

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации  
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение  
высшего образования  
«Кузбасский государственный технический университет  
имени Т. Ф. Горбачева»

Кафедра металлорежущих станков и инструментов

Составитель В. В. Драчев

## **МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ**

Методические указания к практическим занятиям  
и самостоятельным работам для студентов специальности СПО  
15.02.12 Монтаж, техническое обслуживание и ремонт  
промышленного оборудования (по отраслям)

Рекомендованы цикловой методической комиссией  
общепрофессиональных дисциплин  
в качестве электронного издания  
для использования в образовательном процессе

Кемерово 2019

Рецензент:

Коротков А. Н. – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой металлорежущих станков и инструментов

**Драчев Вячеслав Владиславович**

**Материаловедение:** методические указания к практическим занятиям и самостоятельным работам [Электронный ресурс] для студентов специальности СПО 15.02.12 Монтаж, техническое обслуживание и ремонт промышленного оборудования (по отраслям) очной формы обучения / сост. В. В. Драчев; КузГТУ. – Электрон. издан. – Кемерово, 2019.

Приведено содержание практических работ, материал, необходимый для успешного изучения дисциплины.

Назначение издания – помощь студентам в получении знаний по дисциплине «Материаловедение» и организация практических и самостоятельных работ.

© КузГТУ, 2019

© В. В. Драчев,  
составление, 2019

## СОДЕРЖАНИЕ

Практическая работа №1 «Механические свойства металлов и сплавов»	4
Практическая работа №2 «Методы измерения твердости»	17
Практическая работа №3 «Диаграмма состояния Fe-Fe <sub>3</sub> C»	30
Практическая работа №4 «Термическая обработка стали»	42
Практическая работа №5 «Определение прокаливаемости стали»	61
Практическая работа №6 «Химико-термическая обработка стали»	70
Практическая работа №7 «Микроструктура, свойства и маркировка углеродистых сталей»	80
Практическая работа №8 «Микроструктура и свойства чугунов»	98
Практическая работа №9 «Легированные конструкционные стали общего и специального назначения»	113
Практическая работа №10 «Классификация и маркировка сплавов цветных металлов»	131
Практическая работа №11 «Инструментальные стали»	155
Самостоятельная работа	176
Список литературы	177

# **Практическая работа №1 «МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ»**

## **1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

Изучение основных методов определения механических свойств металлов и сплавов.

## **2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПОЛОЖЕНИЯ**

Под механическими свойствами понимают характеристики, определяющие поведение металла (сплава) под действием внешних сил. К механическим свойствам относят сопротивление металла деформации (прочность, твердость) и сопротивление разрушению (пластичность, вязкость). В результате механических испытаний получают количественные значения механических свойств, т.е. значения напряжений или деформаций, при которых происходят изменения механического состояния материала.

Механические свойства металлов определяют при статических, динамических и усталостных испытаниях.

### **2.1. Механические свойства, определяемые при статических испытаниях**

Статическими называют испытания, при которых прилагаемая к образцу нагрузка возрастает медленно и плавно. К статическим испытаниям металлов относятся испытания на растяжение, сжатие, изгиб, кручение, сдвиг и на твердость. Чаще всего применяют испытания на растяжение и на твердость.

#### **2.1.1. Испытания на растяжение**

Для испытания на растяжение (ГОСТ 1497-84) применяют стандартные образцы круглого или прямоугольного сечения (рис. 1). Машины для испытания снабжены прибором, записывающим диаграмму растяжения, которая показывает

зависимость деформации образца от растягивающей нагрузки. На рис. 2 приведена диаграмма растяжения для низкоуглеродистой стали.

Используя диаграмму растяжения, определяют характеристики прочности.

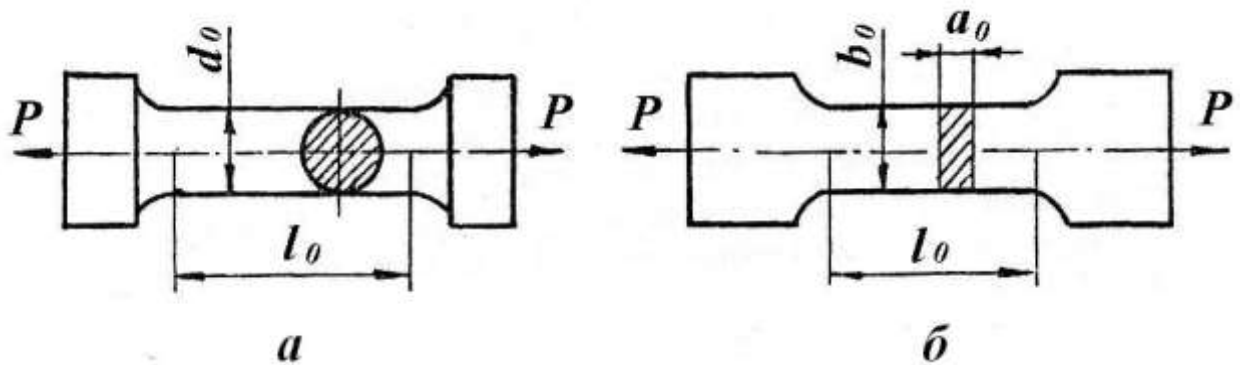


Рис. 1. Образцы для испытания на растяжение:  
а – круглый; б – плоский

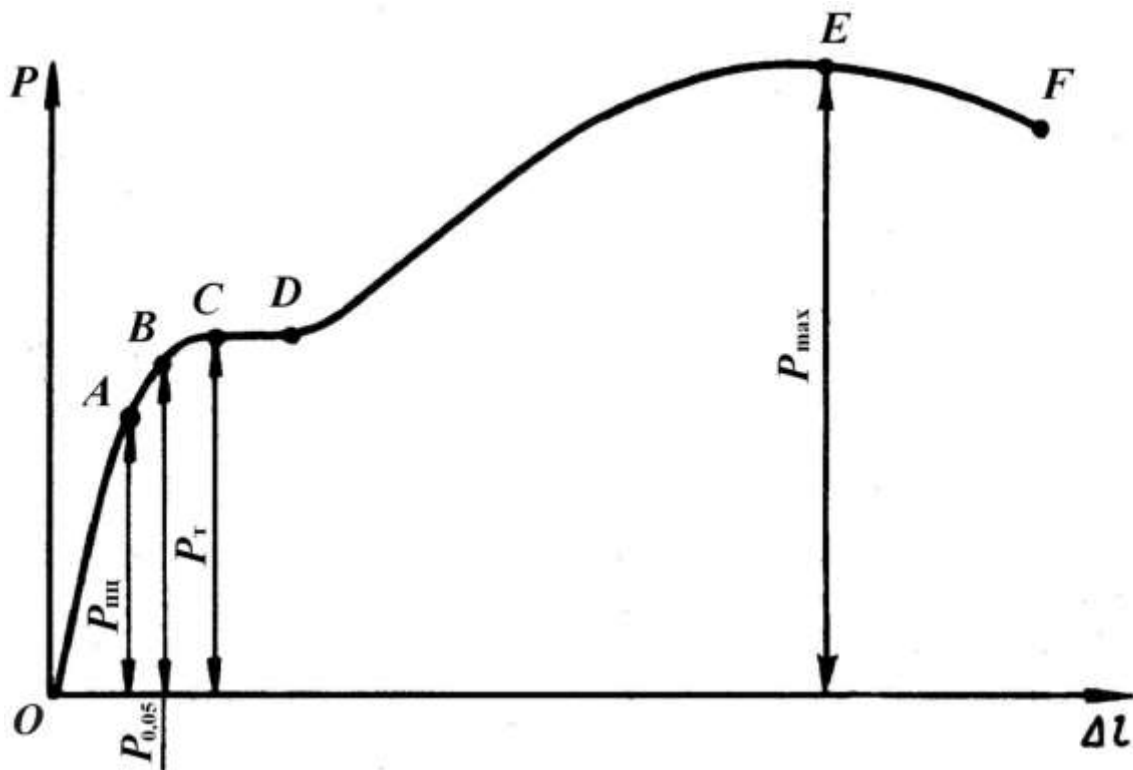


Рис. 2. Диаграмма растяжения

От начала деформации – точки  $O$  до точки  $A$  образец деформируется пропорционально приложенной нагрузке. Если нагрузку снять, то полученная образцом деформация исчезнет, и

он примет первоначальные размеры. Точка  $A$  соответствует пределу пропорциональности ( $\sigma_{\text{пц}}$ , Па):

$$\sigma_{\text{пц}} = \frac{P_{\text{пц}}}{F_0}, \quad (1)$$

где  $P_{\text{пц}}$  – предельная нагрузка, до которой сохраняется пропорциональность между нагрузкой и деформацией, Н;

$F_0$  – начальная площадь поперечного сечения образца,  $\text{м}^2$ .

