (сплав 11, рис. 17) описанным превращениям предшествует первичная кристаллизация с образованием аустенита. В заэвтектическом чугуне (сплав 12, рис. 18) продуктом первичной кристаллизации является цементит (рис. 14). При этом на уров-

не температур 1147 °C жидкость в смесях Ж + А и Ж + Ц приобретает эвтектический состав и превращается в ледебурит.

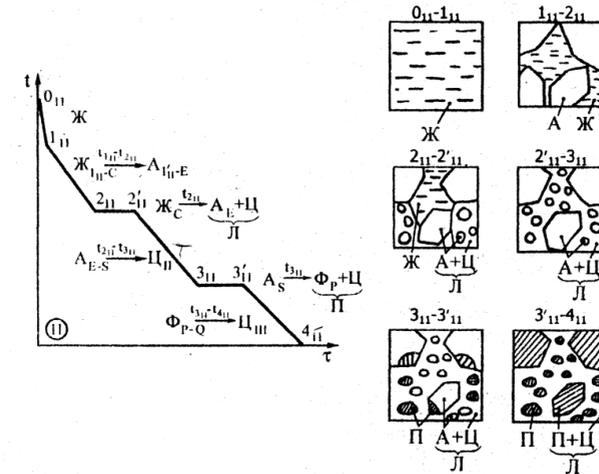


Рис. 17. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 11

Таким образом, кристаллизация всех сплавов в интервале содержания углерода от 2,14 до 6,67 % завершается эвтектическим превращением при одинаковой температуре на линии ECF – 1147 °C, всем чугунам свойственно также выделение из аустенита вторичного цементита в интервале 1147–727 °C, протекание эвтектоидного превращения при температуре 727 °C и выделение ферритом третичного цементита ниже 727 °C. Формирование структуры чугуна при охлаждении из жидкого состояния сопряжено с протеканием двух невариантных превращений: эвтектического и эвтектоидного. Поэтому на кривых охлаждения образуются две изотермические площадки при температурах 1147 и 727 °C (рис. 16–18).

Структура эвтектического чугуна при нормальной температуре представлена ледебуритом, доэвтектического – ледебуритом и перлитом, заэвтектического – ледебуритом и первичным цементитом.

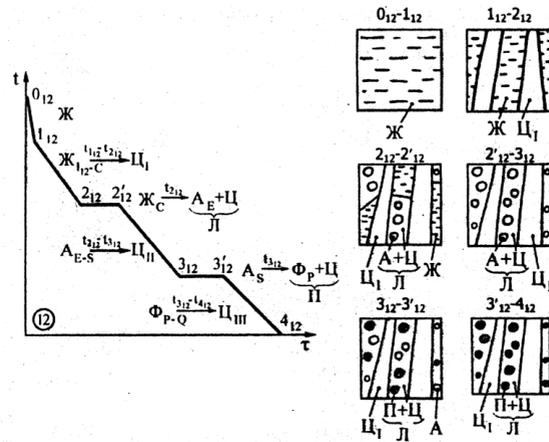


Рис. 18. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 12

Диаграмма состояния «железо–цементит» содержит информацию о фазовом состоянии различных сталей и чугунов. Наряду с этим она позволяет решать задачи, связанные с определением состава фаз и количественного соотношения фаз [5].

Используя качественный и количественный анализ диаграммы состояния «железо–цементит», по диаграмме состояния можно определить:

- число фаз, их весовое соотношение и состав фаз (содержание, концентрация компонентов в каждой фазе) в любом сплаве при любой температуре данной системы;
- можно проследить за структурными превращениями и дать качественную оценку ожидаемой структуры в сплаве при комнатной температуре.

В процессе кристаллизации изменяются и концентрация фаз, и количество каждой фазы. В любой точке диаграммы, когда в сплаве одновременно существуют две фазы, можно определить количество обеих фаз и их концентрацию. Для этого служит правило рычага, или правило отрезков.

Первое положение правила отрезков формулируется следующим образом: чтобы определить концентрации компонентов в фазах, через данную точку, характеризую-

щую состояние сплава, проводят горизонтальную линию до пересечения с линиями, ограничивающими данную область; проекции точек пересечения на ось концентраций показывают составы фаз.

Второе положение правила отрезков: чтобы определить количественное соотношение фаз, через заданную точку проводят горизонтальную линию. Отрезки этой линии между заданной точкой и точками, определяющими составы фаз, обратно пропорциональны количествам этих фаз.

Например, определим химический состав и количество фаз для сплава системы «железо–цементит» в точке *a*, находящейся в области *GSP* (рис. 19). В этой области структурные составляющие – феррит и аустенит. Проведем горизонтальную линию через точку *a* до пересечения с линиями *GP* (точка *b*) и *GS* (точка *c*).

Проекция точки *b* (*b**) указывает химический состав феррита, а проекция точки *c* (*c**) – состав аустенита. Массовое содержание аустенита:

$$m_A = \frac{ba}{bc} \times 100\%,$$

а феррита:

$$m_\phi = \frac{ac}{bc} \times 100\%.$$

В любой системе число фаз, которые находятся в равновесии, зависит от внутренних и внешних условий. Закономерности всех изменений, происходящих в системе, подчинены общему закону равновесия, который называется правилом фаз, или законом Гиббса. Правило фаз выражает зависимость между числом степеней свободы *S* (вариантностью) системы, числом компонентов *K* и числом фаз системы *Ф*, находящихся в равновесии.

Степенями свободы называют независимые термодинамические параметры, которым можно придавать произвольные (в некотором интервале) значения так, чтобы не изменялись фазовые состояния (не исчезали старые фазы и не появлялись новые).

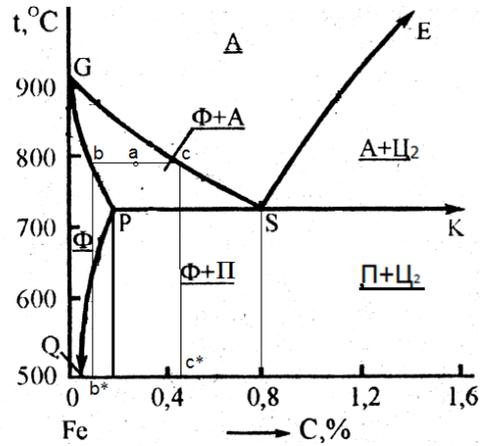


Рис. 19. Использование правила отрезков для анализа диаграммы

Обычно все превращения в металлах и сплавах происходят при постоянном атмосферном давлении. Тогда правило фаз записывают так: $C = K - \Phi + 1$.

Уравнение правила фаз позволяет корректировать правильность построения диаграмм состояния.

Фаза – это однородная часть системы, которая отделена от других частей системы (фаз) поверхностью раздела, при переходе через которую химический состав или структура вещества изменяется скачком.

Однородная жидкость является однофазной системой, а механическая смесь двух кристаллов – двухфазной, так как каждый кристалл отличается от другого по составу или по строению и они отделены один от другого поверхностью раздела.

При анализе кристаллизации доэвтектоидной стали проведем для примера расчет числа степеней свободы по формуле $c = k - f + 1$, где c – число степеней свободы, k – количество компонентов, f – число фаз.

Кристаллизация доэвтектоидной стали, содержащей более 0,5 % С (рис. 20), начинается в точке 1, где в жидкой фазе зарождаются первые зерна аустенита, и заканчивается в точке 2. В процессе кристаллизации состав жидкой фазы

изменяется по линии ликвидус ВС, а аустенита – по линии солидус JE (рис. 1).

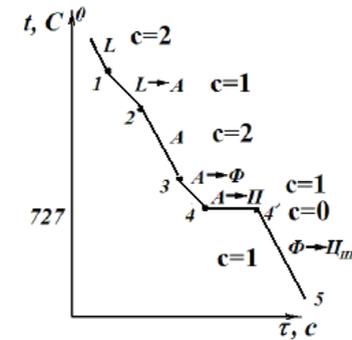


Рис. 20. Кривая охлаждения доэвтектоидной стали с указанием степеней свободы

Между точками 1 и 2 число степеней свободы $c = 2 - 2 + 1 = 1$ (два компонента – железо и углерод, две фазы – жидкость и аустенит), следовательно, процесс может идти со снижением температуры. После затвердевания сплав имеет однофазную структуру аустенита. Между точками 2 и 3 идет охлаждение аустенита. Между точками 2 и 3 число степеней свободы $c = 2 - 1 + 1 = 2$ (два компонента – железо и углерод, одна фаза – аустенит), следовательно, процесс может идти со снижением температуры.

В интервале от точки 3 до точки 4 происходит превращение аустенита: выделяя низкоуглеродистый феррит, аустенит обогащается углеродом в соответствии с линией GS, и в точке 4 концентрация углерода в нем достигает эвтектоидной – 0,8 % С. Между точками 3 и 4 число степеней свободы $c = 2 - 2 + 1 = 1$ (два компонента – железо и углерод, две фазы – аустенит и цементит), следовательно, процесс может идти со снижением температуры.

При постоянной температуре 727 °С (площадка 4-4') происходит эвтектоидное превращение $A \rightarrow \Phi + Ц$ аустенита в мелкодисперсную механическую смесь феррита и цементита, называемую перлитом. В точке 4 число степеней свободы $c = 2 - 3 + 1 = 0$ (два компонента – железо и углерод, три фазы – аустенит, феррит и цементит), что подтвержда-

ет выделение перлита при постоянной температуре. При дальнейшем охлаждении до точки 5 происходит выделение из феррита избыточного углерода (в связи с понижением растворимости по линии диаграммы PQ) в виде третичного цементита. Между точками 4 и 5 число степеней свободы $s = 2 - 2 + 1 = 1$ (два компонента – железо и углерод, две фазы – феррит и цементит), следовательно, процесс может идти со снижением температуры. Конечная структура $\Phi + П + Ц_{III}$ (феррито-перлитная).

Количественное соотношение между ферритом и перлитом в доэвтектоидных сталях определяется содержанием углерода (чем выше содержание углерода, тем больше перлита).

3. АНАЛИЗ ДИАГРАММЫ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО РАСПАДА АУСТЕНИТА

Превращения, то есть изменение структуры (фазового состава), происходят при нагреве сплавов до *критических точек* – температур фазовых превращений. Именно эти температуры определяют режимы нагрева сталей и чугунов при термической обработке.

В соответствии с диаграммой состояния $Fe-Fe_3C$ выделим следующие критические точки (рис. 21):

A_1 – геометрическое место точек на линии PSK , то есть для всех сплавов эта температура одинакова – $727^\circ C$. При нагреве до этой температуры происходит *превращение перлита в аустенит*;

A_3 – геометрическое место точек на линии GS , при нагреве до этой температуры заканчивается *поллиморфное превращение феррита в аустенит*. Для разных сплавов (сталей) эта температура неодинакова, она понижается по мере повышения содержания углерода;

A_{cm} – геометрическое место точек на линии SE , при нагреве до этой температуры заканчивается *растворение цементита в аустените* (при нагреве растворимость углерода в аустените повышается). Для разных сплавов (сталей) эта температура неодинакова, она повышается по мере увеличения содержания углерода [3].

Температуры превращений (критические точки) на практике несколько отличаются от равновесных температур, приведенных на диаграмме: при нагреве они несколько выше, при охлаждении – ниже. Чтобы отличить критические точки при охлаждении и нагреве, их дополнительно обозначают индексами: s при нагреве (A_{s1} ; A_{s3} ; A_{cm}) и r при охлаждении (A_{r1} ; A_{r3} ; A_{cm}).

Рассмотрим *стальной угол диаграммы* $Fe - Fe_3C$.

