

**В. Н. Арисова**

**Л. М. Гуревич**

**А. Ф. Трудов**

**Д. В. Проничев**

# **МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ**



МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
ВОЛГОГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич

А. Ф. Трудов, Д. В. Проничев

# МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

*Учебное пособие*



Волгоград  
2015

УДК 620.22 (075)

Р е ц е н з е н т ы:

лаборатория отдела технического надзора  
ООО «ЛУКОЙЛ-Волгограднефтепереработка»,  
начальник лаборатории канд. техн. наук *Н. И. Теплова*;  
профессор Волгоградского государственного социально-педагогического университета  
д-р техн. наук *А. М. Каунов*

Печатается по решению редакционно-издательского совета  
Волгоградского государственного технического университета

**Арисова, В. Н.**

Материаловедение : учеб. пособие / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич,  
А. Ф. Трудов, Д. В. Проничев ; ВолГТУ. – Волгоград, 2015. – 136 с.  
ISBN 978-5-9948-1786-5

Представлен теоретический материал, порядок выполнения четырех лабораторных работ по курсу «Материаловедение».

Предназначено для студентов направлений 150400, 150100, 150700, 190100, 220400, 200100, 151000, 141100, 220700, 151900.

Ил. 60. Табл. 5. Библиогр. : 7 назв.

ISBN 978-5-9948-1786-5

© Волгоградский государственный  
технический университет, 2015

## ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 1

### УПРАЖНЕНИЯ ПО ДИАГРАММАМ СОСТОЯНИЙ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ.

#### МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ СВИНЕЦ-СУРЬМА

##### 1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ

- 1.1. Освоить приемы анализа диаграмм состояний двойных сплавов.
- 1.2. Освоить методику металлографического анализа сплавов.

##### 2. СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

- 2.1. Изучить четыре основных типа диаграмм состояний двойных сплавов.
- 2.2. Освоить применение правила отрезков и правила фаз для анализа диаграмм состояний и построения кривых охлаждения сплавов.
- 2.3. Ознакомиться с методикой подготовки образцов к металлографическому исследованию.
- 2.4. Ознакомиться с устройством и принципом действия металлографического микроскопа МИМ-7.
- 2.5. Определить структурные составляющие четырех сплавов системы свинец-сурьма и сопоставить наблюдаемые структуры сплавов с диаграммой состояний.

##### 3. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

###### 3.1. Упражнения по диаграммам состояний двойных сплавов

*СПЛАВ* – это вещество, полученное сплавлением нескольких химических элементов (в нашем случае – двух).

Химические элементы, составляющие сплав, называются *КОМПОНЕНТАМИ*. В общем виде будем их обозначать *A* и *B*.

Для одних и тех же компонентов множество сплавов, отличающихся только концентрацией компонентов, составляет *СИСТЕМУ СПЛАВОВ*, которую принято именовать по перечню компонентов. Например, сплавы системы *A-B* – это множество сплавов из компонентов *A* и *B*, отличающихся содержанием *A* и *B*. Поскольку в двойных сплавах суммарная концентрация компонентов составляет 100 %:

$$\% A + \% B = 100 \%,$$

то любой конкретный сплав системы *A-B* принято указывать содержанием в нем компонента *B* (например: сплав, содержащий 10 % *B*).

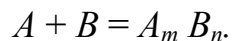
Внутри сплава его компоненты распределены в общем случае неравномерно (сплав – не просто смесь компонентов), они находятся внутри различных *СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ*. Свойства сплава полностью определяются его внутренними составляющими (фазовым составом, структурой), которые можно определить путем анализа диаграммы состояний.

*ДИАГРАММА СОСТОЯНИЙ* сплавов системы *A-B* – это графическое изображение возможных фазовых и структурных состояний любых сплавов системы *A-B* в зависимости от температуры. Диаграммы состояний изображаются в координатах: температура – химический состав сплава. В нашем случае химический состав любого сплава однозначно задается указанием содержания в нем компонента *B*. Таким образом, координаты диаграммы состояний: температура сплава – содержание в нем компонента *B*.

Вид (тип) диаграммы состояний полностью определяется характером физико-химического взаимодействия его компонентов между собой. При высоких температурах, как правило, компоненты образуют однородные жидкие растворы, которые на всех диаграммах обозначаются *L* (жидкость).

В твердом состоянии компоненты внутри сплава могут в общем случае взаимодействовать следующим образом:

1. Химически реагировать друг с другом с образованием нового вещества – *ХИМИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ*  $A_m B_n$ :



Характерные особенности химического соединения:

а) кристаллическая решетка отличается от решеток компонентов, образующих химическое соединение;

б) в соединении всегда сохраняется простое кратное соотношение компонентов, что позволяет выразить их состав простой формулой;

в) свойства соединения резко отличаются от свойств образующих его компонентов;

г) температура плавления постоянна;

д) образование химического соединения сопровождается значительным тепловым эффектом.

2. Растворяться в кристаллической решетке друг друга полностью либо частично, образуя при этом *ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ*. При образовании твердых растворов один из компонентов сплава сохраняет свою кристаллическую решетку, а атомы другого компонента располагаются в решетке первого (растворителя), изменяя ее размеры (периоды). Твердый раствор имеет один тип решетки и представляет собой одну фазу. Различают твердые растворы по типу замещения, когда атомы растворенного компонента замещают часть атомов в узлах решетки растворителя, и по типу внедрения, когда атомы растворенного компонента находятся в междоузлиях кристаллической решетки растворителя. Твердые растворы обозначаются на диаграммах состояния греческими буквами  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$  и т. д.

3. Образовывать легкоплавкую гетерогенную смесь двух или нескольких фаз, которая кристаллизуется из жидкости строго

определенного состава при постоянной температуре. Ее называют *ЭВТЕКТИКОЙ*. А если идет распад твердого раствора определенной концентрации при постоянной температуре с образованием гетерогенной смеси двух фаз, то эту смесь называют *ЭВТЕКТОИДОМ*.

Важнейшими элементами внутреннего строения любых сплавов являются его фазовые составляющие (или короче – фазы).

*ФАЗА* – это однородная (иногда – очень малая по размерам) часть сплава, отделенная от других частей границей раздела, при переходе через которую наблюдается скачок физико-механических свойств.

В соответствии с этим определением в общем случае фазами в сплавах могут быть:

- 1) компоненты  $A, B$ ;
- 2) жидкий раствор компонентов – жидкость  $L$ ;
- 3) твердые растворы компонентов друг в друге –  $\alpha, \beta$ ;
- 4) химические соединения  $A_m B_n$ .

Следует обратить внимание, что *ЭВТЕКТИКА* или *ЭВТЕКТОИД* – НЕ ФАЗА! (Это смесь фаз).

Каждой фазе, существование которой возможно в сплавах системы  $A-B$ , на диаграмме состояний этой системы соответствует **ОДНОФАЗНАЯ ОБЛАСТЬ**, то есть область температур и составов, при которых фаза способна существовать с присущими ей физическими свойствами.

При проведении анализа диаграммы состояний необходимо сначала по характерным линиям диаграммы определить вид взаимодействия компонентов в сплавах данной системы, затем выявить однофазные области на диаграмме. После этого с помощью правила отрезков (см. ниже) определить фазовый состав сплавов в остальных (двухфазных) областях диаграммы состояний и, наконец, построением кривых охлаждения для конкретных сплавов системы определить возможные структуры сплавов в охлажденном состоянии.

В соответствии с различным видом взаимодействия компонентов сплава различают несколько типов диаграмм состояний, простейшие из которых предлагаются в этом разделе для рассмотрения и анализа.

### 3.1.1. Диаграмма состояний для сплавов, образующих смеси из чистых компонентов (эвтектического типа)

В этих сплавах компоненты в твердом состоянии нерастворимы друг в друге и химически не взаимодействуют.

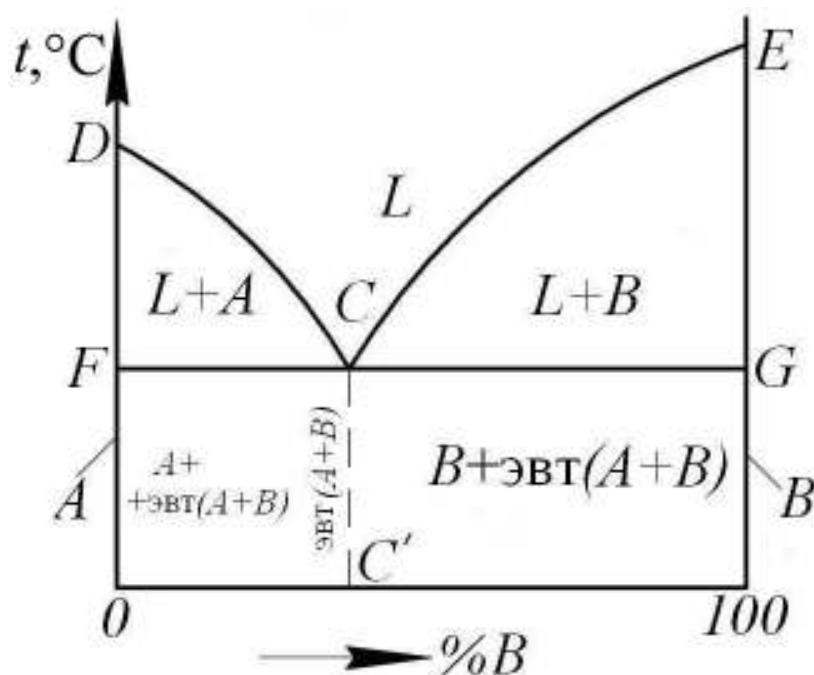


Рис. 3.1. Диаграмма состояний сплавов, образующих смеси из чистых компонентов

Диаграмма состояний сплавов из компонентов  $A$  и  $B$ , которые неограниченно растворимы в жидком состоянии и не взаимодействуют друг с другом в твердом состоянии (то есть не образуют твердых растворов и химических соединений), представлена на рис. 3 1.

Однофазные области диаграммы:

- 1) жидкость  $L$  – выше линии ликвидус  $DCE$ ;
- 2) фаза  $A$  – линия  $0FD$ ;
- 3) фаза  $B$  – линия  $100-GE$ .



Характерной точкой диаграммы является тройная точка  $C$ , ей соответствует эвтектический сплав, содержащий  $C' \% B$ . Эвтектика в этих сплавах состоит из кристаллов  $A$  и  $B$ , а ее область на диаграмме – линия  $CC'$ . Линия  $FCG$  – линия эвтектического превращения:  $L_{\text{эвт.}} \rightarrow \text{эвт} (A + B)$ . Эта же линия – солидус. Кристаллизация сплавов этой системы начинается на линии  $DCE$ : на линии  $DC$  – с выделения избыточных кристаллов компонента  $A$ , а на линии  $CE$  – кристаллов компонента  $B$ , избыточных по отношению к эвтектическому составу, и заканчивается на линии  $FCG$  – эвтектическим превращением.

Структурные составляющие сплавов и их области на диаграмме:

- 1) кристаллы  $A$  – линия  $0FD$ ;
- 2) кристаллы  $B$  – линия  $100-GE$ ;
- 3) кристаллы эвтектики (эвт( $A+B$ )) – линия  $CC'$ .

### ***3.1.2. Диаграмма состояний сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии***

В этих сплавах компоненты в твердом состоянии неограниченно растворяются друг в друге; при этом образуется неограниченный ряд твердых растворов  $\alpha$ . В данном случае чистые компоненты  $A$  и  $B$  не являются самостоятельными фазами системы, они представляют собой предельные частные случаи твердого раствора  $\alpha$ . Диаграмма состояния сплавов с неограниченной растворимостью компонентов представлена на рис. 3.2.

Однофазные области на диаграмме:

- 1) жидкость  $L$  – выше линии ликвидус  $CDE$ ;
- 2) твердый раствор  $\alpha$  – ниже линии солидус  $CFE$ .

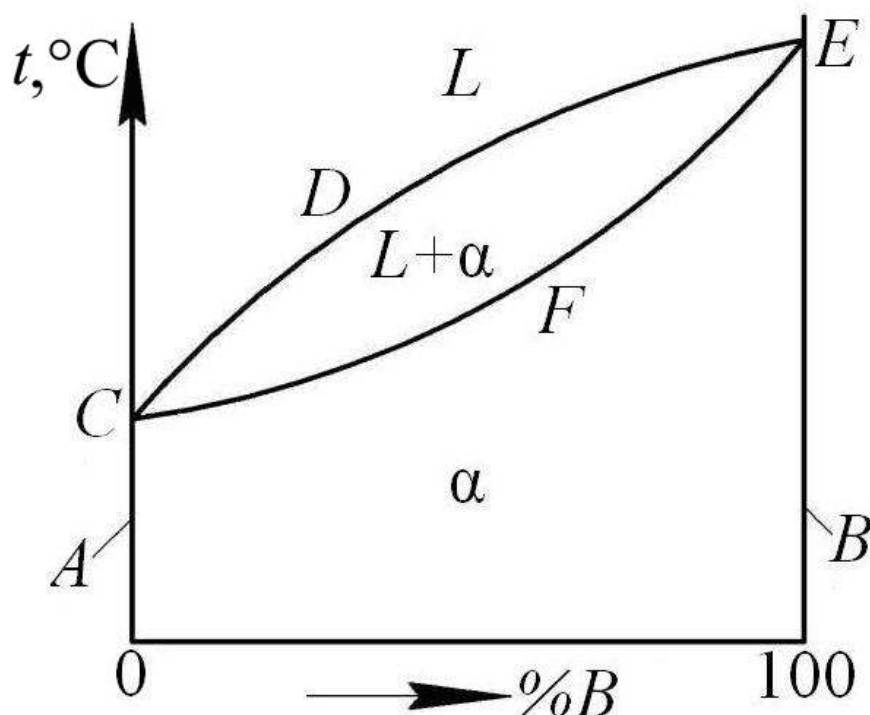


Рис. 3.2. Диаграмма состояний сплавов с неограниченной растворимостью компонентов

Кристаллизация сплавов этого типа начинается на линии  $CDE$  и заканчивается на линии  $CFE$  постепенным переходом жидкого раствора  $L$  в твердые кристаллы  $\alpha$ . Структуры всех сплавов этого типа при комнатной температуре подобны: однородные кристаллы твердого раствора  $\alpha$ , являющиеся одной структурной составляющей в сплавах этого типа.

### ***3.1.3. Диаграмма состояний сплавов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии***

В этих сплавах в твердом состоянии компоненты растворяются друг в друге с образованием твердых растворов  $\alpha$  ( $B$  в  $A$ ) и  $\beta$  ( $A$  в  $B$ ), между которыми образуется эвтектика  $\text{эвт}(\alpha + \beta)$  (рис. 3.3).

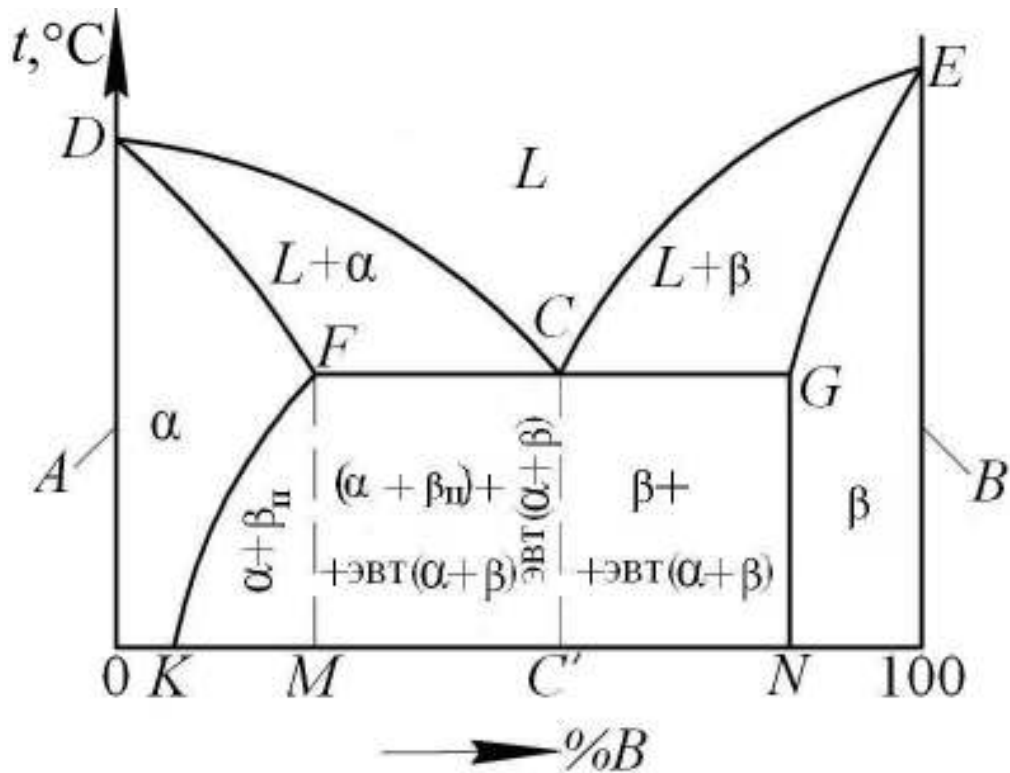


Рис. 3.3. Диаграмма состояний сплавов с ограниченной растворимостью

Однофазные области на диаграмме:

- 1) жидкость  $L$  – выше линии ликвидус  $DCE$ ;
- 2) твердый раствор  $\alpha$  – область  $0DFK0$ ;
- 3) твердый раствор  $\beta$  – область  $NGE-100-N$ .

На линии  $DC$  происходит выделение из жидкости кристаллов твердого раствора  $\alpha$ , а на линии  $CE$  – выделение кристаллов твердого раствора  $\beta$  (см. рис. 3.3).

Однако, в отличие от предыдущей диаграммы, предельное содержание компонента  $B$  в  $\alpha$  ограничено: оно не может быть более  $M\% B$  (в точке  $F$ ). Аналогично, предельное содержание  $A$  в  $\beta$  не может быть более  $(100-N)\% A$  (в точке  $G$ ). То есть, в данном случае при растворении компонентов друг в друге образуются так называемые ограниченные твердые растворы  $\alpha$  и  $\beta$ .

В общем случае при снижении температуры после достижения предела растворимости (то есть ниже уровня  $FCG$ ) предельное содержание

растворенного компонента в твердом растворе может изменяться. Эта зависимость предела растворимости от температуры твердого раствора  $\alpha$  показана линией  $FK$ , а для  $\beta$  – линией  $GN$ . Видно, что с уменьшением температуры возможное содержание  $B$  в растворе  $\alpha$  уменьшается (от  $M\% B$  до  $K\% B$  при  $0^\circ C$ ). Поэтому при охлаждении сплавов, содержащих от  $K\% B$  до  $M\% B$ , ниже линии  $FK$  из них будет выделяться оказавшаяся избыточная часть компонента  $B$  в виде кристаллов вторичного  $\beta_{11}$  (доказывается правилом отрезков), и в области  $KFMK$  сплавы будут иметь фазовый состав  $\alpha + \beta_{11}$ .

В частном случае, показанном линией  $GN$ , предел растворимости  $A$  в  $\beta$  не зависит от температуры и кристаллы твердого раствора  $\beta$ , образовавшиеся на линии  $GE$ , будут охлаждаться до комнатной температуры без каких-либо внутренних изменений.

Средняя область диаграммы имеет вид, как на рис. 3.1.; в этой части диаграммы сплавы кристаллизуются с образованием эвтектики на линии  $FCG$ . Эвтектика содержит  $C'\% B$  и кристаллизуется по реакции:



В доэвтектических сплавах этой области в конечной структуре сплава будут присутствовать кроме эвтектики кристаллы  $(\alpha + \beta_{11})$ , а в заэвтектических – кристаллы  $\beta$ .

Структурные составляющие сплавов:

- 1) кристаллы  $\alpha$  – область  $ODFKO$ ;
- 2) кристаллы  $\beta$  – область  $NGE-100-N$ ;
- 3) кристаллы эвтектики  $\text{эвт}(\alpha + \beta)$  – линия  $CC'$ .

#### **3.1.4. Диаграмма состояний сплавов с устойчивым химическим соединением**

В этих сплавах компоненты химически реагируют друг с другом, образуя химическое соединение  $A_mB_n$ . Это соединение представляет собой

новую фазу и имеет соответствующую однородную область на диаграмме состояний (линия  $PF$  на рис. 3.4). Линия химического соединения проходит через точку  $P$ , соответствующую содержанию компонента  $B$  в  $A_mB_n$ , и разделяет общую диаграмму  $A-B$  на две независимые части:  $A-A_mB_n$  и  $A_mB_n-B$ , каждую из которых можно рассматривать отдельно, и для каждой из которых соединение  $A_mB_n$  играет роль «компонента».

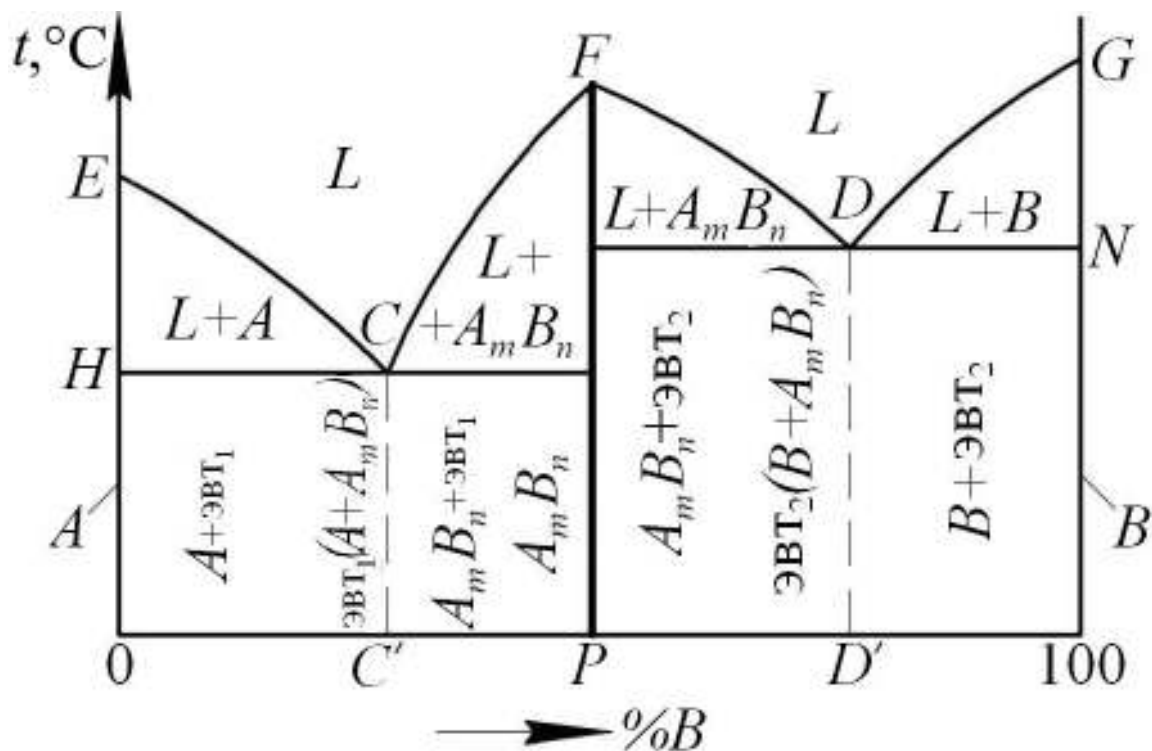


Рис. 3.4. Диаграмма состояний сплавов с химическим соединением

В каждой части тип диаграммы состояний может быть, вообще говоря, любым. В частности, на рис. 3.4 в качестве примера приведены системы  $A-A_mB_n$  и  $A_mB_n-B$  эвтектического типа.

Однофазные области этой диаграммы:

- 1) жидкость  $L$  – выше линии ликвидус  $ECFDG$ ;
- 2) компонент  $A$  – линия  $0HE$ ;
- 3) компонент  $B$  – линия  $100-N-G$ ;
- 4) химическое соединение  $A_mB_n$  – линия  $PF$ .

Структурные составляющие сплавов этой системы и их области на диаграмме:

- 1) кристаллы  $A$  линия  $OHE$ ;
- 2) кристаллы  $B$  линия  $100-N-G$ ;
- 3) кристаллы  $A_mB_n$  линия  $PF$ ;
- 4) эвтектика  $эвт_1(A + A_mB_n)$  линия  $CC'$ ;
- 5) эвтектика  $эвт_2(A_mB_n + B)$  линия  $DD'$ .

## 3.2. Правило отрезков и правило фаз при анализе диаграмм состояний

### 3.2.1. Правило отрезков

Правило отрезков служит для определения:

- 1) фазового состава сплава в заданной точке диаграммы состояния;
- 2) химического состава фаз, имеющих в сплаве;
- 3) весовой доли каждой фазы.

С этой целью сначала из заданной точки на диаграмме состояний необходимо провести отрезок горизонтали влево и вправо до пересечения с границами ближайших однофазных областей, а затем на этом отрезке необходимо определить все точки его пересечения и касания с однофазными областями (рис. 3.5).

Примеры:

1. Задана точка  $a$ , проведен отрезок  $bac$ , определены точки  $b$  и  $c$ .
2. Задана точка  $d$ , проведен отрезок  $fde$ , отмечены точки  $f$  и  $e$ .
3. Задана точка  $q$ , проведен отрезок  $hiqk$ , отмечены точки  $h$ ,  $i$ ,  $k$ .

Далее по определенным отмеченным точкам пересечения и касания с однофазными областями можно для заданной начальной точки определить фазовый состав сплава, химический состав фаз в сплаве и весовую долю каждой фазы.

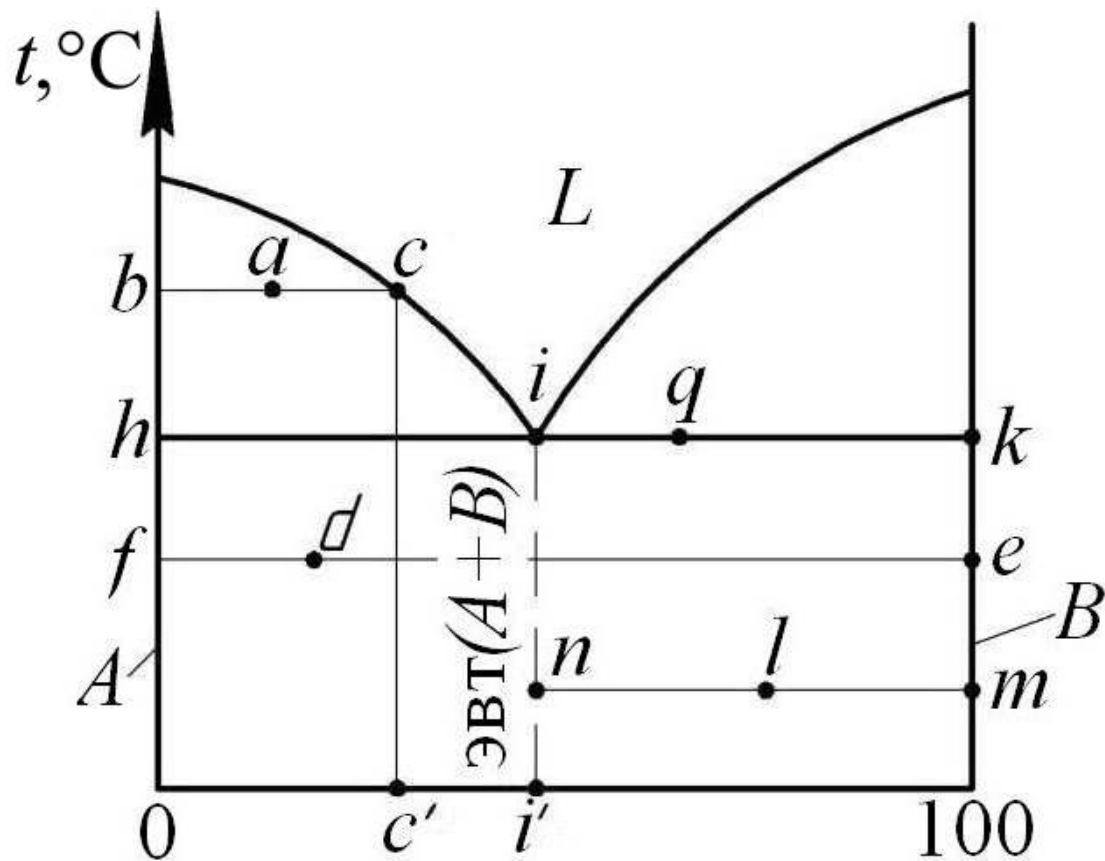


Рис. 3.5. Применение правила отрезков при анализе диаграмм состояния

1. *ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА* определяется по принадлежности каждой отмеченной точки к однофазной области.

В примере 1: точка  $b$  указывает фазу  $A$ , точка  $c$  – фазу  $L$ , то есть в заданной точке  $a$  сплав имеет фазовый состав  $A + L$ .

В примере 2: в заданной точке  $d$  фазовый состав сплава:  $A + B$ .

В примере 3: заданной точке  $q$  фазовый состав сплава:  $A+B+L$ .

2. *ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ФАЗ* определяется по проекциям отмеченных точек на ось концентраций.

В примере 1: в фазе  $A$  (т.  $b$ ) содержится  $0\% B$ , в фазе  $L$  (т.  $c$ ) –  $c'\% B$ .

В примере 2: в фазе  $A$  (т.  $f$ ) –  $0\% B$ , в фазе  $B$  (т.  $e$ ) –  $100\% B$ .

В примере 3: в  $A$  (т.  $h$ ) –  $0\% B$ , в  $L$  (т.  $i'$ ) –  $i'\% B$ , в  $B$  (т.  $k$ ) –  $100\% B$ .

3. *ВЕСОВУЮ ДОЛЮ ФАЗЫ* определяют по правилу рычага. Через заданную точку проводят горизонтальную линию до пересечения с

линиями диаграммы, ограничивающими данную область, длина которой принимается за 100 %. Отношение противолежащего отрезка от данной фазы к длине всего отрезка показывает весовую долю этой фазы.

В примере 1:  $Q_A = (ac/vc) \cdot 100 \%$ ,  $Q_L = (av/vc) \cdot 100 \%$ .

В примере 2:  $Q_A = (de/fe) \cdot 100 \%$ ,  $Q_B = (fd/fe) \cdot 100 \%$

Помимо определения фазового состава сплава, с помощью правила отрезков можно определить и структурный состав. В этом случае отрезок горизонтали необходимо проводить до пересечения с границами областей структурных составляющих. Например, если задана т.  $l$  (рис. 3.5), то проводим отрезок  $nlm$  и отмеченные точки  $n$  и  $m$  указывают, что в точке  $l$  сплав имеет структуру эвт( $A+B$ )+кристаллы  $B$ ; в эвтектике содержится  $i$  %  $B$  (проекция т.  $n$ ); в кристаллах  $B$  – 100 %  $B$  (проекция т.  $m$ ). Весовая доля эвтектики в структуре сплава  $Q_{\text{эвт}} = (lm/nm) \cdot 100 \%$ , а доля кристаллов  $B$  в структуре сплава  $Q_B = (nl/nm) \cdot 100 \%$ .

### 3.2.2. Правило фаз (правило Гиббса)

В данной работе это правило используется, в основном, для контроля хода кривых охлаждения сплавов. Правило имеет вид:

$$c = k + f + 1,$$

где  $k$  – число компонентов в сплаве;

$f$  – число фаз в рассматриваемом состоянии сплава;

$c$  – число степеней свободы сплава – это число внешних и внутренних факторов системы, которое можно изменять без изменения фазового состава, в нашем простейшем случае анализа – это число возможностей у сплава уменьшить свою температуру при отводе от него тепла.

Если  $c > 0$  (то есть  $c = 1$  или  $2$ ), то температура сплава будет монотонно понижаться при отводе тепла от сплава. Если в некоторой точке происходит изменение от  $c = 1$  к  $c = 2$  или наоборот, то изменяется



скорость снижения температуры сплава, то есть в этих точках на кривой охлаждения будут изломы.

Если  $c = 0$ , то несмотря на отвод тепла от сплава его температура будет оставаться постоянной до тех пор, пока не завершится какой-то процесс внутри сплава, благодаря чему в нем уменьшится число фаз и окажется  $c > 0$ . На кривой охлаждения сплава этому процессу будет соответствовать горизонтальный участок.

### ***3.2.3. Построение кривых охлаждения сплавов***

Рассмотрим в качестве примера построение кривой охлаждения для сплава эвтектического типа (рис. 3.6).

На вертикальном разрезе I диаграммы состояний, проходящем через точку  $a$ , произвольно выбираем начальную точку в области  $L$  и затем последовательно нумеруем критические точки сплава, то есть точки 1, 2 пересечения разреза I с линиями диаграммы. Проводим оси координат: температура  $t$  – время  $\tau$ , в которых будет построена кривая охлаждения; проецируем на них уровни температур в критических точках.

Начальный участок кривой охлаждения (выше т. 1). Для любой точки этого участка фазовый состав сплава –  $L$ , так как этот участок находится в однофазовой области диаграммы. Следовательно, число фаз в сплаве  $f = 1$ , и по правилу фаз, число степеней свободы сплава  $c = 2$ . Следовательно, при отводе тепла температура сплава монотонно понижается и этот участок кривой охлаждения изобразится плавной падающей линией: возле этого участка на кривой охлаждения указываем фазовый состав и число степеней свободы сплава:  $L, c = 2$ .

Участок 1-2. Для любой точки  $b$  на этом участке по правилу отрезков устанавливаем фазовый состав сплава:  $L$  (т.  $e$ ) +  $A$  (т.  $d$ ), следовательно,  $f = 2$  и, по правилу фаз,  $c = 1$ . Значит, этот участок кривой охлаждения, как и предыдущий, будет изображаться плавной линией, возле которой

следует указать:  $L + A$ ,  $c = 1$ . В точке  $1$  кривой охлаждения будет излом, так как здесь изменяется число степеней свободы сплава от  $c = 2$  к  $c = 1$ .