Выше точки  $A$  располагается точка  $B$ , которая соответствует нагрузке, вызывающей определенное остаточное удлинение образца: если снять нагрузку, длина образца будет больше начальной. Напряжение, при котором остаточное удлинение достигает 0,05 % от начальной расчетной длины образца, называют пределом упругости ( $\sigma_{0,05}$ , Па):

$$\sigma_{0,05} = \frac{P_{0,05}}{F_0}, \quad (2)$$

где  $P_{0,05}$  – нагрузка, вызывающая остаточное удлинение 0,05 %, Н.

Иногда значение остаточного удлинения принимают равным 0,005 % или 0,02 %. Тогда предел упругости обозначают  $\sigma_{0,005}$  или  $\sigma_{0,02}$  соответственно.

При дальнейшем увеличении нагрузки на диаграмме получается горизонтальный участок  $CD$  (площадка текучести), на котором даже незначительное увеличение нагрузки вызывает деформацию, «текучесть» образца. Напряжение, при котором образец деформируется без заметного увеличения нагрузки, называют физическим пределом текучести ( $\sigma_{\text{т}}$ , Па):

$$\sigma_{\text{т}} = \frac{P_{\text{т}}}{F_0}, \quad (3)$$

где  $P_{\text{т}}$  – нагрузка, соответствующая площадке текучести, Н.

Многие металлы и сплавы не имеют площадки текучести на диаграмме растяжения. Для них определяют условный предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ , Па):

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0}, \quad (4)$$

где  $P_{0,2}$  – нагрузка, вызывающая остаточное удлинение 0,2 %, Н.

Напряжение, соответствующее наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению образца (точка  $E$ ), называется временным сопротивлением ( $\sigma_B$ , Па) и вычисляется по формуле

$$\sigma_B = \frac{P_{\max}}{F_0}, \quad (5)$$

где  $P_{\max}$  – наибольшая нагрузка, предшествующая разрушению образца, Н.

В точке  $F$  происходит разрушение образца.

Кроме прочностных характеристик при испытании на растяжение определяют характеристики пластичности. К ним относят относительное удлинение ( $\delta$ , %) и относительное сужение ( $\psi$ , %):

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100, \quad (6)$$

где  $l_0$  – первоначальная длина образца, м;

$l_k$  – длина образца после разрыва, м;

$$\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} \cdot 100, \quad (7)$$

где  $F_0$  – первоначальная площадь поперечного сечения образца, м<sup>2</sup>;

$F_k$  – площадь поперечного сечения образца после разрыва, м<sup>2</sup>.

### 2.1.2. Испытания на твердость

Твердостью называют свойство материала оказывать сопротивление пластической деформации при внедрении в его

поверхность более твердого тела. Для испытаний на твердость не требуются специальные образцы. Измерение твердости проводится быстро и просто и может осуществляться непосредственно на готовой детали без ее разрушения.

Наиболее широко применяют испытания на твердость по Бринеллю (ГОСТ 9012-59), по Роквеллу (ГОСТ 9013-59) и по Виккерсу (ГОСТ 2999-75).

**Измерение твердости по Бринеллю.** При измерении твердости этим методом шарик из закаленной стали или твердого сплава вдавливается в испытуемый образец (изделие) под действием нагрузки, приложенной в течение определенного времени (от 10 до 15 с для черных металлов и от 10 до 180 секунд для цветных). Диаметры применяемых шариков 1,0; 2,0; 2,5; 5 и 10 мм. Нагрузка выбирается в пределах от 9,8 Н (1 кгс) до 29420 Н (3000 кгс) в зависимости от вида металла или сплава.

Число твердости по Бринеллю (НВ) определяется путем деления нагрузки, при которой происходило вдавливание, на площадь поверхности отпечатка, оставшегося после снятия нагрузки, по формуле

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}, \quad (8)$$

где  $P$  – нагрузка, кгс;

$F$  – площадь поверхности отпечатка, мм<sup>2</sup>;

$D$  – диаметр шарика, мм;

$d$  – диаметр отпечатка, мм.

При измерении твердости шариком диаметром 10 мм под нагрузкой 29430 Н (3000 кгс) с выдержкой 10–15 с число твердости по Бринеллю обозначается цифрами, характеризующими величину твердости, и буквами НВ при применении стального шарика или НВW при применении шарика из твердого сплава.

Например: 400 НВ.

При других условиях измерения обозначение НВ (НВW) дополняется индексом, указывающим условия измерения в следующем порядке: диаметр шарика, нагрузка и



продолжительность выдержки.

Например: 200 HB5/250/30 – число твердости по Бринеллю 200, испытание проводилось шариком диаметром 5 мм при нагрузке 2453 Н (250 кгс), приложенной в течение 30 с.

Метод Бринелля используется для испытания материалов низкой и средней твердости – цветных металлов и их сплавов, незакаленных сталей. Метод применим для определения твердости неоднородных по структуре сплавов (чугуны, антифрикционные сплавы). Так как к поверхности испытуемых изделий не предъявляется высоких требований, метод Бринелля широко используется в цеховых условиях.

**Измерение твердости по Роквеллу.** При измерении твердости методом Роквелла в испытуемый образец или изделие вдавливаются алмазный конус с углом при вершине  $120^\circ$  или стальной закаленный шарик диаметром 1,5875 мм под действием двух последовательно прилагаемых нагрузок: предварительной  $P_0$  и основной  $P_1$ . Общая нагрузка  $P = P_0 + P_1$ .

Твердость определяют по глубине внедрения наконечника в испытуемый образец, измеренной после снятия основной нагрузки при сохранении предварительной. За единицу твердости по Роквеллу принята условная величина, соответствующая осевому перемещению наконечника на 0,002 мм. Результаты испытания читаются прямо по шкале прибора, без дополнительных измерений.

В зависимости от материала испытуемого образца твердость измеряют по трем шкалам А, В и С (таблица).

Метод Роквелла, благодаря своей скорости и простоте, нашел самое широкое применение в промышленности для контроля твердости готовых штучных деталей.

**Измерение твердости по Виккерсу.** Измерение твердости методом Виккерса основано на вдавливании алмазной четырехгранной пирамиды с углом при вершине  $136^\circ$  в образец (изделие) под действием нагрузки, приложенной в течение определенного времени (обычно 10–15 с).

## Параметры испытания при измерении твердости по Роквеллу

Обозначение		Наконечник	Нагрузка, Н (кгс)			Пределы измерения в единицах твердости по Роквеллу	Область применения
шкалы	твердости		P <sub>0</sub>	P <sub>1</sub>	P		
В	HRB	Стальной шарик	98 (10)	883 (90)	981 (100)	25–100	Цветные сплавы, нетермообработанные стали
С	HRC	Алмазный конус	98 (10)	1373 (140)	1471 (150)	22–68	Твердые термообработанные стали
А	HRA	Алмазный конус	98 (10)	490(50)	588 (60)	70–85	Сверхтвердые сплавы, тонкие поверхностные слои, тонколистовой материал

Нагрузка выбирается в пределах от 9,8 Н (1 кгс) до 980,7 (100 кгс) в зависимости от толщины образца и его примерной твердости.

Твердость по Виккерсу (HV) вычисляют путем деления нагрузки на площадь поверхности отпечатка, оставшегося на образце, по формуле

$$HV = \frac{P}{F} = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,854 \frac{P}{d^2}, \quad (9)$$

где  $P$  – нагрузка, кгс;

$F$  – площадь поверхности отпечатка, мм<sup>2</sup>;

$\alpha$  – угол между противоположными гранями пирамиды при вершине, равный 136°;

$d$  – среднее арифметическое значение длин обеих диагоналей отпечатка после снятия нагрузки, мм.

Метод используют для определения твердости деталей малой толщины и тонких поверхностных слоев, имеющих высокую твердость.

## **2.2. Механические свойства, определяемые при динамических испытаниях**

Механические свойства металлов (сплавов), определенные при статических испытаниях, часто не соответствуют действительным условиям нагружения деталей при их эксплуатации, когда нагрузки возрастают очень быстро. В таких случаях металлы подвергают динамическим испытаниям, при которых нагрузка прикладывается мгновенно, резко. По виду деформации эти испытания делятся на ударный разрыв, ударное сжатие и ударный изгиб.

Наиболее распространенным видом динамических испытаний является испытание на ударный изгиб с определением ударной вязкости (ГОСТ 9454-78). Испытание заключается в разрушении образца с надрезом (концентратором) ударом маятникового копра (рис. 3).