Превращение перлита в аустенит ($П[\Phi + Ц] \rightarrow А$) при весьма медленном нагреве может завершиться при температуре $727^\circ C$, то есть в полном соответствии с диаграммой

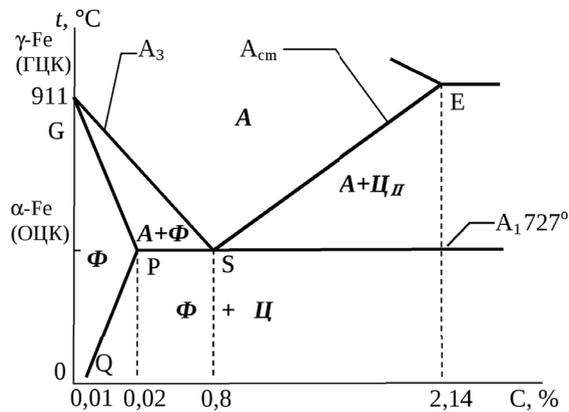


Рис. 21. Стальной угол диаграммы состояния сплава «железо–цементит»

Fe – Fe₃C. Превращение аустенита можно легко обнаружить с помощью наблюдений за изменением магнитных характеристик, так как аустенит парамагнитен, а феррит и цементит обладают магнитными свойствами. Получают серию кинетических кривых (рис. 22 а), которые показывают количество образовавшегося перлита в зависимости от времени, прошедшего с начала превращения.

Вначале наблюдается инкубационный подготовительный период, время, в течение которого сохраняется переохлажденный аустенит. Превращение протекает с различной скоростью и достигает максимума при образовании 50 % продуктов распада.

Затем скорость начинает уменьшаться и постепенно затухает. С увеличением степени переохлаждения устойчивость аустенита уменьшается, а затем увеличивается.

Этот процесс протекает в результате образования зародышей кристаллов аустенита из феррита путем изменения кристаллической решетки или перекристаллизации (исходная ОЦК – решетка феррита, конечная ГЦК – решетка аустенита), их последующего роста и растворения цементита в аустените. Это превращение носит диффузионный характер и сопровождается перемещением атомов углерода [10].

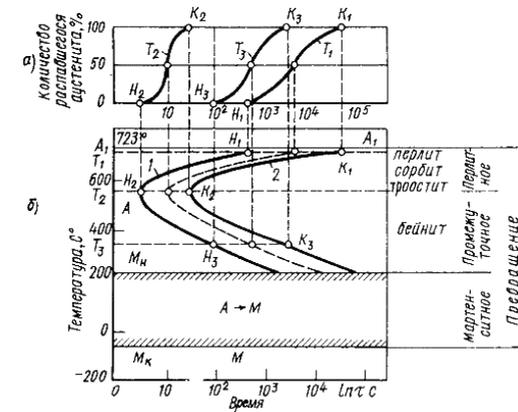


Рис. 22. Кинетические кривые превращения аустенита при охлаждении (а); диаграмма изотермического превращения аустенита (б)

Кристаллы аустенита зарождаются преимущественно на межфазовых границах феррита с цементитом (рис. 23) [3].

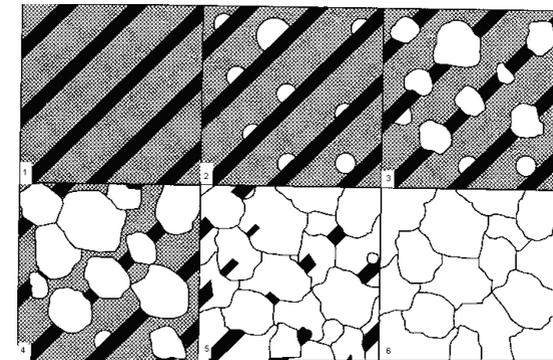


Рис. 23. Схема превращения перлита в аустенит при нагреве стали доэвтектоидного состава:
 ■ – феррит; ■ – цементит; □ – аустенит,
 1 – перлит; 2–5 – стадии превращения; 6 – аустенит

С увеличением степени перегрева относительно точки A_{c1} превращение перлита в аустенит ускоряется. Так, повы-

шение температуры с 740 до 800 °С приводит к увеличению скорости возникновения зародышей аустенита примерно в 280 раз и скорости их роста примерно в 80 раз.

Окончание процесса превращения характеризуется образованием аустенита и исчезновением перлита. Вновь образовавшийся аустенит неоднороден даже в объеме одного зерна. В тех местах, где раньше были пластинки цементита, содержание углерода значительно больше, чем в тех местах, где были пластинки феррита.

Для получения однородного (гомогенного) аустенита необходимо нагреть сталь выше A_{c1} и дать выдержку для завершения диффузионных процессов. Скорость превращения перлита в аустенит зависит не только от температуры нагрева, но также от дисперсности цементита и его формы. Чем мельче частицы цементита, тем быстрее протекает превращение перлита в аустенит.

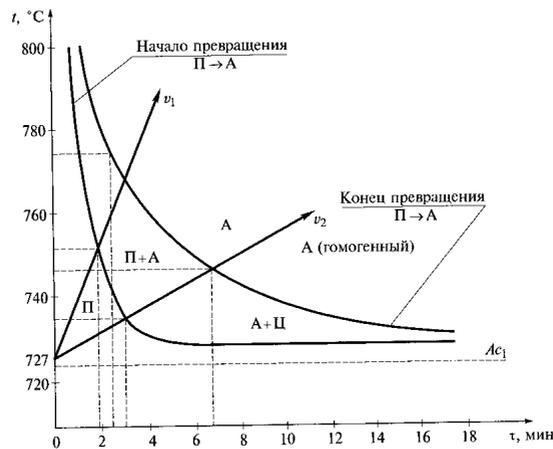


Рис. 24. Влияние температуры нагрева на скорость превращения перлита в аустенит:

t – температура; τ – время; А – аустенит; П – перлит;
Ц – цементит; v_1 и v_2 – скорости нагрева;
 A_{c1} – критическая точка (точка Кюри)

При нагреве доэвтектоидных сталей ($C < 0,8\%$) с исходной структурой, состоящей из феррита и перлита, происходят

следующие структурные превращения. При температуре 727 °С происходит превращение перлита в аустенит. При этом сохраняется двухфазная структура из аустенита и феррита. При дальнейшем нагреве происходит превращение феррита в аустенит, которое заканчивается при достижении температуры, соответствующей критической точке A_{c3} , то есть на линии GS (рис. 21).

У заэвтектоидных сталей ($C > 0,8\%$) при нагреве до температуры A_{c1} (727 °С, линия PSK) также происходит превращение перлита в аустенит. Одновременно при этой температуре начинается растворение цементита в аустените (в соответствии с линией SE), которое заканчивается при температуре, соответствующей критической точке A_{cm} , то есть на линии SE.

При нагреве до температуры A_{c1} или немного выше число зародышей всегда достаточно велико и начальное зерно аустенита мелкое. Чем выше скорости нагрева, тем меньше зерно аустенита, так как скорость образования зародышей выше, чем скорости их роста.

При дальнейшем повышении температуры или увеличении длительности выдержки при данной температуре происходит собирательная рекристаллизация и зерно увеличивается. Рост зерна аустенита происходит самопроизвольно, причем крупные зерна растут за счет более мелких, а следовательно, термодинамически менее устойчивых.

Способность зерна аустенита к росту неодинакова даже у сталей одного марочного состава вследствие влияния условий их выплавки. По склонности к росту зерна различают два предельных типа сталей: наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые.

На практике наследственную зернистость определяют по шкале зернистости (см. приложение 4). Для этого сталь нагревают до таких температур, при которых у наследственно мелкозернистой стали зерно еще не растет, а у крупнозернистой уже выросло (930 °С), а после охлаждения определяют величину зерна.

Эксплуатационные свойства стали определяются действительным размером зерна. Крупное зерно в стали не влияет на твердость, но снижает прочность и ударную вязкость.

Некоторые технологические свойства, напротив, опре-

деляются наследственным зерном. Так, наследственно мелкозернистую сталь можно прокатывать (ковать) при более высоких температурах, когда сталь обладает большей пластичностью. Наследственно мелкозернистая сталь более технологична при термической обработке – у нее более широкий интервал закалочных температур, потому что такая сталь не склонна к перегреву [3].

При термической обработке режимы нагрева сталей и чугунов определяются диаграммой «железо–цементит». Эта диаграмма, построенная для бесконечно большого количества сплавов, описывает их структуры в равновесном состоянии, то есть полученные в результате весьма медленных нагрева и охлаждения. Таким образом, она не учитывает скоростей нагрева, а главное, и охлаждения, которые весьма существенно влияют на структуру и свойства сплавов системы Fe – Fe₃C [1].

Структуры, получаемые при различных скоростях охлаждения, описываются диаграммой изотермического превращения аустенита (рис. 18, б). Эта диаграмма строится в координатах «время–температура».

Рассмотрим превращения аустенита при охлаждении с различными скоростями на примере эвтектоидной стали (0,8 % C, рис. 25). Превращения по механизму их протекания можно разделить на перлитное, бейнитное и мартенситное [5].

Перлитное превращение основано на диффузии углерода, сопровождается полиморфным превращением $Fe_a \rightarrow Fe_\gamma$, а также растворением цементита в аустените.

При температуре выше A_1 (область I на диаграмме) аустенит является равновесной фазой, то есть при этой температуре такая структура будет оставаться неизменной бесконечно долго. При температуре A_1 аустенит и перлит находятся в равновесии.

Для превращения аустенита в перлит необходимо некоторое переохлаждение, чтобы свободная энергия перлита стала меньше, чем у аустенита. Таким образом, при понижении температуры ниже A_1 (область II) аустенит становится неустойчивым, *переохлажденным* и через определенное время начнется его распад на ферритоцементитную структуру.



Рис. 25. Диаграмма изотермического превращения переохлаждения аустенита стали У8 (0,8 % С)

При малой степени переохлаждения параметры кристаллизации (число центров кристаллизации и скорость их роста) низки, поэтому превращение А→П начинается через достаточно длительное время. Такой же эффект будет и при большой степени переохлаждения. Это означает, что наибольшая скорость кристаллизации (то есть превращения А→П) будет достигнута при некоторых промежуточных (средних) степенях переохлаждения. Другими словами, кривая начала распада (кривая а на диаграмме) должна иметь минимум по координате τ (время) – быть С-образной. Действительно, при температуре 550 °С достигается наименьшая устойчивость переохлажденного аустенита. При этой температуре время существования переохлажденного аустенита минимально, для углеродистых сталей – 1... 2 с. Аналогичный вид имеет кривая конца превращений (кривая б). Форма этих кривых определила второе название диаграммы изотермического превращения – С-образная диаграмма.

На диаграмме в области левее первой кривой находится

переохлажденный аустенит. Он претерпевает распад между кривыми начала и конца превращения – это кривые *a* и *b*, которые ограничивают область существования трех фаз: аустенита, феррита и цементита (область III). При превращении аустенита в перлит происходят как диффузионные, так и бездиффузионные процессы.

Диффузионные процессы заключаются, во-первых, в выделении из аустенита кристаллов цементита и, во-вторых, в их росте. Вследствие выделения цементита из аустенита концентрация углерода в нем снижается ($A_{0,8} \rightarrow A_{0,02}$).

При содержании углерода в аустените, равном 0,02 %, что соответствует максимальной растворимости углерода в феррите при 727 °С – точке Р диаграмме Fe – Fe₃C, происходит *бездиффузионное* превращение аустенита в феррит ($A_{0,02} \rightarrow \Phi_{0,02}$) с изменением кристаллической ГЦК решетки на ОЦК.

Меняя скорость охлаждения, то есть степень переохлаждения, мы можем влиять на диффузионные процессы, которые развиваются во времени, но не можем управлять бездиффузионными процессами, происходящими с очень большой скоростью, практически мгновенно.

Подавление в большей или меньшей степени второй стадии диффузионного процесса – роста (коагуляции) кристаллов цементита – позволяет получить структуры с разными размерами этих кристаллов (разной дисперсностью). Таким образом, структура и свойства продуктов распада аустенита зависят от температуры превращения.