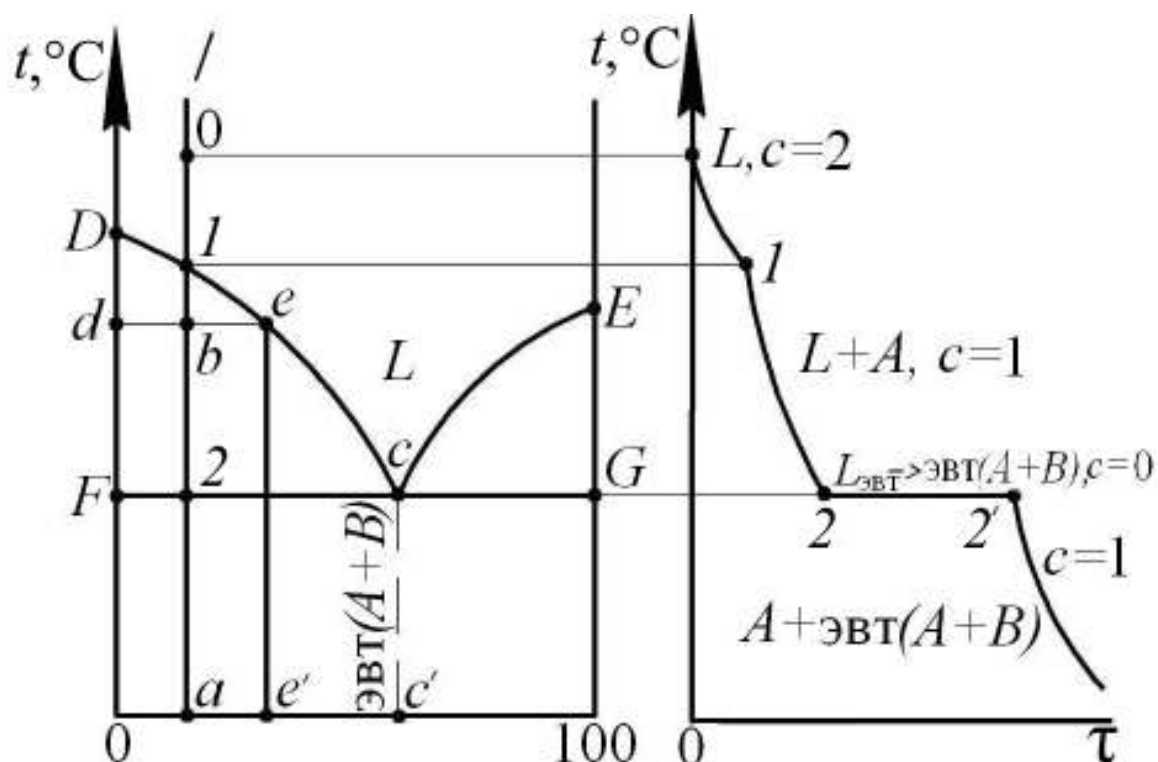


Рис. 3.6. Пример построения кривой охлаждения

Перемещая т.  $b$  от т.  $1$  к т.  $2$  и, определяя весовую долю твердых кристаллов  $A - Q_A = (be/de) \cdot 100\%$  и химический состав жидкости в сплаве ( $e\% B$ ), можно легко установить, что на этом участке кривой охлаждения, начиная от т.  $1$ , происходит выделение из жидкости твердых кристаллов  $A$ , а содержание компонента  $B$  в остающейся жидкости в сплаве постепенно увеличивается от  $a\% B$  в т.  $1$  к значению  $c'\% B$  для т.  $2$ , то есть из жидкости выделяются кристаллы компонента, избыточного по отношению к эвтектическому составу. В конце участка  $1-2$  сплав будет состоять из кристаллов  $A$  и оставшейся жидкости эвтектического состава.

Участок  $2-2'$ . В точке  $2$  на диаграмме состояния, по правилу отрезков, легко установить, что в сплаве в равновесии находятся три фазы:  $A$  (т.  $F$ ),  $L$  (т.  $C$ ) и  $B$  (т.  $G$ ), причем  $L = L_{эвт}$ . Таким образом, по правилу фаз,  $f = 3$  и  $c = 0$ . Следовательно, при температуре критической точки  $2$  на кривой

охлаждения будет горизонтальный участок 2-2' с постоянной температурой сплава. Природу процесса, происходящего внутри сплава на этом участке, выясним следующим образом. Как видно из диаграммы состояний, ниже  $t_2$  (то есть, ниже уровня температуры линии  $FCG$ ) невозможно существование в сплаве жидкой фазы  $L$ . Поэтому ясно, что на участке 2-2', с одной стороны, должна «исчезать» фаза  $L_{эвт}$ , с другой стороны, поскольку в конце процесса должно быть  $C = 1$  (чтобы сплав смог далее снижать свою температуру), то эта фаза должна превращаться в смесь двух других:



то есть на участке 2-2' в сплаве идет эвтектическое превращение.

Конечный участок кривой охлаждения (после  $t_2$ ). После окончания эвтектического превращения в сплаве останутся две фазы:  $A$  и  $B$ , что легко проверяется правилом отрезков для любой точки диаграммы на участке 2-а. Таким образом,  $f = 2$  и  $c = 1$ , так что сплав монотонно снижает свою температуру до комнатной.

На этом участке необходимо указать конечную структуру сплава. В данном простом случае это можно сделать по правилу отрезков (для структурных составляющих) на участке 2-а диаграммы.

В более общем случае конечную структуру устанавливают по совокупности твердых кристаллов, выделившихся на разных участках кривой охлаждения и не подвергавшихся после этого внутренним изменениям. В нашем случае структуру сплава образуют кристаллы  $A$ , выделившиеся на участке 1-2, и кристаллы эвтектики, образовавшиеся на участке 2-2':  $A + \text{эвт}(A + B)$ .

### 3.3. Металлографический анализ сплавов

Металлографический анализ – это метод исследования металлов и сплавов, позволяющий визуально изучить такие детали внутреннего

строения сплава, как раковины, поры, текстуру, зеренное строение поликристаллов и тонкие детали строения зерна (состояние границ, наличие дисперсных включений и т. д.).

Исследования структуры металлов и сплавов обычно производятся с помощью металлографического микроскопа, но иногда, когда возможно обойтись меньшими увеличениями, – с помощью лупы и даже невооруженным глазом. В зависимости от этого различают металлографический макро- и микроанализ.

### ***3.3.1. Металлографический макроанализ***

Макроанализ позволяет определить в металле величину, форму и расположение зерен, дендритность или волокнистость строения, ликвацию, усадочную рыхлость, газовые пузыри, раковины, трещины и т. д. Макроанализ можно разделить на два вида:

- 1) изучение изломов;
- 2) изучение макрошлифов.

Изучение изломов металла состоит из просмотра их невооруженным глазом, при помощи лупы или бинокулярного микроскопа. По виду излома можно судить о величине зерен металла, наличии перегрева, причине разрушения, характере разрушения.

Изучение макрошлифов складывается из следующих этапов:

- 1) приготовление макрошлифов;
- 2) травление макрошлифов;
- 3) исследование (просмотр) структуры макрошлифов металла при помощи лупы или невооруженным глазом.

*Приготовление макрошлифов.* Заготовка для макрошлифа отрезается на токарном станке либо ножовкой. В случае высокой твердости заготовка отрезается тонким наждачным камнем. Изучаемая поверхность макрошлифа должна быть плоской и гладкой. Для этого вначале заготовку

шлифа заторцовывают на токарном, фрезерном или плоскошлифовальном станках. Заторцованный макрошлиф либо сразу подвергают химическому травлению, либо доводят до более гладкой поверхности при помощи шлифовальной бумаги. Макрошлифы полированию не подвергаются.

Для выявления структуры сплава макрошлифы подвергаются химическому травлению. В результате травления на поверхности макрошлифа образуется микрорельеф, придающий различную световую окраску различным деталям внутреннего строения, благодаря чему они становятся визуально различимыми.

### ***3.3.2. Металлографический микроанализ***

*Микроанализ* – исследование структуры металла с помощью микроскопа, то есть при больших увеличениях. Микроанализ позволяет определить структурные составляющие металлов и сплавов в литом, отожженном состоянии, а также после различной термической обработки. При этом можно установить качество металла, наличие в нем включений, величину, форму и ориентацию зерен, состояние границ зерен и другие элементы структуры. Микроанализ состоит из следующих этапов:

- 1) приготовление микрошлифов (шлифование и полирование);
- 2) травление микрошлифов (выявление микроструктуры);
- 3) исследование микроструктуры металлов и сплавов под микроскопом.

*Приготовление микрошлифов.* Наиболее удобным микрошлифом является цилиндр диаметром 12–15 мм и высотой 15–20 мм или кубик (параллелепипед) аналогичных размеров. Изучаемая поверхность микрошлифа должна быть плоской и блестящей (зеркальной). Поэтому вначале производится заторцовка (заточка) образца, затем образец шлифуют на наждачной бумаге, сначала грубозернистой, затем на

мелкозернистой. После шлифования микрошлиф полируют, добиваясь зеркального блеска на его подготавливаемой плоской поверхности.

Полированный микрошлиф металла в нетравленном виде под микроскопом имеет вид светлого круга. В случае наличия в металле неметаллических включений (оксидов, сульфидов и т. д.), они видны под микроскопом и без травления шлифа. Этот прием применен, например, при изучении форм графитовых включений в серых (графитных) чугунах.

Для выявления структуры металла шлиф нужно после полирования подвергнуть травлению в соответствующем химическом реактиве. В результате травления поверхность микрошлифа приобретает микрорельеф, поскольку различные структурные составляющие сплава растворяются в реактиве с различными скоростями. Благодаря микрорельефу поверхности при освещении микрошлифа в микроскопе различные структурные составляющие сплава окажутся визуально различными, что обеспечивает наблюдателю возможность изучения микроструктуры сплава.

### ***3.3.3. Металлографический микроскоп МИМ-7***

Вертикальный металлографический микроскоп МИМ-7 предназначен для наблюдения и фотографирования микроструктуры металлов с увеличением от  $60^{\times}$  до  $1440^{\times}$ . Оптическая схема микроскопа приведена на рис. 3.7.

Луч света от лампы *1* через систему оптико-механических приспособлений направляется на отражательную пластинку *11*, которая для этого луча играет роль зеркала и направляет его через объектив *12* в отверстие предметного столика *13*. На это отверстие устанавливается микрошлиф полированной стороной вниз. Отраженный от его поверхности световой луч, содержащий информацию о микрорельефе микрошлифа, проходит сквозь объектив и попадает вновь на отражающую пластинку. Однако для этого луча отражающая пластинка прозрачна, и он

проходит далее до зеркала *18* и затем выходит в окуляр *19*, через который и осуществляется визуальное изучение микроструктуры образца.

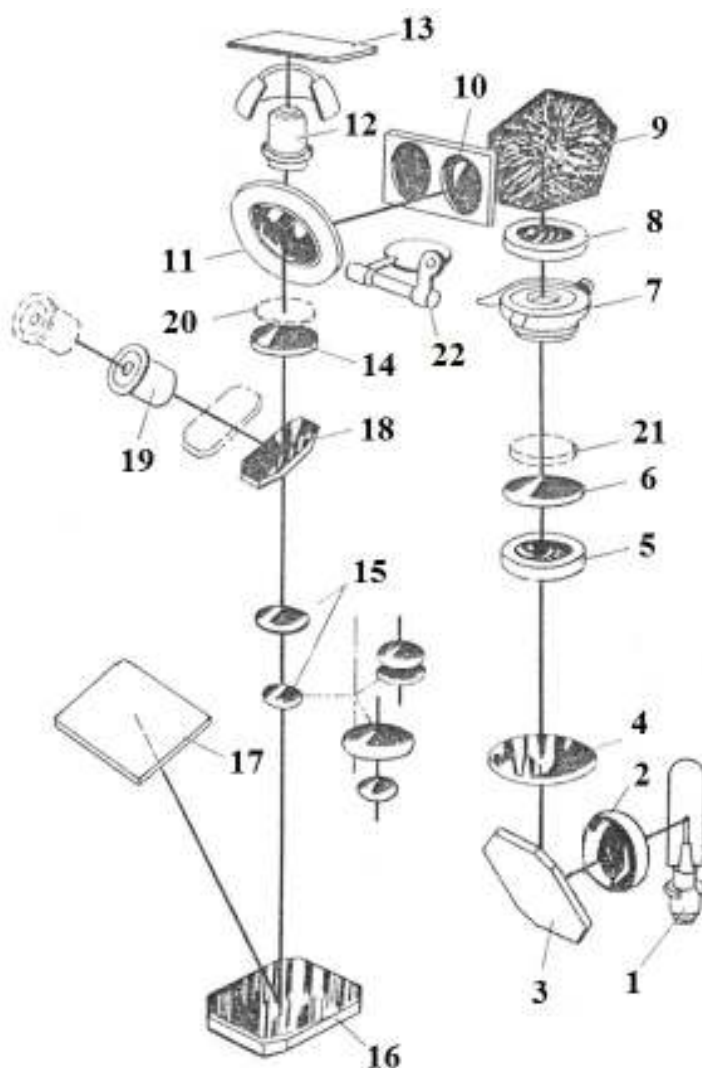


Рис. 3.7. Оптическая схема микроскопа МИМ-7:

*1* – лампа; *2* – коллектор; *3*, *16*, *18* – зеркало; *4* – светофильтр; *5* – апертурная диафрагма; *6* – линза; *7* – затвор; *8* – полевая диафрагма; *9* – пентапризма; *10* – линза; *11* – отражательная пластинка; *12* – объектив; *13* – предметный столик; *14* – ахроматическая линза; *15* – фотоокуляр; *17* – фотопластинка; *19* – окуляр; *20* – вкладной анализатор; *21* – поляризатор

На рис. 3.8 приведен общий вид микроскопа МИМ-7. Следует обратить особое внимание на правильность обращения с органами управления микроскопом (поз. *4*, *9*, *14*), а также со стопорным винтом

грубой подачи, расположенным под винтом 14 с левой стороны микроскопа (на рис. 3.8 не виден).

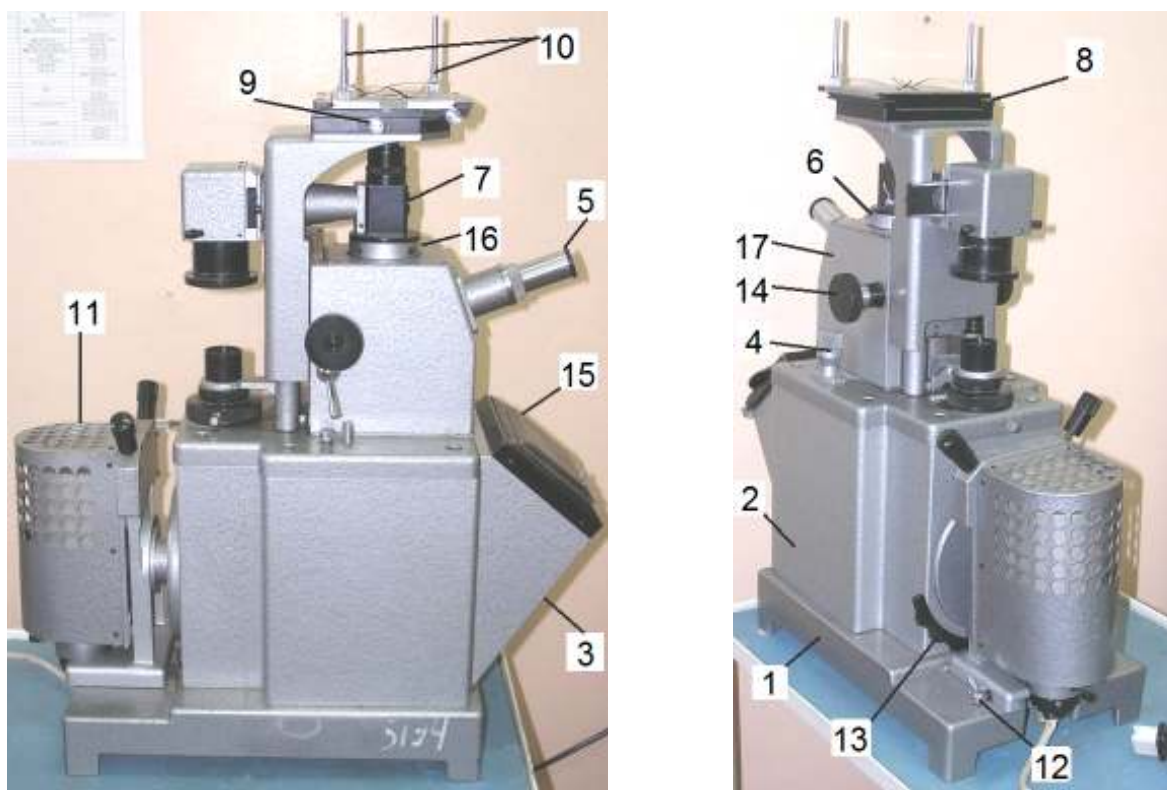


Рис. 3.8. Общий вид микроскопа МИМ – 7:

1 – основание микроскопа; 2 – корпус; 3 – фотокамера; 4 – винт микрометрической (точной) подачи объектива; 5 – визуальный тубус; 6 – рукоятка диафрагмы; 7 – иллюминатор; 8 – предметный столик; 9 – рукоятка перемещения столика; 10 – клеммы; 11 – осветитель; 12 – стопорное устройство осветителя; 13 – рукоятка смены светофильтров; 14 – винт грубой подачи столика; 15 – рамка с матовым стеклом; 16 – анализатор; 17 – корпус центральной части

Питание осветительной лампы микроскопа осуществляется от трансформатора ТР-17, выполненного в виде отдельного блока, установленного на лабораторном столе возле микроскопа. На этом блоке имеется переключатель напряжения (от 0 до 30 В), подаваемого на лампу и вольтметр, измеряющий это напряжение.

Подготовка микроскопа к работе производится в следующем порядке:



1. Убедиться, что трансформатор ТР-17 находится в выключенном состоянии. Для этого ручку его переключателя перевести против стрелки в крайнее положение до упора.

2. Подключить штекерную розетку осветительной лампы микроскопа к штекерной вилке на задней стенке трансформатора ТР-17.

3. Включить шнур питания трансформатора в сетевую розетку 220 В, соблюдая обычные требования безопасности.

4. Включить минимальное напряжение питания осветительной лампы микроскопа. Для этого повернуть ручку переключателя на трансформаторе ТР-17 на один щелчок. При этом сквозь отверстия в кожухе лампы микроскопа будет видно ее свечение.

*Примечание.* При визуальном изучении микроструктуры не следует устанавливать более высокие напряжения питания осветительной лампы микроскопа.

5. Проверить прохождение светового луча в отверстие предметного столика 8 по наличию светового пятна при поднесении к отверстию ладони или листа бумаги. При необходимости переместить предметный столик с помощью рукояток 9.

6. Поместить микрошлиф на отверстие предметного столика полированной стороной вниз. В дальнейшем для перемещения шлифа использовать рукоятки 9 перемещения предметного столика.

7. Наблюдая в окуляр, осторожным вращением винта 14 грубой подачи стола «поймать» изображение, не стараясь добиться его четкости, и, придерживая винт 14 правой рукой, левой рукой без особого усилия зажать стопорный винт грубой подачи, расположенный с левой стороны микроскопа под винтом 14.

8. Вращением винта 4 микрометрической подачи добиться четкого изображения микроструктуры.

### 3.3.4. Металлографический микроскоп ММР-2

На рис. 3.9. представлен металлографический микроскоп ММР-2.



Рис. 3.9. Общий вид микроскопа ММР-2

В состав микроскопа входят: фотоадаптер; тринокулярная насадка; предметный столик; фонарь; револьверное устройство; штатив; комплект окуляров; комплект объективов.

Штатив является основной корпусной деталью микроскопа. На штативе крепятся: предметный столик, бинокулярная или тринокулярная насадка, фонарь, револьверное устройство. Внутри штатива микроскопа расположен фокусирующий механизм. В нижней части штатива в основании микроскопа расположены электрические системы осветителя.

Фокусирование на объект осуществляется вертикальным перемещением предметного столика с объектом относительно неподвижного объектива с помощью фокусирующего механизма,

расположенного внутри штатива микроскопа. Грубое вертикальное перемещение предметного столика осуществляется вращением рукояток грубой фокусировки, точное перемещение – вращением рукояток меньшего диаметра – рукояток тонкой фокусировки. Рукоятки расположены коаксиально на одной оси и выведены с обеих сторон штатива (рис. 3.10).

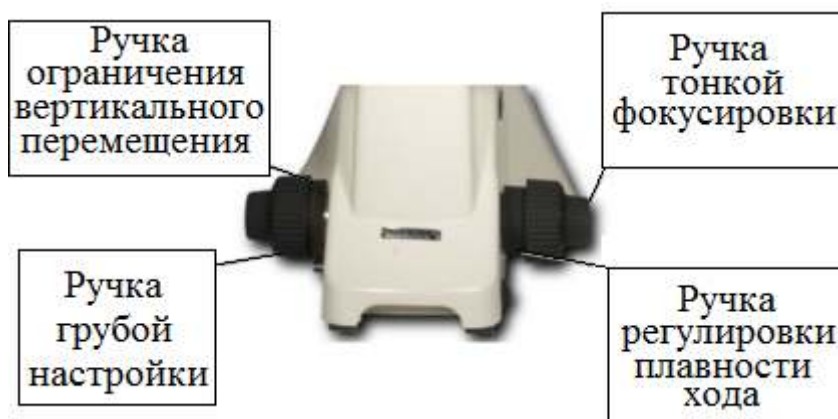


Рис. 3.10 Фокусирующий механизм микроскопа MMP-2

Механизм быстрой рефокусировки расположен на левой рукоятке механизма грубой фокусировки. При повороте рукоятки в направлении «к наблюдателю» до упора при выбранном предварительно минимальном зазоре между объективом и объектом вращение рукоятки грубой фокусировки и перемещение предметного столика микроскопа вверх прекращается, что предохраняет объективы и объекты от случайного соприкосновения и повреждения. При этом дальнейшая фокусировка микроскопа на объект возможна только с помощью механизма тонкой фокусировки.

Механизм регулировки плавности хода фокусирующего механизма расположен на правой рукоятке механизма грубой фокусировки. При вращении этой рукоятки «от наблюдателя» ход более тугой, «к наблюдателю» – более легкий. Общая величина грубой и тонкой

фокусировки составляет не менее 30 мм. Одна из рукояток тонкой фокусировки имеет шкалу с ценой деления 0,002 мм.

Предметный координатный столик обеспечивает перемещение препарата, установленного в препаратоводитель, в горизонтальной плоскости в двух взаимно перпендикулярных направлениях по координатам «X» и «Y» с помощью рукояток, расположенных на одной оси. Препаратоводитель закрепляется на поверхности столика винтами. При снятом препаратоводителе объект перемещается руками.

Револьверное устройство обеспечивает установку в рабочее положение четырех объективов, смена которых производится вращением рифленого диска до фиксированного положения. Револьверное устройство устанавливается на головку штатива. Объективы вворачиваются в револьверное устройство в порядке возрастания увеличения по часовой стрелке.

Тринокулярная насадка устанавливается в гнездо штатива микроскопа. Увеличение насадки 1,0.

Левый окулярный тубус насадки снабжен диоптрийным механизмом компенсации близорукости или дальнозоркости наблюдателя. Вращение кольца позволяет компенсировать ошибку глаза наблюдателя в диапазоне от 5 до минус 5 диоптрий путем настройки фокуса сначала в правом окуляре, а затем вращением кольца компенсатора – в левом окуляре.

В соответствии с глазной базой наблюдателя окулярные тубусы сдвигаются или раздвигаются на расстояние от 55 до 75 мм поворотом окулярных тубусов относительно оси шарнира.

Осветитель микроскопа состоит из коллектора с ирисовой, полевой диафрагмой и вынесенного на тыльную сторону основания фонаря с галогенной лампой. Яркость накала лампы – регулируемая. Ирисовая полевая диафрагма коллектора осветителя позволяет регулировать ширину светового потока.

## Подготовка микроскопа к работе

1. Подсоедините сетевой шнур сначала к сетевому гнезду микроскопа, затем – к трехполюсной сетевой розетке.

2. Для включения микроскопа установите тумблер в положение «1». Включите лампу поворотом регулятора изменения накала лампы «к наблюдателю» и установите комфортный для наблюдения накал лампы.

3. Перед первым использованием микроскопа необходимо проверить и при необходимости отрегулировать положение ограничительных винтов перемещения предметного столика и конденсора. Ограничительный винт конденсора находится под предметным столиком напротив конденсора (со стороны штатива). Обычно положение этого винта выставляется на заводе, поэтому перед началом работы достаточно удостовериться, что регулировка не «сбита» при транспортировке.

4. Для регулировки ограничительного винта предметного столика следует опустить предметный столик с помощью ручки настройки на резкость в крайнее нижнее положение. Затем следует поместить предметное стекло (без препарата и покровного стекла на предметный столик). После этого, установив в качестве рабочего объектив  $100^x$  поворотом револьверной головки, плавно поднимать предметный столик до легкого соприкосновения фронтальной линзы объектива с предметным стеклом.

Если предметный столик не удастся довести до соприкосновения фронтальной линзы с предметным стеклом, следует ослабить фиксирующую гайку ограничительного винта и выворачивать винт до тех пор, пока цель не будет достигнута. После этого винт следует зафиксировать, затянув фиксирующую гайку.

Если предметный столик легко доводится до искомого положения и по-прежнему может перемещаться вверх, необходимо ослабить фиксирующую гайку и вворачивать винт до тех пор, пока не будет

исключен «перебег» предметного столика выше искомой точки. После этого винт следует зафиксировать, затянув фиксирующую гайку. Опустите предметный столик вращением рукояток грубой фокусировки.

5. Вверните в гнезда револьверного устройства объективы в порядке, удобном для работы.

6. Поместите на предметный столик объект.

7. Включите в ход лучей объектив увеличением 4 или 10. Вставьте в окулярные тубусы насадки парные окуляры.

8. Вращением рукояток грубой фокусировки осторожно поднимите предметный столик почти до соприкосновения препарата с фронтальной линзой объектива.

9. Наблюдая правым глазом в окуляр, установленный в правый окулярный тубус насадки, и медленно опуская предметный столик вращением рукояток грубой и тонкой фокусировки в направлении «к наблюдателю», сфокусируйте микроскоп на резкое изображение препарата.

10. Наблюдая левым глазом в окуляр, установленный в левый окулярный тубус насадки, не трогая рукояток фокусировочного механизма, получите резкое изображение объекта вращением кольца диоптрийного механизма левого окулярного тубуса насадки.

11. Сдвиньте или раздвиньте окулярные тубусы насадки таким образом, чтобы изображения объекта в каждом окулярном тубусе при наблюдении двумя глазами воспринимались как одно.

#### **4. МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СПЛАВОВ**

##### **СИСТЕМЫ СВИНЕЦ-СУРЬМА**

Для проведения металлографического анализа студенту выдается коллекция из четырех незамаркированных микрошлифов сплавов системы свинец-сурьма с содержанием в них сурьмы 5, 13, 20 и 40 %

(соответственно, I, II, III и IV контрольный сплав). Просматривая поочередно структуру микрошлифов на микроскопе и сопоставляя наблюдаемую картину с контрольными микроструктурами, приведенными на лабораторном стенде, необходимо идентифицировать микрошлифы с номерами контрольных сплавов, а затем сопоставить их наблюдаемую структуру с ожидаемой по диаграмме состояний сплавов системы свинец-сурьма (рис. 4.1).

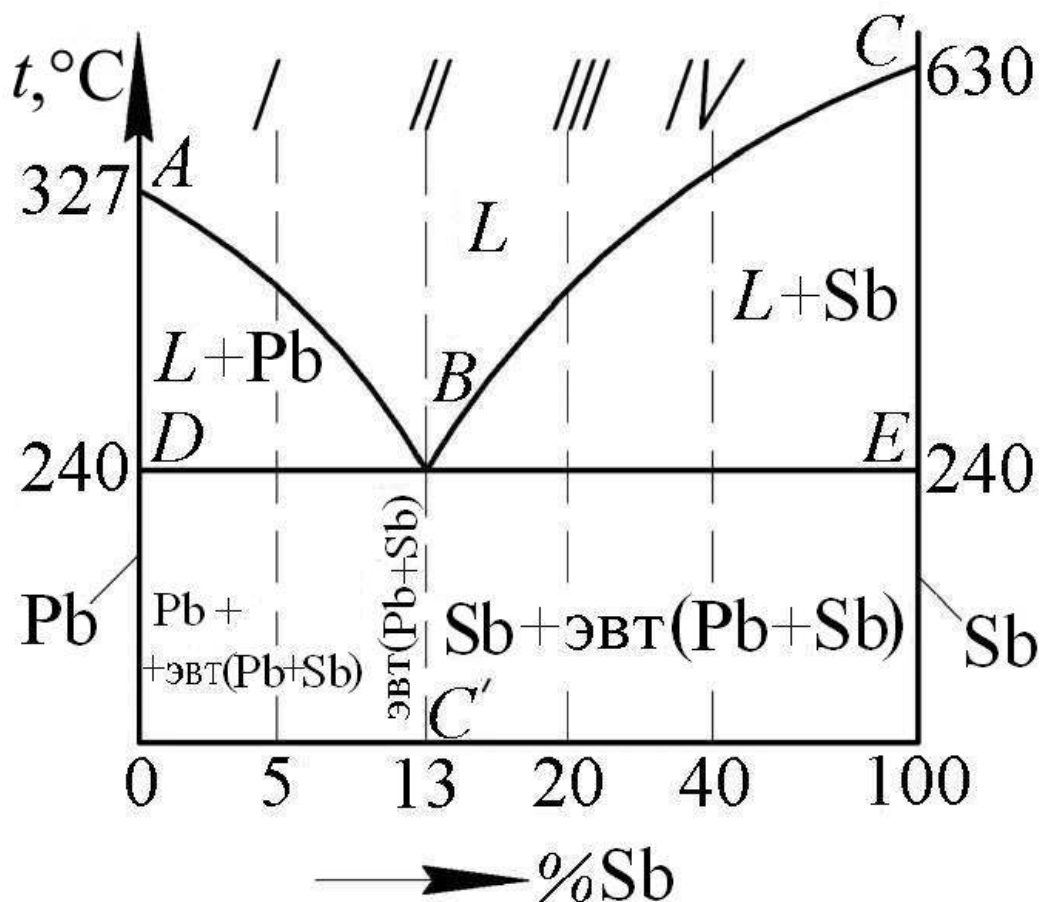


Рис. 4.1. Диаграмма состояний сплавов системы свинец-сурьма

Сплавы свинца с сурьмой относятся к эвтектическому типу, поскольку в твердом состоянии свинец и сурьма друг с другом химически не взаимодействуют и не образуют твердых растворов.

Соответственно, однофазные области располагаются на диаграмме Pb-Sb следующим образом:

- фаза  $L$  – выше линии  $ABC$ ;

– фаза РЬ – линия  $OA$ ;

– фаза Sb – линия  $EC$ .

Характерной точкой этой диаграммы является тройная точка  $B$ , которой соответствует наиболее легкоплавкий эвтектический сплав этой системы, имеющий в своем составе 13 % Sb.

Сплавы, содержащие менее 13 % Sb, называются *доэвтектическими*, а содержащие более 13 % Sb – *заэвтектическими* сплавами. В общем случае кристаллизация сплавов эвтектического типа происходит последовательно в два этапа:

На первом этапе из жидкости  $L$  выделяются твердые кристаллы компонента, избыточного по отношению к эвтектическому составу. В течение этого этапа внутри сплава имеются твердые кристаллы указанного избыточного компонента и жидкость, химический состав которой по мере охлаждения постепенно приближается к эвтектическому составу.

Конкретно, в доэвтектических сплавах, где избыточным по отношению к эвтектике является свинец, ниже линии ликвидус  $AB$  происходит выделение из жидкости сплава твердых кристаллов РЬ; сплавы имеют в это время фазовый состав  $L + \text{РЬ}$ , причем по мере снижения температуры к уровню 240 °С (линия  $DE$ ) постепенно количество твердых кристаллов РЬ увеличивается, а химический состав остающейся в сплаве жидкости  $L$  изменяется по линии  $AB$  к точке  $B$ .

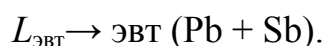
При достижении сплавом температуры 240 °С (линия  $DE$ ) в нем имеются твердые кристаллы избыточного компонента РЬ и жидкость эвтектического состава  $L_{\text{эвт}}$ .

Аналогичные процессы протекают и при кристаллизации заэвтектического сплава с той разницей, что вместо кристаллов РЬ будут выделяться кристаллы избыточного Sb; к моменту достижения сплавом температуры 240 °С (линия  $DE$ ) в нем, как и в предыдущем случае, еще останется жидкость эвтектического состава.



Ясно, что при кристаллизации эвтектического сплава процессы первого этапа будут отсутствовать.

На втором этапе кристаллизации во всех без исключения сплавах этой системы при постоянной температуре 240 °С происходит затвердевание эвтектической жидкости с образованием твердых кристаллов эвтектики, то есть механической смеси мелких зерен свинца и сурьмы, содержащей в среднем 13 % Sb. По этой причине линия *DE* на диаграмме состояния называется *линией эвтектического превращения*:



После завершения эвтектического превращения кристаллизация сплавов закончена и они без каких-либо внутренних изменений охлаждаются до комнатной температуры.

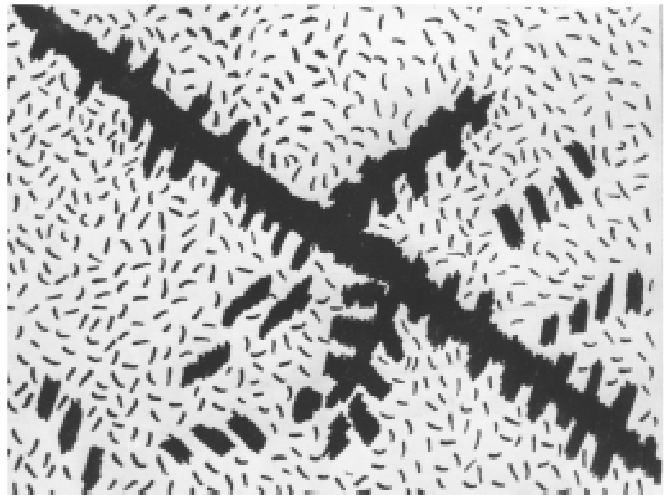
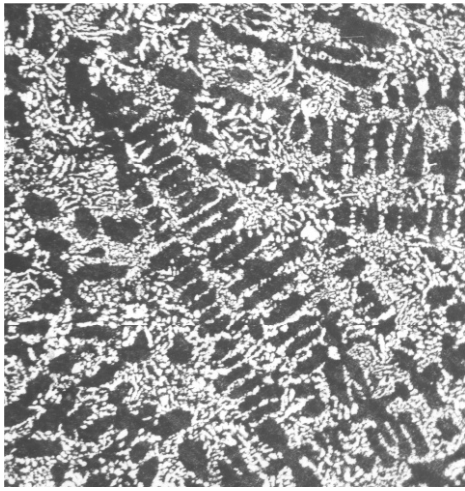
Из вышеизложенного следует, что структурными составляющими сплавов системы свинец-сурьма являются:

- кристаллы Pb;
- кристаллы Sb;
- кристаллы эвтектики эвт(Pb+Sb).

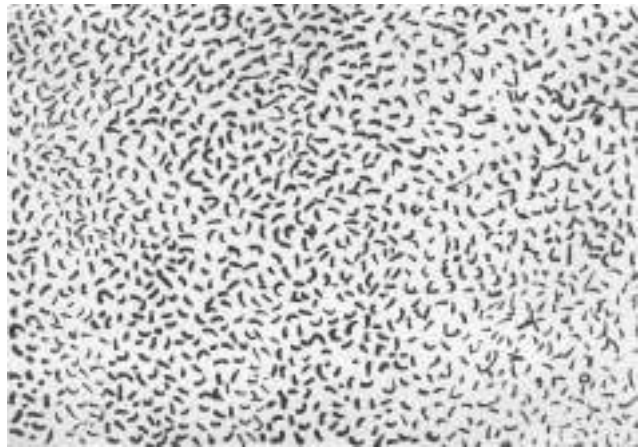
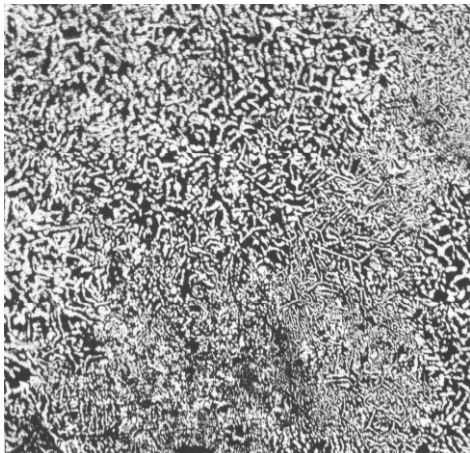
В структуре доэвтектических сплавов при комнатной температуре будут иметься кристаллы свинца и кристаллы эвтектики; в структуре заэвтектических сплавов – кристаллы сурьмы и кристаллы эвтектики, что и указано в обозначениях соответствующих областей диаграммы состояний.