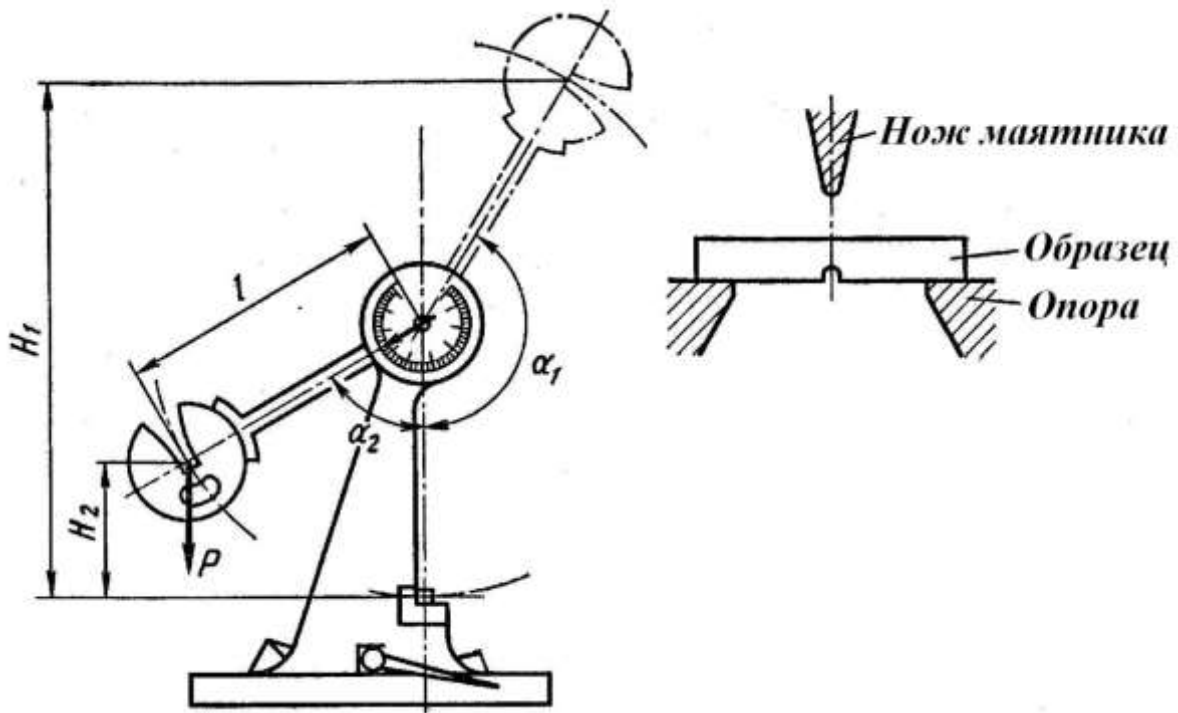


Рис. 3. Схема испытания на ударный изгиб

Ударная вязкость ( $KC$ , Дж/м<sup>2</sup>) определяется по формуле

$$KC = \frac{K}{S_0}, \quad (10)$$

где  $K$  – работа, затраченная на разрушение образца, Дж;

$S_0$  – начальная площадь поперечного сечения образца в месте надреза, м<sup>2</sup>.

Работа, затраченная на разрушение образца:

$$K = MgH_1 - MgH_2 = Mg(H_1 - H_2) = MgL(\cos\alpha_1 - \cos\alpha_2), \quad (11)$$

где  $M$  – масса маятника, кг;

$g$  – ускорение свободного падения, м/с<sup>2</sup>;

$H_1$  – высота подъема маятника до удара, м;

$H_2$  – высота подъема маятника после удара, м;

$L$  – длина маятника, м;

$\alpha_1$  – угол подъема маятника до удара, град;

$\alpha_2$  – угол подъема маятника после удара, град.

В зависимости от вида концентратора напряжений различают образцы трёх типов (рис. 4): с радиусом надреза  $R = 1$  мм (тип U), с  $R = 0,25$  мм и углом  $45^\circ$  (тип V), с инициированной трещиной (тип T). Соответственно ударная вязкость обозначается  $KCU$ ,  $KCV$ ,  $KCT$ .

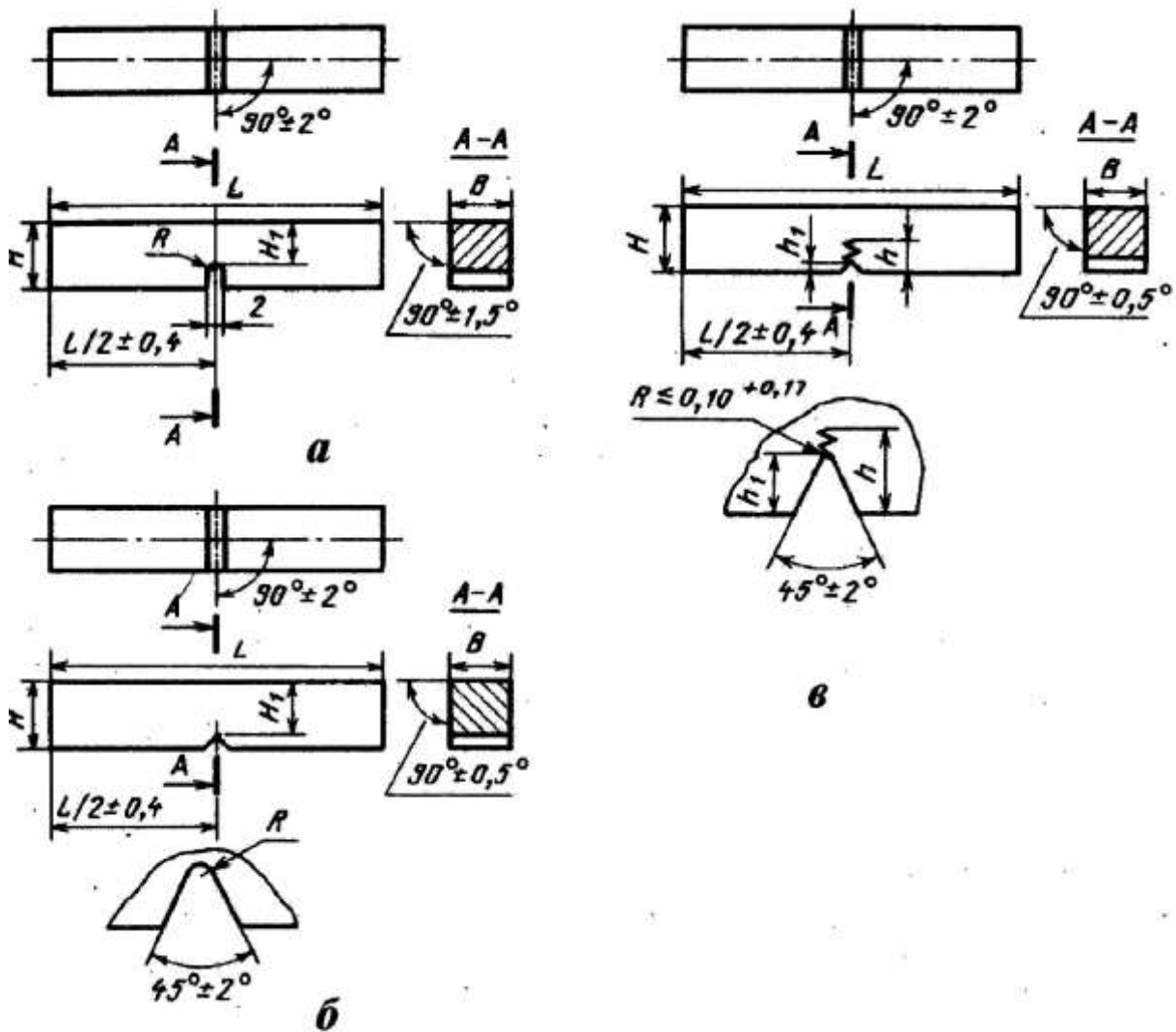


Рис. 4. Образцы для испытаний на ударную вязкость:  
тип U (а), тип V (б), тип Т (в)

Выбор типа концентратора осуществляется в зависимости от требований к изделию: U – при обычных испытаниях металлов; V – для конструкций повышенной степени надежности; Т – для особо ответственных конструкций.

### 2.3. Механические свойства, определяемые при усталостных испытаниях

Длительное воздействие на металл повторно-переменных нагрузок может вызвать разрушение при напряжениях меньших  $\sigma_B$  и даже  $\sigma_{0.2}$ . Постепенное накопление повреждений в металле под действием циклических нагрузок, приводящих к образованию трещин и разрушению, называют усталостью, а свойство металлов сопротивляться усталости – выносливостью. Испытания на усталость

регламентированы ГОСТ 25.502-79: при растяжении – сжатии, изгибе, кручении; с использованием симметричных или асимметричных циклов напряжений. Чаще всего их проводят на вращающемся образце (гладком или с надрезом) с приложением изгибающей нагрузки по симметричному циклу (рис. 5). Коэффициент асимметрии  $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = -1$ .

При этом определяют предел выносливости – наибольшее напряжение, которое не вызывает разрушения образца при произвольно большом числе циклов нагружения. Предел выносливости обозначают  $\sigma_R$ , а при симметричном цикле  $\sigma_{-1}$ .

Для испытания используют не менее 15 образцов, каждый из которых испытывают на определенном уровне напряжений до разрушения. По результатам испытания строят кривую усталости в координатах максимальное напряжение  $\sigma_{\max}$  – число циклов до разрушения  $N$  (рис. 6, а) или в логарифмических координатах  $\lg \sigma_{\max} - \lg N$  (рис. 6, б).