В том случае, если превращение происходит при высоких температурах, то есть низкой скорости охлаждения и малой степени переохлаждения, которым соответствует луч 1 (рис. 25), получается грубая смесь феррита и цементита (его кристаллы успели вырасти), которая называется *перлитом*. Образуется при переохлаждении до температуры $T = 650...700$ °С или при скорости охлаждения $V_{охл} = 30...60$ °С/ч. Твердость составляет 180...250 НВ. Эта структура является равновесной, поэтому именно она описывается диаграммой состояния Fe – Fe₃C.

Понижение температуры превращения, следовательно, ускорение охлаждения, приводит к меньшей степени роста кристаллов цементита (луч 2), что вызывает образование смеси более тонкого строения, которая получила название

сорбит. Образуется при переохлаждении до температуры $T = 600...650$ °С или при скорости охлаждения $V_{охл} = 60$ °С/ч. Твердость составляет 250...350 НВ. Структура характеризуется высоким пределом упругости, достаточной вязкостью и прочностью.

При еще более низкой температуре превращения образуется *троостит* – дисперсная структура (луч 3). Образуется при переохлаждении до температуры $T = 550...600$ °С или при скорости охлаждения $V_{охл} = 150$ °С/ч. Твердость составляет 350...450 НВ. Структура характеризуется высоким пределом упругости, малой вязкостью и пластичностью.

Толщина соседних пластинок феррита и цементита определяет дисперсность структуры. Она зависит от температуры превращения. В зависимости от дисперсности продукты распада имеют различное название:

$$\Delta_0 \approx (0,5...0,7)10^{-3} \text{ мм} - \text{перлит};$$

$$\Delta_0 \approx 0,25 \cdot 10^{-3} \text{ мм} - \text{сорбит};$$

$$\Delta_0 \approx 0,1 \cdot 10^{-3} \text{ мм} - \text{троостит}.$$

Таким образом, перлит, сорбит и троостит – это ферритоцементитные смеси (область IV) различной дисперсности. Цементит этих структур имеет пластинчатое строение (рис. 26).

Твердость и прочность ферритоцементитных смесей тем выше, чем тоньше строение цементита и дисперснее его структура. Так, для стали с 0,8 % С твердость перлита, сорбита и троостита примерно составляет 200; 300 и 400 НВ соответственно.

Изотермическое превращение аустенита в доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях отличается от превращения в эвтектоидной стали. В верхнем интервале температур сначала происходит выделение из аустенита избыточных фаз: феррита в доэвтектоидных сталях и цементита в заэвтектоидных. Выделение этих фаз описывают дополнительные линии на диаграммах (рис. 27) [1].

Однако выделение избыточных фаз возможно только при небольших степенях переохлаждения; при значительном переохлаждении распад аустенита происходит без их предварительного выделения. В этом случае содержание углерода в образующейся ферритоцементитной смеси будет отличаться от эвтектоидного. Сорбит и троостит в до-

Ферритно-цементитная смесь	Перлит	Сорбит	Троостит
Структура			
Твердость, НВ	~180—200	~300	~400—450
Предел прочности σ_b , МПа	~600—660	~1000	~1300—1500
Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	~300—330	~500	~650—750

Рис. 26. Структура и механические свойства перлита, сорбита и троостита

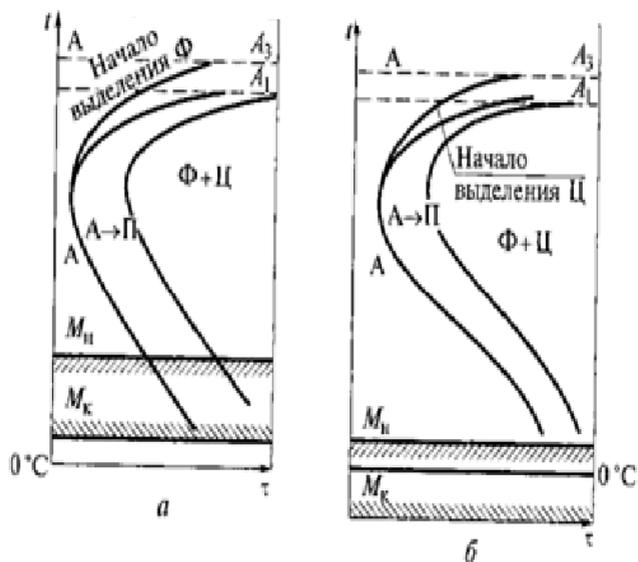


Рис. 27. Диаграммы изотермического превращения аустенита: а) доэвтектоидная сталь; б) заэвтектоидная сталь

эвтектоидных сталях содержат менее, а в заэвтектоидных более 0,8 % углерода [10].

Мартенситное превращение происходит при охлаждении с весьма высокой скоростью (луч 4) (рис. 25), когда удается полностью подавить диффузионные процессы (выделение цементита из аустенита), но бездиффузионное ($\gamma \rightarrow \alpha$)-превращение при этом все же происходит. Такое превращение называется *мартенситным*, а полученная структура – *мартенситом*.

При бездиффузионном превращении, каким является мартенситное, происходит лишь перестройка ГЦК решетки аустенита в ОЦК решетку α -железа без выделения углерода [$Fe_\gamma(C) \rightarrow Fe_\alpha(C)$]. Это означает, что содержание углерода в мартенсите сохранилось таким же, каким оно было в исходном аустените, то есть значительно большим его предельной растворимости в α -железе. В соответствии с диаграммой Fe – Fe₃C растворимость углерода при комнатной температуре составляет 0,006 % – точка Q диаграммы Fe – Fe₃C (рис. 1). Таким образом, мартенсит – это *пересыщенный и, следовательно, неравновесный твердый раствор углерода в α -железе*.

Из-за высокого содержания углерода кристаллическая решетка α -железа сильно искажена. Мартенсит имеет *тетрагональную* кристаллическую решетку, в которой в отличие от кубической параметр c больше параметра a (рис. 28, левый) [1].

Мартенсит имеет высокую твердость, которая повышается с увеличением содержания углерода (рис. 29).

Минимальная скорость охлаждения, обеспечивающая подавление диффузионных процессов, называется *критической скоростью охлаждения $v_{кр}$* . Графически она представлена касательной к первой С-образной кривой (рис. 25). При такой и больших скоростях охлаждения аустенит превращается в мартенсит без образования структур перлитного типа.

Превращение аустенита в мартенсит происходит в интервале температур, которым соответствует область V на диаграмме (рис. 25). Температура начала мартенситного превращения обозначается M_n ; конца превращения – M_k . Для того чтобы мартенситное превращение происходило, необходимо непрерывное охлаждение аустенита в интервале



Рис. 28. Кристаллическая решетка и микроструктура мартенсита, $\times 500$

○ – атомы железа; ● – атом углерода,
 a и c – параметры кристаллической решетки

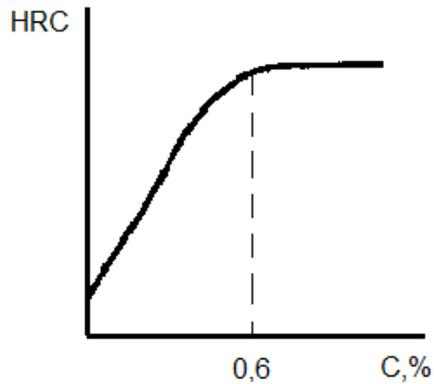


Рис. 29. Зависимость твердости мартенсита от содержания углерода

температур $M_n - M_k$. Если охлаждение прекратить, то превращение аустенита в мартенсит остановится.

Температуры начала и конца мартенситного превращения (точки M_n и M_k) не зависят от скорости охлаждения и определяются химическим составом стали. Чем больше углерода в стали, а при нагреве в аустените, тем ниже эти температуры (рис. 30, а).

Все легирующие элементы, за исключением кобальта и алюминия, понижают температуры точек M_n и M_k (рис. 30, б).

Если температура M_k ниже 20°C (температура цеха, до которой реально происходит охлаждение при закалке), то после закалки в структуре сохраняется аустенит, называемый *остаточным*.

Мартенситное превращение характеризуется высокой скоростью роста зародышей кристаллов, которая лежит в пределах до 1000 м/с.

Кристаллы мартенсита, представляющие собой пластины, обычно ориентированы между собой под углом 60° или 120° [10].

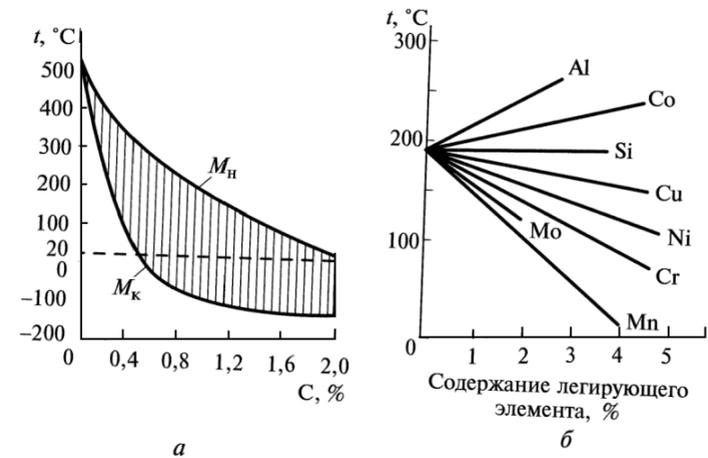


Рис. 30. Влияние содержания в стали углерода на температуру начала M_n и конца M_k мартенситного превращения (а) и легирующих элементов на температуру начала мартенситного превращения M_n (б)

Бейнитное (промежуточное) превращение происходит при температурах, когда диффузия атомов железа сильно замедляется, а атомов углерода протекает сравнительно легко (скорость охлаждения выше, чем при образовании троостита, но недостаточна для получения мартенсита). Для превращения характерны особенности как перлитного, так и мартенситного превращений.

В результате промежуточного превращения образуется структура, состоящая из смеси α -железа, часто пересыщенного углеродом (малоуглеродистого мартенсита), и цементита. Эта структура получила название *бейнит*.

В зависимости от температур образования различают *верхний* и *нижний* бейнит, образующиеся соответственно в верхнем или нижнем интервале температур промежуточного превращения.

При температуре $550\text{ }^{\circ}\text{C} - \Delta_0 = 0,12 \cdot 10^{-3}$ мм – *верхний бейнит*. Структура характеризуется недостаточной прочностью, при низких относительном удлинении и ударной вязкости.

При температуре $300\text{ }^{\circ}\text{C} - \Delta_0 = 0,08 \cdot 10^{-3}$ – *нижний бейнит*. Структура характеризуется высокой прочностью в сочетании с пластичностью и вязкостью.

Верхний бейнит по своему строению напоминает троостит, а нижний – мартенсит. Прочность и пластичность нижнего бейнита выше, чем верхнего.

4. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Термическая обработка представляет собой совокупность операций нагрева, выдержки и охлаждения, выполняемых в определенной последовательности при определенных режимах, с целью изменения внутреннего строения сплава и получения нужных свойств (представляется в виде графика в осях «температура – время») (рис. 31).

Термическая обработка является одним из важнейших звеньев технологического процесса производства и ремонта деталей машин. Она применяется как промежуточная операция для улучшения технологических свойств металлов (обрабатываемости давлением, резанием и др.) и как окончательная – для придания им комплекса механических, физических и химических свойств, обеспечивающих необходимые характеристики изделий.

Общая классификация термической обработки сталей и сплавов представлена в приложении 1 [2].

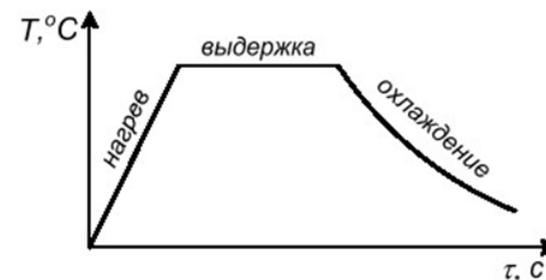


Рис. 31. Операции термической обработки

Режимы термической обработки назначают в соответствии с диаграммой состояния «железо–цементит» и диаграммой изотермического распада аустенита [10].