Таким образом, в соответствии с диаграммой состояний, среди контрольных сплавов: № I – доэвтектический, № II – эвтектический, а № III и № IV – заэвтектические сплавы. Соответственно, структуры контрольных сплавов: I. Pb+эвт(Pb+Sb); II. эвт(Pb+Sb); III. Sb+эвт(Pb+Sb); IV. Sb+эвт(Pb+Sb).

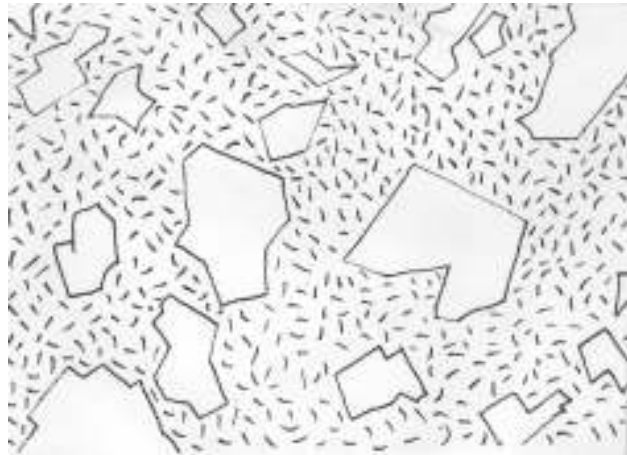
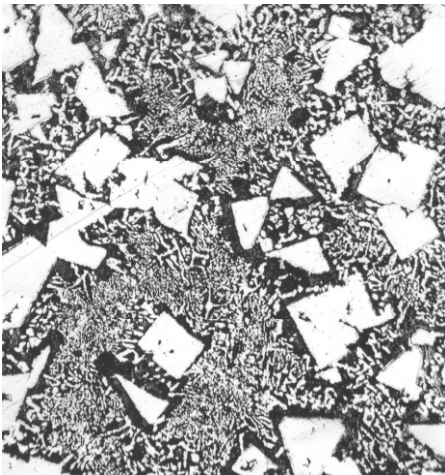
На рис. 4.2 представлены микроструктуры сплавов системы Pb-Sb для идентификации студентами изучаемых контрольных сплавов.



*a*



*б*



*в*

Рис. 4.2. Микроструктуры и схема зарисовки сплавов системы Pb-Sb, x500:  
*a* – доэвтектический, 95 % Pb и 5 % Sb; *б* – эвтектический 87 % Pb и 13 % Sb;  
*в* – заэвтектический 80 % Pb и 20 % Sb

Различие структур III и IV сплавов состоит в том, что в IV сплаве больше кристаллов Sb, так как в этом сплаве избыток сурьмы над эвтектическим составом больше, чем в III сплаве.

В заключение студентам рекомендуется самостоятельно убедиться в справедливости изложенных закономерностей кристаллизации сплавов эвтектического типа путем анализа диаграммы состояний Pb-Sb с помощью правила отрезков и правила фаз.

## **5. ОБОРУДОВАНИЕ И ОБРАЗЦЫ ДО ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ**

5.1. Для выполнения экспериментальной части работы студентам предоставляются металлографические микроскопы МИМ-7 и ММР-2 с набором объективов и окуляров.

5.2. Для выполнения металлографического анализа студентам предоставляется коллекция микрошлифов сплавов системы Pb-Sb, содержащая следующие образцы:

- 1) сплав I, содержащий 5 % Sb;
- 2) сплав II, содержащий 13 % Sb;
- 3) сплав III, содержащий 20 % Sb;
- 4) сплав IV, содержащий 40 % Sb.

## **6. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ**

6.1. Ознакомиться с содержанием методических указаний, кратко законспектировать основные положения теоретической части.

6.2. Ознакомиться с назначением, схемой и устройством микроскопа МИМ-7. Освоить основные приемы подготовки его к работе.

6.3. Получить коллекцию микрошлифов и провести металлографический анализ контрольных сплавов; зарисовать микроструктуры этих сплавов и обозначить структурные составляющие.

6.4. Записать задание для упражнений по диаграммам состояний двойных сплавов (задание выдается преподавателем) и выполнить его, руководствуясь содержанием методических указаний и рекомендованной по курсу литературой.

## **7. ЗАДАНИЕ ДЛЯ УПРАЖНЕНИЙ ПО ДИАГРАММАМ СОСТОЯНИЙ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ**

7.1. Вычертить четыре основных типа диаграмм состояний. Определить и обозначить однофазные области на диаграммах.

7.2. С помощью правила отрезков определить и обозначить состояние сплавов в двухфазных областях диаграмм.

7.3. Выбрать на каждой диаграмме произвольную точку в двухфазной области. Для этой точки определить:

- фазовый состав сплава;
- химический состав найденных фаз;
- весовую долю каждой фазы;
- число степеней свободы сплава.

7.4. На каждой диаграмме взять по одному характерному сплаву и для каждого из них построить кривую охлаждения. Указать фазовый состав и число степеней свободы на каждом участке кривых охлаждения и конечную структуру каждого сплава.

## **8. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА**

8.1. Краткая информация о назначении и видах металлографического анализа.

8.2. Оптическая схема микроскопа МИМ-7.

8.3. Микроструктуры сплавов системы свинец-сурьма.

8.4. Краткое описание фаз и структурных составляющих сплавов.

8.5. Результаты выполнения упражнений с пояснениями.

## 9. ПЕРЕЧЕНЬ КОНТРОЛЬНЫХ ВОПРОСОВ

- 9.1. Что такое сплав, компонент, система?
- 9.2. Виды взаимодействия компонентов при их сплавлении.
- 9.3. Характерные особенности химического соединения.
- 9.4. Виды твердых растворов.
- 9.5. Что такое эвтектика и эвтектоид?
- 9.6. В каких координатах изображается диаграмма состояний сплавов.
- 9.7. Четыре основных типа диаграмм состояния.
- 9.8. Что можно определить с помощью правила отрезков?
- 9.9. Построение кривых охлаждения с применением правила фаз.
- 9.10 Назначение и виды металлографического анализа.
- 9.11. Методика приготовления макро- и микрошлифов.
- 9.12. Классификация контрольных сплавов по диаграмме.
- 9.13. Структурные и фазовые составляющие в контрольных сплавах.

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 2  
**ДИАГРАММА СОСТОЯНИЙ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД.  
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ  
И ЧУГУНОВ**

**1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

- 1.1. Изучить диаграмму состояний железо-углерод.
- 1.2. Изучить микроструктуры углеродистых сталей в равновесном (отожженном) состоянии. Установить зависимость между структурами и механическими свойствами углеродистых сталей.
- 1.3. Изучить микроструктуры белых, серых, высокопрочных и ковких чугунов. Установить зависимость между составом, условиями получения, структурами и механическими свойствами чугунов.

**2. СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

- 2.1. Ознакомиться с диаграммой состояний железо-углерод.
- 2.2. Ознакомиться с построением кривых охлаждения отдельных сплавов системы железо-углерод.
- 2.3. Ознакомиться с зависимостью механических свойств углеродистых сталей от содержания углерода.
- 2.4. Изучить и зарисовать микроструктуры углеродистых сталей и чугунов. Обозначить названия структурных составляющих.
- 2.5. Оформить отчет к лабораторной работе.

**3. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ**

**3.1. Компоненты и фазы в сплавах железа с углеродом**

**Железо** – металл серебристо-белого цвета. Температура плавления 1539 °С. Атомный номер 26, атомный радиус 0,127 нм. Технические сорта железа содержат 99,8 – 99,9 % Fe. Железо имеет две полиморфные модификации  $\alpha$  и  $\gamma$ . Модификация  $\alpha$  существует при температурах ниже 911 °С и выше 1392 °С. Кристаллическая решетка  $\alpha$ -железа – объемно центрированный куб (ОЦК) с периодом решетки 0,286 нм. Для интервала

1392 – 1539 °С  $\alpha$ -железо нередко обозначают как  $\delta$ -железо с периодом решетки 0,29 нм. Плотность  $\alpha$ -железа 7,68 Мг/м<sup>3</sup>. Вторая модификация  $\gamma$ -железо (Fe $\gamma$ ) существует при температуре 911 – 1392 °С. Кристаллическая решетка – гранцентрированная кубическая (ГЦК) с периодом 0,365 нм. Механические свойства железа технической чистоты:  $\sigma_b = 250$  МПа,  $\sigma_T = 120$  МПа,  $\delta = 50$  %, НВ = 800 МПа.

**Углерод** – неметаллический элемент II периода IV группы периодической системы, атомный номер 6, плотность 2,5 Мг/м<sup>3</sup>, температура плавления 3500 °С, атомный радиус 0,077 нм. В обычных условиях углерод находится в виде модификации графита, но может существовать в виде алмаза и угля.

В системе железо-углерод различают следующие фазы: жидкий расплав, твердые растворы –  $\alpha$ -феррит,  $\delta$ -феррит и аустенит, а также цементит и графит.

**Феррит** (Ф) – твердый раствор углерода и других примесей в ОЦК-железе. Атом углерода располагается в решетке феррита в центре грани куба, где помещается сфера радиусом 0,031 нм. Предельная растворимость углерода в  $\alpha$ -феррите 0,02 % при температуре 727 °С и менее 0,01 % при комнатной температуре, растворимость в  $\delta$ -феррите – 0,1 %. Под микроскопом феррит выявляется в виде полиэдрических зерен. Твердость и прочность феррита невысоки ( $\sigma_b = 250$  МПа, НВ = 800 МПа).

**Аустенит** (А) – твердый раствор углерода и других примесей в  $\gamma$ -железе. Предельная растворимость углерода в  $\gamma$ -железе – 2,14 % при температуре 1147 °С и 0,8 % при 727 °С. Атом углерода располагается в центре куба, в котором может разместиться сфера радиусом 0,051 нм, и в дефектных областях кристалла.

**Цементит** (Ц) – химическое соединение железа с углеродом – карбид железа Fe<sub>3</sub>C, содержащий 6,67 % С. Цементит имеет сложную ромбическую решетку с плотной упаковкой атомов. Температура

плавления цементита точно не определена (около 1260 °С). К характерным особенностям цементита относятся высокая твердость (НВ – 8000 МПа) и очень малая пластичность ( $\delta$  около 0 %).

**Графит** (Гр) имеет гексагональную слоистую кристаллическую решетку. Межатомные расстояния в слоях небольшие (0,142 нм). Графит мягок, обладает низкой прочностью.

### 3.2. Диаграмма состояний железо-углерод

Наличие двух высокоуглеродистых фаз (графита и цементита) приводит к появлению двух диаграмм состояний: метастабильной – *железо-цементит* и стабильной – *железо-графит*. Свободная энергия цементита всегда больше, чем свободная энергия графита.

Кристаллические структуры цементита и аустенита близки, а аустенита и графита существенно различны. По составу аустенит, цементит и жидкая фаза ближе друг к другу, чем аустенит и графит (аустенит содержит до 2,14 % С, цементит – 6,67 % С, графит – 100 % С. Поэтому образование цементита из жидкости или из аустенита происходит легче, работа образования зародыша, и необходимые диффузионные изменения, меньше при кристаллизации цементита, чем графита несмотря на меньший выигрыш свободной энергии.

Диаграмма состояний железо-цементит приведена на рис. 3.1.

Линии диаграммы: *ABCBD* (линия ликвидус соответствует температурам начала кристаллизации) и *AHJECF* (линия солидус соответствует температурам конца кристаллизации) характеризуют начало и конец первичной кристаллизации, происходящей при затвердевании жидкой фазы. Линии *ES* и *PQ* показывают предельную растворимость углерода соответственно в аустените и феррите. При понижении температуры растворимость уменьшается и избыток углерода выделяется в виде цементита.



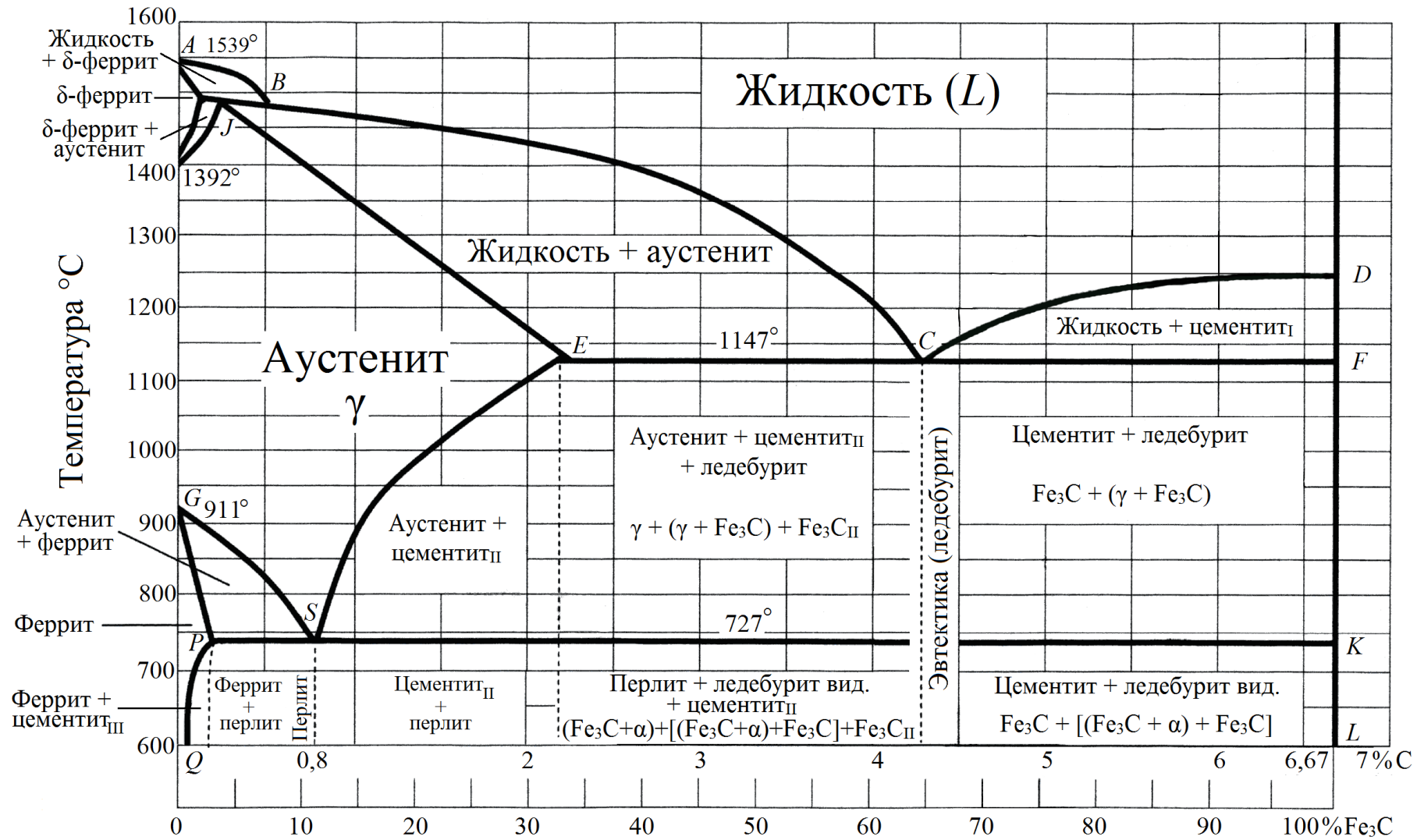


Рис. 3.1. Диаграмма состояний железо-цементит (Fe - Fe<sub>3</sub>C)

Цементит, выделяющийся из жидкого сплава, принято называть *первичным*, из аустенита – *вторичным*, из феррита – *третичным*.

Три горизонтальные линии  $HJB$ ,  $ECF$  и  $PSK$  указывают на протекание трех превращений при постоянной температуре. При  $1499\text{ }^{\circ}\text{C}$  (горизонталь  $HJB$ ) происходит перитектическая реакция  $L_B + \Phi_H \rightarrow A_J$ , в результате которой образуется аустенит.

При  $1147\text{ }^{\circ}\text{C}$  (горизонталь  $ECF$ ) протекает эвтектическая реакция  $L_C \rightarrow A_C + \text{Ц}$  (жидкость, состав которой соответствует точке  $C$ , превращается в эвтектическую смесь аустенита, состав которого соответствует точке  $E$ , и цементита. Эта эвтектическая смесь аустенита и цементита называется *ледебурит*.

При температуре  $727\text{ }^{\circ}\text{C}$  (горизонталь  $PSK$ ) протекает эвтектоидная реакция  $A \rightarrow \Phi_P + \text{Ц}$  (в отличие от эвтектики, образующейся из жидкости, эвтектоидная смесь получается в результате распада твердого раствора). Продукт превращения – эвтектоидная смесь феррита и цементита, называемая *перлитом*. Перлит чаще имеет пластинчатое строение, то есть состоит из чередующихся пластинок феррита и цементита. После специальной термической обработки перлит может иметь зернистое строение.

Однофазные области диаграммы Fe-Fe<sub>3</sub>C: жидкий расплав ( $L$ ) – выше линии  $ABCD$ , феррит ( $\Phi$ ) – области  $ANH$  и  $GPQ$ , аустенит ( $A$ ) – область  $JESGN$  и цементит ( $\text{Ц}$ ) – при содержании 6,67 % С.

Двухфазные области диаграммы:  $AHB$  – в равновесии находится жидкий расплав и кристаллы  $\delta$ -феррита,  $NHJ$  – в равновесии кристаллы  $\delta$ -феррита и аустенита,  $JECB$  – в равновесии жидкий расплав и кристаллы аустенита,  $CDF$  – в равновесии жидкий расплав и кристаллы цементита,  $SECFK$  – в равновесии кристаллы аустенита и цементита,  $GSP$  – в равновесии кристаллы аустенита и  $\alpha$ -феррита,  $QPSKL$  – в равновесии кристаллы  $\alpha$ -феррита и цементита.

Сплавы железа с углеродом, содержащие до 0,02 % С, называют *техническим железом*.

Сплавы железа с углеродом при содержании углерода от 0,02 до 2,14 % носят название *сталей* (от 0,02 до 0,8 % – *доэвтектоидные стали*, от 0,8 до 2,14 % – *заэвтектоидные стали*).

Сплавы железа с углеродом, содержащие от 2,14 до 6,67 % С, называются *чугунами* (от 2,14 до 4,3 % С – *доэвтектические*, от 4,3 до 6,67 % С – *заэвтектические* чугуны).

В двухфазных областях в любой точке можно определить количество фаз и их концентрацию, используя правило отрезков. Например, определим химический состав и количество фаз для сплава системы *железо-цементит* в точке *a*, находящейся в области *GSP* (рис. 3.2).

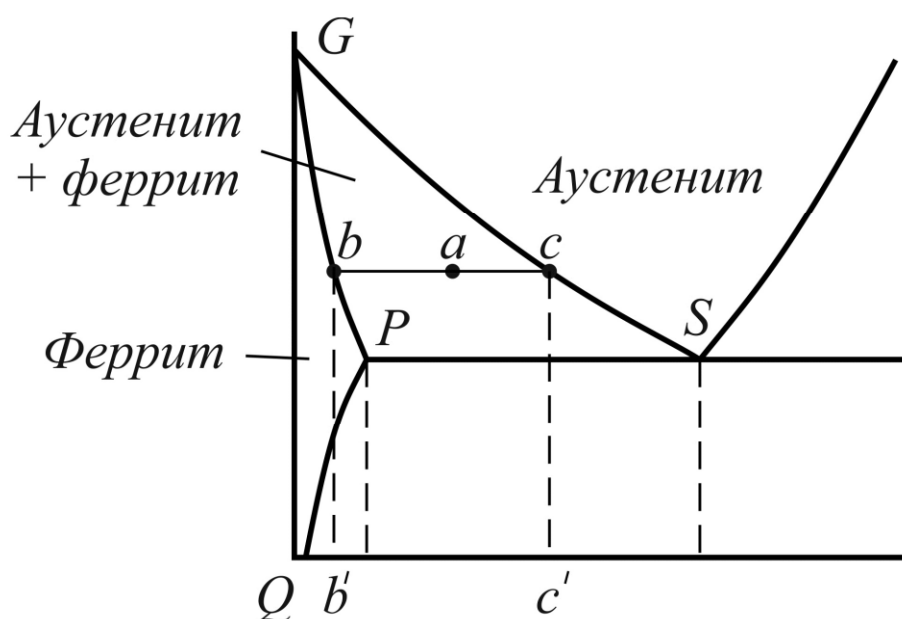


Рис. 3.2. Использование правила отрезков для анализа диаграммы

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. Весовое содержание аустенита  $Q_A = \frac{ba}{bc} \cdot 100\%$ , а феррита  $Q_\phi = \frac{ac}{bc} \cdot 100\%$ .

Рассмотрим кристаллизацию некоторых сплавов, содержащих различное количество углерода. 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 0,51 % С (рис. 3.3), 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  $BC$ , а аустенита по линии солидус  $JE$ . 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: аустенит  $\rightarrow$  низкоуглеродистый феррит. При этом 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  $A \rightarrow \Phi_p + \text{Ц}$  – аустенита в мелкодисперсную 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 подтверждает 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  $c = 2 - 2 + 1 = 1$  (два компонента – железо и углерод, две фазы – феррит и цементит), следовательно, процесс может идти со снижением температуры. Конечная структура  $\Phi + \Pi + \text{Ц}_{\text{III}}$  (феррито-перлитная).

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

Кристаллизация заэвтектоидных сталей (рис. 3.4) начинается в точке 1 выделением из жидкого расплава аустенита и заканчивается в точке 2. Состав жидкого расплава изменяется по линии  $BC$ , а аустенита – по линии  $JE$ . После затвердевания сплав имеет однофазную структуру аустенита. При дальнейшем охлаждении от точки 2 до точки 3 структурных превращений сталь не претерпевает, идет простое охлаждение. В интервале точек 3–4 происходит выделение вторичного цементита в связи с уменьшением растворимости углерода в аустените согласно линии  $ES$  диаграммы. При медленном охлаждении цементит выделяется по границе аустенитных зерен. Состав аустенита изменяется согласно линии  $ES$ , и в точке 4 при температуре 727 °С аустенит содержит 0,8 % С. На линии  $SK$  (на кривой – площадка 4-4') происходит эвтектоидное превращение аустенита в перлит. При дальнейшем охлаждении ниже точки 4 из феррита, входящего в перлит, выделяется третичный цементит. Третичный цементит, наслаиваясь на кристаллы вторичного цементита и цементита перлита, не оказывает заметного влияния на свойства. Поэтому при рассмотрении структур заэвтектоидных сталей о третичном цементите

обычно не упоминают. Конечная структура  $\Pi + \text{Ц}_{\text{II}} + \text{Ц}_{\text{III}}$  – перлито-цементитная.

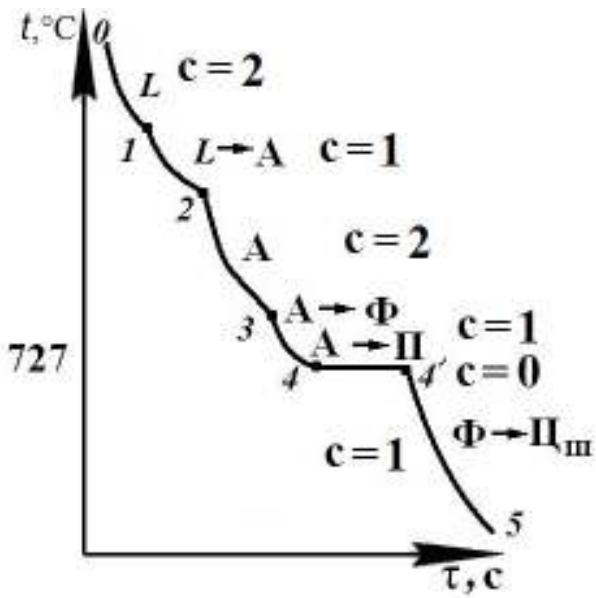


Рис. 3.3. Сплав 1 (доэвтектоидная сталь)

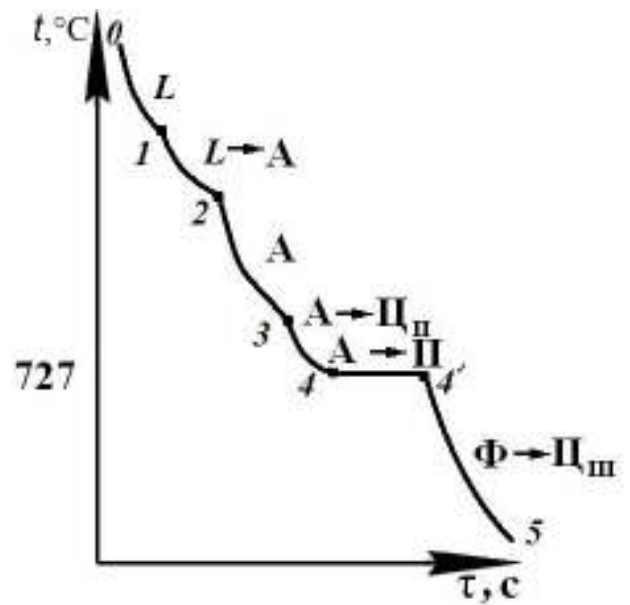


Рис. 3.4. Сплав 2 (заэвтектоидная сталь)

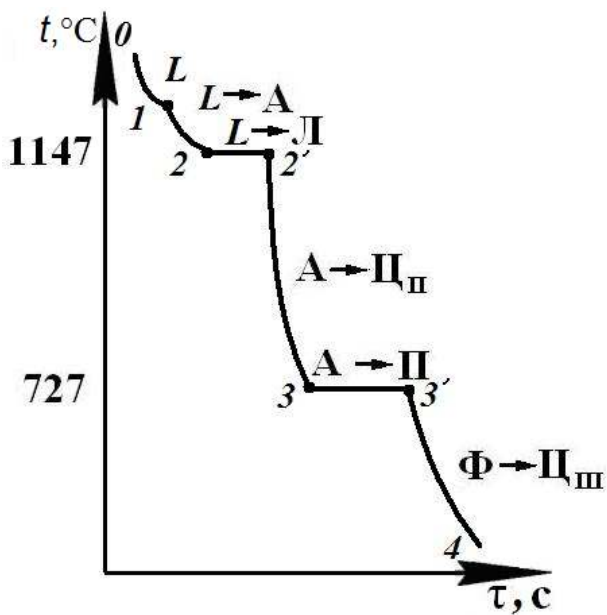


Рис. 3.5. Сплав 3 (доэвтектический чугун)

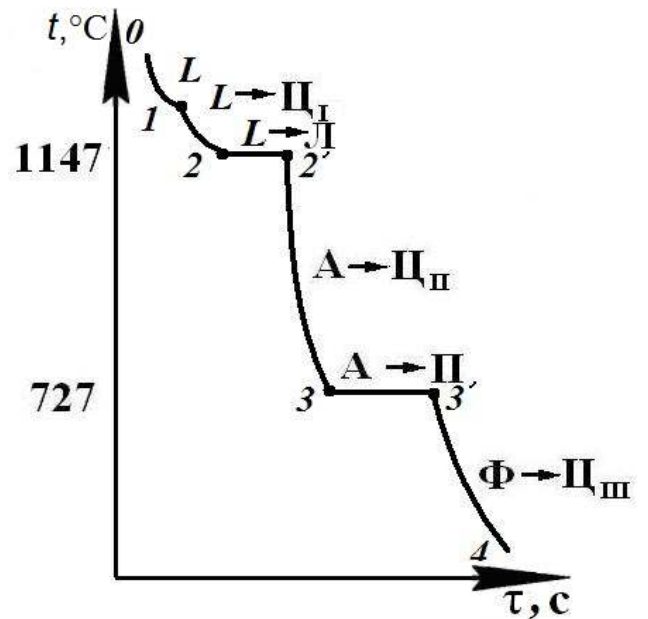


Рис. 3.6. Сплав 4 (заэвтектический чугун)

Доэвтектические чугуны (рис. 3.5) начинают кристаллизацию в точке  $1$ , где при последующем охлаждении происходит выделение из жидкой фазы кристаллов аустенита переменного состава, концентрация которого

определяется линией  $JE$ , а жидкого расплава – линией ликвидус  $BC$ . В точке 2 содержание углерода в расплаве достигает 4,3 % и при постоянной температуре 1147 °С оставшийся расплав кристаллизуется в эвтектику (дисперсную смесь аустенита, содержащего 2,14 % С, и цементита), называемую *ледебуритом*  $L_C \rightarrow A_E + \text{Ц}$ . Ледебурит имеет сотовое или пластинчатое строение. При дальнейшем охлаждении (участок 2-3) аналогично заэвтектоидной стали из аустенита (структурно свободного и входящего в состав ледебурита) выделяется избыточный углерод в виде вторичного цементита. Аустенит при этом обедняется углеродом и при температуре 727 °С приобретает состав, соответствующий эвтектоидному. В точке 3 начинается эвтектоидное превращение аустенита в перлит при постоянной температуре 727 °С (площадка 3-3'). Перлит образуется из структурно свободного аустенита и из аустенита, входящего в состав ледебурита. Ледебурит, состоящий из смеси цементита и перлита, носит название *видоизмененного ледебурита*  $L_{\text{вид}} (\text{П} + \text{Ц})$  в отличие от ледебурита состава  $L (A + \text{Ц})$ . При дальнейшем охлаждении от точки 3' до точки 4 происходит выделение избыточного углерода из феррита, входящего в перлит и видоизмененный ледебурит, в виде третичного цементита, наслаивающегося на цементит перлита и ледебурита. Третичный цементит не влияет на свойства чугунов из-за незначительного количества, по сравнению с общим количеством цементита в чугунах. Конечный состав доэвтектического чугуна  $\text{П} + L_{\text{вид}} + \text{Ц}_{\text{П}}$ , поэтому такой чугун называют *перлитно-ледебурито-цементитным чугуном*.

Кристаллизация заэвтектических чугунов (рис. 3.6) начинается в точке 1 выделением из жидкого расплава первичного цементита. При этом состав расплава изменяется по линии  $DC$ . Выделяя высокоуглеродистую фазу – цементит, расплав обедняется углеродом и при температуре 1147 °С содержит 4,3 % С. При постоянной температуре расплав кристаллизуется с образованием ледебурита. При дальнейшем охлаждении из аустенита,

входящего в ледебурит, выделяется избыточный углерод в виде вторичного цементита, и состав аустенита изменяется по линии  $ES$ . При достижении температуры  $727\text{ }^{\circ}\text{C}$  аустенит, содержащий  $0,8\%$   $C$ , превращается в перлит  $A \rightarrow \Phi_p + \text{Ц}$  и образуется видоизмененный ледебурит. При дальнейшем охлаждении от точки  $3'$  до точки  $4$  из феррита, входящего в состав перлита видоизмененного ледебурита, выделяется избыточный углерод согласно кривой  $PQ$  в виде третичного цементита, наслаивающегося на цементит перлита. Конечная структура заэвтектического чугуна  $L_{\text{вид}} + \text{Ц}_I + \text{Ц}_{II}$  носит название *ледебуритно-цементитного чугуна*.

Таким образом, у всех сталей, содержащих менее  $2,14\%$   $C$ , в результате первичной кристаллизации получается структура аустенита, а после затвердевания не содержится хрупкой структурной составляющей – ледебурита; у всех чугунов, содержащих более  $2,14\%$   $C$ , структура первичной кристаллизации состоит из ледебурита с первичным аустенитом или цементитом, а при комнатной температуре структура состоит из видоизмененного ледебурита, цементита и перлита у доэвтектического чугуна, а у заэвтектического чугуна перлит отсутствует.

Стали при высоком нагреве имеют аустенитную структуру, обладающую высокой пластичностью, поэтому они легко деформируются при нормальных и повышенных температурах.

Чугуны обладают лучшими литейными свойствами, в том числе более низкой температурой плавления, и имеют меньшую усадку.

### **3.3. Влияние углерода и постоянных примесей на свойства сталей**

Углерод – основной легирующий элемент, оказывающий определяющее влияние на свойства и структуру стали. Увеличение содержания углерода в стали до  $0,8\%$  приводит к повышению прочностных свойств, твердости и снижению пластичности (рис. 3.7) за



счет замены мягкого феррита на более прочный перлит. Снижение прочности при содержании углерода свыше 0,8 % в сталях, не подвергнутых термической обработке, связано с появлением хрупкой цементитной сетки по границам перлитных зерен. Структура сталей в равновесном состоянии при различном содержании углерода показана на рис. 3.8.

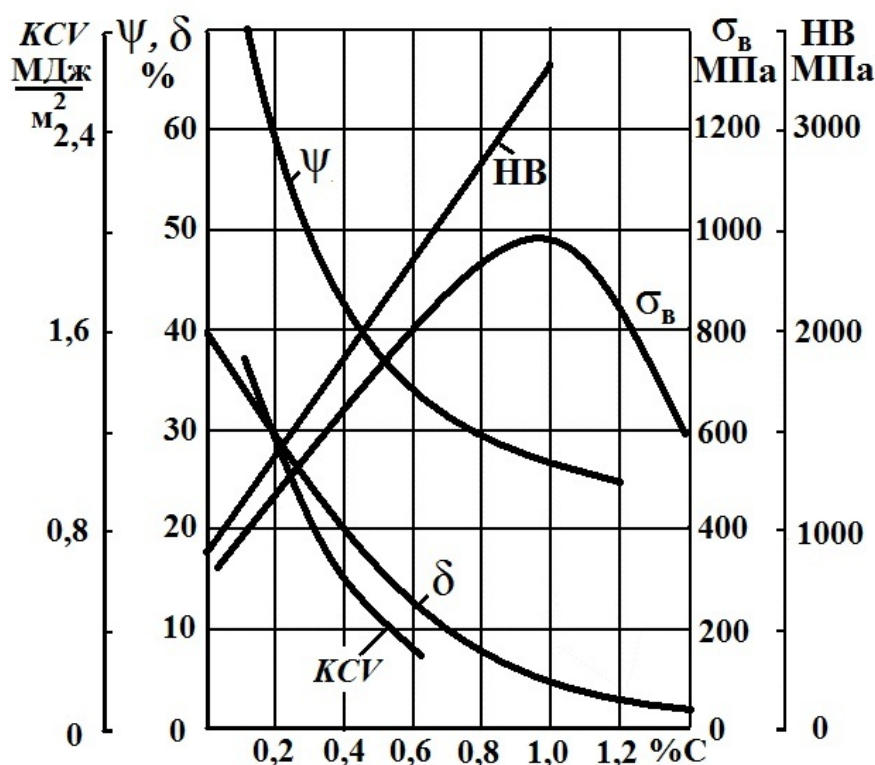


Рис. 3.7. Влияние углерода на механические свойства сталей:  
 $\sigma_v$  – временное сопротивление разрыву; HB – твердость по Бринелю; KCV – ударная вязкость (характеристика надежности);  $\delta$  – относительное удлинение;  $\psi$  – относительное сужение

Постоянными примесями в сталях считают марганец, кремний, фосфор, серу, а также газы – водород, азот, кислород.