Горизонтальный участок на кривой усталости, т.е. максимальное напряжение, не вызывающее разрушения при бесконечно большом числе циклов нагружения, соответствует пределу выносливости (рис. 6, кривая 1).

Некоторые металлы и сплавы не имеют горизонтального участка на кривой усталости (рис. 6, кривая 2). В этом случае определяют ограниченный предел выносливости – наибольшее напряжение, которое выдерживает металл (сплав) в течение заданного (базового) числа циклов нагружения  $N_6$ . База испытания должна быть не менее  $10 \cdot 10^6$  циклов для стали и  $100 \cdot 10^6$  для цветных металлов и их сплавов.

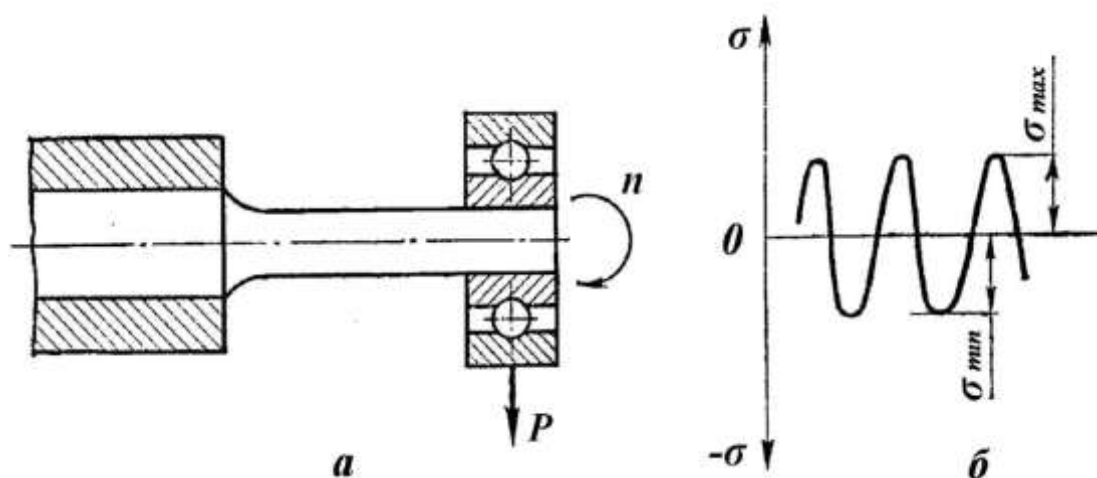


Рис. 5. Испытание на усталость: а – схема испытания, б – цикл изменения напряжений

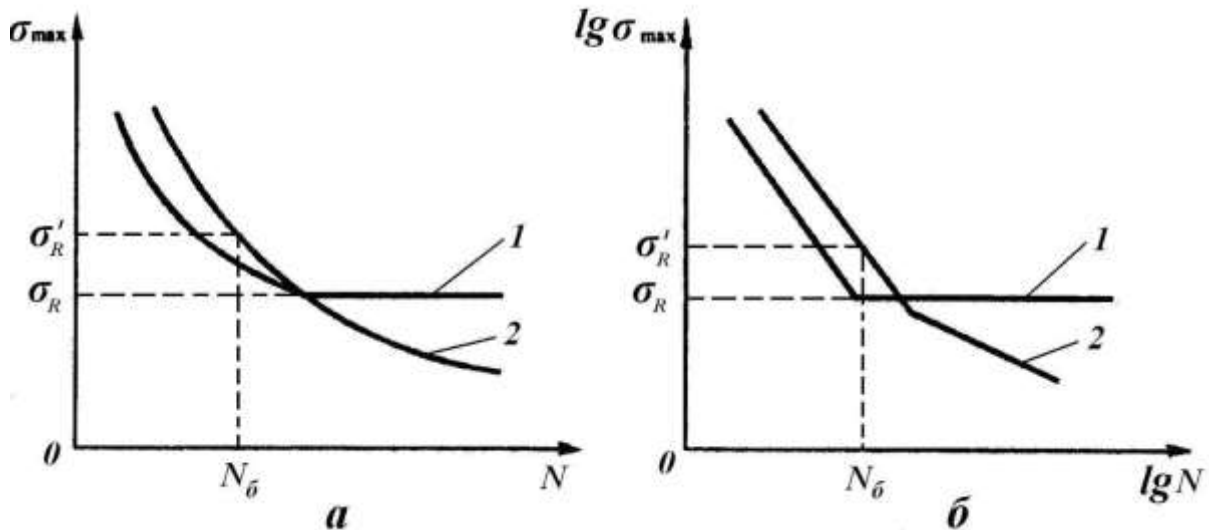


Рис. 5. Кривые усталости в координатах:  $a - \sigma_{\max} - N$ ,  
 $b - \lg \sigma_{\max} - \lg N$

### 3. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Изучить основные теоретические положения.
2. Оформить отчет.

### 4. ОФОРМЛЕНИЕ ОТЧЕТА

Отчет должен содержать: наименование и цель занятия, перечень основных методов испытаний, схемы испытаний, расчетные формулы.

### 5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какие испытания называются статическими?
2. Какие механические характеристики металлов определяют при испытании на растяжение?
3. Что такое твердость?
4. Чем отличаются статические испытания металлов от динамических?
5. Какие образцы применяют при испытании на ударный изгиб?
6. С какой целью проводят испытания на усталость?
7. Что такое предел выносливости?



## **Практическая работа №2 «МЕТОДЫ ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ»**

### **1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

1. Изучение методов измерения твердости.
2. Приобретение практических навыков измерения твердости различными методами.

### **2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПОЛОЖЕНИЯ**

#### **2.1 Твердость и методы её измерения**

Твердостью называют свойство материала оказывать сопротивление проникновению в его поверхность другого, более твердого тела. Измерение твердости вследствие быстроты и простоты осуществления, а также возможности без разрушения изделия судить о его свойствах получило широкое распространение для контроля качества металла в изделиях.

Существуют следующие методы измерения твердости: по Бринеллю (ГОСТ 9012-59), по Роквеллу (ГОСТ 9013-59), по Виккерсу (ГОСТ 2999-75), измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников (ГОСТ 9450-76), методом ударного отпечатка (ГОСТ 18661-73), методом упругого отскока бойка (ГОСТ 23273-78), измерение пластической твердости (ГОСТ 18835-73). Наибольшее распространение нашли первые три метода измерения твердости.

#### **2.2 Измерение твердости по Бринеллю**

При измерении твердости методом Бринелля шарик из закаленной стали или твердого сплава вдавливается в испытуемый образец (изделие) под действием нагрузки, приложенной в течение определенного времени (от 10 до 15 с для черных металлов и от 10 до 180 с для цветных). Диаметры применяемых шариков 1,0; 2,0; 2,5; 5 и 10 мм. Нагрузка выбирается в пределах от 9,8 Н (1 кгс) до 29420 Н (3000 кгс).

Число твердости по Бринеллю определяется путем деления нагрузки, при которой происходило вдавливание, на площадь поверхности отпечатка, оставшегося после снятия нагрузки, по формуле



$$HB = \frac{P}{F} = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}, \quad (1)$$

где  $P$  – нагрузка, кгс;

$F$  – площадь поверхности отпечатка, мм<sup>2</sup>;

$D$  – диаметр шарика, мм;

$d$  – диаметр отпечатка, мм.

Или, если нагрузка измеряется в ньютонах:

$$HB = \frac{0.102 \cdot P}{F} = \frac{0.102 \cdot 2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}. \quad (2)$$

Чтобы не производить каждый раз вычисления, на практике пользуются специально составленной таблицей ( приложение).

Диаметр шарика и нагрузку выбирают по таблице 1 так, чтобы диаметр отпечатка находился в пределах от 0,25 до 0,6 $D$ .

Поверхность образца для испытания должна быть свободна от окалины и других посторонних веществ. Толщина образца – не менее восьмикратной глубины отпечатка. Расстояние от центра отпечатка до края образца должно быть не менее 2,5 $d$ , а между центрами двух соседних отпечатков – не менее 4 $d$  ( $d$  – диаметр отпечатка, мм). Для мягких материалов (НВ менее 35) соответственно 3 $d$  и 6 $d$ .

Твердость по Бринеллю измеряют приборами различных конструкций, отличающихся способом приложения нагрузки: механическим (вручную или от электромотора) или гидравлическим. Диаметр отпечатка измеряют с помощью отсчетного микроскопа, входящего в состав приборов, в двух взаимно перпендикулярных направлениях и вычисляют как среднее арифметическое двух измерений.