Нагрев может осуществляться в нагревательных печах, то-

плавных или электрических, в соляных ваннах или в ваннах с расплавленным металлом, пропусканием через изделие электрического тока или в результате индукционного нагрева.

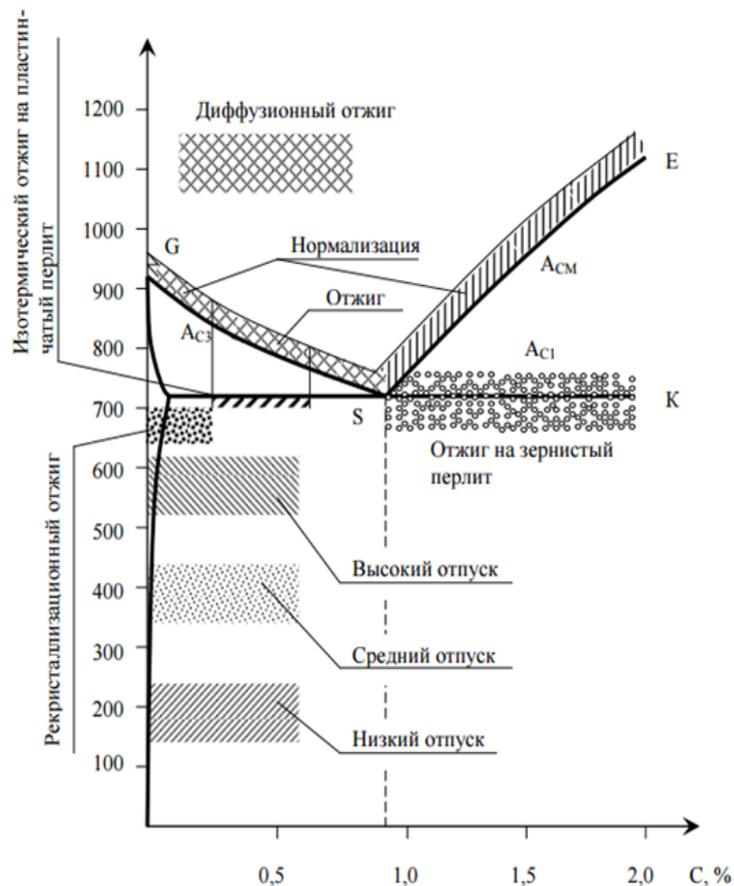


Рис. 32. Левый угол диаграммы состояния Fe-Fe₃C и температурные области нагрева при термической обработке сталей

Основные виды термической обработки – отжиг, закалка, отпуск и старение. Каждый из указанных видов имеет несколько разновидностей [8].

Отжиг

Отжиг – термическая обработка, включающая нагрев сталей выше критических точек A_{c1} или A_{c3} (рис. 32), выдержку для прогрева и полного завершения фазовых превращений и последующее медленное охлаждение.

Обычно охлаждение проводится до температуры 600 °С, а затем на спокойном воздухе.

Целью отжига является разупрочнение металла (заготовок) для обеспечения хорошей обрабатываемости резанием и давлением; исправление дефектов структуры, образующихся при горячей пластической деформации, литье или сварке; устранение остаточных напряжений, возникающих в процессе получения заготовок этими методами.

Отжиг первого рода

Отжиг 1 рода – это такой вид отжига, при котором не происходит структурных изменений, связанных с фазовыми превращениями.

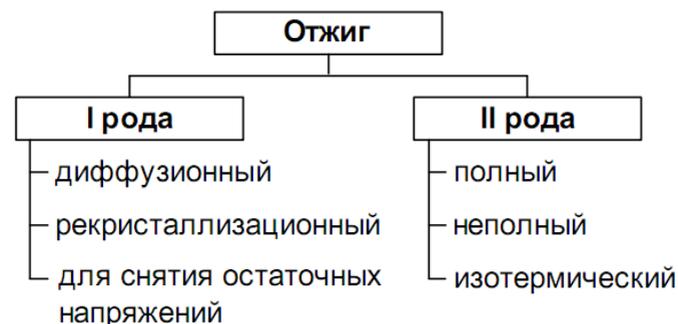


Рис. 33. Основные виды отжига

1. Диффузионный (гомогенизирующий) отжиг. Применяется для устранения дендритной ликвации в слитках и отливках, выравнивания химического состава сплава.

В его основе лежит диффузия. В результате нагрева 1100–1150 °С с длительной (12–15 ч.) выдержкой и последующим медленным охлаждением выравнивается состав, растворяются избыточные карбиды. Применяется в основном для

легированных сталей. При этом образуется крупнозернистая видманштеттова структура¹, имеющая характерное игольчатое строение феррита.

2. *Рекристаллизационный отжиг.* Нагрев деформированного металла ведет к повышению подвижности атомов, и среди вытянутых зерен идет интенсивное зарождение и рост новых равновесных свободных от напряжений зерен. Новые зерна растут за счет старых, вытянутых, до их столкновения друг с другом и до полного исчезновения вытянутых зерен. При нагреве по достижении температуры начала рекристаллизации предел прочности и особенно текучести резко снижается, а пластичность увеличивается. Для устранения наклепа необходим отжиг.

Основные цели отжига: перекристаллизация стали (измельчение зерна), снятие внутренних напряжений, снижение твердости и улучшение обрабатываемости.

Температура начала рекристаллизации металлов, подвергнутых значительной деформации, для технически чистых металлов составляет примерно $0,4 T_{пл}$ (правило А. А. Бочвара), для чистых металлов снижается до $(0,1...0,2)T_{пл}$, а для сплавов твердых растворов возрастает до $(0,5...0,6)T_{пл}$.

3. *Отжиг для снятия напряжений.* Внутренние напряжения в металле могут возникать в результате различных видов обработки (литья, сварки, обработки резанием, когда требуется высокая точность размеров). Внутренние напряжения в металле могут достигать большой величины и, складываясь с рабочими, то есть возникающими при работе, могут неожиданно превышать предел прочности и приводить к разрушению.

Этот отжиг проводится при температурах ниже температуры рекристаллизации: $t_{отж} = 0,2 - 0,3 T_{пл} \text{ } ^\circ\text{K}$. Продолжительность зависит от габаритов изделия [9].

¹ Видманштеттова структура – разновидность металлографической структуры сплавов, отличающаяся геометрически правильным расположением элементов структуры в виде пластин или игл внутри кристаллов зерен. В. с. впервые обнаружена англ. уч. У. Томсоном и австр. уч. А. Видманштеттом в начале XIX в. при изучении железоникелевых сплавов.

Отжиг второго рода

Отжиг второго рода предназначен для изменения фазового состава.

Температура нагрева и время выдержки обеспечивают нужные структурные превращения. Скорость охлаждения должна быть такой, чтобы успели произойти обратные диффузионные фазовые превращения.

Отжиг второго рода является подготовительной операцией, которой подвергают отливки, поковки, прокат. Отжиг снижает твердость и прочность, улучшает обрабатываемость резанием средне- и высокоуглеродистых сталей. Измельчая зерно, снижая внутренние напряжения и уменьшая структурную неоднородность, способствует повышению пластичности и вязкости.

В зависимости от температуры нагрева различают отжиг:

1. *Полный отжиг* заключается в нагреве стали выше температуры точки A_3 на $30...50 \text{ } ^\circ\text{C}$, выдержка при этой температуре до полной перекристаллизации с последующим медленным охлаждением (рис. 32):

$$T_H = A_3 + (30...50)^\circ\text{C}.$$

Проводится для доэвтектоидных сталей для исправления структуры.

Скорость охлаждения углеродистой стали $150\text{--}200 \text{ } ^\circ\text{C/ч}$; легированной стали – $30\text{--}100 \text{ } ^\circ\text{C/ч}$.

2. *Неполный отжиг* заключается в нагреве стали выше температуры точки A_1 , но ниже A_3 , выдержка при этой температуре с последующим медленным охлаждением:

$$T_H = A_1 + (30...50)^\circ\text{C}.$$

Применяется для заэвтектоидных сталей. При таком нагреве в структуре сохраняется цементит вторичный, в результате отжига цементит приобретает сферическую форму (сфероидизация). Получению зернистого цементита способствует предшествующая отжигу горячая пластическая деформация, при которой дробится цементитная сетка. Структура с зернистым цементитом лучше обраба-

тывается и имеет лучшую структуру после закалки. Неполный отжиг является обязательным для инструментальных сталей.

Иногда неполный отжиг применяют для доэвтектоидных сталей, если не требуется исправление структуры (сталь мелкозернистая), а необходимо только понизить твердость для улучшения обрабатываемости резанием.

3. *Изотермический отжиг* – заключается в том, что сталь нагревают до температуры на 30–50 °С выше точки A_{c3} (конструкционные стали) и выше точки A_{c1} на 50–100 °С (инструментальные стали).

Температура изотермической выдержки близка к температуре минимальной устойчивости аустенита. Часто такой вид отжига проводят на практике с целью сокращения времени термической обработки [9].

В результате получают более однородную структуру, так как превращение происходит при одинаковой степени переохлаждения. Применяют для легированных сталей.

Таблица 2

Общая характеристика отжигов I и II рода

Наименование	Процесс	Цель
<i>Отжиг I рода</i>		
Диффузионный (гомогенизация)	Быстрый нагрев до температуры 1423 К, длительная выдержка и последующее медленное охлаждение	Выравнивание химической неоднородности материала в крупных фасонных отливках из легированной стали
Рекристаллизационный	Нагрев до температуры 873–973 К, длительная выдержка и последующее медленное охлаждение	Уменьшение твердости и увеличение пластичности после холодного деформирования (обработка является межоперационной)

Продолжение таблицы 2

Наименование	Процесс	Цель
Отжиг для снятия напряжений	Нагрев до температуры 473–673 К и последующее медленное охлаждение	Снятие остаточных напряжений после литья, сварки, пластической деформации или мех. обработки
<i>Отжиг II рода</i>		
Полный	Нагрев до температуры 1123 К, выдержка при этой температуре с последующим медленным охлаждением	Устранение дефектов структуры, возникших при предыдущей обработке (литье, ковке), разупрочнение стали перед обработкой резанием (после отжига сталь имеет низкие твердость и прочность) и снятие остаточных напряжений
Неполный	Нагрев до температуры 1050 К, выдержка при этой температуре с последующим медленным охлаждением	Снятие напряжений и улучшение обрабатываемости резанием в том случае, если предварительная горячая механическая обработка не привела к образованию крупного зерна
Изотермический	Нагревают до температуры 1669 К (конструкционные стали) и до температуры 1646 К (инструментальные стали)	Сокращение времени термической обработки

Таблица 3

Область применения и режимы отжига

Параметры термической обработки	Сталь	
	доэвтектоидная (полный отжиг)	эвтектоидная и заэвтектоидная (неполный отжиг)
Температура, °С	АС + 30...50	АС1 + 30...50
Время выдержки при указанной температуре, мин/мм	1...2	1...2
Способ охлаждения	вместе с печью	вместе с печью
Приобретенная твердость, НВ	80...200	80...200

4. *Нормализация – разновидность отжига.* Этой операции подвергают стали. Она представляет собой нагрев доэвтектоидной стали выше $A_{сз}$, а заэвтектоидной выше $A_{сн}$ на 50... 60 °С, выдержку при этой температуре и последующее охлаждение на воздухе. При нормализации происходит перекристаллизация стали, которая устраняет крупнозернистую структуру, полученную при литье или ковке.

В результате охлаждения на воздухе распад аустенита на ферритоцементитную смесь происходит при более низких температурах, следовательно, повышается дисперсность смеси, таким образом, получается структура сорбита.

Назначение нормализации различно в зависимости от состава стали. *Низкоуглеродистые стали* подвергают нормализации вместо отжига. При этом уменьшается загруженность оборудования – охлаждение выполняют не в печи, а на воздухе. Твердость стали получается выше, чем при отжиге, но для низкоуглеродистых сталей ее значения все равно остаются достаточно низкими. Нормализация практически не снижает производительность обработки, но улучшает качество поверхности при резании.