Марганец вводится в сталь для раскисления (удаления кислорода) и устранения вредного влияния сернистых соединений железа. Марганец повышает прочность горячекатанной стали. Содержание марганца в стали 0,3 – 0,8 %.

Кремний раскисляет сталь и сохраняется в ней до 0,4 %.

Фосфор – вредная примесь, содержащаяся в рудах железа и топливе. Растворяясь в феррите, фосфор вызывает хладноломкость стали, то есть хрупкость при низких температурах. Сера – вредная примесь, попадающая в металл из руды и топлива и вызывающая красноломкость – хрупкость при 800 °С и выше, что препятствует горячей обработке давлением.

### **3.4. Классификация углеродистых сталей**

Углеродистые стали классифицируются по химическому составу, качеству, степени раскисления, структуре и назначению.

*По химическому составу* выделяют низкоуглеродистые ( $\leq 0,3$  % С), среднеуглеродистые (0,3–0,7 % С) и высокоуглеродистые ( $> 0,7$  % С) стали.

*По качеству* стали классифицируют на стали обыкновенного качества и качественные. Под качеством стали имеют в виду совокупность свойств, определяемых металлургическим процессом ее производства. Стали обыкновенного качества содержат вредных примесей до 0,055 % S и 0,045 % P, качественные – не более 0,04 % S и 0,035 % P.

По степени раскисления и характеру затвердевания стали классифицируют на спокойные, полуспокойные и кипящие (соответственно в конце марки стали ставится индекс сп, пс и кп). *Раскисление* – процесс удаления из жидкого металла кислорода, проводимый для предотвращения хрупкого разрушения стали при горячей деформации. Спокойные стали раскисляют марганцем, кремнием и алюминием. Они содержат мало кислорода, затвердевают спокойно, без газовыделения, и образуют сосредоточенную усадочную раковину. Кипящие стали раскисляют только марганцем. Перед разливкой они содержат повышенное количество кислорода, который при затвердевании жидкого металла частично взаимодействует с углеродом с образованием угарного газа СО. Выделение СО создает впечатление кипения стали. Кипящие стали более дешевые, низкоуглеродистые, практически без

кремния, но с повышенным количеством газообразных примесей. Полуспокойные стали по степени раскисленности занимают промежуточное положение между спокойными и кипящими.

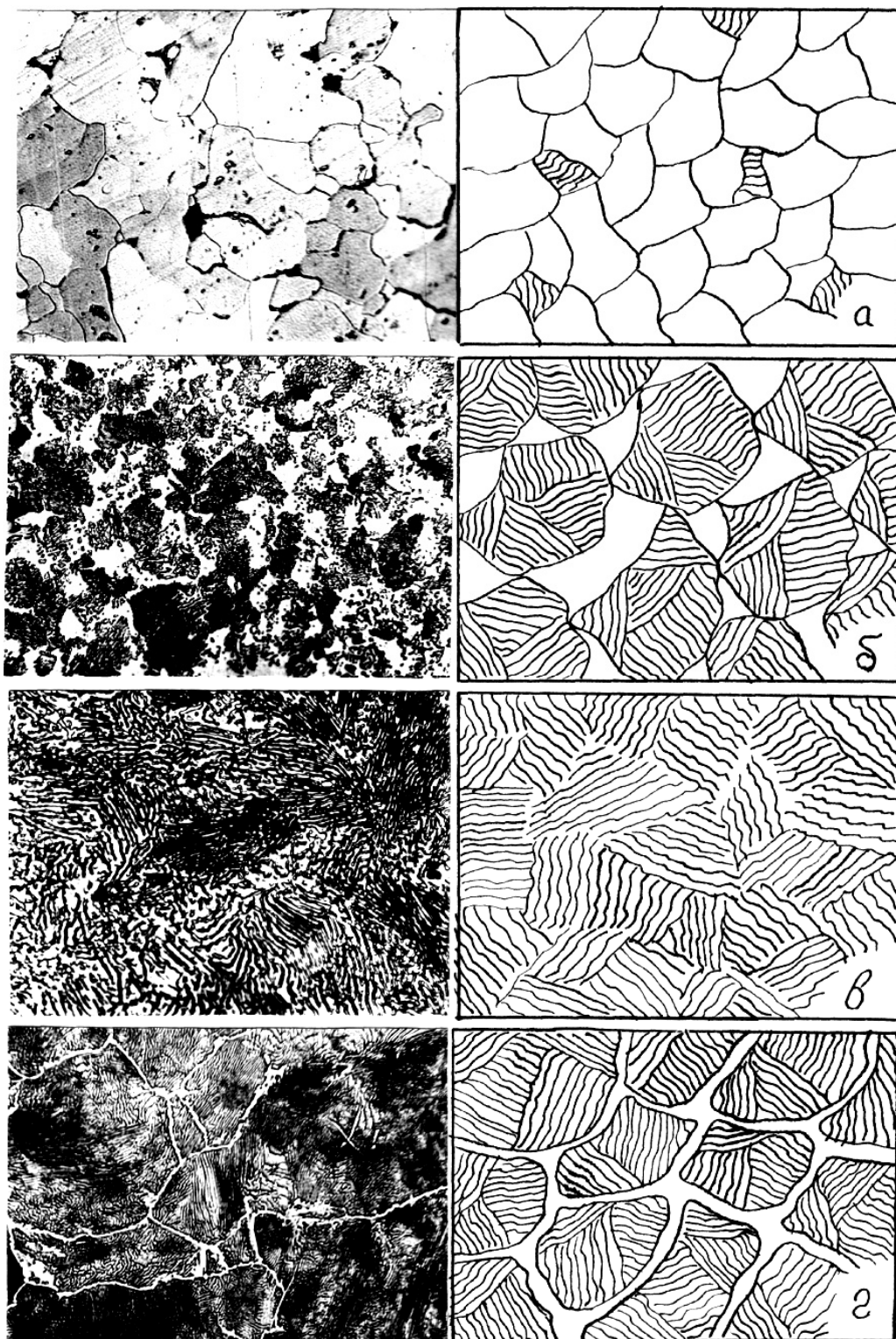


Рис. 3.8. Микроструктура углеродистой стали:  
*a* – доэвтектоидная сталь (0,1 % C); *б* – доэвтектоидная сталь (0,6 % C);  
*в* – эвтектоидная сталь (0,8 % C); *г* – заэвтектоидная сталь (1,2 % C)

При классификации по структуре учитывают структуру в отожженном (равновесном) состоянии. Углеродистые стали разделяют на три класса – *дозвектоидные* (имеющие перлито-ферритную структуру), *эвтектоидные* (структура – перлит), *завзвектоидные* (имеющие перлито-цементитную структуру). Микроструктуры сталей в соответствии с классификацией по структуре приведены на рис. 3.8.

По назначению углеродистые стали делятся на *конструкционные*, используемые для изготовления деталей машин, и *инструментальные*.

### **3.5. Углеродистые конструкционные стали**

Широкое применение углеродистых сталей объясняется их относительной дешевизной и удовлетворительными механическими свойствами. Эти стали выпускают обыкновенного качества и качественные.

#### **3.5.1. Углеродистые стали обыкновенного качества**

Это наиболее дешевые стали, изготавливаемые в виде проката (прутки, листы, швеллеры, трубы и др.) и поковок. Углеродистые стали обыкновенного качества предназначены для изготовления различных металлоконструкций, а также слабонагруженных деталей машин и приборов. Состав и свойства сталей определяются ГОСТ 380–71. В зависимости от гарантируемых свойств поставляют стали трех групп – А, Б и В.

Стали маркируются сочетанием букв Ст, цифрой (от 0 до 6), показывающей номер марки, и индексами, указывающими степень раскисленности стали (сп, пс, кп).

Стали группы «А» поставляются с гарантированными механическими свойствами. С увеличением номера марки повышается прочность и снижается пластичность стали. Стали этой группы используют для изделий, производство которых не сопровождается горячей обработкой, а следовательно, в них сохраняется исходная прочность. Группа «А» в обозначении стали не указывается. Пример обозначения: Ст5 сп.

Сталь группы «Б» поставляется с гарантированным химическим составом и предназначена для изделий, изготавливаемых с применением горячей деформации или термической обработки. Высокотемпературная обработка приводит к изменению первоначальных механических свойств, а для выбора режимов нагрева необходимо знание содержания углерода. Содержание углерода в стали повышается при увеличении номера стали. Первая буква марки указывает способ получения стали (М – мартеновская, К – конверторная) и степень раскисленности. Пример обозначения: МСт5 пс.

Стали группы «В» с гарантированными механическими свойствами и химическим составом поставляются для производства сварных конструкций. Механические свойства сталей этой группы соответствуют нормам для сталей группы «А», а химический состав – нормам для тех же марок стали группы «Б». Знание химического состава необходимо для подбора сварочных материалов и режимов сварки, а гарантированные механические свойства стали сохраняются на ненагреваемых участках. Группу стали указывает буква В в начале марки стали. Например – сталь ВСт4 сп.

В соответствии с ГОСТ 380–94 стали углеродистые обыкновенного качества на группы не подразделяются и маркируются только в соответствии с содержанием углерода.

### ***3.5.2. Углеродистые качественные стали***

Эти стали характеризуются более низким содержанием вредных примесей и неметаллических включений, поставляются в виде проката, поковок с гарантированным химическим составом и механическими свойствами. Стали маркируются словом «сталь» и двухзначными числами 05, 08, 10, 15, 20 ...85, обозначающими среднее содержание углерода в сотых долях процента (ГОСТ 1050–88). Спокойные углеродистые качественные стали маркируются без индекса, полуспокойные и кипящие – с добавлением соответственно «пс» и «кп». Например, Сталь 20 кп.

Низкоуглеродистые стали типа 05, 08, 10 – малопрочные, высокопластичные, применяются для холодной штамповки различных изделий. Стали 10, 20, 25 пластичны, хорошо штампуются и свариваются, применяются для изготовления крепежных деталей, втулок, осей, кулачков и др. Низкоуглеродистые стали могут насыщаться с поверхности углеродом (цементация).

Среднеуглеродистые стали 30, 35, 45, 50 имеют повышенную прочность, но меньшую вязкость и пластичность. Применяют эти стали для изготовления небольших валов, шатунов, зубчатых колес и др. Изделия после механической обработки подвергают закалке и высокому отпуску (термическому улучшению). Стали 60, 65, 70, 75, 80 и 85 применяют для изготовления рессорно-пружинных изделий.

Если в конце марки стали стоит буква А (например 20А), то это сталь высококачественная, она содержит еще более низкое содержание вредных примесей и обладает лучшими механическими свойствами.

### **3.6. Инструментальные углеродистые стали**

Инструментальные углеродистые стали содержат более 0,7 % С и отличаются высокой твердостью и прочностью. Эти стали делятся на качественные и высококачественные. Марки качественной стали по ГОСТ 1435–99 следующие: У7, У8, У9, У10, У11, У12, У13; высококачественной: У7А, У8А, У13А. Цифры в марке показывают среднее содержание углерода в десятых долях процента.

Стали У7, У8, У9 имеют достаточную вязкость и применяются для столярных, слесарных, кузнечных инструментов, подвергающихся ударам. Стали У10, У11, У12 применяют для инструмента с высокой твердостью на рабочих гранях (HRC 62...64). Это напильники, пилы, метчики, резцы, калибры и т. д. Сталь У13 используют для инструментов, требующих наиболее высокой твердости: шаберов, гравировального инструмента.

Высококачественные стали (например У12А) имеют то же назначение, что и качественные, но из-за большей вязкости их применяют для инструментов с тонкой режущей кромкой.

#### 4. ЧУГУНЫ

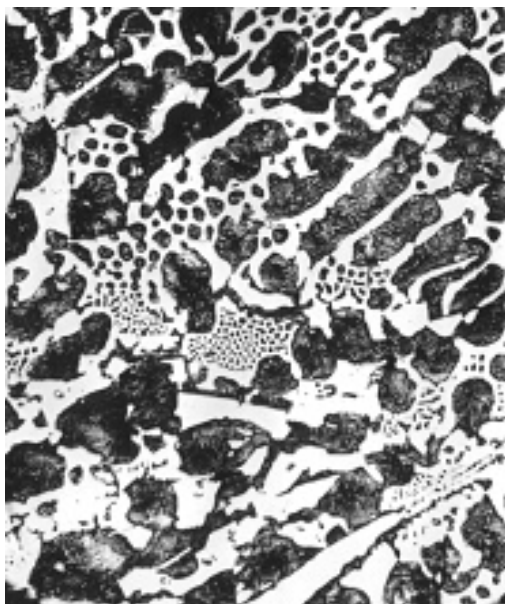
*Чугунами* называют железоуглеродистые сплавы, содержащие более 2,14 % С и затвердевающие с образованием эвтектики, называемой ледебуритом. Чугун отличается от стали составом (более высоким содержанием углерода), лучшими литейными качествами, малой величиной пластической деформации. Чугун дешевле стали.

Благодаря сочетанию высоких литейных свойств (жидкотекучести, температуры плавления), достаточной прочности и износостойкости, а также относительной дешевизне чугуны получили широкое распространение в машиностроении. Их используют для производства качественных отливок сложной формы.

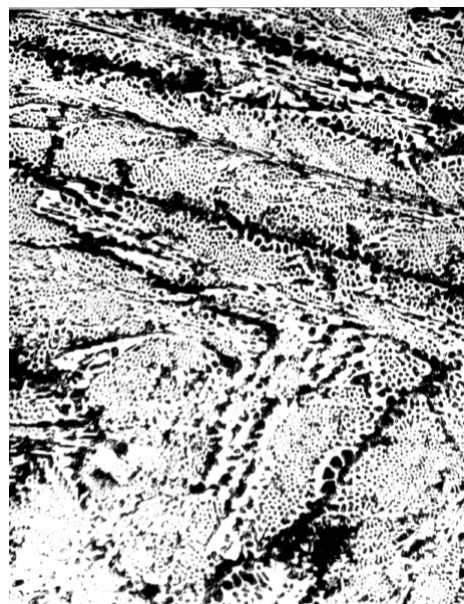
В зависимости от того, в какой форме присутствует углерод в этих сплавах, различают белые, серые, высокопрочные и ковкие чугуны.

##### 4.1. Белый чугун

*Белыми* называют чугуны, у которых весь углерод находится в связанном состоянии в виде цементита. Эти чугуны, фазовые превращения в которых происходят согласно диаграмме Fe-Fe<sub>3</sub>C, подразделяют на доэвтектические, эвтектические и заэвтектические. При цеховой температуре структура белого доэвтектического чугуна состоит из ледебурита, перлита и вторичного цементита (рис. 4.1, а).



*a*



*б*

Рис. 4.1. Микроструктура белого чугуна:

*a* – доэвтектический; *б* – эвтектический белый чугун.  $\times 725$

Ледебуритная составляющая на металлографическом шлифе имеет вид светлых цементитных полей с равномерно расположенными на них относительно мелкими темными перлитными участками. Перлит занимает также крупные темные области. Вторичный цементит часто виден в виде светлых выделений по границам перлитных областей, а частично сливается с цементитом ледебурита.

Эвтектический белый чугун имеет в своей структуре один ледебурит (рис. 4.1, б). Из-за большого количества цементита белые чугуны тверды (НВ 4500 – 5500 МПа), хрупки и для изготовления деталей машин почти не используются.

Ограниченное применение имеют отбеленные чугуны (отливки из серого чугуна с поверхностным слоем белого чугуна). Из них изготавливают прокатные валки, лемеха плугов, тормозные колодки, вагонные колеса и другие детали, работающие в условиях износа. Белый



чугун используется также как передельный для получения с помощью графитизирующего отжига ковкого чугуна.

#### 4.2. Серый чугун

*Серыми* называют чугуны, у которых весь углерод или часть его присутствует в свободном состоянии в форме графита. Термины белый и серый чугуны связаны с видом излома, определяемым наличием либо светлых кристаллов цементита, или темных кристаллов графита. Графит имеет практически нулевую прочность и пластичность. Он обеспечивает пониженную твердость, хорошую обрабатываемость резанием, высокие антифрикционные свойства вследствие низкого коэффициента трения, а также способствует гашению вибрации и резонансных колебаний. Кроме того, графит способствует при охлаждении отливки некоторому увеличению ее объема, чем обеспечивается хорошее заполнение формы.

Вместе с тем, включения графита снижают прочность и пластичность, так как нарушают сплошность металлической основы сплава.

В зависимости от формы графита различают обыкновенный серый чугун (графит пластинчатой формы), высокопрочный чугун (графит сферической формы) и ковкий чугун (графит хлопьевидной формы).

Обыкновенный серый чугун – это сплав сложного состава. Химический состав серого чугуна колеблется в пределах: 3,2–3,8 % С, 1–5 % Si, 0,5–0,9 % Mn, 0,2–0,4 % P, до 0,12 % S. Факторами, способствующими графитизации (выделению углерода в свободном состоянии), являются низкая скорость охлаждения и наличие в химическом составе чугуна графитизирующих элементов Si, Ni, Cu (препятствуют графитизации Mn, S, Cr, W).

Практически, изменяя в чугуне содержание кремния при постоянном количестве марганца, получают различную степень графитизации.

На рис. 4.2 показана микроструктура обыкновенного серого чугуна на феррито-перлитной основе.



Рис. 4.2. Микроструктура серого чугуна на феррито-перлитной основе

На свойства серого чугуна оказывают большое влияние вид графитовых включений, их размеры, характер металлической основы. От формы и количества графита зависит прочность и пластичность чугуна (от 0,5 % относительного удлинения при пластинчатой форме графита до 20 % – при шаровидной форме). Вытянутые пластинки графита фактически являются трещинами в металлической основе и сильными концентраторами напряжений, на их концах при приложении нагрузки напряжения быстро достигают разрушающих величин. Твердость и износостойкость чугунов растет с увеличением перлита в металлической основе серого чугуна (различают чугуны с ферритной, феррито-перлитной и перлитной основой).

Обыкновенный серый чугун является одним из важнейших литейных машиностроительных материалов и характеризуется высокими литейными и механическими свойствами, хорошей обрабатываемостью резанием, высокой износостойкостью, нечувствительностью к поверхностным дефектам.

Согласно ГОСТ 1412–85 установлены марки отливок из серого чугуна. Серый чугун маркируется буквами СЧ и двузначным числом, показывающим минимальное значение предела прочности на растяжение. Например, у чугуна марки СЧ25 временное сопротивление при растяжении  $\sigma_b = 250$  МПа; твердость HB = 1800 – 2500 МПа и структура металлической основы – феррит + перлит.

Ферритные и феррито-перлитные серые чугуны СЧ10, СЧ15, СЧ18 используют для слабо- и средненагруженных деталей: крышек, фланцев, маховиков, корпусов редукторов и др.

Перлитные серые чугуны СЧ21, СЧ25 применяют для деталей, работающих при повышенных статических и динамических нагрузках: это блоки цилиндров, картеры двигателей, поршни цилиндров, станины станков и пр.

Перлитные модифицированные серые чугуны СЧ30, СЧ35, СЧ40, СЧ45 обладают наиболее высокими механическими свойствами. Их применяют при высоких нагрузках: в зубчатых колесах, гильзах двигателей, шпинделях, распределительных валах и пр. Структура модифицированных чугунов – перлитная основа с небольшим количеством изолированных пластинок графита.

### **4.3. Высокопрочный чугун**

*Высокопрочными* называют чугуны, в которых графит имеет шаровидную форму. Их получают модифицированием магнием, церием, иттрием, которые вводят в жидкий чугун в количестве 0,02–0,08 %. По структуре металлической основы высокопрочный чугун может быть ферритным (допускается до 20 % перлита) или перлитным (допускается до 20 % феррита). Шаровидный графит является более слабым концентратором напряжений, чем пластинчатый графит, поэтому меньше снижает механические свойства чугуна (рис. 4.3). Высокопрочный чугун обладает более высокой прочностью и некоторой пластичностью.

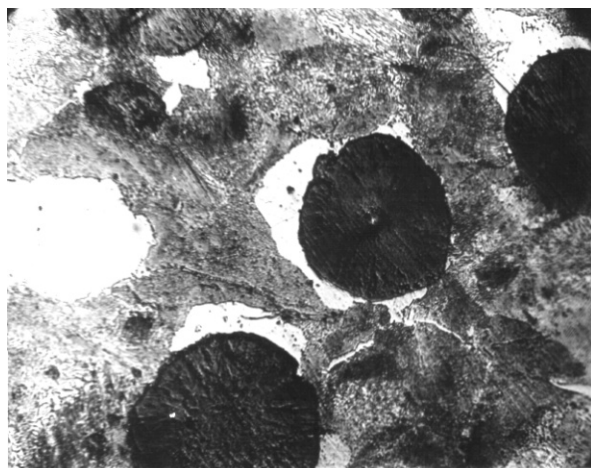


Рис. 4.3. Микроструктура высокопрочного чугуна на феррито-перлитной основе

Маркируют высокопрочные чугуны по ГОСТ 7293–85 буквами ВЧ и двузначным числом, показывающим минимальное значение предела прочности на растяжение в десятках мегапаскалей. Например, высокопрочный чугун ВЧ 40 имеет временное сопротивление при растяжении 400 МПа, относительное удлинение – не менее 10 %, твердость НВ = 1400 – 2200 МПа, структура перлитно-ферритная. Маркировка по предшествующему ГОСТ 7293–79 предусматривала дополнительное указание относительного удлинения в процентах, например, ВЧ 40-10.

Обычный состав высокопрочного чугуна: 2,7–3,8 % С; 1,6–2,7 % Si; 0,2–0,7 % Mn;  $\leq 0,02$  % S;  $\leq 0,1$  % P.

Из высокопрочных чугунов изготавливают прокатные валки, кузнечно-прессовое оборудование, корпуса паровых турбин, коленчатые валы и другие ответственные детали, работающие при высоких циклических нагрузках и в условиях изнашивания.

#### 4.4. Ковкий чугун

*Ковкими* называют чугуны, в которых графит имеет хлопьевидную форму. Их получают путем специального графитизирующего отжига (томления) отливок из белых доэвтектических чугунов. Отливки загружают в специальные ящики, засыпают песком или стальными

стружками для защиты от окисления и производят нагрев и охлаждение по схеме (рис. 4.4).

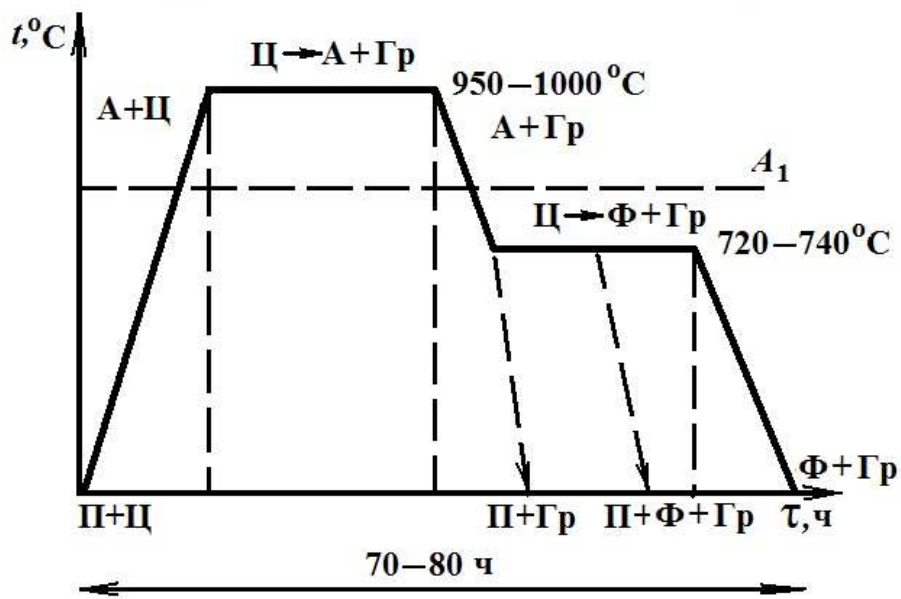


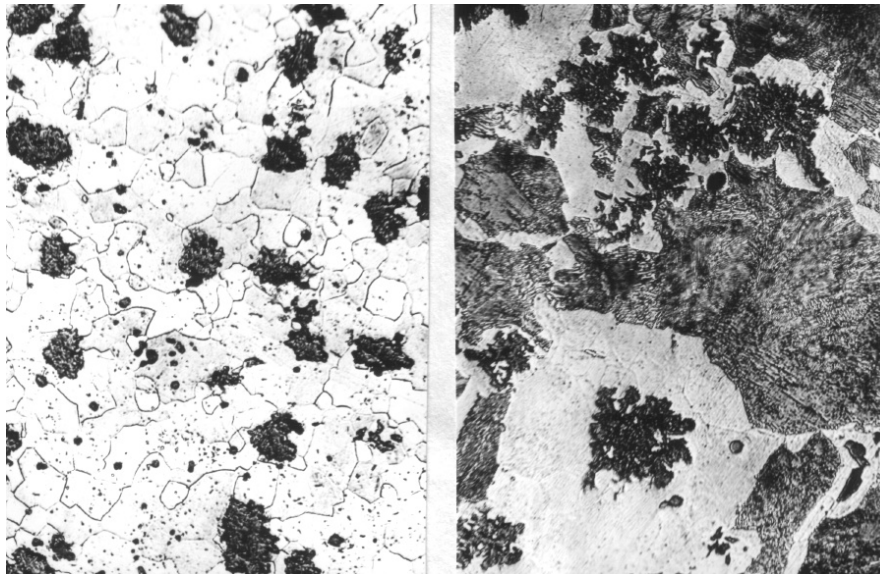
Рис. 4.4. Схема отжига белого чугуна на ковкий

При температуре 950 – 1000 °С происходит графитизация эвтектического и избыточного цементита (превращение метастабильного цементита в стабильный графит и аустенит). При второй выдержке при температуре 720 – 740 °С графитизируется цементит образовавшегося перлита (иногда вместо выдержки проводят медленное охлаждение от 770 до 700 °С в течение 30 ч, при этом происходит кристаллизация по стабильной диаграмме с выделением углерода в свободном состоянии).

В результате продолжительного отжига весь углерод выделяется в свободном состоянии.

Обычный состав ковкого чугуна 2,4–2,8 % С; 0,8–1,4 % Si; ≤1 % Mn; ≤0,1 % S; ≤0,2 % P. Структура – ферритная или феррито-перлитная (рис. 4.5).

Отсутствие литейных напряжений, снятых во время отжига, благоприятная форма и изолированность графитных включений обуславливают высокие механические свойства ковких чугунов.



*a*

*б*

Рис. 4.5. Микроструктура ковкого чугуна:

*a* – ферритная основа; *б* – феррито-перлитная основа

Из ковкого чугуна изготавливают детали высокой прочности, работающие в тяжелых условиях износа, способные воспринимать ударные и знакопеременные нагрузки, в том числе клапаны, муфты, картеры редукторов, коленчатые валы и др.

Маркируют ковкие чугуны по ГОСТ 1215–79 буквами КЧ и двумя числами, первое из которых – минимальный предел прочности на растяжение в десятках мегапаскалей, а второе – относительное удлинение в %. Например, чугун КЧ 45-6 имеет временное сопротивление при растяжении 450 МПа, относительное удлинение  $\delta = 6\%$ , НВ = 2400 МПа и структуру – феррит+перлит.

## 5. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

Отчет по лабораторной работе должен содержать следующий материал:

5.1. Диаграмму состояний Fe-C (в масштабе).

5.2. Кривые охлаждения сплавов (содержание углерода задает преподаватель) согласно диаграмме Fe-C.

5.3. График зависимости механических свойств стали от содержания углерода.

5.4. Схему отжига белого чугуна на ковкий чугун.

5.5. Микроструктуры углеродистых сталей и чугунов.

## **6. ПЕРЕЧЕНЬ КОНТРОЛЬНЫХ ВОПРОСОВ**

6.1. Общая характеристика диаграммы Fe - C.

6.2. Назовите области диаграммы (однофазные и двухфазные).

6.3. Назовите фазы в диаграмме и охарактеризуйте каждую из них.

6.4. В каких состояниях может находиться углерод в железоуглеродистых сплавах ?

6.5. Объясните, как определяется состав и количество фаз по диаграмме.

6.6. Расскажите о классификации сталей.

6.7. Влияние углерода на механические свойства сталей.

6.8. Структура, свойства, маркировка и применение конструкционных и инструментальных углеродистых сталей.

6.9. Белый чугун (структура, механические свойства, маркировка и применение).

6.10. Серый чугун (структура, механические свойства, маркировка и применение).

6.11. Высокопрочный и ковкий чугуны (структура, механические свойства, маркировка, получение и применение).

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 3  
**ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА  
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ**

**1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

1.1. Научиться определять оптимальную температуру нагрева сталей под закалку методом пробной закалки.

1.2. Изучить влияние температуры нагрева под закалку и температуры отпуска на структуру и твердость стали.

1.3. Изучить влияние на твердость стали при закалке скорости охлаждения (вида охлаждающей среды) и содержания углерода в стали.

**2. СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

2.1. Ознакомление с методическими указаниями к лабораторной работе и поставленной задачей.

2.2. Закалка образцов из углеродистой стали 40 с нагревом до различных температур и охлаждением в воде и измерение твердости.

2.3. Закалка образцов из углеродистой стали 40 с охлаждением с различной скоростью и измерение твердости.

2.4. Закалка образцов из углеродистых сталей с различным содержанием углерода и измерение твердости.

2.5. Отпуск образцов из стали 40, закаленных с оптимальной температуры нагрева, и измерение твердости.

2.6. Построение графических зависимостей  $HV = f(t_{\text{зак}})$ ;  $HV = f(\% C)$ ;  $HV = f(t_{\text{отп}})$ .

2.7. Изучение микроструктур углеродистой стали 40 после различных температур закалки и отпуска.

2.8. Выводы по работе (о влиянии закалки и отпуска на структуру и свойства углеродистой стали).



### 3. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

*Термической обработкой* называют технологические процессы, состоящие из нагрева, выдержки и охлаждения стальных деталей с целью изменения их структуры и свойств. Это один из самых распространенных в технике и самых эффективных способов изменения структуры и свойств сталей и сплавов, обусловленных протеканием различных фазовых превращений.

Классификация основных видов термической обработки была разработана академиком А. А. Бочваром. Термическая обработка включает четыре основных вида: отжиг, закалку, отпуск и старение.

*Отжигом* называют вид термической обработки, при которой формируются близкие к равновесным структуры материалов, в которых неравновесные состояния возникли в результате предшествующих видов воздействия (литье, ковка, прокатка, сварка и т. п.). Существуют два основных типа отжига – отжиг первого рода, при котором могут не протекать фазовые превращения, например, рекристаллизационный, и отжиг второго рода, сопровождающийся фазовыми превращениями (полный и неполный отжиги). При отжиге сталь охлаждают очень медленно, обычно вместе с печью.

*Закалкой* стали называют процесс, при котором металл нагревают до температур выше температур фазовых превращений и быстро охлаждают для получения неустойчивых состояний. При закалке сталь приобретает высокую твердость.

*Отпуском* предварительно закаленных сталей и сплавов называют технологические операции, проводимые с целью получения более устойчивых структурных состояний. Термин отпуск применяют в тех

случаях, когда при закалке материал претерпевает полиморфные превращения.

*Старением* называют процесс распада пересыщенных закаленных твердых растворов, в которых при закалке не происходило полиморфных превращений. Как правило, этот процесс осуществляется при нагреве металла.

Возможность или невозможность проведения того или иного вида обработки определяется на основании анализа диаграмм состояний. Основой для изучения термической обработки стали является диаграмма состояний железо-цементит. Приведем общепринятые обозначения критических точек. Критические точки обозначаются буквой *A*. Нижняя критическая точка обозначается  $A_1$  и соответствует линии *PSK* диаграммы. Верхняя критическая точка  $A_3$  соответствует линии *GSE* (рис. 3.5). Чтобы отличить критическую точку при нагреве от критической точки при охлаждении, рядом с буквой *A* ставят букву *c* – при нагреве и *r* – при охлаждении.

Рассматривая структурные превращения в стали, следует выделить три основные структуры:

- аустенит ( $A, \gamma$ ) – твердый раствор углерода в  $Fe_\gamma$ ;
- мартенсит ( $M$ ) – перенасыщенный твердый раствор углерода в  $Fe_\alpha$ ;
- перлит ( $\Pi$ ) – эвтектоидная смесь одновременно образующихся феррита и цементита ( $\Phi + Fe_3C$ ).

При термической обработке стали наблюдаются четыре основных превращения:

- 1) превращение перлита в аустенит, протекающее выше точки  $A_1$ .
- 2) превращение аустенита в перлит, протекающее ниже точки  $A_1$ .
- 3) превращение аустенита в мартенсит.
- 4) превращение мартенсита в феррито-карбидную смесь.

Возможность протекания указанных превращений определяется соотношением свободных энергий основных структур (рис. 3.1). Устойчивой в данных условиях является та структура, которая обладает минимальным запасом свободной энергии.

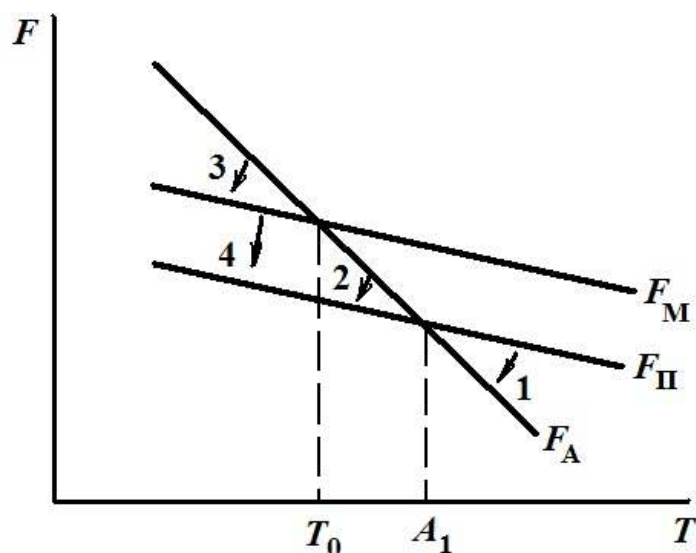


Рис. 3.1. Изменение свободных энергий аустенита  $F_A$ , мартенсита  $F_M$  и перлита  $F_{\text{П}}$  с изменением температуры

На машиностроительные заводы углеродистые стали поставляются в отожженном состоянии. Медленное охлаждение стали при отжиге обеспечивает получение равновесной структуры с низкой твердостью и прочностью при высокой пластичности, а следовательно, и хорошую обрабатываемость резанием и другими методами. После получения деталей их подвергают упрочняющей термической обработке, которая заключается, как правило, в закалке и отпуске. *Закалкой* называют термическую обработку, состоящую из нагрева доэвтектоидных сталей до температур выше критической точки  $A_{c3}$ , а заэвтектоидной стали – выше  $A_{c1}$ , выдержке при этой температуре с последующим быстрым охлаждением с критической или более высокой скоростью. При закалке сталь приобретает высокую твердость.