Таблица 1

**Параметры испытания при измерении твердости по Бринеллю**

Металлы и сплавы	Интервал твердости <i>HB</i>	Диаметр шарика <i>D</i> , мм	Нагрузка <i>P</i> , Н (кгс)
Сталь, чугун и др. высокопрочные сплавы	96–450	1,0 2,0 2,5 5,0 10,0	294,2 (30) 1177 (120) 1839 (187,5) 7355 (750) 29420 (3000)
Титан и его сплавы	50–220	10,0	14710 (1500)
Медь, алюминий и их сплавы	32–200	1,0 2,0 2,5 5,0 10,0	98,07 (10) 392,3 (40) 612,9 (62,5) 2452 (250) 9807 (1000)
Магний и его сплавы	16–100	1,0 2,0 2,5 5,0 10,0	49,03 (5) 196,1 (20) 306,0 (31,2) 1226 (125) 4903 (500)
Подшипниковые сплавы	8–50	1,0 2,0 2,5 5,0 10,0	24,52 (2,5) 98,07 (10) 153,0 (15,6) 612,9 (62,5) 2452 (250)
Свинец, олово и другие мягкие металлы	3,2–20	1,0 2,0 2,5 5,0 10,0	9,807 (1) 39,23 (4) 60,80 (6,2) 245,2 (25) 980,7 (100)

При измерении твердости шариком диаметром 10,0 мм с нагрузкой 29430 Н (3000 кгс) и выдержкой 10–15 с число твердости по Бринеллю обозначается цифрами, характеризующими величину твердости, и буквами HB при применении стального шарика или HBW при применении шарика из твердого сплава.

**Например:** 400 HB

При других условиях измерения обозначение HB (HBW) дополняется индексом, указывающим условия измерения в следующем порядке: диаметр шарика, нагрузка и продолжительность выдержки.

**Например:** 200 НВ 5/250/30 – число твердости по Бринеллю 200, испытание проводилось шариком диаметром 5,0 мм при нагрузке 2453 Н (250 кгс), приложенной в течение 30 с.

Достоинства метода Бринелля:

1. Высокая точность и хорошая воспроизводимость результатов измерения.
2. Существование зависимости между числом твердости по Бринеллю и временным сопротивлением при растяжении  $\sigma_B$ , МПа (для углеродистых сталей  $\sigma_B \approx 3,4$  НВ, для медных сплавов  $\sigma_B \approx 4,5$  НВ, для алюминиевых сплавов  $\sigma_B \approx 3,5$  НВ).

Недостатки метода:

1. При использовании стального шарика невозможно испытать материалы твердостью более 450 НВ (закаленные стали, белые чугуны).
2. Невозможность испытания твердости тонкого поверхностного слоя (менее 1 мм), а также изделий малых размеров.
3. После испытания остаются большие и глубокие отпечатки.

Таким образом, метод Бринелля используется для испытания материалов низкой и средней твердости – цветных металлов и их сплавов, незакаленных сталей. Метод применим для определения твердости неоднородных по структуре сплавов (чугуны, подшипниковые сплавы). Так как к поверхности испытываемых изделий не предъявляется высоких требований, метод Бринелля широко используется в цеховых условиях.

## 2.3 Измерение твердости по Роквеллу

При измерении твердости методом Роквелла в испытуемый образец или изделие вдавливаются алмазный конус с углом при вершине  $120^\circ$  или стальной закаленный шарик диаметром 1,588 и 3,175 мм под действием двух последовательно прикладываемых нагрузок: предварительной  $P_0$  и основной  $P_1$ . Общая нагрузка

$$P = P_0 + P_1.$$

Твердость определяют по глубине внедрения наконечника в испытуемый образец, измеренной после снятия основной нагрузки при сохранении предварительной. За единицу твердости по Роквеллу принята условная величина, соответствующая осевому перемещению наконечника на 0,002 мм.

В зависимости от материала испытуемого образца твердость

измеряют по девяти шкалам: А, С, D (используют алмазный конус), В, F, G (стальной шарик диаметром 1,588 мм), Е, Н, К (стальной шарик диаметром 3,175 мм). Чаще всего используют шкалы А, В и С (таблица 2).

Таблица 2

Параметры испытания при измерении твердости по Роквеллу

Обозначение		Наконечник	Нагрузка, Н (кгс)			Пределы измерения в единицах твердости по Роквеллу	Область применения
шкал	чисел твердости		$P_0$	$P_1$	$P$		
В	HRB	Стальной шарик диаметром 1,588 мм	98 (10)	883 (90)	981 (100)	25–100	Цветные сплавы, нетермообработанные стали
С	HRC	Алмазный конус	98 (10)	1373 (140)	1471 (150)	22–68	Твердые термообработанные стали
А	HRA	Алмазный конус	98 (10)	490 (50)	588 (60)	70–85	Сверхтвердые сплавы, тонкие поверхностные слои, тонколистовой материал

Поверхность образца для испытания может быть, как плоской, так и криволинейной с радиусом кривизны не менее 15 мм. Поверхность должна быть свободна от окалины и других посторонних веществ, на ней не должно быть трещин, выбоин и т.п. Минимальная толщина образца должна быть не меньше десятикратной глубины внедрения наконечника после снятия основной нагрузки. Расстояние между центрами двух соседних отпечатков должно быть не менее 2 мм, от центра отпечатка до края образца – не менее 1 мм.

Твердость измеряют на приборах с ручным или электрическим приводом. Результаты испытания читаются прямо по шкале прибора, без дополнительных измерений. На каждом образце должно быть произведено не менее трех испытаний.

Твердость по Роквеллу обозначают цифрами, характеризующими величину твердости, и буквами HR с указанием шкалы твердости.

**Например:** 50 HRC – твердость по Роквеллу 50, определенная по шкале С.

К достоинствам метода Роквелла относятся:

1. Возможность испытания как мягких, так и твердых материалов.
2. Быстрота измерения.
3. Сохранение качественной поверхности после испытания, так как отпечаток имеет небольшие размеры.

Недостатки метода:

1. Безразмерность и условность чисел твердости, что затрудняет их перевод в другие величины твердости или прочности при растяжении.
2. Менее удовлетворительная, чем у метода Бринелля, повторяемость результатов измерений.
3. Невозможность измерения твердости очень тонких слоев металла (менее 0,3 мм).
4. Метод не рекомендуют применять для определения твердости неоднородных по структуре сплавов (например, чугуна).

Несмотря на указанные недостатки, метод Роквелла, благодаря своей скорости и простоте, нашел самое широкое применение в промышленности для контроля твердости готовых штучных деталей.

## 2.4 Измерение твердости по Виккерсу

Измерение твердости методом Виккерса основано на вдавливании алмазной четырехгранной пирамиды с углом при вершине  $136^\circ$  в образец (изделие) под действием нагрузки, приложенной в течение определенного времени (обычно 10–15 с). Нагрузка выбирается в пределах от 9,8 Н (1 кгс) до 980,7 (100 кгс).

Твердость по Виккерсу вычисляют путем деления нагрузки на площадь поверхности отпечатка, оставшегося на образце, по формуле

$$HV = \frac{P}{F} = \frac{2P \cdot \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1.854 \frac{P}{d^2}, \quad (3)$$

где  $P$  – нагрузка, кгс;

$F$  – площадь поверхности отпечатка,  $\text{мм}^2$ ;

$\alpha$  – угол между противоположными гранями пирамиды при вершине, равный  $136^\circ$ ;

$d$  – среднее арифметическое значение длин обеих диагоналей отпечатка после снятия нагрузки, мм.

Или, если нагрузка измеряется в ньютонах:

$$HV = \frac{0.102 \cdot 2P \cdot \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 0.189 \frac{P}{d^2}. \quad (4)$$

Нагрузку выбирают в зависимости от толщины образца и его примерной твердости по таблица 3.

Поверхность используемого образца должна быть тщательно отшлифована (шероховатость  $Ra$  не более 0,16 мкм), на ней не должно быть окисных пленок и других посторонних веществ. Радиус кривизны поверхности не менее 5 мм. Минимальная толщина стальных образцов должна быть больше диагонали отпечатка в 1,2 раза, а образцов из цветных металлов – в 1,5 раза. Расстояние между центром отпечатка и краем образца или краем соседнего отпечатка – не менее 2,5 длины диагонали отпечатка.

Таблица 3

Нагрузка при измерении твердости по Виккерсу

Толщина образца или поверхност- ного слоя, мм	Наибольшая допустимая нагрузка, Н (кгс), при твердости					
	100	200	400	600	800	1000
0,1	–	–	9,8(1)	9,8(1)	9,8(1)	19,6(2)
0,2	9,8(1)	9,8(1)	19,6(2)	49,0(5)	49,0(5)	98,1(10)
0,3	9,8(1)	19,6(2)	49,0(5)	98,1(10)	98,1(10)	196,1 (20)
0,4	19,6(2)	49,0(5)	98,1(10)	196,1 (20)	294,2 (30)	294,2 (30)
0,5	49,0(5)	98,1(10)	196,1 (20)	294,2 (30)	294,2 (30)	490,3 (50)
0,6	49,0(5)	98,1(10)	294,2 (30)	490,3 (50)	490,3 (50)	490,3 (50)
0,7	98,1(10)	196,1 (20)	294,2 (30)	490,3 (50)	490,3 (50)	980,7 (100)
0,8	98,1(10)	294,2 (30)	490,3 (50)	490,3 (50)	980,7 (100)	980,7 (100)
0,9	98,1(10)	294,2	490,3	980,7	980,7	980,7

Толщина образца или поверхност- ного слоя, мм	Наибольшая допустимая нагрузка, Н (кгс), при твердости					
	100	200	400	600	800	1000
		(30)	(50)	(100)	(100)	(100)
1,0	196,1 (20)	294,2 (30)	490,3 (50)	980,7 (100)	980,7 (100)	980,7 (100)
> 1,0	980,7 (100)	980,7 (100)	980,7 (100)	980,7 (100)	980,7 (100)	980,7 (100)

Приборы для измерения твердости по Виккерсу имеют встроенный микроскоп или проекционную оптическую систему, с помощью которых измеряют длины диагоналей отпечатка.