Для *среднеуглеродистых сталей* нормализацию заменяют вместо закалки и высокого отпуска или улучше-

ния. Механические свойства при этом несколько ниже, но уменьшается деформация изделий по сравнению с получаемой при закалке и высоком отпуске. Кроме того, повышается производительность операций термической обработки – одна операция выполняется вместо двух.

Высокоуглеродистые (заэвтектоидные) стали подвергают нормализации с целью устранения цементитной сетки [4].

Закалка

Закалка – это упрочняющая термическая операция. Повышение твердости и прочности обеспечивается за счет получения структуры мартенсита. Закалка не является окончательной операцией. После нее выполняют отпуск.

Закалка заключается в нагреве стали выше критических точек, изотермической выдержке при этой температуре и быстром охлаждении со скоростью, превышающей критическую, для получения структуры мартенсита [9].

Основными параметрами являются температура нагрева и скорость охлаждения. Продолжительность нагрева зависит от нагревательного устройства, по опытным данным на 1 мм сечения затрачивается: в электрической печи – 1,5...2 мин.; в пламенной печи – 1 мин.; в соляной ванне – 0,5 мин.; в свинцовой ванне – 0,1...0,15 мин.

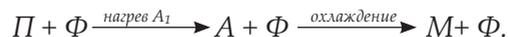
По температуре нагрева различают виды закалки: нагрев под закалку *доэвтектоидных сталей* с исходной структурой перлит + феррит производится при температурах выше $A_{сз}$ на 30...50 °С. При таком нагреве сталь будет иметь структуру аустенита, а после охлаждения со скоростью больше критической – структуру мартенсита. Такая закалка называется **полной**.

$$T_H = A_3 + (30...50)^\circ\text{C}.$$



Закалка при температуре ниже $A_{сз}$, но выше $A_{сн}$ называется **неполной**. Такой нагрев не обеспечивает получения аустенита во всем объеме, в структуре сохраняется феррит (неполная закалка доэвтектоидных сталей недопустима). Поэтому после быстрого охлаждения в структуре наряду с мартенситом, об-

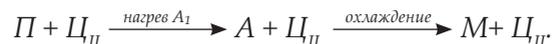
разовавшимся из аустенита, будет присутствовать феррит. Такая структура не обеспечивает необходимой твердости из-за низкой твердости феррита. Следовательно, доэвтектоидные стали следует подвергать полной закалке.



Неполная закалка с температурой нагрева на 30...50 °С выше критической температуры A_1 :

$$T_H = A_1 + (30...50)^\circ\text{C}.$$

Применяется для заэвтектоидных сталей. Изменения структуры стали при нагреве и охлаждении происходят по схеме:



После охлаждения в структуре остается вторичный цементит, который повышает твердость и износостойкость режущего инструмента.

Превышение температуры сверх указанной (на 30...50 °С выше $A_{с3}$) не повысит твердости стали (рис. 25). Это объясняется тем, что при нагреве доэвтектоидной стали выше $A_{с3}$ весь углерод, содержащийся в стали, находится после закалки в мартенсите, при этом достигается максимальная для данной стали твердость [3].

Схемы микроструктур доэвтектоидной стали (сод. 0,4 % С) после проведения закалки при разных температурах приведены в приложении 2.

Таблица 4

Область применения и режимы закалки

Параметры термической обработки	Сталь	
	доэвтектоидная (полная закалка)	эвтектоидная и заэвтектоидная (неполная закалка)
Температура, °С	AC + 30...50	AC1 + 30...50

Параметры термической обработки	Сталь	
	доэвтектоидная (полная закалка)	эвтектоидная и заэвтектоидная (неполная закалка)
Время выдержки при указанной температуре, мин/мм	1...2	1...2
Охлаждающая жидкость	вода, масло	вода, масло
Приобретенная твердость, HRC	60	60

Охлаждающие среды при закалке

Охлаждение при закалке должно обеспечить получение структуры мартенсита в пределах заданного сечения изделия (определенную прокаливаемость) и не должно вызывать закалочных дефектов: трещин, деформаций, коробления и высоких растягивающих остаточных напряжений в поверхностных слоях.

Наиболее желательны высокая скорость охлаждения (выше критической скорости закалки) в интервале температур $A_1 - M_n$ для подавления распада переохлажденного аустенита в области перлитного и промежуточного превращений и замедленное охлаждение в интервале температур мартенситного превращения $M_n - M_k$. Высокая скорость охлаждения в мартенситном интервале температур нежелательна, так как ведет к увеличению уровня остаточных напряжений и даже к образованию трещин. В то же время слишком медленное охлаждение в интервале температур $M_n - M_k$ может привести к частичному отпуску мартенсита и увеличению количества остаточного аустенита вследствие его стабилизации, что снижает твердость стали.

Чаще для закалки используют кипящие жидкости – воду, водные растворы щелочей и солей, масла. При закалке в этих средах различают три периода:

1) пленочное кипение, когда на поверхности стали образуется «паровая рубашка»; в этот период скорость охлаждения сравнительно невелика;

2) пузырьковое кипение, наступающее при полном разрушении паровой пленки, наблюдаемое при охлаждении поверхности до температуры ниже критической; в этот период происходит быстрый отвод теплоты;

3) конвективный теплообмен, который отвечает температурам ниже температуры кипения охлаждающей жидкости; теплоотвод в этот период происходит с наименьшей скоростью охлаждения.

Дальнейшим усовершенствованием методов охлаждения явилось применение смесей воды с воздухом, подаваемых через форсунки. Водовоздушные среды применяют для охлаждения крупных поковок, рельсов и т. д. [7].

В таблице 5 приведены примерный температурный интервал пузырькового кипения и относительная интенсивность охлаждения H в середине этого интервала для различных охлаждающих сред [8].

Вода как охлаждающая среда имеет существенные недостатки. Высокая скорость охлаждения в области температур мартенситного превращения нередко приводит к образованию закалочных дефектов; с повышением температуры воды резко ухудшается ее закалочная способность.

При закалке изделий в горячей воде вследствие их медленного охлаждения при высоких температурах и быстрого охлаждения при низких температурах тепловые напряжения получаются низкими, а наиболее опасные структурные – высокими, что и может вызвать образование трещин. Наиболее высокой и равномерной охлаждающей способностью отличаются холодные 8–12-процентные водные растворы NaCl и NaOH, которые хорошо зарекомендовали себя на практике.

Таблица 5

Относительная охлаждающая способность закалочных сред

Охлаждающая среда		Скорость охлаждения, °C/с, при температуре, °C	
		650...550	350...200
Дистиллированная вода		250	200
Вода при температуре, °C	18	600	270

Охлаждающая среда		Скорость охлаждения, °C/с, при температуре, °C	
		650...550	350...200
Вода при температуре, °C	28	500	270
	50	100	270
	74	30	200
10-процентный водный раствор NaOH		1200	300
Расвор NaCl при 18 °C		1100	300
Расвор Na ₂ CO ₃ при 18 °C		800	270
Расвор H ₂ SO ₄ при 18 °C		750	300
5-процентный раствор перманганата калия		450	100
Глицерин		135	175
Эмульсия масла в воде		770	200
Мыльная вода		30	200
Минеральное масло		150	30
Трансформаторное масло		120	25
Сплав 75 % Sn + 25 % Cd, 175 °C		450	50
Воздух спокойный		3	1
Воздух под давлением		30	10

Масло как закалочная среда имеет следующие преимущества: небольшую скорость охлаждения в мартенситном интервале температур, что уменьшает возникновение закалочных дефектов, и постоянство закалывающей способности в широком интервале температур среды (20–150 °C). К недостаткам следует отнести повышенную воспламеняемость (температура вспышки 165–300 °C), недостаточную стабильность и низкую охлаждающую способность в области температур перлитного превращения, а также повышенную стоимость.

Температуру масла при закалке поддерживают в преде-

лах 60–90 °С, когда его вязкость оказывается минимальной.

Для закалки применяют *водные растворы полимеров* (ПК2, ПАА, УЗСП-1), снижающие скорость охлаждения в мартенситном интервале температур. Однако нужно учитывать, что растворимость полимеров в воде меняется с изменением температуры, что влечет за собой изменение охлаждающей способности [11].

При выборе охлаждающей среды необходимо учитывать закаливаемость и прокаливаемость стали.

Закаливаемость – способность стали повышать твердость при закалке. Закаливаемость определяется содержанием углерода. Стали с содержанием углерода менее 0,20 % не закаливаются. Легирующие элементы оказывают небольшое влияние на закаливаемость.

Прокаливаемость – способность получать закаленный слой с мартенситной и троостомартенситной структурой, обладающей высокой твердостью, на определенную глубину. За глубину закаленной зоны принимают расстояние от поверхности до середины слоя, где в структуре одинаковые объемы мартенсита и троостита. Чем меньше критическая скорость закалки, тем выше прокаливаемость. Укрупнение зерен повышает прокаливаемость. Если скорость охлаждения в сердцевине изделия превышает критическую, то сталь имеет сквозную прокаливаемость. Нерастворимые частицы и неоднородность аустенита уменьшают прокаливаемость.

Характеристикой прокаливаемости является критический диаметр.

Критический диаметр – максимальное сечение, прокаливаемое в данном охладителе на глубину, равную радиусу изделия.

С введением в сталь легирующих элементов закаливаемость и прокаливаемость увеличиваются (особенно молибден и бор, кобальт – наоборот).

Одной из наиболее старых и часто применяемых оценочных характеристик закалочных сред является твердость, измеряемая на поверхности закаленной стали или по глубине изделия. Эта характеристика (кроме охлаждающей способности среды) зависит от закаливаемости и прокаливаемости стали, которые определяются индивидуальными свойствами стали.

Например, при охлаждении в воздухе, закаливающая способность которого при постоянных условиях охлаждения является совершенно неизменной, в разных сталях, различающихся по химическому составу, могут быть получены разнообразные структуры, начиная от перлита и кончая мартенситом [1].

Способы закалки

В зависимости от формы изделия, марки стали и нужного комплекса свойств применяют различные способы охлаждения (рис. 34).

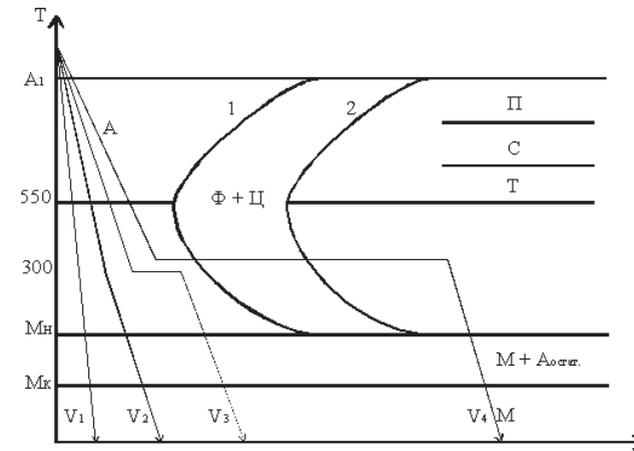


Рис. 34. Режимы закалки

1. Закалка в одном охладителе (V_1).

Нагретую до нужной температуры деталь переносят в охладитель и полностью охлаждают. В качестве охлаждающей среды используют:

- воду – для крупных изделий из углеродистых сталей;
- масло – для небольших деталей простой формы из углеродистых сталей и изделий из легированных сталей.

Основной недостаток – значительные закалочные напряжения.

2. Закалка в двух сферах, или прерывистая (V_2).

Нагретое изделие предварительно охлаждают в более резком охладителе (вода) до температуры $\sim 300\text{ }^\circ\text{C}$ и затем переносят в более мягкий охладитель (масло).

Прерывистая закалка обеспечивает максимальное приближение к оптимальному режиму охлаждения.

Применяется в основном для закалки инструментов.

Недостаток: сложность определения момента переноса изделия из одной среды в другую.