При закалке сталь нагревается до аустенитного состояния. Превращение перлита в аустенит происходит при температуре более высокой, чем указано на диаграмме железо-цементит. Кривые на рис. 3.2 показывают, что чем выше температура, тем быстрее протекает превращение, и что чем быстрее осуществляется нагрев, тем при более высокой температуре происходит превращение. В результате такого нагрева происходит полиморфное превращение в железе  $Fe_{\alpha} \rightarrow Fe_{\gamma}$  (кристаллическая решетка железа из объемно-центрированной кубической превращается в гранецентрированную кубическую), при этом весь углерод, который входил в состав перлита в виде цементита, растворится в гранецентрированной кубической решетке железа. Превращение перлита в аустенит сопровождается измельчением зерна, так как в одном зерне перлита возникает множество зародышей аустенита на границах пластин феррита и цементита. Дальнейший нагрев по окончании превращения вызывает укрупнение аустенитных зерен, скорость роста которых определяется тем, какая используется сталь – наследственно мелкозернистая или наследственно крупнозернистая.

Теперь резко охладим сталь, например, погружением в воду, то есть проведем закалку. Температура стали быстро понизится до комнатной. При этом неминуемо происходит обратная перестройка кристаллической решетки – из гранецентрированной в объемноцентрированную ( $Fe_{\gamma} \rightarrow Fe_{\alpha}$ ). Но при комнатной температуре подвижность атомов углерода ничтожно мала, и они не успевают при быстром охлаждении выйти из раствора и образовать цементит. В этих условиях углерод как бы насильственно удерживается в решетке  $Fe_{\alpha}$ -железа, образуя перенасыщенный твердый раствор. При этом атомы углерода распирают решетку железа, создавая в ней большие внутренние напряжения. Решетка вытягивается вдоль одного направления так, что ячейка из кубической превращается в тетрагональную, то есть принимает форму прямоугольной призмы (рис. 3.3),

которая характеризуется показателем тетрагональности ( $c/a > 1$ ). Такое превращение, происходящее по бездиффузионному сдвиговому механизму, сопровождается и структурными изменениями. Возникает игольчатая структура, известная под названием *мартенсита* – перенасыщенный твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -Fe. Кристаллы мартенсита представляют собой очень тонкие пластины, ориентированные относительно друг друга под углом 60 или 120°. В поперечном сечении, которое получается на микрошлифе, такие пластины под микроскопом представляются в виде игл.

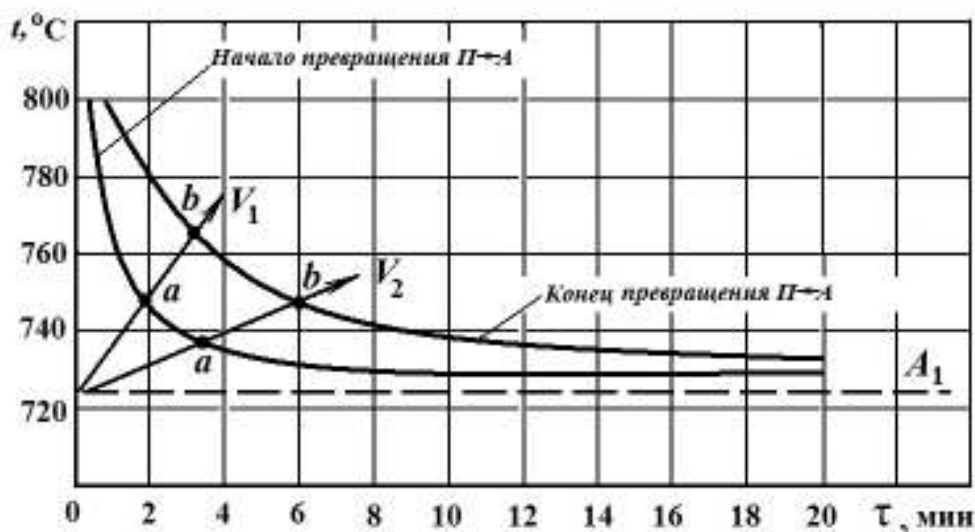


Рис. 3.2. Превращение перлита в аустенит у эвтектоидной стали

Удельный объем мартенсита больше удельного объема аустенита, из которого этот мартенсит образуется, поэтому образование мартенсита сопровождается возникновением больших внутренних напряжений, а это приводит к появлению большого числа дислокаций в кристаллах мартенсита. Если закаленную сталь с мартенситной структурой попытаться деформировать, то многочисленные дислокации, двигаясь в различных направлениях, будут встречаться и блокировать друг друга, взаимно препятствуя их дальнейшему перемещению. Таким образом

создаются многочисленные препятствия для движения дислокаций, что повышает сопротивление пластической деформации, а следовательно, увеличивает твердость и прочность стали. Твердость мартенсита НВ 6000–7000 МПа, (HRC 62–66), а показатели пластичности  $\delta$ ,  $\psi$  и ударная вязкость  $KCU$  близки к нулю.

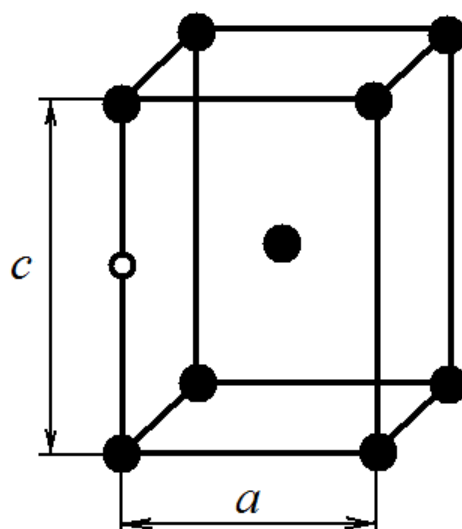


Рис. 3.3. Атомная решетка тетрагонального мартенсита: светлые кружки – атомы железа, черные кружки – атомы углерода

Мартенсит в структуре стали образуется только при охлаждении с критической скоростью  $V_{кр}$  или более высокой. При охлаждении с меньшей скоростью, например, в масле, а не в воде, образуется структура троостит, на воздухе – сорбит (названия даны по именам ученых Трооста и Сорби). По своему строению сорбит и троостит сходны с перлитом, то есть представляют смеси феррита с цементитом, но отличаются степенью дисперсности (толщиной пластин) феррита и цементита.

Критическая скорость охлаждения, обеспечивающая превращение аустенита в мартенсит, может быть определена по диаграмме изотермического распада аустенита (рис. 3.4). Диаграмма строится на основе исследования превращения переохлажденного аустенита при постоянных температурах. Начало и конец превращения аустенита в

перлит на этой диаграмме представляются в виде двух С-образных кривых. Диаграмма строится в координатах *температура-время*. В этих же координатах изображаются и кривые охлаждения, что позволяет их совместить. В доэвтектоидных сталях превращению аустенита в перлит предшествует выделение феррита, а в заэвтектоидных – цементита.

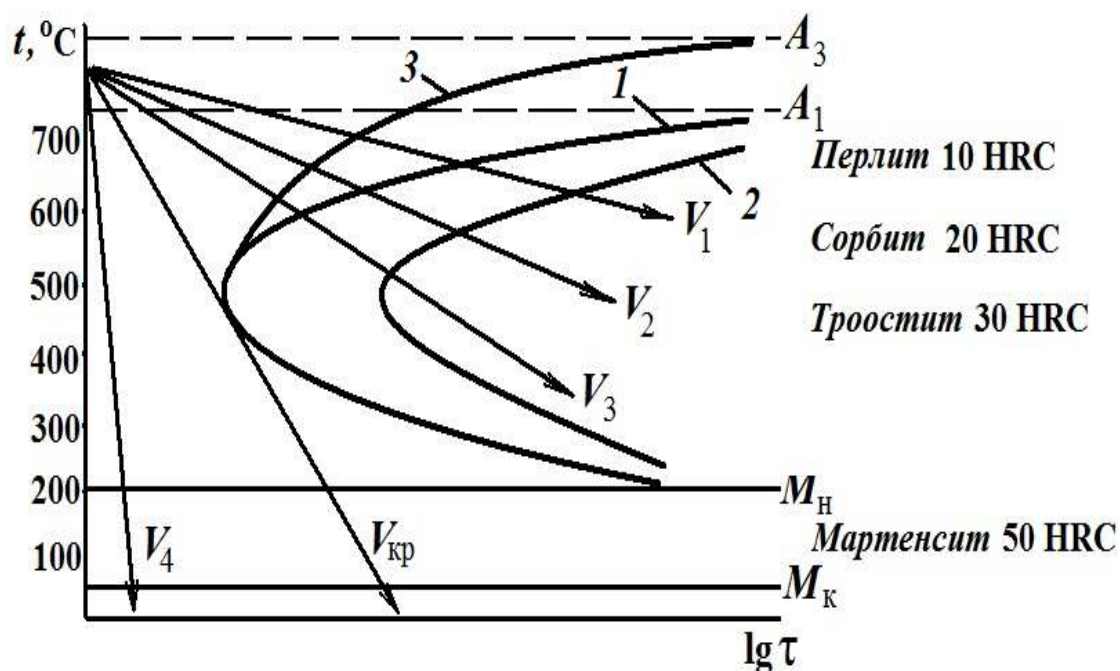


Рис. 3.4. Диаграмма изотермического распада аустенита в стали 40 и кривые охлаждения: 1 – начало превращения аустенита в перлит; 2 – конец превращения аустенита в перлит; 3 – начало выделения феррита

Линия  $V_1$ , характеризующая медленное охлаждение, пересечет С-образные кривые при высокой температуре, и продуктом распада аустенита будет перлит с низкой твердостью. При повышении скорости охлаждения ( $V_2, V_3$ ) кривые охлаждения пересекают линии диаграммы при более низких температурах и образуются более дисперсные смеси феррита и цементита – сорбит и троостит. Если же охлаждать аустенит со скоростью выше критической ( $V_4$ ), то распад аустенита в феррито-цементитные смеси не успевает произойти, аустенит переохладится до низких температур и превратится в мартенсит, то есть произойдет закалка.

Минимальная скорость охлаждения, необходимая для переохлаждения аустенита до мартенситного превращения, называется *критической скоростью закалки* ( $V_{кр}$ ).

Превращение аустенита в мартенсит протекает в определенном температурном интервале: начинается при температуре  $M_n$  и заканчивается при температуре  $M_k$  (эти температуры называют мартенситными точками). Положение мартенситных точек зависит от содержания углерода в стали. Точка  $M_k$  в заэвтектоидных сталях лежит в области отрицательных температур, что приводит присутствию в стали после закалки остаточного аустенита.

Результаты закалки во многом зависят от правильного выбора температур нагрева под закалку, которые определяются положением критических точек  $A_1$  или  $A_3$ . В первом приближении температура нагрева при термической обработке может быть определена по диаграмме *железо-цементит* (рис. 3.5) по следующим зависимостям: для доэвтектоидных сталей  $t = A_{C3} + (30-50) \text{ }^\circ\text{C}$  (полная закалка); для заэвтектоидных сталей  $t = A_{C1} + (30-50) \text{ }^\circ\text{C}$  (неполная закалка). В случае нагрева доэвтектоидной стали ниже оптимальной температуры происходит неполное превращение перлита и феррита в аустенит, и после закалки вместе с мартенситом будет присутствовать мягкий феррит. Нагрев заэвтектоидных сталей до температур ниже оптимальных практически не изменяет исходную структуру. Нагрев под закалку выше оптимальной температуры вызывает рост зерна аустенита, что приводит к образованию при охлаждении крупноигльчатого мартенсита и снижает ударную вязкость (надежность). Заэвтектоидные стали нагревают при закалке выше  $A_{C1}$ , так как присутствующий после охлаждения наряду с мартенситом цементит не снижает твердости, а перегрев не только вызывает рост игл мартенсита, но и увеличивает количество остаточного аустенита.

Углеродистые стали содержат, наряду с железом и углеродом, постоянные примеси: Mn, Si, S, P и другие элементы, которые смещают положение критических точек. Поэтому для определения температуры закалки стали используют экспериментальный метод пробной закалки.



Сущность метода состоит в том, что из исследуемой стали в отожженном состоянии изготавливают образцы, которые закалывают с различных температур в интервале предполагаемого нахождения критических точек (ниже предполагаемых  $A_{C1}$  и выше  $A_{C3}$ ). Охлаждение образцов производится со скоростью выше критической. Поскольку целью закалки является получение высокой твердости стали, то после закалки на образцах измеряется твердость и по максимальному значению твердости определяется оптимальная температура закалки данной стали.

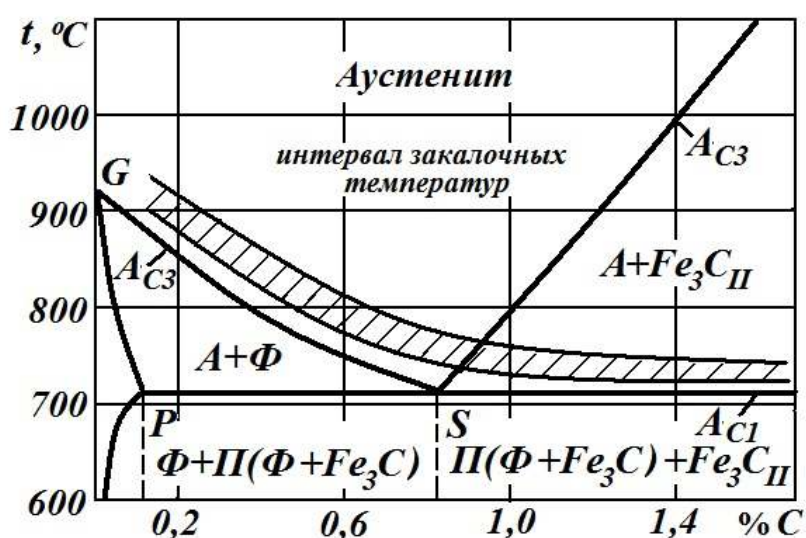


Рис. 3.5. Оптимальный интервал температур закалки углеродистой стали

Скорость охлаждения выше критической при закалке исследуемой в данной работе стали 40 обеспечивает охлаждение в воде. Для изучения влияния скорости охлаждения на твердость стали после закалки проводится охлаждение ее в масле и на воздухе. Охлаждающая способность этих сред показана в таблице. На практике вид охлаждающей среды выбирают, в основном, в зависимости от назначения деталей, их конфигурации и степени легированности. При оптимальном режиме закалки в интервале температур до изгиба С-образных кривых (рис. 3.4) необходимо охлаждать с высокой скоростью, а в интервале температур  $M_n$

–  $M_k$  охлаждать медленно. Такой режим исключает превращение аустенита в феррито-цементитные смеси в верхнем интервале температур и уменьшает напряжения при образовании мартенсита.

Таблица 3.1

**Характеристика различных закалочных сред**

Закалочная среда	Скорость охлаждения в различных интервалах температур, °C/с	
	350 – 600 °C	200 – 300 °C
Вода техническая, 20 °C	600	270
Минеральное масло	150	25
Воздух	3–5	1

В связи с тем, что стали по-разному повышают свою твердость при закалке, вводится понятие закаливаемости. Под *закаливаемостью* понимают способность стали приобретать высокую твердость после закалки. Такая способность зависит главным образом от содержания углерода в стали: чем больше углерода, тем выше твердость. Объясняется это тем, что с повышением содержания углерода увеличивается число атомов углерода, насильственно удерживаемых при закалке в кристаллической решетке  $\alpha$ -железа, т. е. увеличивается перенасыщенность мартенсита и его тетрагональность. В результате возрастают внутренние напряжения, что в свою очередь способствует увеличению числа дислокаций и возникновению блочной структуры. В работе исследуется закаливаемость стали 20 (0,2 % C), стали 40 (0,4 % C) и стали У7 (0,7 % C), для чего проводится закалка образцов из этих сталей с оптимальных (в зависимости от содержания углерода) температур и измеряется их твердость.

Высокие структурные и термические напряжения, а также повышенная твердость и хрупкость стали, закаленной на мартенсит, вызывают необходимость проведения отпуска.

*Отпуском* называется заключительная операция термической обработки, состоящая из нагрева закаленной стали до температуры ниже критической  $A_{C1}$ , выдержки при этой температуре и последующего медленного или быстрого охлаждения. Цель отпуска – уменьшение напряжений в стали, повышение вязкости, пластичности и снижение твердости. В результате отпуска неустойчивые структуры закалки переходят в более устойчивые. В зависимости от температуры различают три разновидности отпуска: низкий, средний и высокий.

При низком отпуске закаленную сталь нагревают до температур 150–250 °С. Под действием повышенной температуры атомы углерода приобретают более высокую подвижность и благодаря этому частично выходят из мартенсита (перенасыщенного твердого раствора в  $\alpha$ -железе). Они образуют метастабильный карбид  $Fe_2C$ . При этом внутренние напряжения в кристаллической решетке железа и ее тетрагональность уменьшаются, а следовательно, снижается склонность к хрупкости закаленной стали. Образующиеся карбиды имеют малые размеры и металлографически не обнаруживаются. Образующаяся смесь дисперсных карбидов и мартенсита с пониженным содержанием углерода называется *мартенситом отпуска*. При температурах выше 200 °С остаточный аустенит превращается в мартенсит отпуска. Твердость стали сохраняется высокой (у стали с содержанием углерода 0,7 % HRC 59–63). Низкому отпуску подвергают режущий и измерительный инструменты, а также детали после поверхностной закалки и цементации.

При среднем отпуске нагрев закаленной стали производят до температур 300–450 °С. При этом полностью завершается процесс выделения углерода из пересыщенного твердого раствора и мартенсит

превращается в феррит. Карбид  $Fe_2C$  преобразуется в цементит  $Fe_3C$ . Образуется структура, состоящая из феррита, в котором равномерно распределены мельчайшие частицы цементита, называемая *трооститом отпуска*. Средний отпуск уменьшает внутренние напряжения в большей степени, чем низкий отпуск, приводит к некоторому снижению твердости (у эвтектоидной стали HRC 45–50) и обеспечивает высокие пределы упругости и выносливости. Применяется главным образом после закалки пружин и рессор.

При высоком отпуске закаленную сталь нагревают до температур 500–650 °С. Такой нагрев приводит к коагуляции цементитных частиц – мелкие частицы сливаются в более крупные, и в результате снижается твердость (HRC 30–45). Феррито-цементитную смесь более грубого строения, чем троостит, называют *сорбитом отпуска*. Высокий отпуск почти полностью (на 90–95 %) устраняет внутренние напряжения, поэтому его применяют для многих ответственных деталей и инструментов, работающих в условиях динамической нагрузки: валов, шатунов, молотовых штампов и др. Закалка с высоким отпуском одновременно повышает временное сопротивление, предел текучести, относительное сужение и особенно ударную вязкость. Термическую обработку, состоящую из закалки и высокого отпуска, называют *улучшением*. Отпуск выше 650 °С уже не повышает пластичность. Структура стали после такого отпуска состоит из достаточно грубой смеси феррита и цементита, которая называется *зернистым перлитом* или *перлитом отпуска*. Таким образом, от неравновесной (метастабильной) структуры мартенсита закалки с повышением температуры отпуска сталь все больше приближается к равновесному состоянию. При этом существенно изменяются и свойства стали (рис. 3.6).

Следует отметить, что несмотря на одинаковое название структур (троостит, сорбит, перлит) после отпуска со структурами, полученными

непосредственно при распаде аустенита, и одинаковую физическую природу (смеси феррита и цементита) структуры после отпуска имеют более высокие механические свойства, так как их строение зернистое, а не пластинчатое.

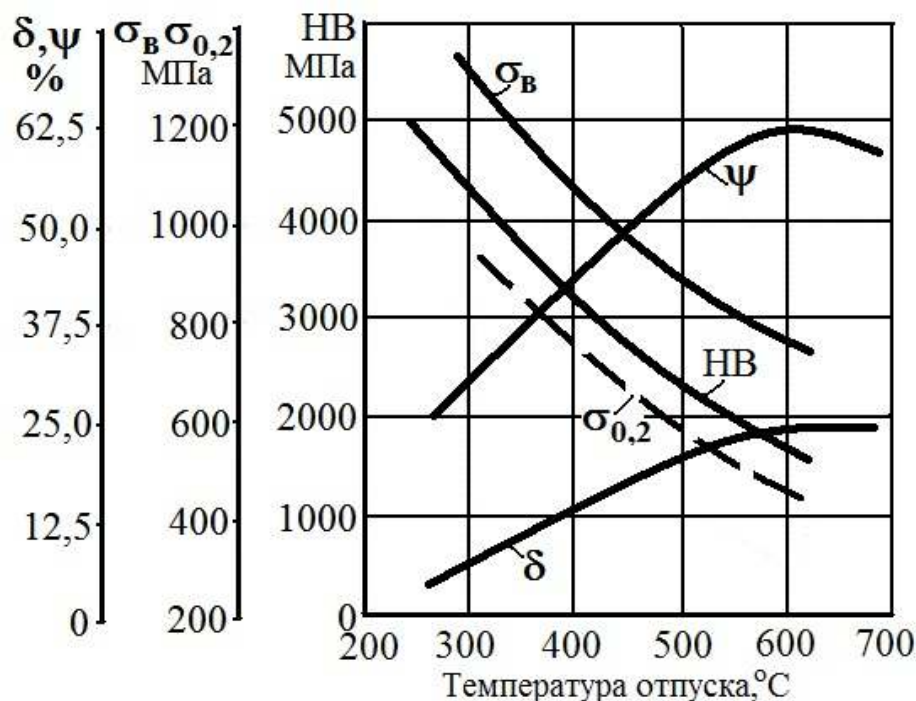


Рис. 3.6. Механические свойства стали 40 в зависимости от температуры отпуска

В работе проводится отпуск закаленной углеродистой стали 40 при различных температурах, измеряется твердость и изучаются соответствующие микроструктуры.

#### 4. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

4.1. Для выполнения данной лабораторной работы студентам предоставляются:

образцы углеродистых сталей 20, 40, У7 в отожженном состоянии; образцы из стали 40, закаленные с оптимальной температуры; муфельные электропечи; пресс для замера твердости модели ТШ-2; микроскоп для

замера диаметра отпечатка при измерении твердости по Бринеллю; щипцы, очки и др.

4.2. Перед началом работы студенты знакомятся с оборудованием и правилами его эксплуатации. За знание правил техники безопасности студент расписывается в журнале по технике безопасности.

4.3. Последовательность работ:

4.3.1. Определить твердость исходной стали 40 (в отожженном состоянии) и занести в табл. П.1. (см. приложение к лабораторной работе).

4.3.2. Произвести закалку образцов из стали 40 по режимам, представленным в табл. П.1.

4.3.3. Произвести закалку образцов из сталей 20, 40, У7 по режимам, приведенным в табл. П.2.

4.3.4. Заточить образцы после закалки, измерить твердость и результаты занести в табл. П.1 и П.2.

4.3.5. Произвести отпуск образцов из стали 40, закаленных с оптимальной температуры нагрева. Режимы отпуска приведены в табл. П.3.

4.3.6. Заточить образцы после отпуска, измерить твердость и результаты занести в табл. П.3.

4.3.7. Построить графики: зависимости твердости от температуры закалки по данным табл. П.1.; зависимости твердости от содержания углерода в стали по данным табл. П.2; зависимости твердости от температуры отпуска по данным табл. П.3.

4.3.8. Изучить под микроскопом микроструктуры стали 40 после различных режимов закалки и отпуска;

4.3.9. Зарисовать микроструктуры в тетради, обозначить отдельные структурные составляющие (схемы указанных микроструктур помещены в приложении рис. П.1– П.2).

## 5. МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ ПО ВЫПОЛНЕНИЮ

### ОТДЕЛЬНЫХ ВИДОВ РАБОТ

#### 5.1. Термическая обработка:

5.1.1. Образцы на закалку загружаются в печи, предварительно разогретые на заданные температуры.

5.1.2. Продолжительность выдержки образцов по достижении заданной температуры закалки по потенциометру 20 мин.

5.1.3. Выгрузка образцов из печи производится щипцами в минимальное время, чтобы не охладить образцы и печь.

5.1.4. Закалка образцов производится в воде или масле при непрерывном, энергичном перемещении образцов в охлаждающей среде.

5.1.5. Один образец оставляется после выгрузки из печи для охлаждения на воздухе.

5.1.6. Закаленные образцы укладываются на трафаретки с указанными на них режимами закалки и переносятся на заточку торцов для последующего замера твердости.

5.1.7. Время выдержки при достижении заданной температуры отпуска по потенциометру 20 мин.

5.1.8. Охлаждение образцов после отпуска в воде.

#### 5.2. Подготовка поверхности образцов для замера твердости:

5.2.1. При заточке на абразивных кругах следует применять интенсивное охлаждение во избежание перегрева, для чего образцы необходимо периодически помещать в емкость с водой.

5.2.2. Плоскость под замер твердости должна быть выполнена по нормали к образующей образца, не иметь грубых рисок и других дефектов.

#### 5.3. Замер твердости:

5.3.1. Нагрузка 7500 Н, диаметр шарика 5 мм, выдержка под нагрузкой 10 с. Шарик перед испытанием должен быть вытерт насухо.

5.3.2. Образец помещается на стол твердомера и вращением маховика

испытываемая поверхность поджимается к шарикку без усилия. Испытываемая поверхность должна быть перпендикулярна к оси шпинделя.

5.3.3. Центр отпечатка должен находиться от края образца на расстоянии не менее диаметра, а от центра соседнего отпечатка – на расстоянии не менее двух диаметров отпечатка.

5.3.4. Нажатием на кнопку включается электродвигатель. По окончании испытания пресс автоматически выключается.

5.3.5. Вращением маховика стол опускается, образец снимается.

5.3.6. С помощью лупы измеряется диаметр отпечатка. Используя переводные таблицы, определяют числа твердости.

## **6. УКАЗАНИЯ ПО ТЕХНИКЕ БЕЗОПАСНОСТИ**

6.1. При загрузке образцов в электропечь и извлечении их для охлаждения необходимо предварительно отключить печь (потенциометр).

6.2. При загрузке и извлечении образцов из печи необходимо пользоваться рабочими рукавицами и щипцами.

6.3. При работе на наждачных станках следует:

6.3.1. Надевать очки.

6.3.2. Образец держать в руке крепко, к наждачному кругу прижимать без большого усилия.

6.3.3. В случае возникших неисправностей немедленно нажать красную кнопку на коробке выключателя и обратиться к лаборанту.

## **7. ПЛАН ОТЧЕТА**

Письменный отчет по работе должен включать:

7.1. Наименование и цель работы.

7.2. Краткий обзор состояния вопроса (привести участок диаграммы состояния железо-цементит с содержанием углерода до 2,14 % (область



вторичной кристаллизации) с указанием интервала оптимальных температур закалки доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей (рис. 3.2.) и диаграмму изотермического распада аустенита (рис. 3.4).

7.3. Результаты эксперимента:

- таблицы с экспериментальными данными;
- графические зависимости твердости стали от температуры закалки, отпуска, содержания углерода;
- рисунки микроструктур шлифов стали 40 после закалки и после отпуска.

7.4. Выводы по работе:

7.4.1. Как зависит твердость стали от температуры закалки, отпуска, содержания углерода, скорости охлаждения?

7.4.2. Как связаны получаемые при термической обработке стали структуры и свойства?

## **8. ПЕРЕЧЕНЬ КОНТРОЛЬНЫХ ВОПРОСОВ**

8.1. Основные виды термической обработки стали, их режимы и назначение:

8.2. Превращения при нагреве стали.

8.3. Превращения при медленном охлаждении стали.

8.4. Превращения при закалке стали.

8.5. Что такое мартенсит?

8.6. Критическая скорость охлаждения при закалке.

8.7. Оптимальная температура закалки для доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей.

8.8. Охлаждающие среды.

8.9. Влияние углерода на твердость стали после закалки.

8.10. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении (диаграмма изотермического превращения аустенита).

8.11. Превращения при отпуске стали.

8.12. Влияние температуры отпуска на механические свойства стали 40.

8.13. Виды отпуска.

8.14. Сущность метода пробной закалки.

## ПРИЛОЖЕНИЕ

Таблица П.1

### Влияние температуры закалки и скорости охлаждения на твердость стали 40

Номер образца	Температура нагрева, °С	Закалочная среда	Твердость после закалки	
			диаметр отпечатка, мм	НВ, МПа
Влияние температуры закалки на твердость стали 40				
1	исходный образец	-		
2	680	вода		
3	750	вода		
4	800	вода		
5	850	вода		
6	900	вода		
Влияние скорости охлаждения на твердость стали 40				
7	850	вода		
8	850	масло		
9	850	воздух		

Таблица П.2

**Влияние содержания углерода на твердость стали после закалки**

Номер образца	Марка стали	Температура нагрева, °С	Закалочная среда	Твердость после закалки	
				Диаметр отпечатка, мм	НВ, МПа
1	Сталь 20	900	вода		
2	Сталь 40	850	вода		
3	Сталь У7	800	вода		

Таблица П.3

**Зависимость твердости стали 40 от температуры отпуска**

Номер образца	Температура отпуска, °С	Среда охлаждения	Твердость после отпуска	
			диаметр отпечатка, мм	НВ, МПа
1	исходный образец	—		
2	200	вода		
3	300	вода		
4	400	вода		
5	500	вода		
6	600	вода		
7	700	вода		

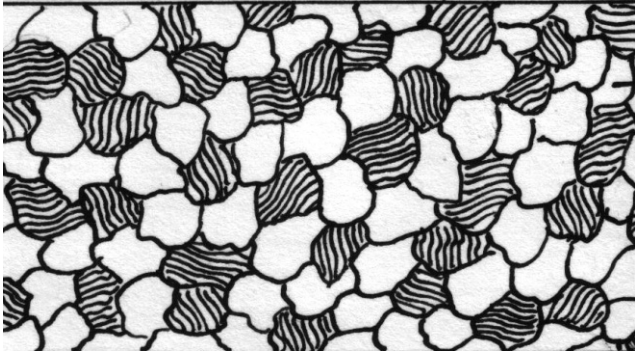
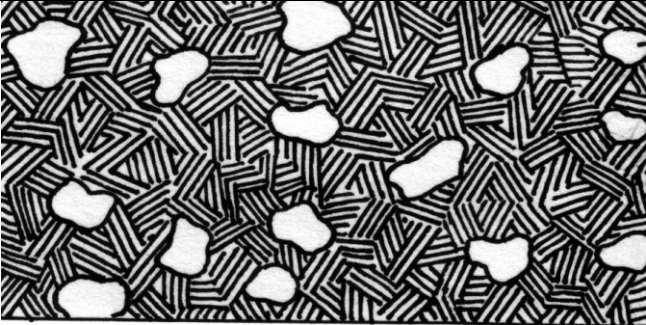
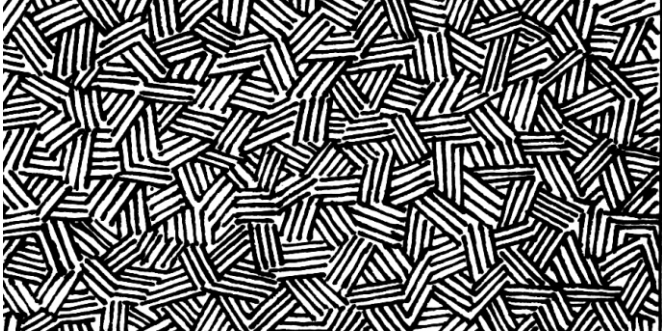
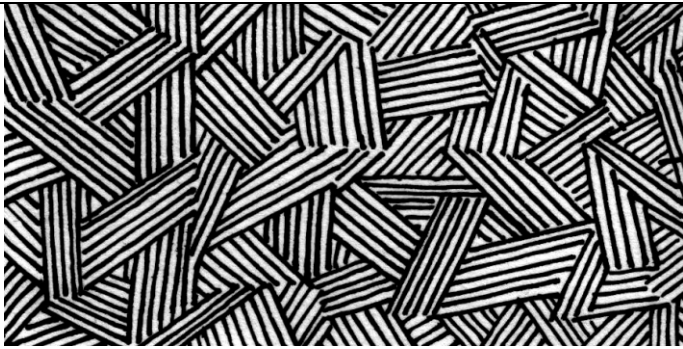
Вид микроструктуры	Структурные составляющие
	<p>феррит + перлит</p>
<p><i>a</i> – закалка с температуры 700 °С</p>	
	<p>феррит + мартенсит</p>
<p><i>б</i> – закалка с температуры 750 °С</p>	
	<p>мартенсит мелкоигольчатый</p>
<p><i>в</i> – закалка с температуры 850 °С</p>	
	<p>мартенсит крупноигольчатый</p>
<p><i>г</i> – закалка с температуры 900 °С</p>	

Рис. П1. Схемы микроструктур стали 40 после закалки с разных температур (x725)

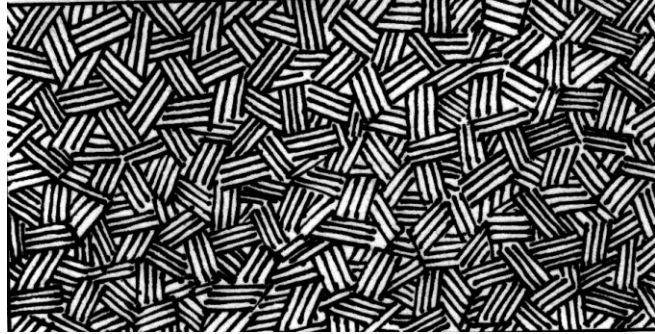

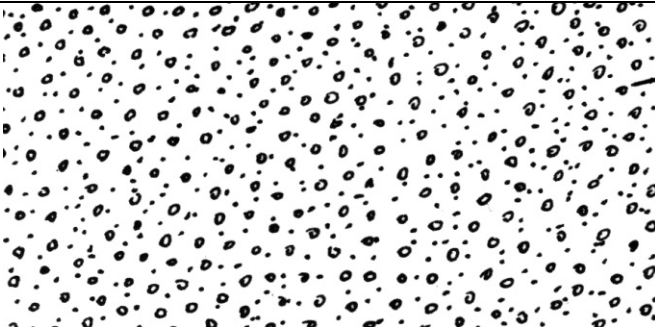
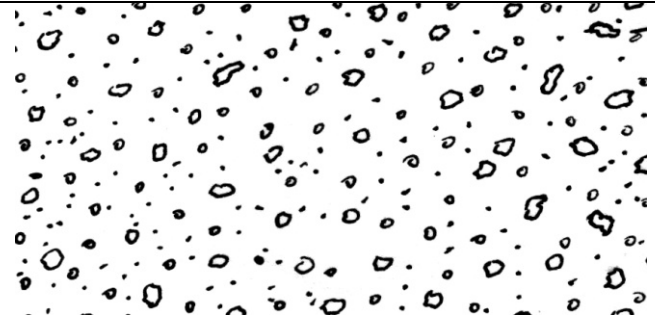
Вид микроструктуры	Структурные составляющие
	<p>мартенсит отпуска</p>
<p><i>a</i> – закалка 850 °С + отпуск при 200 °С</p>	
	<p>мартенсит + троостит</p>
<p><i>б</i> – закалка 850 °С + отпуск при 300 °С</p>	
	<p>сорбит</p>
<p><i>в</i> – закалка 850 °С + отпуск при 500 °С</p>	
	<p>зернистый перлит</p>
<p><i>г</i> – закалка 850 °С + отпуск при 700 °С</p>	

Рис. П2. Схемы микроструктур стали 40 после закалки и отпуска при разных температурах ( $\times 725$ )

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 4

**ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ  
ТЕРМИЧЕСКОЙ  
И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ**

**1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

1.1. Ознакомиться с основными методами упрочнения рабочих поверхностей стальных деталей термической и химико-термической обработкой.