Твердость по Виккерсу при испытании под нагрузкой 294,2 Н (30 кгс) и временем выдержки под нагрузкой 10–15 с обозначается цифрами, характеризующими величину твердости, и буквами HV.

**Например:** 500 HV.

При других условиях испытания после букв HV указывается нагрузка и время выдержки.

**Например:** 220 HV 10/30 – число твердости 220, полученное при нагрузке 98,1 Н (10 кгс) и времени выдержки 30 с.

Достоинства метода:

1. Возможность измерения твердости как мягких, так и сверхтвердых материалов с высокой точностью.
2. Возможность определения твердости тонких (до 0,3 мм) деталей и очень тонких (до 0,03 мм) поверхностных слоев металла.
3. Очень малые размеры отпечатка.

Недостатки метода:

1. Большая длительность и трудоемкость процесса измерения твердости.
2. Очень высокие требования к качеству поверхности образца.
3. Сравнительная сложность и дороговизна приборов для определения твердости.

Указанные недостатки препятствуют широкому использованию метода Виккерса в цеховых условиях. В основном он применяется для тонкого контроля металлов и сплавов в лабораториях.



- #### 4. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ ЗАНЯТИЯ

- ## 5. ОФОРМЛЕНИЕ ОТЧЕТА

1. Наименование и цель практического занятия.

- ### Таблица 4

## Результаты испытаний

[illegible]



## **КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

1. Как проводят измерение твердости методом Бринелля?
2. Какие недостатки имеет метод Бринелля?
3. Как измеряют твердость методом Роквелла?
4. Перечислите основные достоинства и недостатки метода Роквелла.
5. Как определяют твердость по Виккерсу?
6. Какие преимущества имеет метод измерения твердости по Виккерсу по сравнению с методами Бринелля и Роквелла?

## Приложение

## Соотношение между значениями твердости, измеряемыми различными методами

Твердость по Бринеллю HB		Твердость по Роквеллу			Твердость по Виккерсу HV	
диаметр отпечатка, мм	число твердости	HRB	HRC	HRA	диагональ отпечатка, мм	число твердости
2,30	712	—	68	86	0,233	1022
2,35	682	—	66	85	0,243	941
2,40	653	—	64	84	0,253	868
2,45	627	—	62	83	0,263	804
2,50	601	—	60	82	0,273	746
2,55	578	—	58	81	0,283	694
2,60	555	—	56	79	0,293	649
2,65	534	—	54	78	0,303	606
2,70	514	—	52	77	0,308	587
2,75	495	—	50	76	0,318	551
2,80	477	—	49	76	0,323	534
2,85	461	—	48	75	0,333	502
2,90	444	—	46	74	0,343	473
2,95	429	—	45	73	0,348	460
3,00	415	—	44	72	0,358	435
3,05	401	—	42	71	0,368	412
3,10	388	—	41	71	0,373	401
3,15	375	—	40	70	0,378	390
3,20	363	—	39	70	0,383	380
3,25	352	—	38	—	0,393	361
3,30	341	—	37	—	0,402	344
3,35	331	—	36	—	0,408	335
3,40	321	—	35	—	0,417	320
3,45	311	—	34	—	0,422	312
3,50	302	—	33	—	0,427	305
3,55	293	—	31	—	0,437	291

## Продолжение приложения

Твердость по Бринеллю HB		Твердость по Роквеллу			Твердость по Виккерсу HV	
диаметр отпечат- ка, мм	число твердости	HRB	HRC	HRA	диагональ отпечатка, мм	число твердости
3,60	285	—	30	—	0,442	285
3,35	277	—	29	—	0,447	278
3,70	269	—	28	—	0,452	272
3,75	262	—	27	—	0,462	261
3,80	255	—	26	—	0,467	255
3,85	248	—	25	—	0,472	250
3,90	241	100	24	—	0,481	240
3,95	235	99	23	—	0,487	235
4,00	229	98	22	—	0,496	226
4,05	223	97	—	—	0,502	221
4,10	217	97	—	—	0,506	217
4,15	212	96	—	—	0,511	213
4,20	207	95	—	—	0,516	209
4,25	201	94	—	—	0,526	201
4,30	197	93	—	—	0,531	197
4,35	192	92	—	—	0,541	190
4,40	187	91	—	—	0,547	186
4,45	183	89	—	—	0,551	183
4,50	179	88	—	—	0,561	177
4,55	174	87	—	—	0,565	174
4,60	170	86	—	—	0,570	171
4,65	167	85	—	—	0,581	165
4,70	163	84	—	—	0,586	162
4,75	159	83	—	—	0,591	159
4,80	156	82	—	—	0,601	154
4,85	152	81	—	—	0,605	152
4,90	149	80	—	—	0,611	149
4,95	146	78	—	—	0,615	147
5,00	143	76	—	—	0,622	144

## Продолжение приложения

Твердость по Бринеллю HB		Твердость по Роквеллу			Твердость по Виккерсу HV	
диаметр отпечатка, мм	число твердости	HRB	HRC	HRA	диагональ отпечатка, мм	число твердости
5,05	140	76	—	—	—	—
5,10	137	75	—	—	—	—
5,15	134	74	—	—	—	—
5,20	131	72	—	—	—	—
5,25	128	71	—	—	—	—
5,30	126	69	—	—	—	—
5,35	123	69	—	—	—	—
5,40	121	67	—	—	—	—
5,45	118	66	—	—	—	—
5,50	116	65	—	—	—	—
5,55	114	64	—	—	—	—
5,60	111	62	—	—	—	—
5,65	109	61	—	—	—	—
5,70	107	59	—	—	—	—
5,75	105	58	—	—	—	—
5,80	103	57	—	—	—	—
5,85	101	56	—	—	—	—
5,90	99,2	54	—	—	—	—
5,95	97,3	53	—	—	—	—
6,00	95,5	52	—	—	—	—

## Примечания:

1. Числа твердости по Бринеллю получены при нагрузке 29430 Н (3000 кгс) и шарике диаметром 10 мм.
2. Числа твердости по Виккерсу получены при нагрузке 294,2 Н (30 кгс).

## **Практическая работа №3 «ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ Fe-Fe<sub>3</sub>C»**

### **1. ЦЕЛЬ И СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

Цель – изучение и закрепление материала лекции по диаграмме Fe – Fe<sub>3</sub>C.

Содержание работы – по индивидуальному заданию студенты по диаграмме состояния Fe – Fe<sub>3</sub>C изучают процессы кристаллизации и структуры образования сплавов, строят кривую охлаждения с применением правила фаз и выполняют количественные расчеты фазового состава при заданной температуре одного из сплавов.

### **2. КРАТКИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПОЛОЖЕНИЯ**

Диаграмма Fe – Fe<sub>3</sub>C образована двумя компонентами – железом и углеродом. Сплавы этих элементов (сталь, чугун) являются наиболее распространенными машиностроительными материалами. При сплавлении железа с углеродом образуются разнообразные фазы и структурные составляющие: твердые растворы, химические соединения и механические смеси.

В железоуглеродистых сплавах происходят превращения не только в процессе кристаллизации – плавления, но и в твердом состоянии.

#### **2.1. Основные характеристики компонентов, фаз и структурных составляющих системы железо – цементит.**

Железо – металл сероватого цвета, температура плавления 1 539 °С, претерпевает полиморфные превращения, связанные с обязательной перестройкой кристаллической решетки. Известно в двух полиморфных модификациях –  $\alpha$ Fe и  $\gamma$ Fe.

Углерод является неметаллическим элементом. Температура плавления углерода 3 500 °С. Углерод полиморфен. В обычных условиях он находится в виде модификации графита, может существовать в виде модификации алмаза. Углерод растворим в железе в жидком и твердом состоянии, а также может находиться в виде химического соединения Fe<sub>3</sub>C – цементита, а в высокоуглеродистых сплавах в виде графита (Г). В сплавах железа с углеродом существуют две высокоуглеродистые фазы: метастабильная (Fe<sub>3</sub>C) и стабильная (графит).

Поэтому различают две диаграммы состояния: Fe – Fe<sub>3</sub>C и Fe – C (графит).

В системе Fe – Fe<sub>3</sub>C различают следующие фазы: жидкий сплав, твердые растворы (феррит и аустенит), а также цементит. В этой системе образуются и структурные составляющие: эвтектика (ледебурит) и эвтектоид (перлит).