3. Ступенчатая закалка (V_3).

Нагретое до требуемой температуры изделие помещают в охлаждающую среду, температура которой на $30\text{--}50\text{ }^\circ\text{C}$ выше точки M_H и выдерживают в течение времени, необходимого для выравнивания температуры по всему сечению. Время изотермической выдержки не превышает периода устойчивости аустенита при заданной температуре.

В качестве охлаждающей среды используют расплавленные соли или металлы. После изотермической выдержки деталь охлаждают с невысокой скоростью.

Способ используется для мелких и средних изделий.

4. Изотермическая закалка (V_4).

Отличается от ступенчатой закалки продолжительностью выдержки при температуре выше M_H в области промежуточного превращения. Изотермическая выдержка обеспечивает полное превращение переохлажденного аустенита в бейнит. При промежуточном превращении легированных сталей кроме бейнита в структуре сохраняется аустенит остаточный. Образовавшаяся структура характеризуется сочетанием высокой прочности, пластичности и вязкости. Вместе с этим снижается деформация из-за закалочных напряжений, уменьшаются и фазовые напряжения.

В качестве охлаждающей среды используют расплавленные соли и щелочи.

Применяются для легированных сталей.

5. Закалка с самоотпуском.

Нагретые изделия помещают в охлаждающую среду и выдерживают до неполного охлаждения. После извлечения изделия его поверхностные слои повторно нагреваются за счет внутренней теплоты до требуемой температуры, то есть осуществляется самоотпуск. Применяется для изделий, которые должны сочетать высокую твердость на по-

верхности и высокую вязкость в сердцевине (инструменты ударного действия: молотки, зубила) [11].

6. Закалка с обработкой холодом.

Охлаждение закаленных деталей до температуры меньшей $20\text{--}25\text{ }^\circ\text{C}$ называется обработкой холодом. Обработке холодом подвергают закаленные легированные стали, для которых температура конца мартенситного превращения M_k значительно ниже $20\text{--}25\text{ }^\circ\text{C}$, вследствие чего наряду с мартенситом в структуре оказывается значительное количество остаточного аустенита. Высокоуглеродистые и легированные стали после закалки при комнатной температуре содержат до 12 % остаточного аустенита, а быстрорежущие – более 35 %. В результате обработки холодом повышается твердость и стабилизируются размеры деталей. При такой обработке легированные стали охлаждают до температур от $-40\text{ }^\circ\text{C}$ до $-196\text{ }^\circ\text{C}$ (температура жидкого азота). Обработку холодом используют главным образом для измерительных инструментов, для пружин и деталей из цементируемых высоколегированных сталей, сохраняющих много аустенита после закалки [8].

Отпуск

Отпуск – это окончательная операция термической обработки, формирующая свойства металла, которая заключается в нагреве стали до температуры ниже $A_{c1'}$, изотермической выдержке при заданной температуре и последующем охлаждении (обычно на воздухе).

Цель отпуска – получение окончательной структуры и свойств, которые формируются в результате полного или частичного распада мартенсита – пересыщенного твердого раствора углерода в Fe_a . При отпуске достигаются уменьшение остаточных напряжений и получение более равновесной структуры [3].

При нагреве мартенсит обедняется углеродом за счет выделения карбидов. В зависимости от температуры нагрева содержание углерода в твердом растворе может превышать равновесное (выделился не весь углерод), в этом случае в структуре сохраняется мартенсит, или приближаться к равновесному (0,006 % C), что соответствует точке Q на диаграмме состояния $Fe\text{--}Fe_3C$, тогда твердый раствор

в структуре – феррит. В зависимости от температуры отпуска в большей или меньшей степени будет происходить коагуляция выделившихся карбидов.

Различают три вида отпуска стали: низкотемпературный (низкий), среднетемпературный (средний) и высокотемпературный (высокий) (рис. 35).

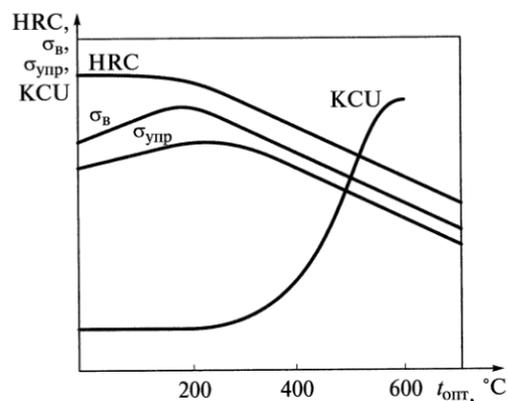


Рис. 35. Влияние температуры отпуска на структуру и механические свойства сталей:

σ_B – предел прочности; $\sigma_{упр}$ – предел упругости;
KCU – ударная вязкость; HRC – твердость

Низкий отпуск выполняют при температурах 150...250 °С. При этом содержание углерода в твердом растворе сохраняется выше равновесного (из мартенсита выделился не весь углерод). Структура после такого отпуска – мартенсит, который в отличие от мартенсита закалки (M_3) назван *мартенситом отпуска* ($M_{отп}$).

Предел прочности σ_B и ударная вязкость KCU несколько увеличиваются вследствие уменьшения закалочных напряжений.

Таким образом, структура стали после низкого отпуска – мартенсит отпуска. Сталь сохраняет высокую твердость.

Низкому отпуска подвергают инструменты и детали, работающие в условиях изнашивания, для которых необходима высокая твердость:

- режущие и мерительные инструменты, штампы холодного деформирования из углеродистых и легированных инструментальных сталей;

- детали после поверхностной закалки, цементации и последующей закалки.

Обычно продолжительность отпуска составляет 1...2,5 ч. Мерительный инструмент с целью стабилизации размеров подвергают отпуска с более длительными выдержками.

Отпуск осуществляют на воздухе, в масле или расплаве солей (50 % KNO_3 и 50 % $NaNO_2$). В жидких средах обеспечивается быстрый и равномерный нагрев, а также точное регулирование температуры.

Средний отпуск проводят при 350... 500 °С. При температуре свыше 300 °С из мартенсита выделяется весь углерод в виде цементита. Однако коагуляция цементита при таких температурах весьма мала (средний диаметр частиц цементита – $0,3 \cdot 10^{-5}$ мм).

В результате среднего отпуска образуется дисперсная ферритоцементитная смесь, которая называется *трооститом отпуска* – $T_{отп}$ в отличие от троостита, получаемого при распаде аустенита. Цементит в троостите отпуска имеет зернистое строение, а в полученном при распаде аустенита – пластинчатое, что определяет ряд технологических свойств: при зернистой структуре достигается более высокая производительность при обработке резанием и лучшая пластичность.

Распад мартенсита на ферритоцементитную смесь сопровождается снижением твердости до 40...48 HRC, но ударная вязкость при этом повышается, так как происходит снижение закалочных напряжений. Однако основным является тот факт, что в результате среднего отпуска достигается максимальное значение предела упругости. Поэтому среднему отпуска подвергают рессоры, пружины, упругие элементы, а также детали и инструменты, для которых достаточна получаемая при отпуске твердость и необходима удовлетворительная ударная вязкость (например, слесарно-монтажный инструмент). Среднетемпературный отпуск можно проводить в расплавах солей и печах с воздушной атмосферой.

Высокий отпуск осуществляется при температурах 500...600 °С. Полученная ферритоцементитная структура с

зернистым цементитом называется *сорбит отпуска* ($C_{отп}$) [11].

При высоком отпуске происходит не только полное выделение углерода из мартенсита, но и заметный рост (коагуляция) выделившихся кристаллов цементита (средний диаметр частиц цементита в сорбите 10^{-5} мм, то есть они примерно в три раза крупнее, чем в троостите). В результате отпуска заметно понижается твердость стали, которая составляет 300 НВ, но значительно увеличиваются пластичность и ударная вязкость, кроме того, происходит практически полное снятие закалочных напряжений.

По сравнению с отжигом закалка и высокий отпуск обеспечивают получение стальной более высоких значений всех механических свойств: прочности (σ_T и σ_B), твердости, пластичности (δ и ψ), а также ударной вязкости (КСУ). Поэтому термическая обработка, состоящая из закалки и высокого отпуска, называется **улучшением**.

Таблица 6

Режимы отпуска

Параметры термической обработки	Вид отпуска		
	высокий	средний	низкий
Температура, °С	600	400	200
Время выдержки при указанной температуре, ч.	0,5...1	1,5...2	3...4
Охлаждающая среда	воздух, масло	воздух	воздух
Приобретенная твердость, HRC	20...30	40...45	60
Тип обрабатываемой стали	улучшаемые	рессорно-пружинные	инструментальные, цементруемые

Улучшению подвергают детали, эксплуатируемые в условиях высоких напряжений в сочетании с ударными нагрузками. Высокий отпуск можно проводить в расплаве солей и в печах с воздушной атмосферой. Схемы микро-

структур доэвтектоидной стали (сод. 0,4 % С) после проведения закалки и отпуска при разных температурах приведены в приложении 3.

Термин «старение», а не «отпуск» используют при окончательной термической обработке сплавов, предварительно подвергнутых закалке без полиморфного превращения, а также сплавов, не подвергаемых закалке для стабилизации структуры. Старение может быть *естественным*, если оно протекает при комнатной температуре, или *искусственным*, если его проводят при повышенной температуре.

Операции отпуска и стабилизационного старения выполняются для устранения или, по крайней мере, снижения остаточных деформаций. Напряжения в заготовках при отпуске и старении снимаются тем полнее, чем выше температура этих термических операций [1].

Дефекты термической обработки

При термической обработке стали могут появиться различные дефекты: перегрев и пережог стали, окисление и обезуглероживание, деформации и трещины.

1. *Перегрев* стали возникает в результате длительного нагрева при температурах, превышающих нормальную. В результате перегрева металл получает крупнозернистое строение, понижаются его пластичность и ударная вязкость. Перегрев исправляется отжигом или нормализацией.

Длительный нагрев при высоких температурах, близких к температуре плавления, может привести к *пережогу* – неисправимому дефекту, так как в результате пережога образуются окислы по границам зерен.

2. *Окисление* поверхности стали характеризуется появлением на изделии значительного слоя окалины. При обезуглероживании происходит выгорание в поверхностных слоях углерода, что приводит к понижению твердости после закалки. Окисление и обезуглероживание являются следствием наличия в печи окислительной атмосферы. Для предупреждения этих дефектов нагрев следует вести в печах с восстановительной или нейтральной атмосферой или в соляных ваннах. При наличии достаточного припуска окисленный и обезуглероживанный слой удаляют механической обработкой. В противном случае эти дефекты неисправимы.

Таблица 7

**Классификация сталей по назначению
и рекомендуемые режимы окончательной
термической обработки**

Некоторые характеристики	Виды сталей					
	строительные (судостроительные)	цементируемые	улучшаемые	рессорно-пружинные	инструментальные	специальные
Области применения	Силовой набор, обшивка, палубная надстройка	Детали машин, работающие на износ, истирание, удар (шестерни)	Силовые детали машин	Рессоры и пружины	Мерительный, режущий и штамповый инструмент	Детали и конструкции, работающие в особых условиях (агрессивные среды и т. п.)
Содержание С, %	До 0,3	До 0,3	От 0,3 до 0,5	От 0,5 до 0,85	От 0,7 до 1,5	Спецсостав
Виды термической обработки	Термической обработке, как правило, не подвергаются	Неполная закалка и низкий отпуск	Полная закалка и высокий отпуск	Полная закалка и средний отпуск	Неполная закалка и низкий отпуск	Специальная термическая обработка, режимы – по справочнику

3. При закалке в результате мартенситного превращения увеличивается несколько *объем стали*. Эта деформация будет тем больше, чем больше прокаливаемость стали. У легированных сталей эта деформация меньше. Для уменьшения деформации следует давать медленное охлаждение в интервале мартенситного превращения. Там, где возможно, следует применять поверхностную закалку.