1.2. Изучить взаимосвязь между структурой и свойствами сталей после поверхностной закалки, цементации и азотирования.

**2. СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

2.1. Ознакомиться с теоретической частью и порядком выполнения работы.

2.2. Изучить и зарисовать микроструктуры сталей после поверхностной закалки токами высокой частоты (ТВЧ).

2.3. Изучить и зарисовать микроструктуры сталей после цементации и азотирования.

**3. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ**

Конструктивная прочность многих деталей машин зависит от состояния материала в поверхностных слоях деталей. Так, долговечность деталей, работающих в условиях изнашивания (валы, шестерни) зависит от сопротивления материала изнашиванию в тонких поверхностных слоях. Превышение износа выше допустимых норм выводит деталь из строя несмотря на то, что материал детали в целом может быть вполне работоспособным. Разрушение деталей, работающих при изгибающих нагрузках, в условиях циклического действия нагрузки, обычно также начинается в поверхностных слоях детали. Поэтому повышению

поверхностной прочности деталей машин приходится уделять большое внимание.

Установлено, что сочетание высокой твердости в поверхностном слое детали и вязкой сердцевины обеспечивают ее высокую износоустойчивость и одновременно высокую динамическую прочность. Для формирования указанных свойств применяют, в зависимости от требуемого уровня твердости на поверхности детали и химического состава стали, поверхностную закалку ТВЧ либо различные варианты химико-термической обработки (ХТО) сталей.

Основные методы поверхностного упрочнения:

- поверхностная закалка;
- химико-термическая обработка;
- наклеп поверхностного слоя путем пластического деформирования;
- нанесение твердых покрытий на поверхность детали.

В настоящей работе изучаются два первых метода, получившие наиболее широкое применение. В этих методах обрабатываемые стальные детали подвергаются комплексным воздействиям, целью которых является:

- 1) обеспечить высокую твердость поверхностного слоя детали;
- 2) обеспечить высокую вязкость сердцевины детали.

### **3.1. Поверхностная закалка**

Суть метода заключается в быстром нагреве только поверхностного слоя детали. При последующем быстром охлаждении происходит закалка только в этом поверхностном слое. Методы нагрева могут быть различными: в расплавленных металлах или солях, в электролитах, пламенем ацетилено-кислородной горелки или газовой горелки, токами высокой частоты (индукционный нагрев ТВЧ). В массовом производстве применяют преимущественно последний метод (закалка ТВЧ).

### ***3.1.1. Поверхностная закалка ТВЧ***

Индукционная закалка с нагревом токами высокой частоты является прогрессивным методом поверхностного упрочнения. Ее преимущества перед обычной закалкой следующие: большая экономичность, так как нет необходимости расходовать тепло на нагрев всей детали в печи, что неизбежно для обычной закалки; при закалке ТВЧ значительно меньше брака по короблению и образованию закалочных трещин; при нагреве ТВЧ не происходит окалинообразование и выгорание углерода; механические свойства после закалки ТВЧ выше, чем после обычной закалки; легко регулировать толщину закаленного слоя; внедрение ТВЧ позволяет заменить в ряде случаев легированные стали дешевыми углеродистыми сталями; высокая производительность процесса; установки ТВЧ без затруднений вписываются в поточные линии механических цехов, и при их использовании легко осуществляется автоматизация производственного процесса.

Недостатком закалки ТВЧ является необходимость в специализированном оборудовании (генераторах ТВЧ) и в приспособлениях (индукторах). Последние являются индивидуальными для каждого вида закаляемой детали.

Внедрение ТВЧ перспективно и особенно экономично на предприятиях серийного и массового производства.

Метод нагрева ТВЧ основан на том, что если в переменное электромагнитное поле, создаваемое проводником-индуктором, поместить металлическую деталь, то в ее поверхностных слоях будут индуцироваться вихревые токи, вызывающие нагрев металла. Схема индукционного нагрева показана на рис. 3.1. Скорость нагрева зависит от количества выделившегося тепла. Изменяя силу тока в индукторе, можно в широких пределах изменять скорость нагрева.



Систему индуктор-нагреваемая деталь можно рассматривать как электрический трансформатор, первичной обмоткой которого является индуктор, а вторичной – контур тока в металлической детали. В этой системе происходит бесконтактная передача электрической энергии из первичной цепи – индуктора, во вторичную цепь – нагреваемое изделие, где электрическая энергия преобразуется в тепловую.

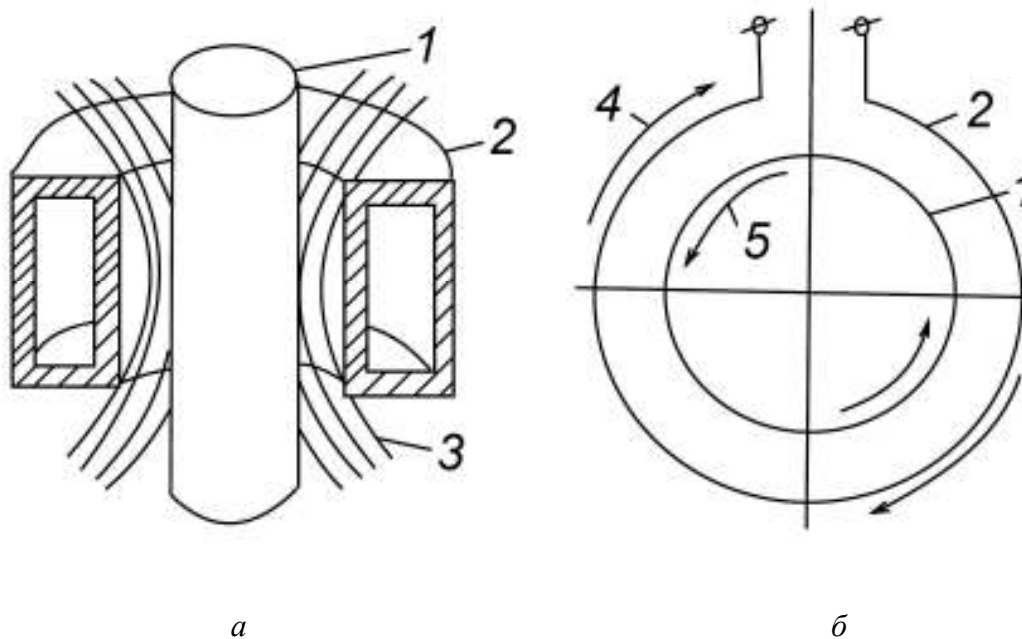


Рис. 3.1. Схема индукционного нагрева:

*a* – распределение магнитного потока в индукторе; *б* – направление токов в индукторе и детали; *1* – нагреваемая деталь; *2* – виток индуктора; *3* – магнитные силовые линии; *4,5* – направление тока в индукторе и детали соответственно

В теории индукционного нагрева установлено, что ток индуктора  $I$  и мощность, выделяемая в нагреваемой детали  $P$ , связаны соотношением:

$$P = kI^2 \cdot \sqrt{\mu f \rho}, \quad (1)$$

где  $k$  – коэффициент, зависящий от размеров индуктора и нагреваемой детали;

$\rho$ ,  $\mu$  – удельное сопротивление и магнитная проницаемость нагреваемого материала;

$f$  – частота тока в индукторе.

Повышение частоты тока позволяет концентрировать в небольшом объеме нагреваемой детали значительную мощность и выполнять индукционный нагрев с большой скоростью: до 300–500 °C/с.

Переменный ток протекает преимущественно в поверхностных слоях проводника, при достаточно высоких частотах глубину проникновения тока  $\delta$ , м можно определить по формуле:

$$\delta = 4,46 \cdot 10^5 \cdot \sqrt{\rho/\mu f} . \quad (2)$$

При этом размерность  $\rho$  – Ом м,  $\mu$  – Г/м,  $f$  – Гц. Ток высокой частоты для индукционного нагрева металла получают от машинных генераторов (частота от 500 до 15 000 Гц) либо от ламповых (частота до  $10^7$  Гц). Поэтому машинные генераторы используют для получения закаленного слоя толщиной от 2 до 10 мм, ламповые от десятых долей мм до 1–2 мм.

Для закалки ТВЧ обычно используют среднеуглеродистые стали с содержанием углерода 0,4 и выше. Легированные стали с повышенной прокаливаемостью используются редко. Стали при нагреве под закалку должны иметь малую склонность к росту зерна аустенита.

На диаграмме (рис. 3.2) указана область температур рекомендуемого нагрева для стали У10 в зависимости от скорости нагрева. Как видно, чем больше скорость нагрева, тем выше требуется температура нагрева для закалки. Низкие температуры недостаточны для завершения образования аустенита, высокие вызывают перегрев, то есть интенсивный рост зерен. Таким образом, для каждой скорости нагрева имеется определенный интервал температур, обеспечивающий получение мелкозернистой структуры.

Аналогичный вид имеют диаграммы для других сталей. Во всех случаях при использовании скоростного нагрева температуры закалки должны быть более высокими, чем при медленном печном нагреве.

При проведении индукционной закалки наилучшим способом охлаждения, как с точки зрения свойств и качества изделий, так и по удобству использования в производстве, является охлаждение быстродвижущейся водой – душем или потоком воды. Для легированных сталей иногда применяют метод охлаждения без подачи на закаливаемую поверхность жидкости – посредством отвода теплоты в глубинные ненагретые зоны детали.

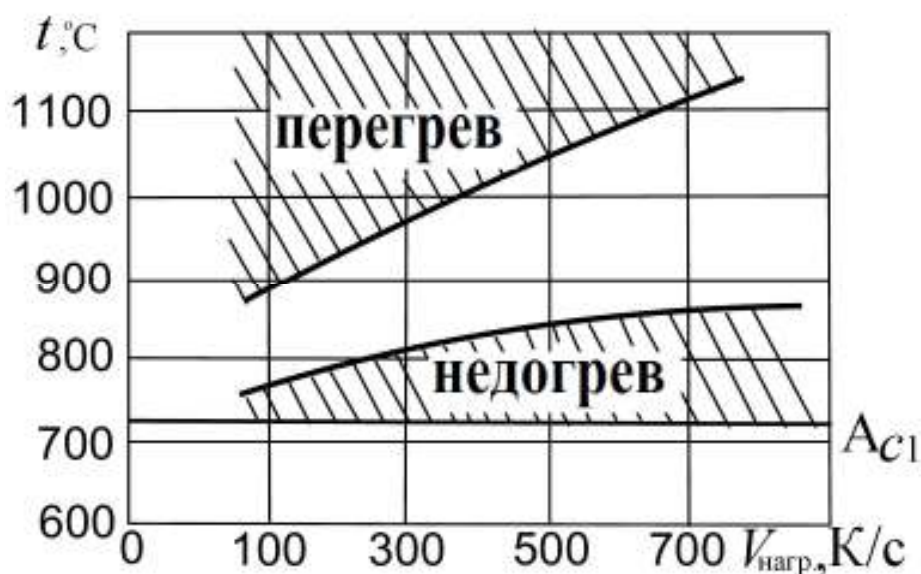


Рис. 3.2. Диаграмма для выбора температуры нагрева при индукционном нагреве стали У10

На рис. 3.3 показана микроструктура стали 45 после закалки ТВЧ. В поверхностном слое детали образуется мелкоигльчатый мартенсит, так как нагрев был выше критической температуры  $A_{C3}$ . Прогрев детали уменьшался с поверхности во внутрь детали, поэтому в сердцевине детали, где нагрев был ниже  $A_{C1}$ , изменения структуры, а следовательно и упрочнения, не происходит. Структура сердцевины – феррит и перлит. Схема зарисовки изучаемой структуры показана на рис. 3.4.

После закалки сталь рекомендуется отпускать при температурах 150–200 °С. Низкий отпуск, незначительно снижая твердость поверхностно-

закаленного изделия, существенно (часто в 1,5–2,0 раза) повышает сопротивление стали хрупкому разрушению, увеличивает усталостную прочность детали, уменьшает чувствительность к концентраторам напряжений. Более высокие температуры отпуска применять не следует, так как это приводит к снижению твердости, статической и усталостной прочности, износостойкости поверхностно-закаленных изделий.

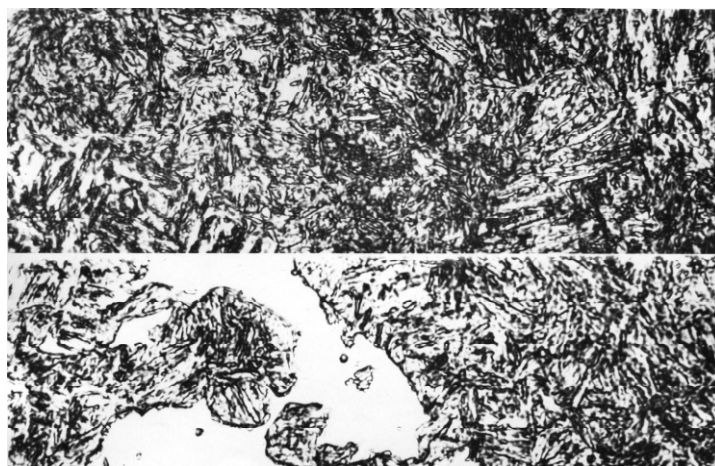


Рис. 3.3. Микроструктура стали 45 после индукционной закалки (x725) поверхность – мартенсит, сердцевина – феррит + перлит)

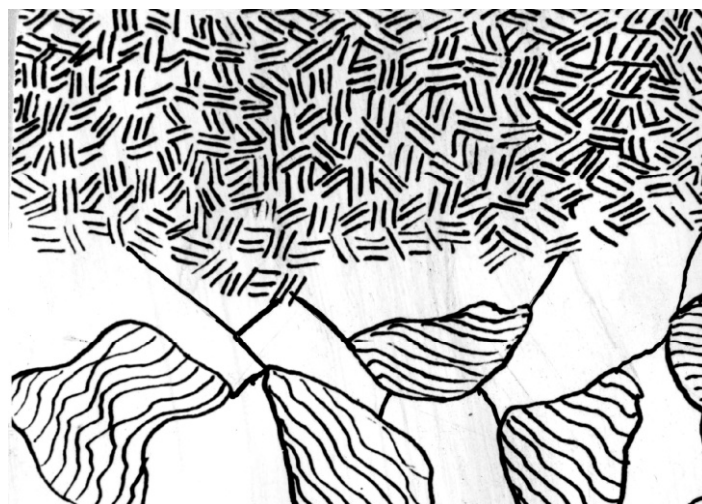


Рис. 3.4. Схема зарисовки структуры стали 45 после индукционной закалки

Экономически выгодно и более производительнее применение самоотпуска после закалки. Для этого охлаждение при закалке прерывается с таким расчетом, чтобы за счет оставшегося в изделии тепла произошел отпуск. На рис. 3.5. показана термическая кривая закалки ТВЧ

с самоотпуском, которая наглядно иллюстрирует цикл термообработки детали.

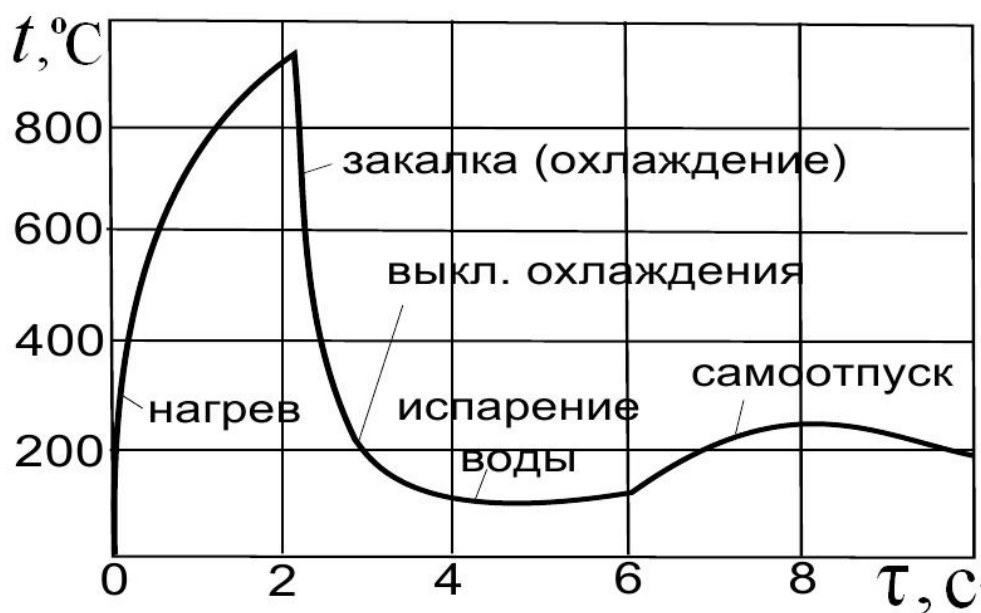


Рис. 3.5. Термическая кривая закалки ТВЧ с самоотпуском для стали 45

### 3.1.2. Объемно-поверхностная закалка

Опыт применения поверхностной закалки в производстве показал, что этим способом в ряде случаев невозможно осуществлять равномерный поверхностный нагрев и закалку деталей, имеющих сложную форму, например, шестерен среднего модуля, колец подшипников качения, крестовин и т. п. Это привело к созданию нового варианта: объемно-поверхностной закалки при глубинном индукционном нагреве. Сущность способа состоит в том, что выше критических температур нагревают слой детали примерно в два раза толще требуемой глубины закалки. При этом используют стали с пониженной прокаливаемостью, поэтому закалка на мартенсит достигается только на части слоя, нагретого до закалочных температур. Более глубокие слои приобретают структуру сорбита или троостита закалки. Таким образом, за один прием осуществляется закалка поверхностного слоя на мартенсит и упрочнение сердцевины рабочего

сечения детали. После закалки проводят низкий отпуск. Стали пониженной прокаливаемости имеют мало кремния и марганца, например, сталь марки 55ПП, 60ПП (ПП – пониженная прокаливаемость).

В последнее время применяют среднеуглеродистые низколегированные стали с регламентируемой прокаливаемостью (40Х, 45Х, 47ГТ и др.), в которых глубина закалки регулируется подбором химического состава стали. Такие стали имеют индекс РП (регламентируемая прокаливаемость).

### ***3.1.3. Газопламенная поверхностная закалка***

При этом способе закалки кратковременный поверхностный нагрев осуществляется высокотемпературным ацетилено-кислородным, газокислородным или керосино-кислородным пламенем. Газопламенная закалка применяется для крупных изделий, имеющих зачастую сложную поверхность (косозубые шестерни, червяки и пр.). Этот метод может применяться в массовом и индивидуальном производстве (в том числе при ремонтных работах). Механизированные установки газопламенной закалки могут включаться в поточные линии механических цехов. Результаты газопламенной закалки при автоматизированном режиме могут быть равноценными закалке ТВЧ, но производительность процесса значительно ниже. Кроме того, при использовании этого метода труднее регулировать температуру нагрева и глубину закаленного слоя, больше вероятность перегрева стали.

## **3.2. Химико-термическая обработка стали (ХТО)**

*Химико-термической обработкой* называется обработка, заключающаяся в сочетании термического и химического воздействия с целью изменения состава, структуры и свойств поверхностного слоя стали. При ХТО происходит насыщение поверхностного слоя стали соответствующим

элементом (C, N, Al, Cr, Si и др.) путем его диффузии из внешней среды при высокой температуре.

Химико-термическая обработка повышает твердость поверхности, износостойкость, кавитационную и коррозионную стойкость, создает на поверхности благоприятные остаточные напряжения сжатия, увеличивает надежность и долговечность деталей машин.

ХТО включает три последовательные стадии:

1) *диссоциацию* и распад химических соединений с образованием активных атомов в насыщающей среде вблизи поверхности детали. Их концентрация зависит от состава и агрегатного состояния насыщающей среды, взаимодействия отдельных составляющих среды между собой, температуры, давления и состава стали;

2) *адсорбцию* (поглощение) поверхностью металла свободных активных атомов и растворение их в металле;

3) *диффузию* – перемещение адсорбированных атомов в решетке обрабатываемого металла. Процесс диффузии возможен только при наличии растворимости диффундирующего элемента в обрабатываемом металле при достаточно высокой температуре, обеспечивающей необходимую энергию атомам.

В результате диффузии в поверхностном слое детали достигается высокая концентрация диффундирующего элемента, которая понижается в глубину детали. Толщина  $\delta$  диффузионного слоя нарастает во времени  $\tau$  по параболическому закону:

$$\delta = k\sqrt{\tau} , \quad (3)$$

в котором постоянная  $k$  тем больше, чем выше температура процесса, концентрация активных атомов и энергия образования химических соединений, образуемых диффундирующими элементами. После диффузионного насыщения стальные детали могут, при необходимости,

подвергаться термической обработке. При этом необходимо учитывать различие в составе и структуре стальной детали в поверхностном слое и сердцевине.

### ***3.2.1. Цементация***

При цементации производят насыщение поверхностного слоя детали атомами углерода. Для деталей используют низкоуглеродистые стали с содержанием углерода 0,1–0,25 %, обладающие высокой ударной вязкостью и низкой закаливаемостью. Различают два основных способа цементации (насыщения): в твердой или газовой среде (карбюризаторе). При цементации в твердом карбюризаторе изделия с припуском на шлифование укладывают в металлические ящики и пересыпают древесным углем с добавками углекислых солей. Сверху ящик закрывают крышкой и щели замазывают огнеупорной глиной. Ящики укладывают в печь и выдерживают при температуре 930–950 °С. При этой температуре за счет кислорода воздуха, находящегося между кусочками карбюризатора, происходит неполное горение угля и образуется окись углерода, которая далее разлагается с образованием активного атомарного углерода. Образующиеся атомы углерода адсорбируются поверхностью изделий и диффундируют вглубь металла. Углекислые соли в карбюризаторе при нагреве разлагаются и активируют процесс, пополняя количество атомарного углерода.

Глубина цементованного слоя составляет обычно около 0,5–1,5 мм, а содержание углерода в нем достигает до 1,0–1,2 %, на что требуется значительное время – примерно 1 ч на каждые 0,1–0,12 мм толщины слоя.

Газовую цементацию ведут в смеси газов-углеводородов: метана, этана, бутана и др., а также окиси углерода. Такие газы и их смеси получают в специальных газогенераторах, а также непосредственно из газовой магистрали. Процесс насыщения из газовой среды идет примерно вдвое быстрее, чем из твердого карбюризатора. Дальнейшего ускорения



процесса цементации можно достигнуть, нагревая детали в газовой среде с помощью высокочастотного индуктора и повышая при этом температуру по сравнению с обычной. Например, продолжительность цементации деталей из стали 15ХНТРА для образования слоя толщиной в 1 мм оказалась:

- при цементации в твердом карбюризаторе (920 °С) – 8 ч.;
- при газовой цементации с высокочастотным нагревом (1050 °С) – меньше 1 ч.

Достоинством газовой цементации по сравнению с цементацией в твердом карбюризаторе является также и улучшение качества деталей вследствие уменьшения перегрева.

Цементованный слой имеет переменную концентрацию углерода по глубине, убывающую от поверхности к сердцевине детали. В связи с этим после медленного охлаждения цементованной детали структура ее поверхностного слоя соответствует заэвтектоидной стали и плавно переходит в структуру малоуглеродистой сердцевины (рис. 3.6). Схема зарисовки приведена на рис. 3.7.

После диффузионного насыщения необходима термическая обработка деталей, которая устраняет последствия перегрева деталей при цементации, повышает твердость поверхности и устраняет цементитную сетку. Так как цементованные детали содержат различное количество углерода в наружном слое (до 1,2 % С) и в сердцевине (менее 0,25 % С), то для получения оптимальных свойств деталей термическая обработка должна состоять из трех этапов:

- 1) первая закалка (или нормализация) с 880–900 °С – для устранения последствий перегрева, получающегося при длительной выдержке деталей в печи;
- 2) вторая закалка с 760–780 °С – для придания цементованному слою максимальной твердости;

3) низкий отпуск при 160–180 °С – для выравнивания остаточных напряжений.

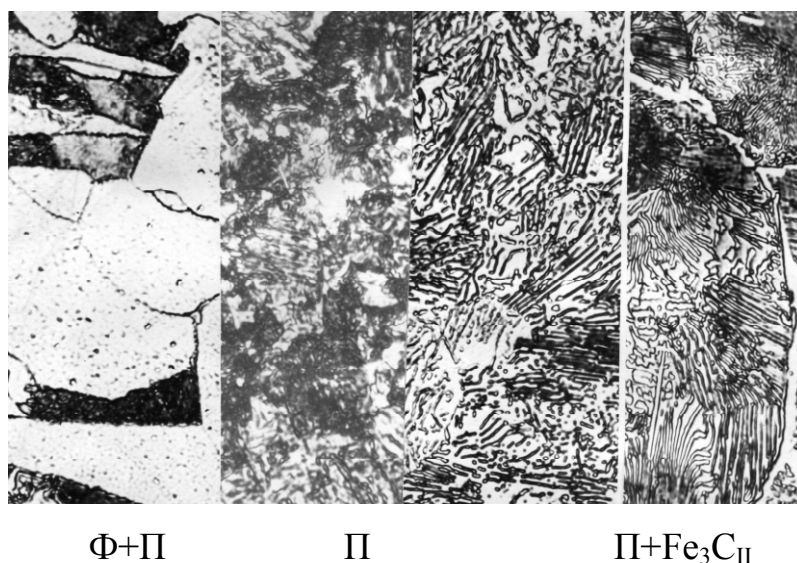


Рис. 3.6. Микроструктура цементованного слоя стали 20 после медленного охлаждения с температуры цементации (x725)

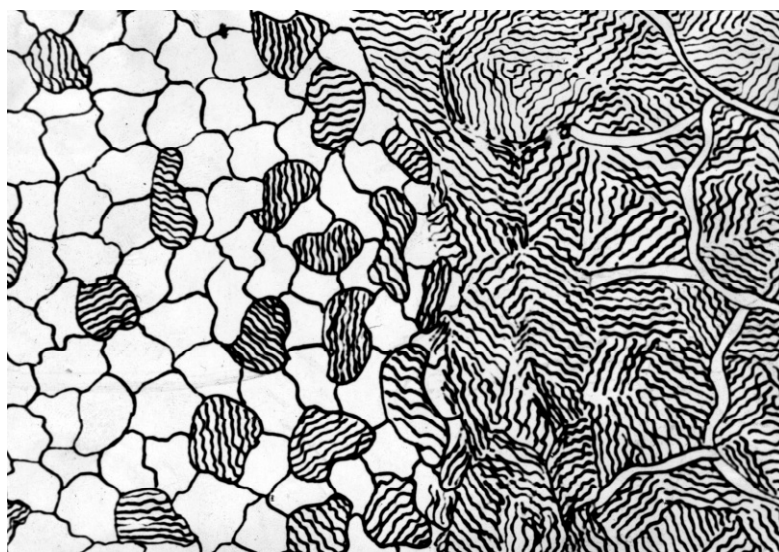


Рис. 3.7. Схема зарисовки стали 20 после цементации

Двойная закалка дает наилучшие механические свойства, но вызывает большие внутренние напряжения и деформации деталей, особенно в тех случаях, когда детали имеют сложную конфигурацию или если они изготовлены из легированной стали. Поэтому часто предпочитают

производить только одну закалку с 820–860 °С с последующим низким отпуском. Это особенно целесообразно после газовой цементации, когда перегрев стали невелик, а также при обработке мелкозернистых сталей, устойчивых против перегрева.

Для деталей, от которых требуется только поверхностная твердость, а остальные механические свойства не имеют большого значения, применяют закалку непосредственно с цементационного нагрева, то есть от 900–950 °С с подстуживанием перед закалкой до 750–800 °С. Выросшее при цементации зерно аустенита дает крупноигльчатый мартенсит в поверхностном слое и крупнозернистую структуру в сердцевине. Такую обработку рекомендуется назначать только после газовой цементации и для наследственно мелкозернистых сталей.

Твердость цементованной поверхности после термообработки обычно не ниже HRC 58–64.

На рис. 3.8 приведена микроструктура стали 20 после диффузионного насыщения при 930 °С, нормализации при 830 °С и последующей закалки и низкого отпуска, а схема зарисовки приведена на рис. 3.9.



Рис. 3.8. Микроструктура стали 20 после цементации и термической обработки (x725)(поверхность – мартенсит, сердцевина – феррит + перлит)

Наряду с нелегированными низкоуглеродистыми сталями применяют малоуглеродистые (до 0,25 % С) низколегированные стали, содержащие

никель, хром, вольфрам, титан и др. Применение легированной стали повышает прочность сердцевины деталей, но не дает каких-либо преимуществ по свойствам цементованной поверхности.

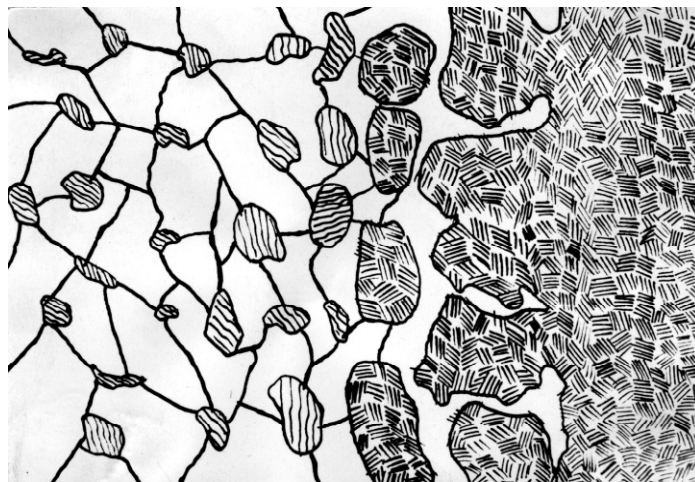


Рис. 3.9. Схема зарисовки микроструктуры стали 20 после цементации и термообработки

### ***3.2.2. Азотирование***

При азотировании производится насыщение поверхностного слоя детали атомами азота. Азотированию подвергают готовые детали без последующей механической обработки. Процесс ведется в специальных печах в среде аммиака, которой при повышении температуры диссоциирует с образованием атомарного азота



Азот диффундирует в сталь, насыщая твердый раствор и образуя твердые соединения (нитриды) с железом, а также с легирующими элементами.

Процесс обычно ведется в условиях, обеспечивающих наилучшие механические свойства деталей: температура 550–600 °С, степень диссоциации аммиака 30 %. Вследствие невысокой температуры скорость образования диффузионного слоя невелика: около 0,01 мм за 1 ч. Поэтому азотирование занимает обычно несколько десятков часов и предназначено,

главным образом, для весьма ответственных машиностроительных деталей (пример – гильза цилиндра двигателя внутреннего сгорания).

Азотируемые детали изготавливают обычно из легированных сталей. Легирующие элементы хотя и затрудняют диффузию азота и образование азотированного слоя, но способствует увеличению твердости. Широкое применение нашли специальные стали (нитраллои), содержащие элементы, дающие нитриды высокой твердости и термической устойчивости (CrN, MoN, AlN). Наиболее распространенной азотируемой сталью является сталь марки 38ХМЮА, содержащая 0,38 % С, 1,5 % Cr, 0,5 % Мо и 1 % Al.

Азотированный слой содержит нитриды железа, легирующих элементов и эвтектоидную смесь (броунид – смесь азотистого феррита  $\alpha$  с нитридом железа  $Fe_4N$ ), которая придает детали весьма высокую твердость (HV 9000–10000 МПа), износостойкость и усталостную прочность. Кроме того, азотированный слой обладает коррозионной стойкостью и сохраняет свои свойства при нагреве до 450–550 °С.

После азотирования детали не подвергают термической обработке. Высокая твердость, износоустойчивость являются результатом самого процесса азотирования. Однако перед азотированием необходима термообработка для улучшения свойств сердцевины и сведения к минимуму деформаций и искажений размеров, которые появляются в процессе химико-термической обработки. Например, детали из стали 38ХМЮА подвергают закалке на мартенсит с 960 °С и высокому отпуску на сорбит при 650 °С.

На рис. 3.10 приведена микроструктура стали 38ХМЮА после азотирования, а на рис. 3.11 – схема зарисовки этой микроструктуры.

Азотирование может быть применено и для повышения коррозионной устойчивости неотчетственных изделий широкого применения, изготавливаемых из нелегированных и малолегированных сталей.

В этом случае процесс ведется при повышенной температуре при 600–700 °С в течение времени до 1 ч. При этом требования к твердости и другим механическим свойствам поверхности не предъявляются.

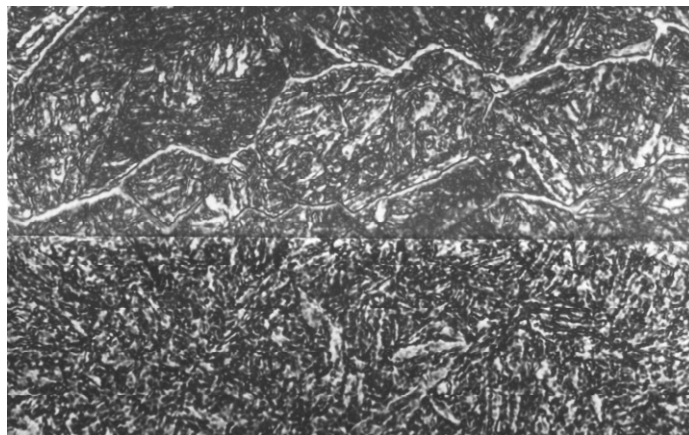


Рис. 3.10. Микроструктура стали 38ХМЮА после азотирования (поверхность – нитриды, броунит, сердцевина – сорбит). x725

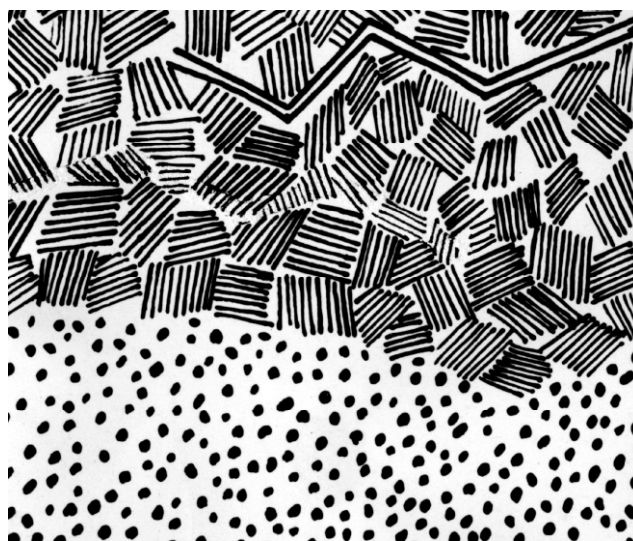


Рис. 3.11. Схема зарисовки микроструктуры стали 38ХМЮА после азотирования

### ***3.2.3. Цианирование (нитроцементация)***

Под цианированием понимают процесс одновременного насыщения стали углеродом и азотом.