#### Фазы:

*Феррит (Ф)* – твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железо. Решетка ОЦК – объемно-центрированный куб. Чистый феррит существует в области QPG (рис. 1). Содержание углерода в феррите изменяется по линии PQ и соответствует 0,025 % при  $T=727^\circ\text{C}$  и 0,005 % при  $T=20^\circ\text{C}$ . Феррит (0,005 % C) имеет примерно следующие механические свойства:  $\sigma_{\text{в}}=250$  МПа;  $\sigma_{02}=120$  МПа;  $\delta=50$  %;  $\psi=80$  %, HB 800÷1 000 МПа.

*Аустенит (А)* – твердый раствор внедрения углерода в  $\gamma$ -железо. Решетка ГЦК – гранецентрированный куб. Аустенит существует в области AESG (см. рис. 1). Растворимость углерода изменяется по линии ES от 2,14 % (при  $T=1\,147^\circ\text{C}$ ) до 0,8 % (при  $T=727^\circ\text{C}$ ).

Имеет следующие механические свойства:  $\delta=50$  %;  $\sigma_{\text{в}}=500\div800$  МПа; HB 1 600÷2 000 МПа.

*Цементит (Ц)* – химическое соединение железа с углеродом – карбид железа Fe<sub>3</sub>C. Содержание углерода 6,67 %. Механические свойства HB 8 000 МПа,  $\delta=0$  %. В структуре сплава цементит является упрочняющей метастабильной фазой.

#### Структурные составляющие:

*Ледебурит (Л)* – эвтектическая механическая смесь двух фаз аустенита и цементита в температурном интервале  $T=1\,147\div727^\circ\text{C}$ , и смесь перлита и цементита при температуре ниже  $727^\circ\text{C}$ . Образуется из жидкой фазы с содержанием углерода 4,3 % при постоянной температуре  $T=1\,147^\circ\text{C}$ . При  $T=727^\circ\text{C}$  состав ледебурита меняется вследствие эвтектоидного превращения.

*Перлит (П)* – эвтектоидная механическая смесь двух фаз – феррита и цементита образующиеся из аустенита с содержанием углерода 0,8 % при постоянной температуре  $T=727^\circ\text{C}$ . Механические свойства  $\sigma_{\text{в}}=800\div900$  МПа;  $\delta=12$  %; HB 2 000 МПа.

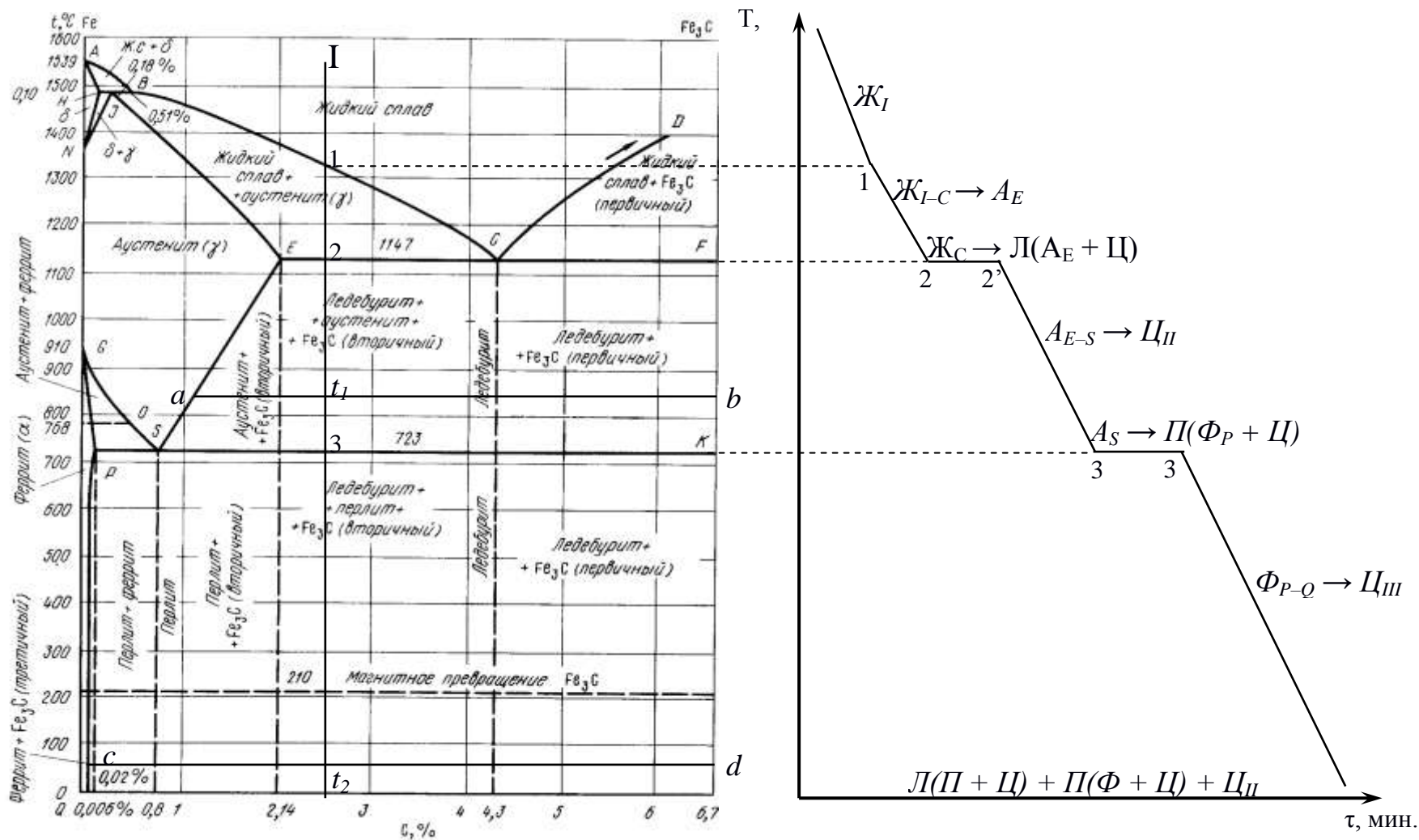


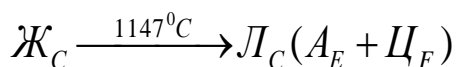
Рис. 1. Структурная диаграмма Fe –  $\text{Fe}_3\text{C}$  и кривая охлаждения

### 3. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ Fe – Fe<sub>3</sub>C (метастабильное равновесие)

На рис. 1 приведена диаграмма состояния Fe – Fe<sub>3</sub>C. Она показывает фазовый состав и структуру сплавов с концентрацией от чистого железа (0,005 % C) до цементита (6,67 % C).

Точка *A* (1 539 °C) на диаграмме соответствуют температуре плавления чистого железа, а точка *D* (1 260 °C) температуре плавления цементита. Процесс кристаллизации сплавов начинается по достижении температур соответствующих линии *ACD* (линия ликвидус). Окончание процесса затвердевания соответствуют температурам образующим линию солидус *AECF*. При температурах соответствующих линии *AC*, из жидкого сплава кристаллизуется аустенит (*A*), а по линии *CD* – цементит первичный (*Ц<sub>п</sub>*). Состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидус, а состав твердой фазы (*A*) по линии солидус. Аустенит обогащается, а жидкость обедняется или обогащается углеродом до 4,3 %.

В точке *C* при  $T=1\,147\text{ °C}$  и концентрации углерода 4,3 % из жидкого сплава одновременно кристаллизуется аустенит и цементит, образуя эвтектику, которая называется ледебуритом.



В сплавах с содержанием до 2,14 % углерода кристаллизация аустенита заканчивается на линии *AE*. После затвердевания ниже линии солидус *AE* сплавы имеют однофазную структуру – аустенит.

Сплавы железа с углеродом содержащие до 2,14 % углерода называют сталями; сплавы, содержащие более 2,14 % углерода, – чугунами.

При кристаллизации доэвтектических чугунов, содержащих от 2,14 до 4,3 % углерода, из жидкой фазы на линии ликвидус *AC* сначала выделяются кристаллы аустенита, а при  $T=1\,147\text{ °C}$  (линия *ECF*) сплавы затвердевают с образованием эвтектики – ледебурита. Следовательно, доэвтектические чугуны после затвердевания (выше  $T=727\text{ °C}$ ) имеют структуру аустенит + ледебурит (*A + Л*). Эвтектический чугун, содержащий 4,3 % углерода, имеет структуру ледебурит *Л(A + Ц)*. Заэвтектические чугуны, содержащие от 4,3 % до 6,67 % углерода, начинают затвердевать на линии *CD*. Первоначально из жидкой фазы выделяются кристаллы цементита первичного, а по достижении  $T=1\,147\text{ °C}$  (линия *ECF*) сплавы окончательно затвердевают с образованием эвтектики – ледебурита. После затвердевания структура состоит из первичного цементита и ледебурита.



Цементит, образующийся из жидкой фазы в результате первичной кристаллизации, называют первичным.