4. *Коробление и трещины* являются следствием больших внутренних напряжений, возникающих из-за неравномерного нагрева и охлаждения, изменения объема при закалке, неправильного ведения процесса закалки. Для предупреждения этих дефектов детали не должны иметь резких выступов, острых углов, резких переходов; охлаждение в интервале мартенситного превращения должно быть замедленным. Хорошие результаты дает прерывистая и ступенчатая закалка, закалка в масле, изотермическая закалка. Трещины являются неисправимым дефектом. При короблении детали правят или при наличии достаточного припуска шлифуют. Для тонких изделий применяют закалочные прессы.

5. К дефектам термической обработки можно отнести и *недостаточную твердость* после закалки как следствие недостаточного нагрева и выдержки; *мягкие пятна* как результат местного обезуглероживания, *образования паровых мешков*, неоднородности исходной структуры. Эти дефекты исправляются нормализацией или отжигом.

6. После отпуска у деталей может быть *повышенная* или *пониженная твердость*. Повышенная твердость – результат пониженной температуры или недостаточной выдержки. Этот дефект исправляется вторичным отпуском. Пониженная твердость – следствие отпуска при повышенных температурах. Детали с пониженной твердостью отжигаются, затем следует новая закалка и отпуск.

При нагреве в соляных ваннах при недостаточно тщательном контроле состава солей возникает *разъедание поверхности* в виде точек или ручьев [7, 11].

5. ТЕСТОВЫЙ КОНТРОЛЬ

1. Как называется склонность (или отсутствие такой) аустенитного зерна к росту:

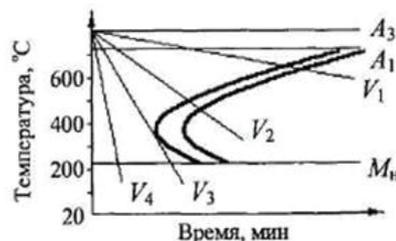
- а) отпускная хрупкость;
- б) наследственная, или природная, зернистость;
- в) аустенизация;
- г) действительная зернистость.

2. Какую кристаллическую решетку имеет мартенсит?

- а) кубическую;
- б) ГПУ;
- в) тетрагональную;
- г) ГЦК.

3. Какая из скоростей охлаждения, нанесенных на диаграмму изотермического распада аустенита, критическая?

- а) V_1 ;
- б) V_4 ;
- в) V_3 ;
- г) V_2 .



4. Какую скорость охлаждения при закалке называют критической?

- а) максимальную скорость охлаждения, при которой еще протекает распад аустенита на структуры перлитного типа;
- б) минимальную скорость охлаждения, необходимую для получения мартенситной структуры;

в) минимальную скорость охлаждения, необходимую для фиксации аустенитной структуры;

г) минимальную скорость охлаждения, необходимую для закалки изделия по всему сечению.

5. Как влияет скорость охлаждения при закалке на температуру начала мартенситного превращения?

- а) чем выше скорость охлаждения, тем ниже температура;
- б) температура начала мартенситного превращения не зависит от скорости охлаждения;
- в) чем выше скорость охлаждения, тем выше температура;
- г) зависимость температуры начала мартенситного превращения от скорости охлаждения неоднозначна.

6. От чего зависит количество остаточного аустенита?

- а) от температуры точек начала и конца мартенситного превращения;
- б) от скорости нагрева при аустенизации;
- в) от однородности исходного аустенита;
- г) от скорости охлаждения сплава в области изгиба С-образных кривых.

7. Какой температуре (каким температурам) отвечают критические точки A_3 железоуглеродистых сплавов?

- а) $727\text{ }^{\circ}\text{C}$;
- б) $727 \dots 1147\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в зависимости от содержания углерода);
- в) $727 \dots 911\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в зависимости от содержания углерода);
- г) $1147\text{ }^{\circ}\text{C}$.

8. Что означает точка A_{c3} ?

- а) температурная точка начала распада мартенсита;
- б) температурная точка начала превращения аустенита в мартенсит;
- в) температура критической точки перехода перлита в аустенит при неравновесном нагреве;
- г) температура критической точки, выше которой при неравновесном нагреве доэвтектоидные стали приобретают аустенитную структуру.

9. На какой линии диаграммы состояния Fe-C расположены критические точки A_m :

- а) PSK;

- б) SE;
- в) ECF;
- г) GS.

10. Как называется термическая обработка стали, состоящая в нагреве ее выше A_3 или $A_{с1}$, выдержке и последующем быстром охлаждении?

- а) истинная закалка;
- б) полная закалка;
- в) неполная закалка;
- г) нормализация.

11. Какой структурный состав приобретет доэвтектоидная сталь после закалки от температуры выше $A_{с1}$, но ниже $A_{с3}$:

- а) мартенсит + феррит;
- б) перлит + вторичный цементит;
- в) мартенсит + вторичный цементит;
- г) феррит + перлит.

12. От какой температуры (t) проводят закалку углеродистых заэвтектоидных сталей?

- а) от t на 30 ... 50 °C выше A_{m} ;
- б) от t на 30 ... 50 °C ниже линии ECF диаграммы Fe–C;
- в) от t на 30 ... 50 °C выше эвтектической;
- г) от t на 30 ... 50 °C выше $A_{с1}$.

13. Почему для доэвтектоидных сталей (в отличие от заэвтектоидных) не применяют неполную закалку?

- а) образуется мартенсит с малой степенью пересыщения углеродом;
- б) образуются структуры немартенситного типа (сорбит, троостит);
- в) изделие прокаливается на недостаточную глубину;
- г) в структуре наряду с мартенситом остаются включения феррита.

14. Какова температура закалки стали 50 (сталь содержит 0,5 % углерода)?

- а) 600 ... 620 °C;
- б) 810 ... 830 °C;
- в) 740 ... 760 °C;
- г) 1030 ... 1050 °C.

15. Какова температура закалки стали У12 (сталь содержит 1,2 % углерода)?

- а) 760... 780 °C;
- б) 600... 620 °C;
- в) 1030... 1050 °C;
- г) 820 ... 840 °C.

16. Сколько процентов углерода содержится в мартенсите закаленной стали марки 45 (сталь содержит 0,45 % углерода)?

- а) 0,45 %;
- б) 2,14 %;
- в) 0,02 %;
- г) 0,80 %.

17. Что такое закаливаемость?

- а) глубина проникновения закаленной зоны;
- б) процесс образования мартенсита;
- в) способность металла быстро прогреваться на всю глубину;
- г) способность металла повышать твердость при закалке.

18. В чем состоит отличие сталей У10 и У12 (содержание углерода 1,0 и 1,2 % соответственно), закаленных от температуры 760 °C?

- а) в структуре сплава У12 больше вторичного цементита;
- б) отличий нет;
- в) мартенсит сплава У12 содержит больше углерода;
- г) мартенсит сплава У10 дисперснее, чем У12.

19. Как влияет большинство легирующих элементов на мартенситное превращение?

- а) не влияют на превращение;
- б) сдвигают точки начала и конца превращения к более высоким температурам;
- в) сдвигают точки начала и конца превращения к более низким температурам;
- г) сужают температурный интервал превращения.

20. Какова концентрация углерода в мартенсите закаленной стали марки У12 (сталь содержит 1,2 % углерода)?

- а) – 0,02 %;
- б) ~ 0,8 %;

- в) ~ 2,14 %;
- г) ~ 1,2 %.

21. Что называют критическим диаметром?

- а) диаметр изделия, при закалке которого в центре обеспечивается критическая скорость закалки;
- б) максимальный диаметр изделия, принимающего сквозную закалку;
- в) диаметр изделия, при закалке которого в центре образуется полумартенситная структура;
- г) максимальный диаметр изделия, прокаливающегося насквозь при охлаждении в данной закалочной среде.

22. Как зависит прокаливаемость стали от интенсивности охлаждения при закалке?

- а) взаимосвязь между интенсивностью охлаждения и прокаливаемостью неоднозначна;
- б) чем интенсивнее охлаждение, тем меньше прокаливаемость;
- в) прокаливаемость не зависит от интенсивности охлаждения;
- г) чем интенсивнее охлаждение, тем больше прокаливаемость.

23. Расположите образцы стали, закаленные в воде, в масле и на воздухе, по степени убывания глубины закаленного слоя, если образец, закаленный в воде, насквозь не прокалился:

- а) в масле – на воздухе – в воде;
- б) на воздухе – в масле – в воде;
- в) в масле – в воде – на воздухе;
- г) в воде – в масле – на воздухе.

24. Как влияют большинство легирующих элементов, растворенных в аустените, на прокаливаемость стали?

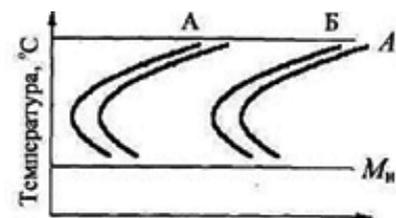
- а) увеличивают прокаливаемость;
- б) уменьшают прокаливаемость;
- в) не влияют на прокаливаемость;
- г) влияние неоднозначно; велика зависимость от режимов отпуска.

25. У сплава А критическая скорость закалки больше, чем у сплава Б. У какого сплава больше критический диаметр?

- а) у сплава А;
- б) у сплава Б;
- в) зависимость между критической скоростью закалки и критическим диаметром неоднозначна;
- г) критический диаметр не зависит от критической скорости закалки.

26. На рисунке представлены С-образные кривые двух марок стали (А и Б). У какой из них меньше прокаливаемость?

- а) Б;
- б) по С-образным кривым нельзя судить о прокаливаемости;
- в) А;
- г) исходных данных недостаточно. Нужны сведения о закалочной среде.



27. Как называется термическая обработка, состоящая в нагреве закаленной стали ниже A_1 , выдержке и последующем охлаждении?

- а) отжиг;
- б) аустенизация;
- в) отпуск;
- г) нормализация.

28. При каком виде отпуска закаленное изделие приобретает наибольшую пластичность?

- а) при низком отпуске;
- б) при высоком отпуске;
- в) пластичность стали является ее природной характеристикой и не зависит от вида отпуска;
- г) при среднем отпуске.

29. При каком виде термической обработки доэвтектоидных сталей возникают зернистые структуры?

- а) при изотермической закалке;
- б) при закалке со скоростью выше критической;
- в) при полном отжиге;
- г) при отпуске на сорбит или троостит.

30. Как влияет температура нагрева при отпуске на твердость изделий из углеродистой стали?

- а) влияние температуры отпуска на твердость неоднозначно;
- б) чем выше температура нагрева, тем выше твердость;
- в) чем выше температура нагрева, тем ниже твердость;
- г) твердость не зависит от температуры отпуска.

31. Как называется термическая обработка, состоящая из закалки и высокого отпуска?

- а) нормализация;
- б) улучшение;
- в) сфероидизация;
- г) полная закалка.

32. Как называется обработка, состоящая в длительной выдержке закаленного сплава при комнатной температуре или при невысоком нагреве?

- а) рекристаллизация;
- б) нормализация;
- в) высокий отпуск;
- г) старение.

33. Как называется термическая обработка стали, состоящая в нагреве ее выше $A_{сз}$ или $A_{сг}$, выдержке и последующем охлаждении вместе с печью?

- а) неполный отжиг;
- б) полный отжиг;
- в) рекристаллизационный отжиг;
- г) низкий отжиг.

34. Какова цель диффузионного отжига?

- а) гомогенизация структуры;
- б) снятие напряжений в кристаллической решетке;
- в) улучшение ферритной составляющей структуры;
- г) получение зернистой структуры.

35. Твердый раствор внедрения углерода в Fe_{α} называется:

- а) цементитом;
- б) ферритом;
- в) аустенитом;
- г) ледебуритом.

36. Твердый раствор внедрения углерода в Fe_{δ} называется:

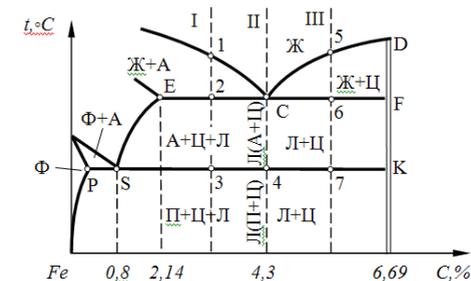
- а) цементитом;
- б) ферритом;
- в) аустенитом;
- г) ледебуритом.