Цианирование стальных деталей производится обработкой их в расплавленных цианистых солях или в газовой среде, представляющей собой смесь цементирующего (например, углеводороды) и азотирующего

(например, аммиак) газов. Применяется также твердое цианирование, например, в смеси соединения  $K_4Fe(CN)_6$  с содой и древесным углем. Изменяя температуру процесса, можно регулировать соотношение между количеством углерода и азота в образующемся слое. При пониженной температуре (560–600 °С) идет насыщение преимущественно азотом, при повышенной (820–950 °С) – углеродом. Цианирование применяется преимущественно для увеличения износоустойчивости режущего инструмента (в 1,5–2 раза). Процесс высокотемпературного цианирования протекает значительно быстрее цементации. При этом достигается более высокая износостойкость, усталостная прочность деталей и меньшая стоимость процесса, чем при цементации.

#### ***3.2.4. Другие виды ХТО***

Диффузионное хромирование применяется для повышения окислительной стойкости (до 800 °С), коррозионной стойкости в среде пара, в пресной и морской воде и в кислотах, особенно в азотной кислоте. Хромирование изделий из углеродистой стали повышает их твердость и износостойкость. Диффузионный слой при хромировании углеродистой стали содержит карбиды хрома. Твердость слоя достигает до HV 13000 МПа, толщина слоя находится обычно в пределах 0,1–0,2 мм. Хромированию подвергаются детали паросилового оборудования, а также детали, работающие на износ в агрессивных средах. Для повышения износостойкости штампов применяется комбинированное насыщение сталей хромом и азотом. *Борирование* – насыщение поверхностного слоя металлических деталей бором. К борированию прибегают главным образом с целью повышения поверхностной твердости изделий (до HV 20000 МПа), их износостойкости (особенно абразивной), реже – коррозионной стойкости и теплостойкости. Борированию подвергают изделия из железа, сплавов на его основе, а также тугоплавких металлов. Упрочнение поверхностного слоя при борировании происходит вследствие

образования высокотвердых боридов железа, однако надо учитывать, что борированные слои очень хрупкие.

Кроме рассмотренных выше процессов ХТО, для повышения твердости и износостойкости применяют ванадирование, сульфидирование, бороалитирование, борохромирование и др.

#### **4. ОБОРУДОВАНИЕ И ОБРАЗЦЫ**

4.1. Для выполнения работы студентам предоставляются металлографические микроскопы с наборами объективов и окуляров.

4.2. Предоставляется коллекция микрошлифов, содержащая следующие образцы:

- сталь 45 после индукционной закалки поверхностного слоя;
- сталь 20 после диффузионного насыщения углеродом и медленного охлаждения;
- образец цементованной стали 20 после термообработки;
- сталь 38ХМЮА после закалки, высокого отпуска и последующего азотирования.

#### **5. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ**

5.1. Ознакомиться с содержанием методических указаний, изучить теоретическую часть.

5.2. Получить коллекцию микрошлифов. Провести изучение, зарисовку поверхностных, приповерхностных слоев и сердцевины, сопроводив структуры объяснениями и выводами.

5.3. Подготовить ответы на контрольные вопросы.



## **6. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА**

6.1. Краткое изложение методов упрочнения поверхностных слоев стальных деталей.

6.2. Схемы микроструктуры поверхностных слоев и сердцевины сталей, представленных в коллекции.

6.3. Заключение и выводы по работе.

## **7. ПЕРЕЧЕНЬ КОНТРОЛЬНЫХ ВОПРОСОВ**

7.1. Выбор сталей для поверхностной закалки.

7.2. Физический принцип закалки ТВЧ.

7.3. Объемно-поверхностная закалка. Выбор сталей.

7.4. Принцип и технология цементации.

7.5. Выбор сталей для цементуемых деталей.

7.6. Термообработка сталей после цементации.

7.7. Сущность и назначение азотирования.

7.8. Выбор сталей для азотируемых деталей.

7.9. Назначение и применение цианирования.

7.10. Назначение хромирования и борирования.

## ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 5

# ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

### 1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ

- 1.1. Изучить влияние легирующих элементов в стали.
- 1.2. Изучить классификацию и маркировку легированных сталей.
- 1.3. Изучить зависимость между структурой и свойствами заданных легированных сталей.

### 2. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Простые углеродистые стали далеко не всегда удовлетворяют требованиям техники. В промышленности широко применяются легированные стали, которые обладают высокими механическими или особыми физическими и химическими свойствами, приобретаемыми после соответствующей термической обработки. *Легированными* называются стали, в которые для получения требуемых свойств дополнительно вводятся определенные количества необходимых элементов.

Для легирования стали применяют хром, никель, марганец, кремний, вольфрам, ванадий, молибден и др.

Изучая влияние легирующих элементов на свойства стали, важно знать взаимодействие легирующего элемента с железом и углеродом, а также влияние легирующих элементов на полиморфизм железа и превращения в стали при термической обработке.

#### 2.1. Влияние элементов на полиморфизм железа

Все элементы, которые растворяются в железе, влияют на температурный интервал существования его аллотропических модификаций, то есть сдвигают точки  $A_3$  и  $A_4$  по температурной шкале.

Определенные элементы повышают температуру  $A_4$  и снижают температуру  $A_3$ , расширяя область существования  $\gamma$ -модификации (рис. 2.1, *a*), другие понижают  $A_4$  и повышают  $A_3$ , сужая область существования  $\gamma$ -модификации (рис. 2.1, *б*).

Из схематических диаграмм состояния железо-легирующий элемент следует, что при содержании марганца, никеля (аустенитостабилизаторов) свыше определенного количества (*c*) (рис. 2.1, *a*)  $\gamma$ -состояние существует как стабильное от температуры плавления до комнатной температуры. Такие сплавы на основе железа называются *аустенитными*. При содержании ванадия, молибдена, кремния и других элементов ферритостабилизаторов свыше определенного значения (*d*) устойчивым при всех температурах является  $\alpha$ -состояние (рис. 2.1, *б*). Такие сплавы на основе железа называются *ферритными*. Аустенитные и ферритные сплавы не имеют превращений в твердом состоянии при нагревании и охлаждении.

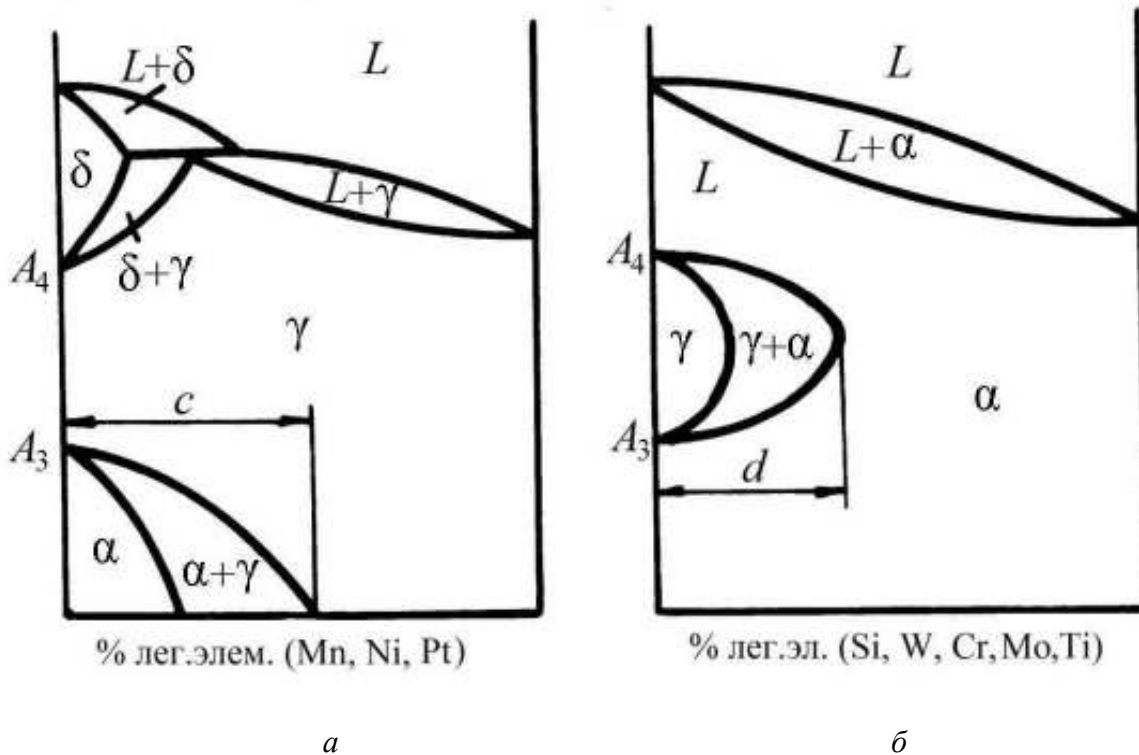


Рис. 2.1. Схема диаграмм состояния железо-легирующий элемент: *a* – элементы, расширяющие  $\gamma$ -область; *б* – элементы, расширяющие  $\alpha$ -область

## 2.2. Распределение легирующих элементов в стали

В промышленных легированных сталях легирующие элементы могут:

а) находиться в свободном состоянии: свинец, серебро, медь (если его не более 1%), не образуют соединения и не растворяются в железе;

б) образовывать интерметаллические соединения с железом или между собой при большом содержании легирующих элементов (встречаются, в основном, в высоколегированных сталях);

в) образовывать окислы, сульфиды и другие неметаллические включения – элементы, имеющие большее сродство к кислороду, чем железо. В процессе производства стали такие элементы (например, Mn, Si, Al), введенные в последний момент плавки, раскисляют сталь, отнимая кислород у железа. Количество окислов, сульфидов и других неметаллических включений в обычных промышленных сталях невелико и зависит от метода ведения плавки;

г) растворяться в цементите или образовывать самостоятельные карбидные фазы. Карбидообразующими могут быть элементы, имеющие большее, чем железо, сродство к углероду (элементы, расположенные в периодической системе элементов левее железа): Ti, V, Cr, Mn, Zr, Nb, Mo, Tc, Hf, Ta, W, Re. Указанные элементы, кроме того, что они растворяются в цементите или образуют карбиды, растворяются в феррите или аустените, следовательно, они в известной пропорции распределяются между этими фазами;

д) растворяться в железе. Элементы, расположенные в периодической системе правее железа (Cu, Ni, Co и др.), образуют только растворы с железом и не входят в карбиды.

Таким образом, легирующие элементы преимущественно растворяются в основных фазах железоуглеродистых сплавов – феррите и аустените, а также цементите или образуют специальные карбиды.

### 2.3. Влияние легирующих элементов на феррит

Растворение легирующих элементов в  $\alpha$ -железе происходит путем замещения атомов железа атомами этих элементов. Атомы легирующих элементов, отличаясь от атомов железа размерами и строением, создают в решетке напряжения, которые вызывают изменение ее периода. Изменение размеров  $\alpha$ -решетки вызывает и изменение свойств феррита.

На рис. 2.2 показаны изменения механических свойств феррита (твердость, ударная вязкость) при растворении в нем различных элементов.

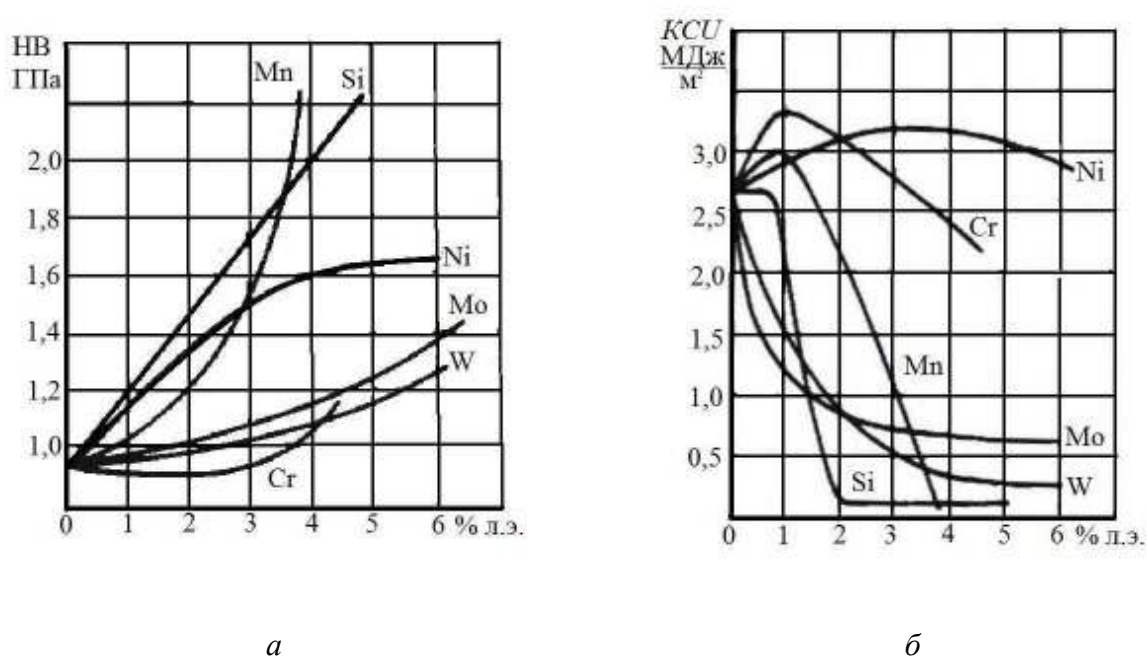


Рис. 2.2. Влияние легирующих элементов на свойства феррита: *а* - твердость; *б* - ударная вязкость

Как видно из диаграмм, хром, молибден, вольфрам (более 1 %) упрочняют феррит меньше, чем никель, кремний и марганец. Молибден, вольфрам, марганец и кремний снижают вязкость феррита. Хром уменьшает вязкость значительно слабее перечисленных элементов, а никель не снижает вязкости феррита.

Важное значение имеет влияние элементов на порог хладноломкости, что характеризует склонность стали к хрупкому разрушению. Наличие хрома в железе способствует некоторому повышению порога хладноломкости, тогда как никель интенсивно снижает порог хладноломкости, уменьшая тем самым склонность железа к хрупким разрушениям. Таким образом, из перечисленных элементов наиболее ценным является никель, интенсивно упрочняющий феррит, не снижающий его вязкости и понижающий порог хладноломкости.

#### 2.4. Карбидная фаза в легированных сталях

В сталях карбиды образуются только металлами, расположенными в периодической системе элементов левее железа. Эти металлы имеют менее достроенную  $d$ -электронную полосу. Чем левее расположен в периодической системе карбидообразующий элемент, тем менее достроена его  $d$ -полоса. Вместе с тем, многочисленные опыты показывают, что, чем левее в периодической системе расположен элемент, тем более устойчив карбид.

В процессе карбидообразования углерод отдает свои валентные электроны на заполнение  $d$ -электронной полосы атома металла. Только металлы с  $d$ -электронной полосой, заполненной меньше, чем у железа, являются карбидообразующими; активность их как карбидообразователей тем сильнее и устойчивость образующихся карбидных фаз тем больше, чем менее достроена  $d$ -полоса у металлического атома. В сталях встречаются карбиды шести видов:



где под  $M$  подразумевается сумма карбидообразующих элементов.

Карбиды, образуемые Cr и Mn, отнесенные в I группу, имеют сложную кристаллическую структуру и легко растворяются в аустените. Особенность строения карбидов II группы, образуемых тугоплавкими металлами W, Mo, Ta, Ti, Nb, Zr, заключается в том, что они имеют простую кристаллическую решетку и кристаллизуются обычно со значительным дефицитом по углероду. Карбиды II группы трудно растворимы в аустените. Это значит, что при нагреве (даже очень высоком) они могут не перейти в твердый раствор. Карбиды I группы легко растворяются в аустените.

Все карбидные фазы обладают высокой температурой плавления и высокой твердостью. Карбиды II группы в этом отношении превосходят карбиды I группы.

Порядок растворения карбидов в аустените определяется их относительной устойчивостью, а степень перехода в раствор – их количеством.

## **2.5. Влияние легирующих элементов на превращения в стали при термической обработке**

### ***2.5.1. Влияние легирующих элементов на кинетику распада аустенита***

Кинетика распада аустенита определяет поведение стали при термической обработке. Легирующие элементы, которые только растворяются в феррите или цементите, не образуя специальных карбидов, оказывают лишь количественное влияние на процессы превращения. Большинство элементов (Ni, Cu и другие) замедляют его (рис. 2.3, а), исключением является Co, который ускоряет превращение.

Карбидообразующие элементы вносят не только количественные, но и качественные изменения в кинетику изотермического превращения.

Легирующие элементы при разных температурах по-разному влияют на скорость распада аустенита: 700-500 °С (образование перлита) – замедляют превращение; 500-400°С – весьма значительно замедляют превращение; 400–300 °С (образование бейнита) – ускоряют превращение (рис. 2.3, б).

Таким образом, в сталях, легированных карбидообразующими элементами (Cr, Mo, W и др.), наблюдаются два максимума скорости изотермического распада аустенита, разделенных областью относительной устойчивости переохлажденного аустенита. Изотермический распад аустенита имеет два явно выраженных интервала превращений – превращение в пластинчатые (перлитное превращение) и превращение в игольчатые (бейнитное превращение) структуры.

Схематическое изображение диаграммы изотермического превращения (показано лишь начало превращения) приведено на рис 2.3.

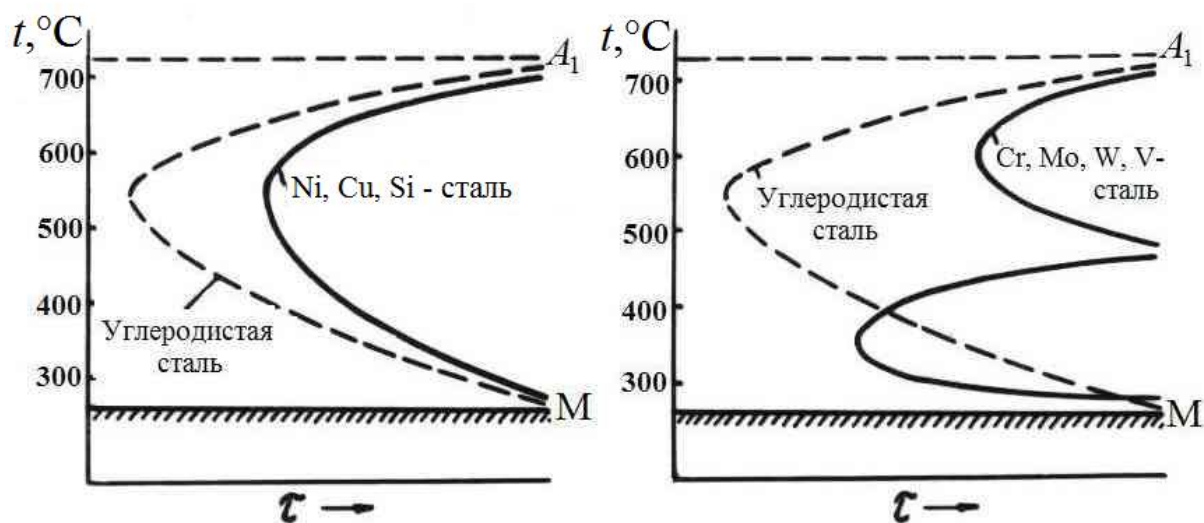


Рис. 2.3. Схема диаграмм изотермического распада аустенита: а – углеродистая сталь и сталь, легированная некарбидообразующими элементами; б – углеродистая сталь и сталь, легированная карбидообразующими элементами

Практически наиболее важной является способность легирующих элементов замедлять скорость распада аустенита в районе перлитного превращения, что выражается в смещении вправо линии на диаграмме изотермического распада аустенита. Это способствует более глубокой



прокаливаемости и переохлаждению аустенита до интервала мартенситного превращения при более медленном охлаждении, например, при охлаждении в масле или на воздухе.

Наиболее сильно увеличивают прокаливаемость хром, никель, молибден, марганец, поэтому они входят в состав большинства конструкционных легированных сталей.

Прокаливаемость стали может быть существенно увеличена при совместном легировании несколькими элементами. Таково, например, совместное действие никеля и хрома. Очень эффективно действует молибден при введении его в хромоникелевую сталь.

Своеобразно влияют на кинетику распада такие сильные карбидообразователи, как Ti, V, Nb и отчасти W. Так как элементы образуют труднорастворимые карбиды, то при обычных температурах закалки (800–900 °С) они остаются связанными в карбиды и не переходят в аустенит. В результате этого прокаливаемость стали уменьшается, так как карбиды действуют как готовые центры кристаллизации перлита. При высоком нагреве под закалку эти карбиды уже растворяются в аустените, что увеличивает прокаливаемость.

### ***2.5.2. Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение***

Легирующие элементы, не влияя на кинетику мартенситного превращения, оказывают влияние на положение температурного интервала мартенситного превращения, что отражается на количестве остаточного аустенита, которое фиксируется в закаленной стали. Некоторые элементы повышают мартенситную точку и уменьшают количество остаточного аустенита (Al, Co), другие не влияют на нее (Si), но большинство снижают мартенситную точку и увеличивают количество остаточного аустенита (рис. 2.4).

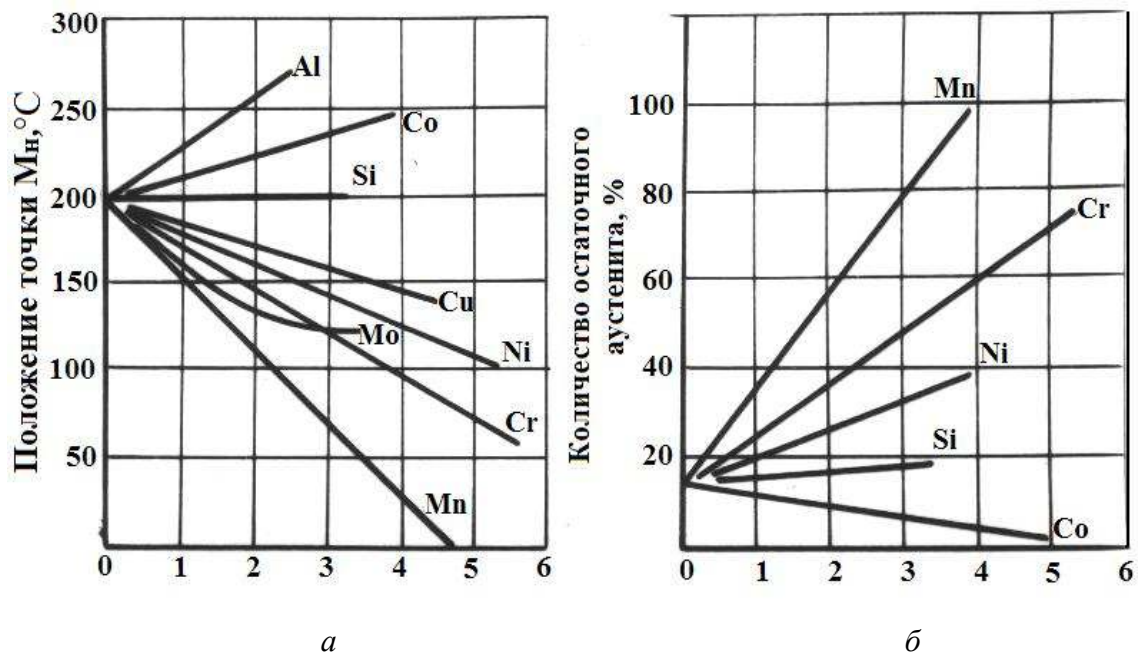


Рис. 2.4. Влияние легирующих элементов на температуру мартенситного превращения (а) и количество остаточного аустенита (б) сталей, содержащих 1 % С

Из диаграммы видно, например, что 5 % Mn снижает мартенситную точку до 0 °С, следовательно, при таком (или большем) содержании этого легирующего элемента охлаждением можно зафиксировать аустенитное состояние.

### 2.5.3. Влияние легирующих элементов на рост зерна аустенита

Влияние легирующих элементов на рост зерна аустенита является прямым следствием различной устойчивости карбидов этих элементов. Избыточные карбиды, не растворенные в аустените, препятствуют росту аустенитного зерна. В связи с этим хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан сильно измельчают зерно; никель, кобальт, кремний, медь (элементы, не образующие карбидов) слабо влияют на рост зерна; марганец, бор способствуют росту зерна.

#### **2.5.4. Влияние легирующих элементов на превращения при отпуске**

Легирующие элементы замедляют процесс распада мартенсита. Некоторые элементы, такие как никель или марганец, влияют незначительно, тогда как большинство (хром, молибден, кремний и др.) – весьма заметно. Для получения одинаковых результатов сталь, легированную такими элементами, как хром, молибден, кремний и др., нужно нагревать при отпуске до более высокой температуры или увеличивать продолжительность отпуска, по сравнению с углеродистой сталью.

### **3. КЛАССИФИКАЦИЯ И МАРКИРОВКА ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**

Легированные стали могут быть классифицированы по четырем признакам: по равновесной структуре (после отжига), по структуре после охлаждения на воздухе (после нормализации), по составу и по назначению.

#### **3.1. Классификация по равновесной структуре**

1. Доэвтектоидные стали, имеющие в структуре избыточный феррит.
2. Эвтектоидные стали, имеющие перлитную структуру.
3. Заэвтектоидные стали, имеющие в структуре перлит и избыточные (вторичные) карбиды.
4. Ледебуритные стали, имеющие в структуре первичные карбиды, выделившиеся из жидкой фазы. В литом виде избыточные карбиды совместно с аустенитом образуют эвтектику – ледебурит, который при ковке или прокатке разбивается на обособленные карбиды и аустенит.
5. Ферритные стали, содержащие много ферритостабилизаторов.
6. Аустенитные стали, содержащие много аустенитостабилизаторов.

Большинство легирующих элементов сдвигают точки  $S$  и  $E$  (на диаграмме Fe-C) в сторону меньшего содержания углерода, поэтому граница между доэвтектоидными и заэвтектоидными сталями, заэвтектоидными и ледебуритными в легированных сталях лежит при меньшем содержании углерода, чем в углеродистых.

### **3.2. Классификация по структуре после охлаждения на воздухе**

Исходя из структуры, получаемой после охлаждения на спокойном воздухе образцов небольшой толщины, можно выделить три основных класса сталей: 1) перлитный; 2) мартенситный; 3) аустенитный.

Стали перлитного класса характеризуются относительно малым содержанием легирующих элементов, мартенситного – более значительным и, наконец, аустенитного – высоким содержанием легирующих элементов. Получение этих классов стали обусловлено тем, что по мере увеличения содержания легирующих элементов устойчивость аустенита в перлитной области возрастает, а температурная область мартенситного превращения понижается.

На рис. 3.1 приведены схемы диаграмм изотермического распада аустенита для сталей трех классов: а) перлитный, б) мартенситный, в) аустенитный. Для легированных сталей перлитного класса кривая скорости охлаждения на воздухе будет пересекать область перлитного распада, и будут получаться структуры – перлит, сорбит, троостит (рис. 3.1, а). У сталей мартенситного класса область перлитного распада сдвинута вправо. Поэтому аустенит здесь переохлаждается без распада до температур мартенситного превращения (рис. 3.1, б). Если мартенситное превращение протекает в области отрицательных температур, то сталь, охлажденная до комнатной температуры, сохраняет аустенитное состояние (рис. 3.1, в).

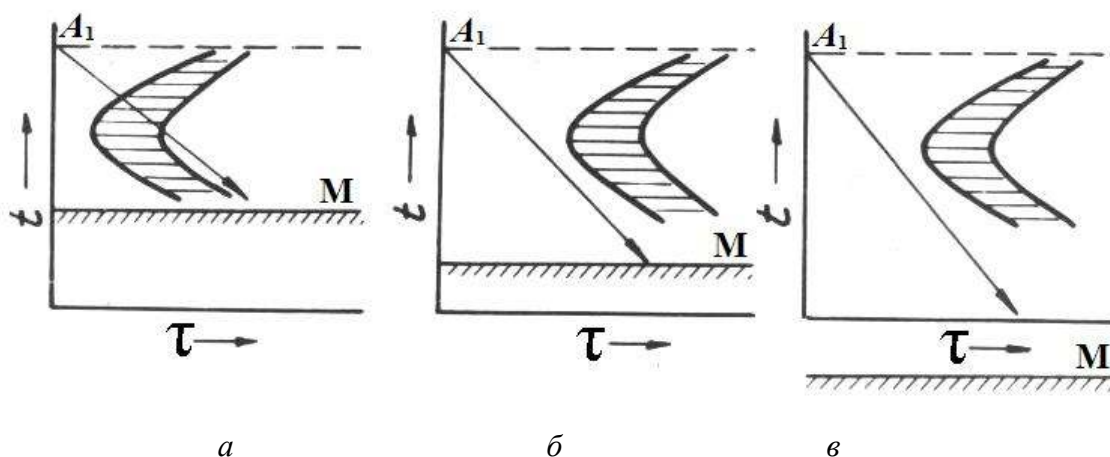


Рис. 3.1. Диаграмма изотермического распада аустенита: *a* – перлитный класс;

*б* – мартенситный класс; *в* – аустенитный класс

### 3.3. Классификация по составу

В зависимости от состава легированные стали классифицируются как никелевые, хромистые, хромоникелевые и т. п. Классификационный признак – наличие в стали тех или иных легирующих элементов.

### 3.4. Классификация по назначению

По назначению стали классифицируются следующим образом:

- *конструкционные* стали, идущие на изготовление деталей машин. Конструкционные стали подразделяются на цементуемые (подвергаемые цементации), улучшаемые (подвергаемые закалке и высокому отпуску), высокопрочные, пружинные, шарикоподшипниковые, строительные, мартенситностареющие;
- *инструментальные* стали, идущие на изготовление режущего, измерительного, штампового и прочего инструмента;
- стали и сплавы *с особыми свойствами*. К ним относятся стали, обладающие каким-нибудь резко выраженным свойством: нержавеющие, жаропрочные и теплоустойчивые, износоустойчивые и т. д.

### 3.5. Маркировка легированных сталей

В соответствии с ГОСТами принята определенная система для обозначения марок сталей. Каждый легирующий элемент обозначается буквой:

А – азот; Б – ниобий; В – вольфрам; Г – марганец; Д – медь; К – кобальт; М – молибден; Н – никель; П – фосфор; Р – бор; С – кремний; Т – титан; Ф – ванадий; Х – хром; Ц – цирконий; Ч – редкоземельные металлы; Ю – алюминий.

Первые цифры в обозначениях показывают среднее содержание углерода в сотых долях процента. Цифры, идущие после буквы, указывают на примерное содержание данного легирующего элемента в целых процентах (при содержании элемента менее или около 1 % цифра отсутствует).

Для того, чтобы показать, что в стали ограничено содержание серы и фосфора ( $S < 0,03 \%$ ;  $P < 0,03 \%$ ), а также, что соблюдены все условия металлургического производства высококачественной стали, в конце обозначения марки ставится буква А.

Например, сталь 20ХНЗА в среднем содержат 0,20 % С, 1 % Cr; 3 % Ni. Буква А означает, что сталь высококачественная.

В инструментальных сталях одна цифра в начале марки указывает на содержание углерода в десятых долях процента. При содержании в сталях 1 % С или более начальную цифру опускают. Например, в стали ХВГ содержится более 1 % С, ~ 1 % Cr, 1 % Mn и 1 % W.

В обозначении некоторых групп сталей допускаются отступления от ГОСТов. Например, сталь ШХ15 – шарикоподшипниковая, в которой цифра 15 показывает содержание основного легирующего элемента Cr – 1,5 %. В этой стали ~ 1 % С, а также имеется Mn и Si. Сталь Р18 – быстрорежущая, в которой цифра 18 показывает среднее содержание вольфрама – 18 %. В этой стали 0,7 - 0,8 % С, ~ 4 % Cr, а также имеется Mo и V.

## 4. ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ, СВОЙСТВ И УСЛОВИЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НЕКОТОРЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

### 4.1. Сталь 40X

Сталь 40X – конструкционная улучшаемая машиностроительная сталь, легированная хромом. Введение хрома способствует уменьшению критической скорости заковки, и, следовательно, улучшению прокаливаемости. Из-за большей прокаливаемости и меньшей критической скорости заковки замена углеродистой стали легированной позволяет производить заковку деталей в менее резких охладителях (масле, воздухе), что уменьшает деформацию изделий и опасность образования трещин. При охлаждении в масле сталь 40X позволяет получить сквозную прокаливаемость до диаметра 15 мм (сталь 40 – в воде до 10 мм). Применяется сталь 40X для изготовления средненагруженных машиностроительных деталей небольших сечений (валов, штоков, шатунов и т. п.).

Химический состав стали 40X: 0,36 – 0,44 % C; 0,5 – 0,8 % Mn, 0,8 – 1,1 % Cr.

Термическая обработка стали 40X заключается в улучшении: заковка с температуры 860 °C с охлаждением в масле и высокий отпуск при температуре 500–600 °C с охлаждением в воде, а для мелких деталей в масле. Сталь склонна к отпускной хрупкости II рода, устранение которой требует быстрого охлаждения с температуры высокого отпуска. После отжига (в равновесном состоянии) сталь имеет структуру, состоящую из феррита и перлита (рис. 4.1).

В термически обработанной стали структура состоит из продукта распада мартенсита – сорбита. Улучшение обеспечивает высокий комплекс механических свойств:  $\sigma_b = 1000$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 800$  МПа;  $\delta = 10$  %;  $\psi = 45$  %,  $KCU = 0,6$  МДж/м<sup>2</sup>.

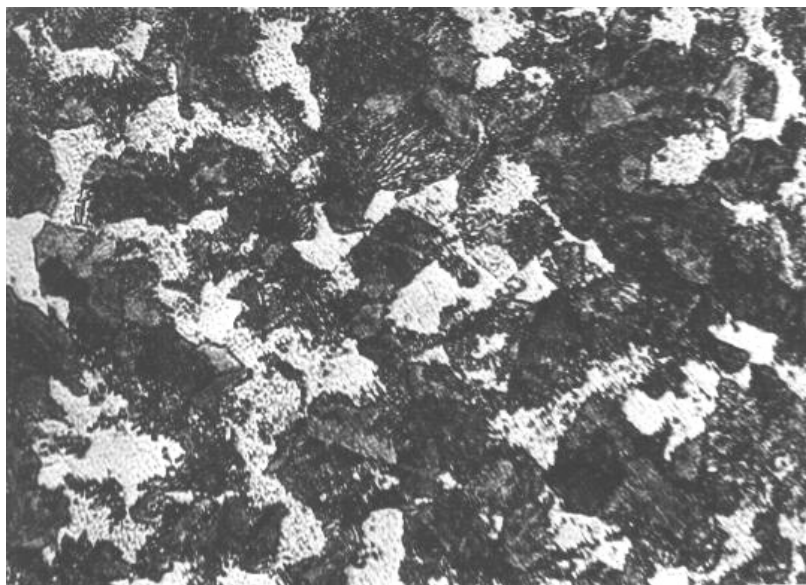


Рис. 4.1. Структура стали 40X в отожженном состоянии

#### 4.2. Шарикоподшипниковая сталь ШХ15

Шарикоподшипниковая сталь служит для изготовления деталей подшипников качения (колец, роликов, шариков), которые испытывают большое количество циклов высоких контактных напряжений, а вследствие проскальзывания происходит их значительное местное истирание. Поэтому к стали для изготовления подшипников предъявляются требования максимального сопротивления контактной усталости и истиранию. Эти требования удовлетворяются, когда сталь обладает высокой твердостью и малым количеством металлургических дефектов. По химическому составу и структуре сталь ШХ15 относится к классу инструментальных сталей. Она содержит: 0,95 – 1,05 % С; 1,3 – 1,65 % Cr; 0,20 – 0,40 % Mn; 0,17 – 0,37 % Si. Количество хрома и других легирующих элементов в стали определяется необходимой прокаливаемостью. Из стали ШХ15 могут быть изготовлены шарики диаметром 25 мм и ролики диаметром 15–30 мм.

Термическая обработка стали заключается в неполной закалке (так как по структуре в равновесном состоянии сталь – заэвтектоидная) в масле с



температуры 830–840 °С и последующем низком отпуске при 50–180 °С в течение 1–2 ч, что обеспечивает получение твердости не ниже 62 HRC. Структура после термической обработки представляет собой отпущенный мелкоигльчатый мартенсит с равномерно распределенными мелкими избыточными карбидами хрома (рис. 4.2).

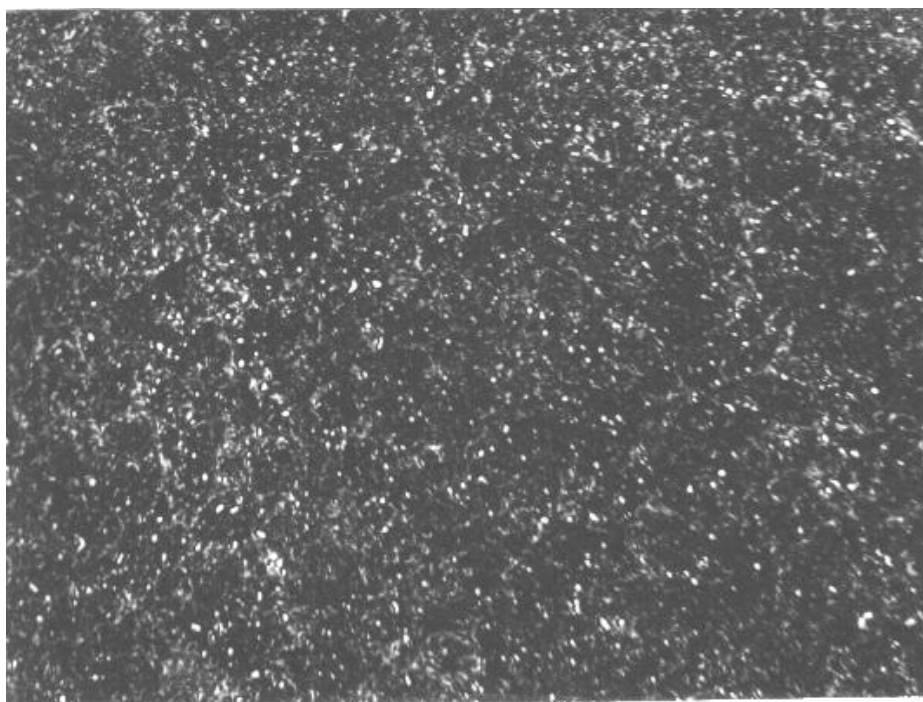


Рис.4.2. Структура стали ШХ15 после закалки и отпуска

Несоблюдение оптимальных режимов термической обработки ухудшает качество подшипников, что отражается на их стойкости в работе. Так, небольшой перегрев при закалке ведет к укрупнению игл мартенсита, что приводит к охрупчиванию стали. Завышение температуры при отпуске приводит к снижению твердости и уменьшению сопротивления износу деталей подшипников.

### 4.3. Хромоникелевая нержавеющая сталь I2X18H10T

Поверхностное разрушение металла под воздействием внешней среды называется *коррозией*. Технически чистое железо, углеродистые нелегированные и низколегированные стали неустойчивы против коррозии в атмосфере, в воде и других средах окисляющего действия. Некоторые элементы повышают устойчивость стали против коррозии. При введении таких элементов в сталь происходит не постепенное, а скачкообразное повышение коррозионной стойкости. Сплавы, содержащие меньше 13 % Cr, подвержены коррозии. Введение в сталь 13 % Cr делает ее коррозионноустойчивой в атмосфере и во многих других промышленных средах. Сплавы, содержащие более 13 % Cr, ведут себя как благородные металлы: обладая положительным электрохимическим потенциалом (рис. 4.3), они не ржавеют и не окисляются на воздухе, в воде, в ряде кислот, солей и щелочей.

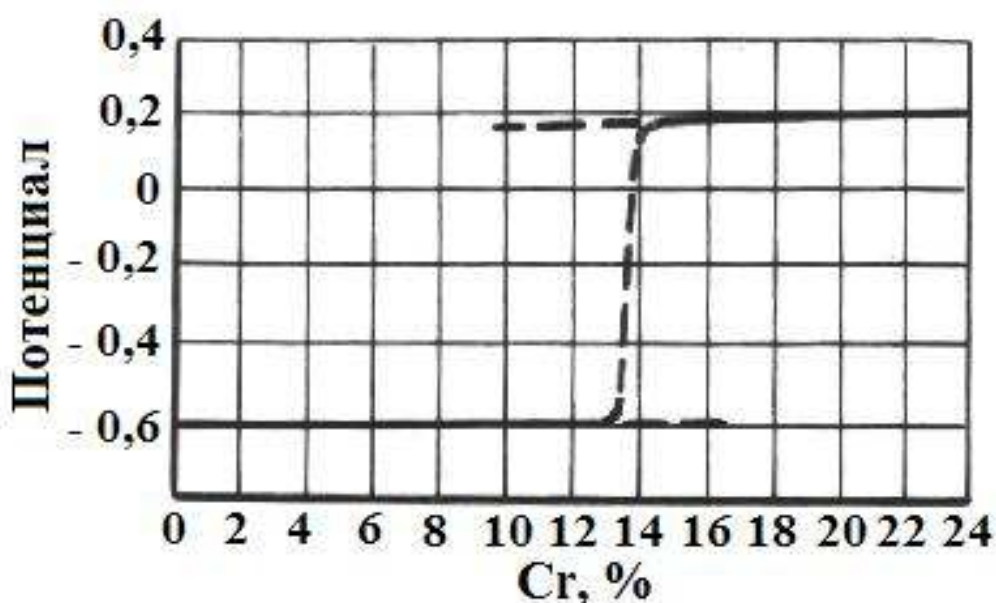


Рис. 4.3. Потенциал железохромистых сплавов

Введение достаточного количества никеля в сталь, содержащую 18 % Cr, переводит ее в аустенитное состояние во всем диапазоне

температур, что обеспечивает лучшие механические свойства, меньшую склонность к росту зерна, а также делает сталь более коррозионностойкой.

Нержавеющие стали с 18 % Cr и 9 – 10 % Ni получили наиболее широкое распространение в машиностроении, в изделиях широкого потребления.

Химический состав стали 12Х8Н10Т: 0,12 % C; 1 – 2 % Mn, 17 – 19 % Cr; 8 – 10 % Ni, ~ 1 % Ti.

В литых хромоникелевых нержавеющих сталях могут образовываться специальные карбиды, преимущественно типа  $M_{23}C_6$ , снижающие их пластичность и коррозионную стойкость.

При дополнительном легировании этих сталей титаном и ниобием последние могут образовывать специальный карбид типа MC. Чем больше будет отношение содержания титана и ниобия к углероду, тем больше будет образовываться карбида типа TiC и меньше карбида типа  $Cr_{23}C_6$ .

Термическая обработка нержавеющих сталей аустенитного класса служит для устранения выделившихся карбидов и заключается в закалке в воде с температуры 1050–1100 °С. Нагрев до этих температур вызывает растворение карбидов хрома ( $Cr_{23}C_6$ ), а последующее быстрое охлаждение фиксирует состояние пересыщенного твердого раствора (аустенит). Медленное охлаждение или последующий отпуск недопустимы, так как при этом возможно вновь выделение карбидов. Это приводит к охрупчиванию стали и появлению очень опасного особого вида коррозионного разрушения по границам зерен, названного межкристаллитной (интеркристаллитной) коррозией, так как выделение карбидов хрома  $Cr_{23}C_6$  в пограничных зонах приводит к обеднению этих зон аустенита хромом ниже того предела (т. е. 13 %), который обеспечивает коррозионную стойкость. Поэтому при воздействии агрессивных сред

происходит глубокое коррозионное разрушение стали по границам аустенитных зерен.

Склонность к интеркристаллитной коррозии аустенитных нержавеющей сталей можно устранить уменьшением содержания углерода и введением элементов-стабилизаторов – титана или ниобия. Более химически активные, чем хром, титан и ниобий, забирая на себя углерод, препятствуют образованию хромистых карбидов и обеднению ими приграничных зон, а следовательно, и появлению интеркристаллитной коррозии.

В структуре стали 12Х18Н10Т после закалки будет только аустенит (рис. 4.4), что обеспечивает наиболее высокие механические и коррозионностойкие свойства. При закалке могут происходить рекристаллизационные процессы, устраняющие последствия предшествующего пластического деформирования.

Механические свойства нержавеющей аустенитной стали 12Х18Н10Т в закаленном состоянии:  $\sigma_b = 520 - 560$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 200 - 250$  МПа;  $\delta = 50$  %;  $\psi = 55$  %, НВ = 1400 – 1500 МПа.



Рис. 4.4. Структура аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н10Т

#### 4.4. Износостойкая высокомарганцовистая аустенитная сталь 110Г13Л

Устойчивость против износа достигается обычно получением высокой поверхностной твердости, поэтому используют высокоуглеродистые стали, подвергаемые закалке и низкому отпуску. Однако при работе с ударами из-за высокой хрупкости детали из таких сталей быстро разрушаются. Существует аустенитная сталь, которая в условиях обычного трения, сопровождаемого большим удельным давлением при низкой твердости (НВ 2000 – 2500 МПа), обладает высокой износостойкостью. Это сталь 110Г13Л, содержащая 0,9 – 1,3 % С, 11,5 – 14,5 % Мп (получена немецким ученым Гадфильдом в 1862 г.).

Сталь применяют в литом (буква Л в обозначении) реже – в горячедеформированном виде. Структура стали после литья состоит из аустенита и избыточных карбидов  $(Fe, Mn)_3C$ , выделяющихся по границам зерен (рис. 4.5, а), что снижает прочность и вязкость стали.

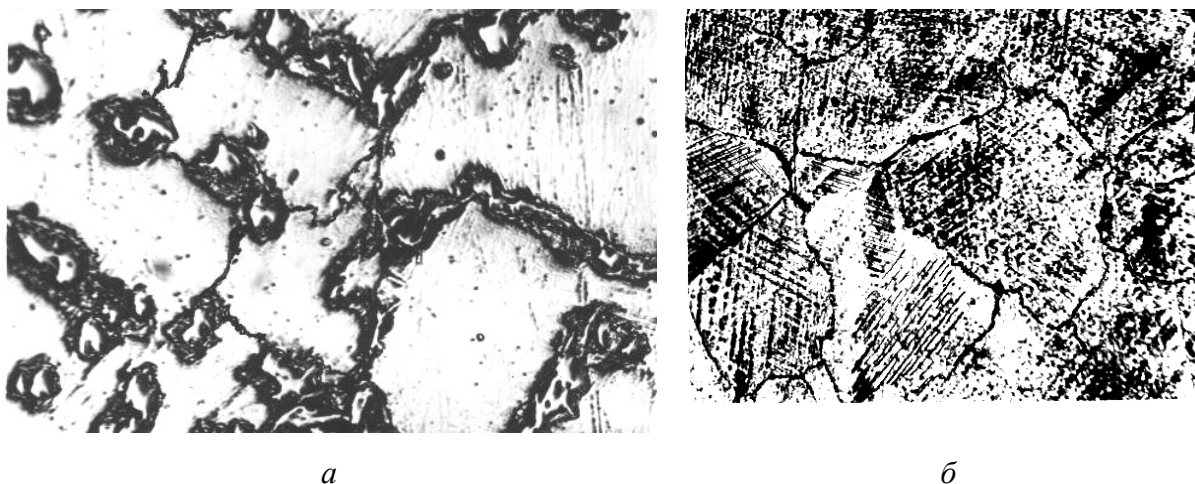


Рис. 4.5. Микроструктура стали 110Г13Л : а – после литья (аустенит и карбиды по границам зерен); б – после закалки от 1100 °С (аустенит)

Для повышения прочности и пластичности литые изделия подвергают закалке, состоящей в нагреве до температуры 1050–1100 °С с последующим охлаждением в воде. При таком высокотемпературном

нагреве растворяются карбиды, и сталь после закалки приобретает более устойчивую аустенитную структуру (рис. 4.5, б).

Сталь обладает типичными для аустенитных сталей высокими механическими характеристиками (вязкостью и пластичностью при достаточно хорошей прочности:  $\sigma_b = 800 - 900$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 340 - 350$  МПа;  $\delta = 25 - 15$  %;  $\psi = 30 - 20$  %, НВ = 1800 – 2200 МПа). Пластические свойства стали ухудшаются при нагреве выше 200–300 °С вследствие выделения карбидов.

При низкой твердости сталь Гадфильда обладает необычайно высокой износоустойчивостью при трении с давлением и ударами. Это объясняется повышенной способностью к наклепу (рис. 4.6), значительно большей, чем у обычных сталей с такой же твердостью.

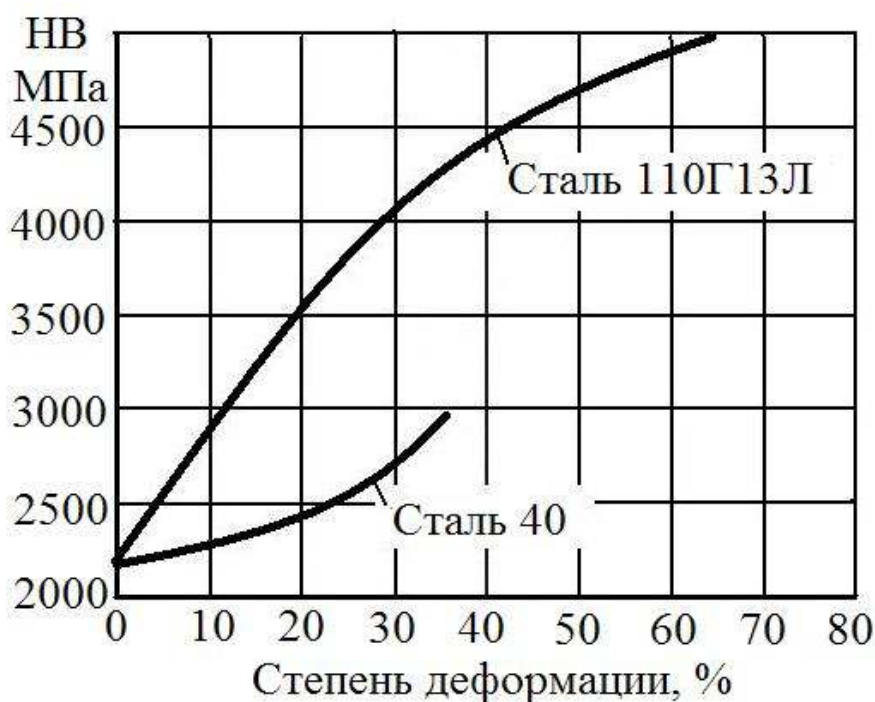


Рис. 4.6. Влияние наклепа на твердость

Высокая упрочняемость стали Гадфильда является результатом наклепа (искажение кристаллической решетки, дробление блоков мозаики). При равной степени деформации блоки мозаики в стали

Гадфильда дробятся в большей степени, чем в других, в том числе и аустенитных сталях. Чем обусловлены такие специфические свойства марганцовистого аустенита, точно не установлено. Высокая вязкость аустенита, наряду с достаточной прочностью и износоустойчивостью, делает сталь 110Г13Л незаменимым материалом для деталей, работающих на износ и удар одновременно. Из стали изготавливают зубья черпаков экскаваторов, траки гусениц тракторов, трамвайные крестовины, детали камнедробилок и другие, где трение сопровождается ударами и большими давлениями. При абразивном износе, когда наклеп отсутствует, сталь Гадфильда не имеет существенных преимуществ в отношении износоустойчивости перед другими сталями той же твердости.

#### **4.5. Быстрорежущая инструментальная сталь P18**

Основным требованием, предъявляемым к стали для режущего инструмента, является сохранение режущей кромки в течение длительного времени. Чтобы эта полоска металла была устойчивой против истирания, она должна иметь высокую твердость, как правило, выше 60HRC.

На отделение стружки от обрабатываемой детали при резании затрачивается определенная механическая работа, которая в процессе резания превращается в тепло. Это тепло нагревает кромки режущего инструмента свыше 600 °С и может приводить к снижению их твердости и быстрому затуплению.

В отличие от других инструментальных сталей быстрорежущие стали обладают высокой красностойкостью, то есть способностью сохранять мартенситную структуру и, соответственно, высокую твердость, прочность и износостойкость, и, следовательно, высокие режущие свойства при повышенных температурах (до 600–620 °С). Применение их позволяет значительно повышать скорость резания (в 2 – 4 раза) и стойкость инструментов (в 10 – 30 раз) по сравнению со сталями, не обладающими

красностойкостью. Так, твердость закаленной углеродистой стали начинает быстро падать после нагрева до 200 °С (вследствие распада мартенсита).

Высокая красностойкость быстрорежущих сталей обеспечивается введением большого количества вольфрама совместно с другими карбидообразующими элементами (Мо, V), а также кобальтом.

Быстрорежущие стали обозначаются буквой Р, цифра, после которой указывает содержание вольфрама – основного легирующего элемента, в процентах (ГОСТ 19265–73).

Химический состав наиболее распространенной стали Р18: 0,7 – 0,8 % С; 3,8 – 4,4 % Сг; 17,0 – 18,5 % W, ≤1,0 % Мо; 1,0 – 1,4 % V.

Из-за высокого содержания карбидообразующих элементов быстрорежущие стали, содержащие 0,7 – 0,8 % С по структуре после отжига относятся к ледебуритному классу. В литом виде имеют хрупкую ледебуритную эвтектику. Ее устраняют путем измельчения первичных карбидов горячей деформацией (ковкой), что возможно, так как в ледебурите литой быстрорежущей стали углерода значительно меньше, чем в чугунах.

Для снижения твердости (до 2070 – 2550 НВ) деформированную сталь перед механической обработкой подвергают изотермическому отжигу. Структура отожженных сталей состоит из сорбитообразного перлита, вторичных и более крупных первичных карбидов (рис. 4.7). Общее количество карбидов в стали составляет примерно 28 %. Основным карбидом в стали Р18 является сложный карбид вольфрама переменного состава  $Fe_3W_3C$  ( $M_6C$ ), который растворяет в себе часть ванадия и хрома. В карбидах находится 80 – 95 % вольфрама и ванадия и около половины хрома. Остальная часть легирующих элементов растворена в феррите.



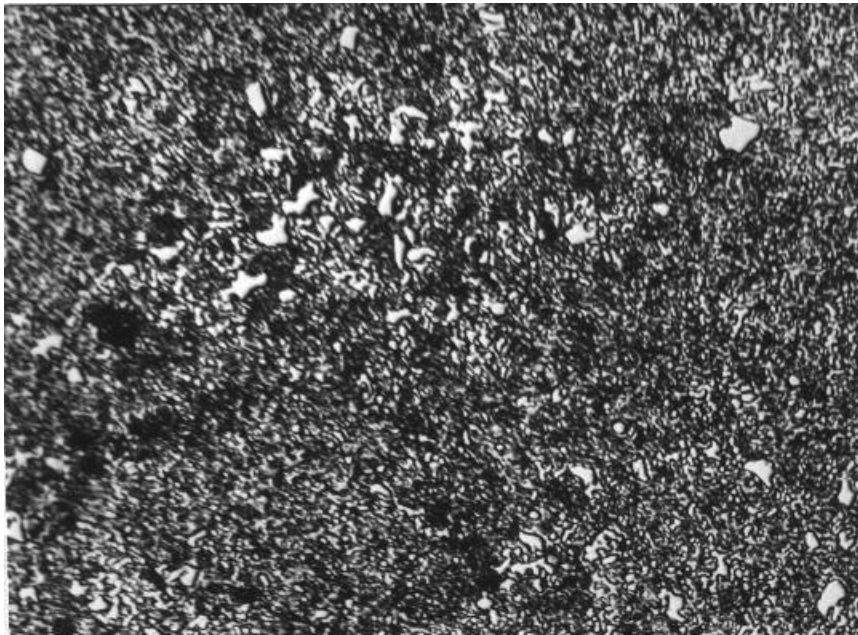


Рис. 4.7. Микроструктура быстрорежущей стали (ковано-отожженная)

Высокие режущие свойства инструмент из быстрорежущей стали приобретает после закалки и трехкратного отпуска (рис. 4.8).



Рис. 4.8. Схема термической обработки быстрорежущей стали

(без обработки холодом)

Из-за низкой теплопроводности быстрорежущие стали при закалке нагревают медленно с прогревами при 450 °С и 850 °С. Особенность закалки быстрорежущих сталей – высокая температура нагрева, которая необходима для обеспечения красностойкости за счет получения после закалки высоколегированного мартенсита в результате перехода в

аустенит максимального количества вторичных специальных карбидов. Высокая температура закалки (около 1300 °С) не вызывает перегрева – роста зерна из-за его торможения включениями первичных карбидов, не растворяющимися в аустените, и высокой скорости нагрева в расплаве солей в соляных ваннах, дополнительно уменьшающего окисление и обезуглероживание.

После закалки сталь не обладает максимальной твердостью (не выше 60 HRC), так как в структуре, кроме мартенсита и первичных карбидов, содержится 30 – 40 % остаточного аустенита, присутствие которого вызвано снижением точки  $M_K$  ниже 0 °С из-за высокого содержания растворенных в нем легирующих элементов и углерода (рис. 4.9).

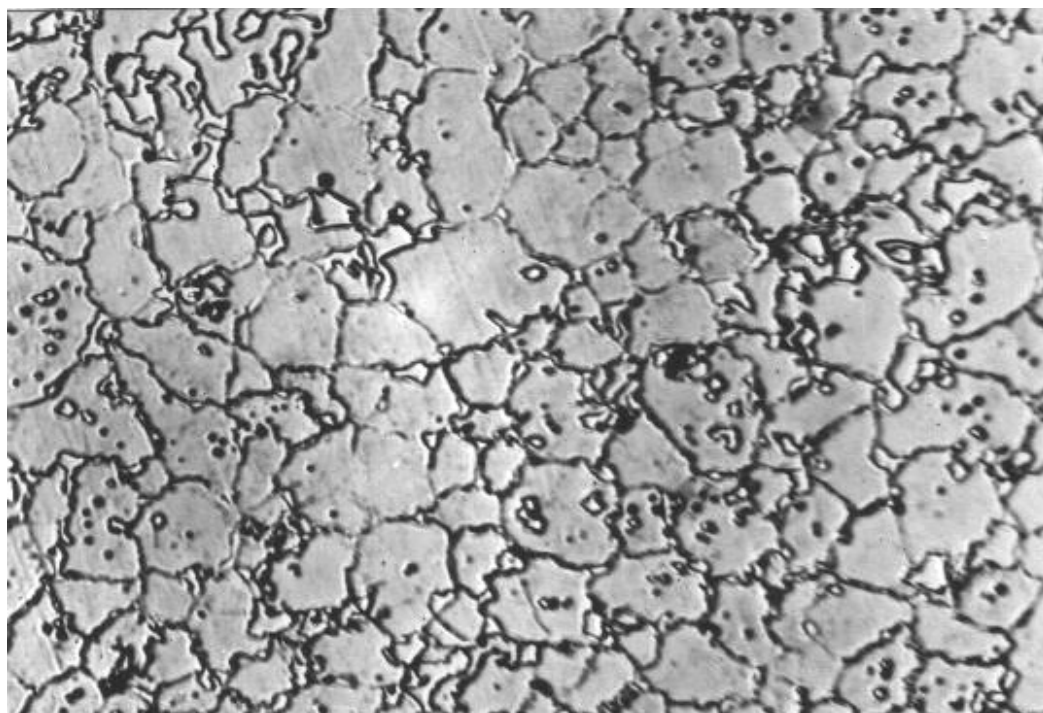


Рис. 4.9. Микроструктура стали P18 после закалки (нетравящийся высоколегированный мартенсит, первичные карбиды и остаточный аустенит)

Чтобы полностью превратить снижающий режущие свойства инструмента остаточный аустенит в мартенсит, после закалки проводится отпуск при температуре 560 °С. В процессе выдержки при отпуске (1 ч) из

мартенсита и остаточного аустенита выделяются дисперсные вторичные карбиды  $M_6C$ . Этот процесс протекает наиболее интенсивно при  $560\text{ }^\circ\text{C}$  в течение первого часа, а затем замедляется. У аустенита, обедненного углеродом и легирующими элементами, повышаются точки  $M_n$  и при охлаждении ниже  $M_n$ , происходит мартенситное превращение. Однократный отпуск не обеспечивает превращения всего остаточного аустенита. Применяют трехкратный отпуск с выдержкой 1 ч и охлаждением на воздухе. Применение после закалки обработки холодом сокращает цикл термической обработки (рис. 4.10).

После окончательной термической обработки быстрорежущая сталь имеет структуру, состоящую из мартенсита отпуска и карбидов (рис. 4.11) и твердость HRC 64 – 65.

В результате сложной термической обработки быстрорежущая сталь приобретает высокую твердость и красностойкость.

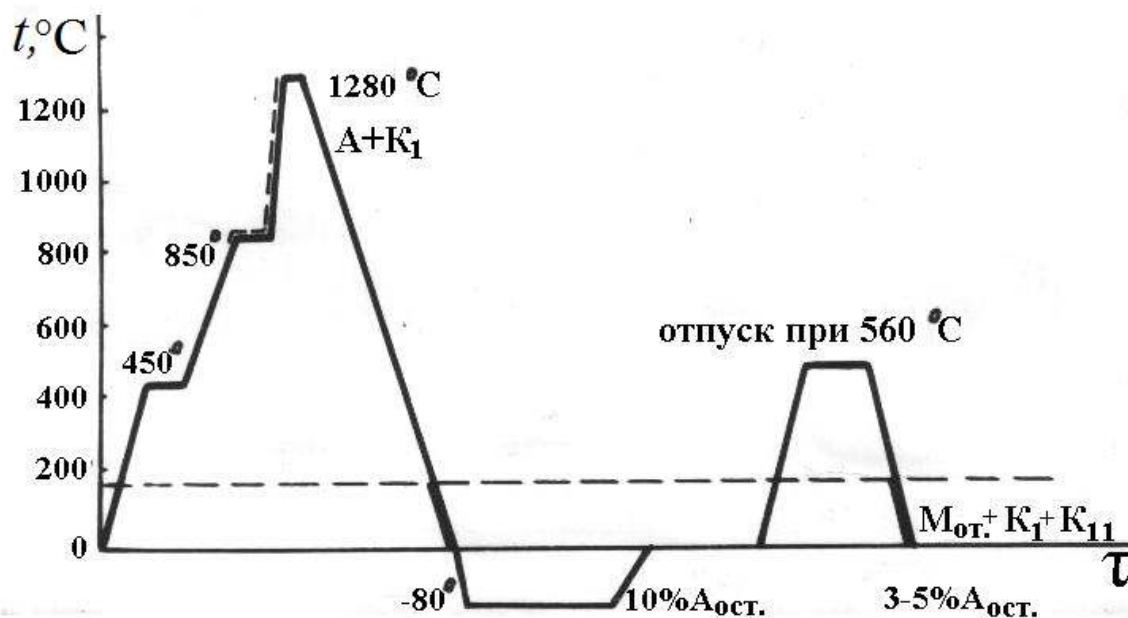


Рис. 4.10. Схема термической обработки быстрорежущей стали (с обработкой холодом)

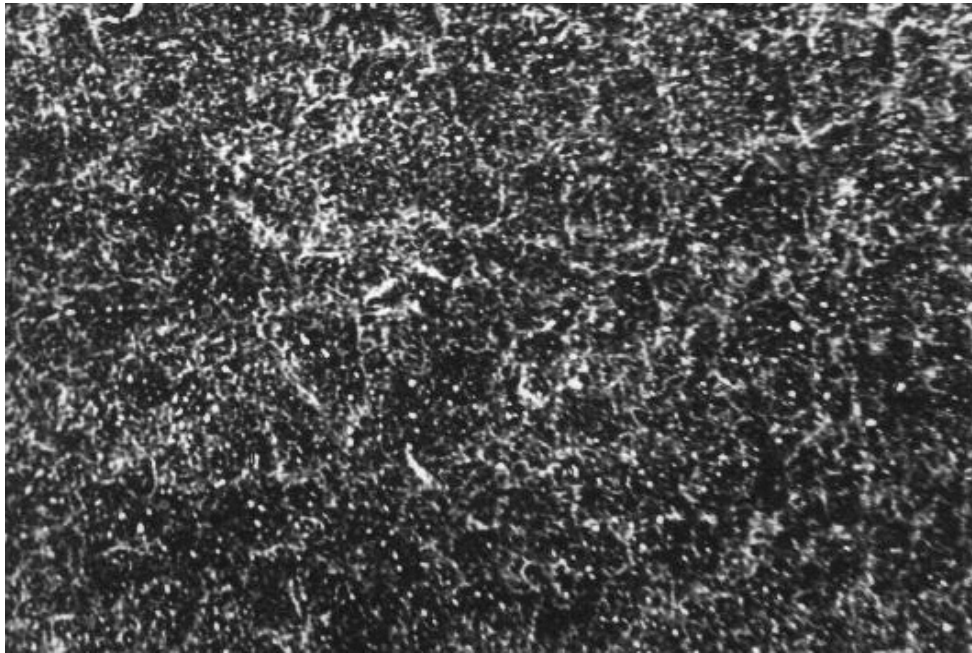


Рис. 4.11. Микроструктура быстрорежущей стали P18 после закалки и отпуска

## **5. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ**

- 5.1. Изучить влияние легирующих элементов на структуру и свойства легированных сталей.
- 5.2. Рассмотреть классификацию легированных сталей.
- 5.3. Изучить и зарисовать микроструктуры легированных сталей.
- 5.4. Вписать химический состав каждой стали и объяснить принцип маркировки.
- 5.5. Определить, к какому классу по структуре и назначению принадлежат заданные стали, для каких изделий применяются, какими свойствами должны обладать.
- 5.6. Выписать типичные режимы термической обработки для каждой стали и получаемые значения механических свойств.
- 5.7. Рассмотреть особенности термической обработки каждой стали.

## **6. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА**

Отчет по лабораторной работе должен содержать следующий материал:

- 6.1. Наименование и цель работы.
- 6.2. Микроструктуры легированных сталей с обозначениями структурных составляющих.
- 6.3. Химический состав изучаемых легированных сталей.
- 6.4. Режимы термической обработки изучаемых легированных сталей.
- 6.5. Механические свойства изучаемых легированных сталей.
- 6.6. Описание возможных областей применения изученных легированных сталей.

## **7. ПЕРЕЧЕНЬ КОНТРОЛЬНЫХ ВОПРОСОВ**

При подготовке отчета необходимо обратить внимание на следующие вопросы теории:

- 7.1. Влияние легирующих элементов на полиморфизм железа.
- 7.2. Распределение легирующих элементов в стали.
- 7.3. Влияние легирующих элементов на кинетику распада аустенита.
- 7.4. Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение.
- 7.5. Влияние легирующих элементов на превращения при отпуске.
- 7.6. Классификация и маркировка легированных сталей.
- 7.7. Применение изучаемых легированных сталей.

## ПРИЛОЖЕНИЕ

### Химический состав, структура, механические свойства и типичные режимы термической обработки изучаемых сталей

Марка стали		40Х	ШХ15	12Х18Н10Т	110Г13Л	Р18
Химический состав	С					
	Cr					
	Mn					
	Si					
	Ni					
	Ti					
	W					
	Mo					
	V					
	прочие					
Типичные режимы термической обработки						
Микроструктура после термической обработки						
Механические свойства	$\sigma_b$ , МПа					
	$\sigma_T$ , МПа					
	НВ, МПа					
	KCU, МДж/м <sup>2</sup>					
	HRC					
	$\delta$ , %					
	$\psi$ , %.					

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Гуляев, А. П.* Металловедение / А. П. Гуляев. – М. : Metallurgy, 1986. – 647 с.
2. *Лахтин, Ю. М.* Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – М. : Машиностроение, 1990. – 493 с.
3. Материаловедение / под ред. Б. Н. Арзамасова. – М. : Машиностроение, 2002. – 383 с.
4. Материаловедение и технология металлов / под ред. Г. П. Фетисова. – М. : Высш. шк., 2006. – 861 с.
5. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна. В 3 т. Т. 1. Методы испытаний и исследований : справ. изд. / Б. С. Бокштейн [и др.] ; под общ. ред. А. Г. Рахштадта, Л. М. Капустиной, С. Д. Прокошкина, А. В. Супова. – М. : Интернет Инжиниринг, 2004. – 688 с.
6. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна. В 3 т. Т. 2. Строение стали и чугуна : справ. изд. / Б. С. Бокштейн [и др.] ; под общ. ред. А. Г. Рахштадта, Л. М. Капустиной, С. Д. Прокошкина, А. В. Супова. – М. : Интернет Инжиниринг, 2005. – 526 с.
7. *Мозберг, Р. К.* Материаловедение : учеб. пособие / Р. К. Мозберг. – М. : Высш. шк., 1991. – 447 с.

## ОГЛАВЛЕНИЕ

1. Лабораторная работа № 1 Упражнения по диаграммам состояний двойных сплавов. Металлографический анализ сплавов системы свинец-сурьма.....	3
2. Лабораторная работа № 2 Диаграмма состояний железо-углерод. Структура и свойства углеродистых сталей и чугунов.....	37
3. Лабораторная работа № 3 Влияние закалки и отпуска на структуру и свойства углеродистых сталей.....	63
4. Лабораторная работа № 4 Поверхностное упрочнение стальных деталей термической и химико-термической обработкой.....	85
5. Лабораторная работа № 5 Изучение структуры и свойств легированных сталей.....	105
Список использованной литературы.....	134



Учебное издание

Вера Николаевна **Арисова**  
Леонид Моисеевич **Гуревич**  
Анатолий Федорович **Трудов**  
Дмитрий Владимирович **Проничев**

## **МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ**

*Учебное пособие*

Редактор Н. Н. Кваша

Темплан 2015 г. (учебники и учебные пособия). Поз. № 94.  
Подписано в печать 18.03.2015. Формат 60x84 1/16. Бумага газетная.  
Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 7,90. Уч.- изд. л. 6,68.  
Тираж 100 экз. Заказ

Волгоградский государственный технический университет.  
400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 1.

Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолгГТУ.  
400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 7.