37. Химическое соединение Fe_3C называется:

- а) цементитом;
- б) ферритом;
- в) аустенитом;
- г) ледебуритом.

38. Сплав I, указанный на рисунке, называется:

- а) заэвтектоидной сталью;
- б) доэвтектоидной сталью;
- в) доэвтекктическим чугуном;
- г) заэвтекктическим чугуном.



39. Сплав II, указанный на рисунке, называется:

- а) эвтекктическим чугуном;
- б) доэвтектоидной сталью;
- в) доэвтекктическим чугуном;
- г) заэвтекктическим чугуном.

40. При закалке углеродистых сталей со скоростью $V > V_{кр}$ образуется:

- а) перлит;

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- б) графит;
- в) мартенсит;
- г) ледебурит.

41. Укажите кристаллическую решетку мартенсита:

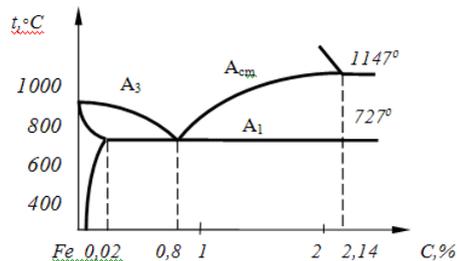
- а) объемно-центрированная кубическая;
- б) гранецентрированная кубическая;
- в) ромбическая;
- г) тетрагональная.

42. К отжигу I рода относятся:

- а) полный;
- б) рекристаллизационный;
- в) неполный;
- г) изотермический.

43. Выберите оптимальную температуру закалки для стали 45:

- а) $A_1 + (30...50 \text{ } ^\circ\text{C})$;
- б) $A_3 + (30...50 \text{ } ^\circ\text{C})$;
- в) $A_{CT} + (30...50 \text{ } ^\circ\text{C})$;
- г) выше A_1 , но ниже A_3 .



44. Выберите оптимальную температуру закалки для стали У8:

- а) $A_1 + (30...50 \text{ } ^\circ\text{C})$;
- б) $A_3 + (30...50 \text{ } ^\circ\text{C})$;
- в) $A_{CT} + (30...50 \text{ } ^\circ\text{C})$;
- г) выше A_1 , но ниже A_3 .

45. Горизонтальный отрезок, соединяющий составы фаз, находящихся в равновесии:

- а) фигуративная линия;
- б) конода;
- в) сольвус.

1. Материаловедение (металлообработка) : учеб. пособие для нач. проф. образования / А. М. Адашкин, В. М. Зуев. – 6-е изд., стер. – М. : изд. центр «Академия», 2009. – 288 с.

2. Материаловедение в схемах-конспектах : уч. пособие / под ред. И. Ю. Ульяниной. – Ч. 1. – 3-е изд., стереотип. – М. : МГИУ, 2006. – 113 с.

3. Материаловедение и технология конструкционных материалов: учеб. пособие / под ред.: Б. Н. Арзамасова, А. А. Черепашина. – М. : изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2009. – 447 с.

4. Материаловедение и технология металлов: учебник для вузов / под ред.: Г. П. Фетисова, М. Г. Карпман, В. М. Матюнина и др. – М. : Высш. школа, 2008. – 877 с.

5. Материаловедение. Металловедение : лабораторный практикум. – Ч. 1. – 2-е изд., перераб. и доп. / под ред.: В. Н. Пустовойт, Г. И. Броввер, А. Н. Броввер. – Ростов н/Д. : изд. центр ДГТУ, 2002. – 132 с.

6. Материаловедение: учеб. пособие / под ред. В. В. Плошкина. – М. : изд-во «Юрайт», 2011. – 463 с.

7. Материаловедение : учеб. пособие для студ. высш. учеб. заведений / Г. И. Сильман. – М. : Академия, 2008. – 336 с.

8. Материаловедение : учебник для вузов / под. ред.: Б. Н. Арзамасова, В. И. Мухина. – 8-е изд., стереотип. – М. : изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. – 648 с.

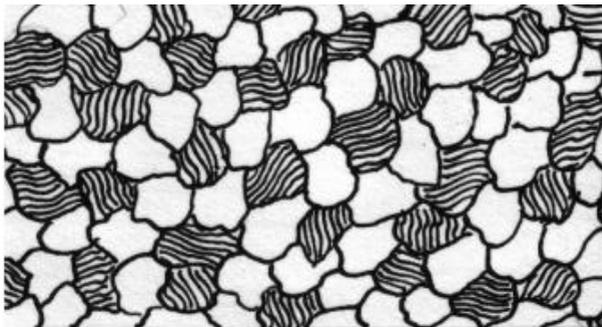
9. Материаловедение: учебник для студ. учреждений высш. проф. образования / под ред.: Г. М. Волкова, В. М. Зуева. – 2-е изд., перераб. – М. : изд. центр «Академия», 2012. – 448 с.

10. Материаловедение : учебное пособие / под ред. Р. К. Мозберг. – 2-е изд., перераб. – М. : Высш. школа, 1991. – 448 с.

11. Лахтин, Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов / под ред. Ю. М. Лахтина. – М. : Metallurgia, 1984. – 360 с.

Схемы микроструктур стали 40 после закалки
с разными температурами (x 725)

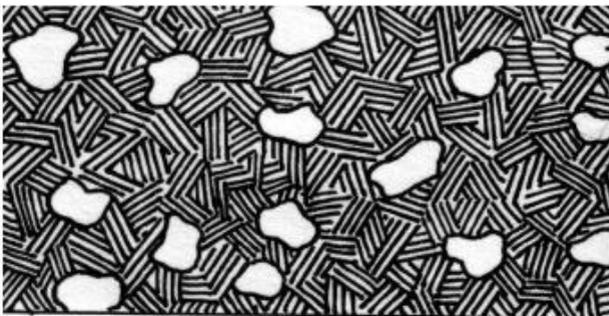
Закалка при 700 °C



феррит

перлит

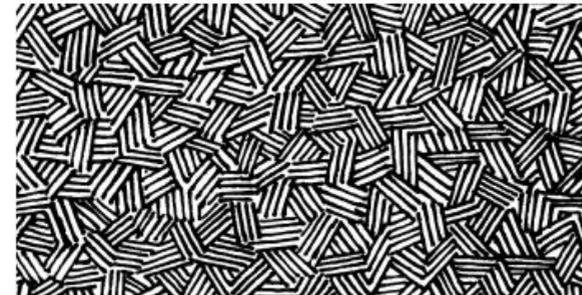
Закалка при 750 °C



феррит

мартенсит

Закалка при 850 °C



мартенсит
мелкоигольчатый

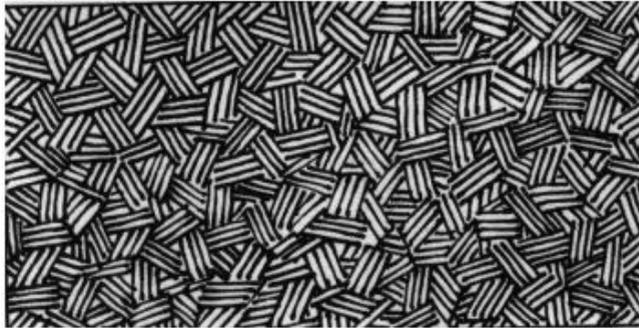
Закалка при 900 °C



мартенсит
крупноигольчатый

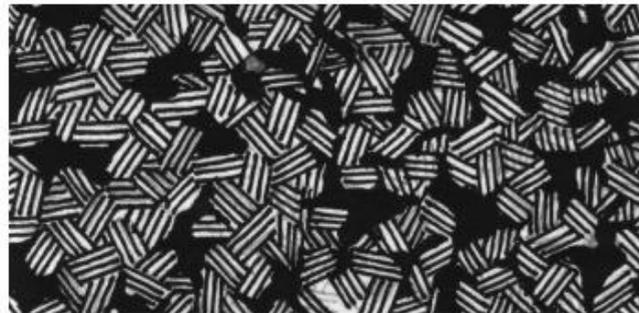
Схемы микроструктур стали 40 после закалки и отпуска при разных температурах (x 725)

Закалка 850 °C + отпуск при 200 °C



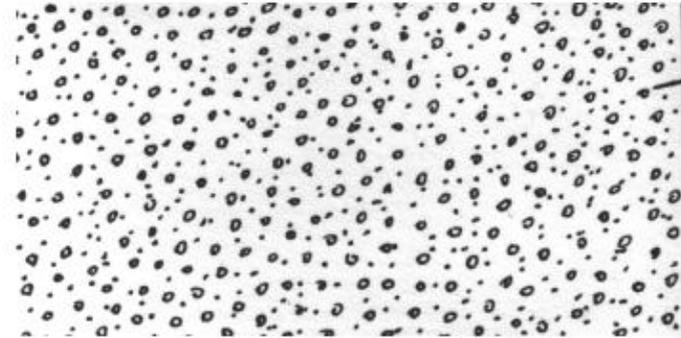
мартенсит
отпуска

Закалка 850 °C + отпуск при 300 °C



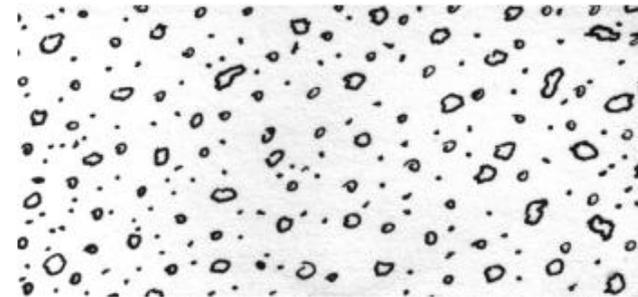
мартенсит
троостит

Закалка 850 °C + отпуск при 500 °C

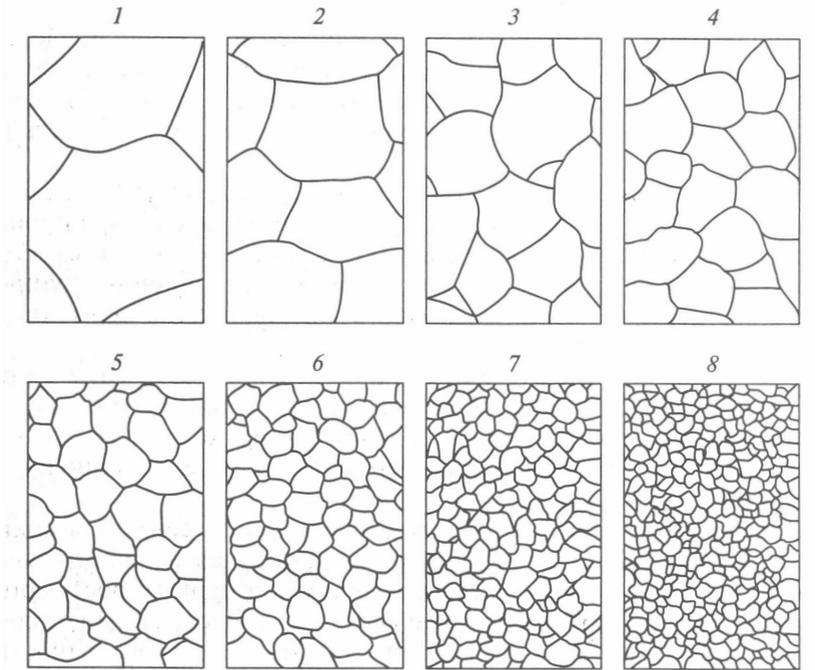


сорбит

Закалка 850 °C + отпуск при 700 °C



зернистый
перлит



**Шкала размеров зерен при увеличении в 100 раз:
1–58 – балл (номер) зерна**