Стали после затвердевания не содержат эвтектики (ледебурита) и при высокой температуре имеют структуру чистого аустенита, обладающего высокой пластичностью. Поэтому стали являются ковкими сплавами. Чугуны хрупкие, практически не поддаются ковке, но обладают хорошими литейными свойствами по сравнению со сталью. Это объясняется присутствием в структуре чугунов легкоплавкой хрупкой эвтектики.

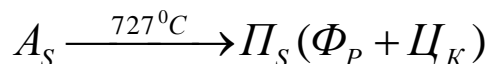
Рассмотрим превращения, протекающие в твердом состоянии.

Фазовые и структурные изменения в сплавах Fe – Fe<sub>3</sub>C после затвердевания связаны с переходом, при охлаждении,  $\gamma$ -железа в  $\alpha$ -железо, с изменением углерода в аустените и феррите.

На линии *GS* начинается полиморфное превращение  $\gamma\text{Fe} \leftrightarrow \alpha\text{Fe}$ . Ниже линии *GS* из аустенита выделяется феррит.

Линия *ES* показывает изменение растворимости углерода в аустените. С изменением температуры, при охлаждении, из аустенита выделяется вторичный цементит, при этом обедняя содержание углерода в аустените до 0,8 %. Линию *ES* иногда называют линией предельной растворимости углерода в аустените или линией начала вторичной кристаллизации – линией сольвус.

При достижении температуры 727 °C происходит распад аустенита с образованием эвтектоидной структуры – перлита. Эвтектоид образуется в результате одновременного выделения из аустенита частиц феррита и цементита.



Таким образом, перлит содержит 0,8 % углерода и образуется при  $T=727^{\circ}\text{C}$ . Точка *P* характеризует предельную растворимость углерода в  $\alpha$ -железе, при эвтектоидной температуре 727 °C она составляет 0,025 % углерода. Линия *PQ* – линия предельной растворимости углерода в феррите, соответствует началу выделения из феррита избыточного третичного цементита. В результате третичной кристаллизации цементит, выделяющийся из феррита, образуется по границам и в центре объема ферритных зерен в малых количествах. Сплавы, находящиеся левее точки *Q*, состоят только из феррита.

Сплавы с концентрацией углерода от *Q* до *P* имеют двухфазную структуру: феррит + цементит третичный. Сплавы, содержащие менее 0,025 % углерода, ввиду незначительной концентрации третично-

го цементита, условно считают состоящими только из феррита. Данные сплавы называют техническим железом (рис. 2, *а*).

Сплавы с концентрацией углерода от 0,025 до 0,8 % называют доэвтектоидными сталями. Они имеют структуру феррита, выделившегося из аустенита между линиями  $GS - QP$ , и перлита образовавшегося из аустенита при температуре  $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ , с концентрацией углерода 0,8 % (рис. 2, *б*). Сталь с концентрацией углерода 0,8 % называют эвтектоидной. Она имеет структуру перлита пластинчатого (рис. 2, *в*). Перлит пластинчатый – цементит, входящий в состав перлита, имеет форму пластин.

Стали, содержащие от 0,8 до 2,14 % углерода, называют заэвтектоидными. Они имеют структуру цементита вторичного, выделившегося из аустенита, между линиями  $ES - SK$  и перлита, образовавшегося из аустенита при  $T=727\text{ }^{\circ}\text{C}$  с содержанием углерода 0,8 % (рис. 2, *г*).

### МИКРОСТРУКТУРА СТАЛЕЙ

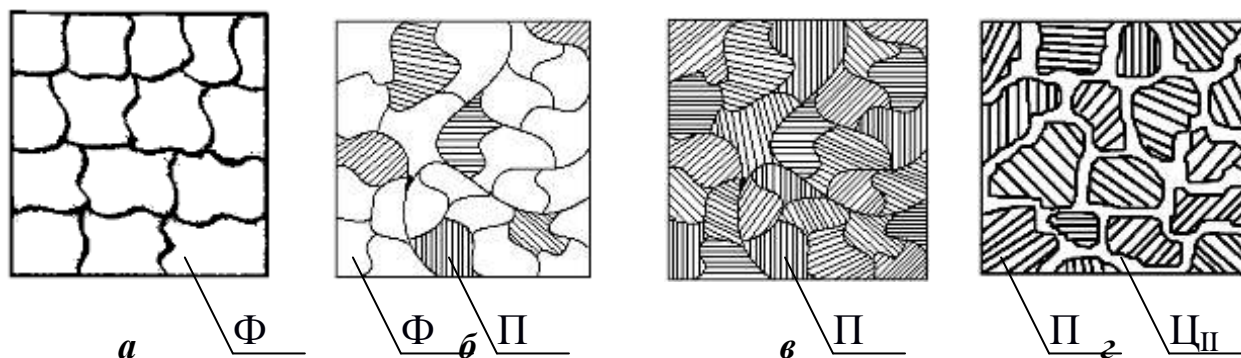


Рис. 2. Микроструктура сталей: *а* – техническое железо (феррит); *б* – доэвтектоидная сталь (феррит + перлит); *в* – эвтектоидная сталь (перлит пластинчатый); *г* – заэвтектоидная сталь (перлит + цементит вторичный)

В доэвтектических чугунах при понижении температуры вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените происходит частичный распад аустенита, выделившегося из жидкости, и аустенита, входящего в ледебурит. Этот распад заключается в выделении кристаллов  $\text{Ц}_{\text{II}}$  и в уменьшении содержания углерода в аустените. При  $T=727\text{ }^{\circ}\text{C}$  аустенит, обедненный углеродом до 0,8 %, превращается в перлит.

Структура доэвтектического чугуна после окончательного охлаждения состоит из перлита, ледебурита ( $\text{П} + \text{Ц}$ ) и цементита вторичного (рис. 3, *а*).

Эвтектический чугун (4,3 % углерода) при температуре ниже 727 °С имеет структуру ледебурита (П + Ц) (рис. 3, б). Структура заэвтектического чугуна при температуре ниже 727 °С состоит из первичного цементита и ледебурита (П + Ц) (рис. 3, в). Сплавы железа с углеродом после окончания кристаллизации имеют различную структуру (см. рис. 2, 3). Однако фазовый состав всех сплавов ниже температуры 727 °С одинаков. Они состоят из феррита и цементита.

### МИКРОСТРУКТУРА ЧУГУНОВ

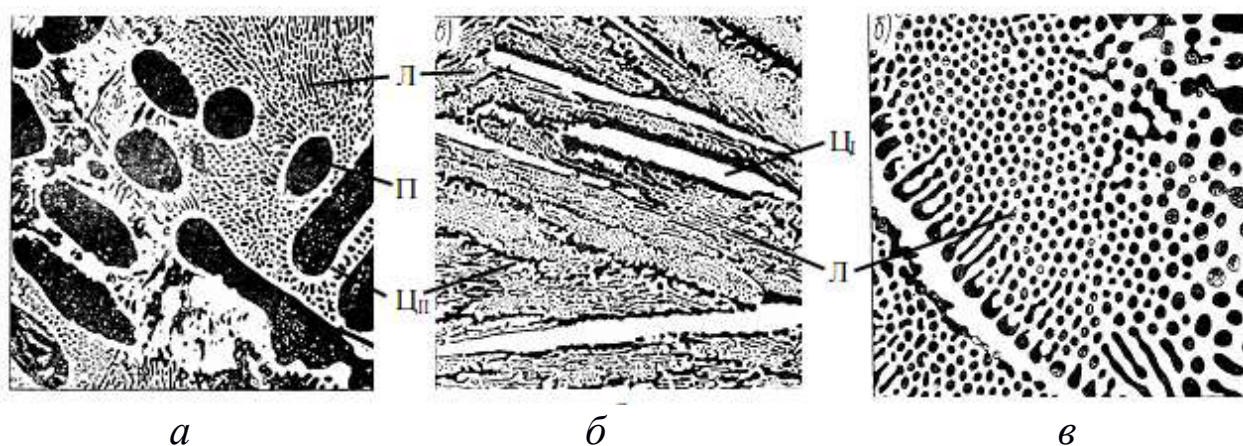


Рис. 3. Микроструктура чугунов: *а* – доэвтектический чугун (ледебурит + перлит + цементит вторичный);  
*б* – заэвтектический чугун (ледебурит + цементит первичный);  
*в* – эвтектический чугун (ледебурит)

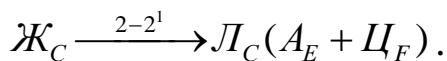
## 4. ПОСТРОЕНИЕ КРИВОЙ ОХЛАЖДЕНИЯ

По имеющейся структурной диаграмме для сплава любой концентрации можно построить кривую охлаждения или нагревания. Для построения необходимо через сплав заданной концентрации провести каноду (вертикальную линию) до пересечения с основными линиями диаграммы и обозначить точки пересечения, например цифрами. Затем все точки пересечения переносят в координаты  $T, ^\circ\text{C} - \tau, \text{с}$ . (см. рис. 1). Выше точки 1 сплав находится в жидком состоянии. В точке 1 начинается кристаллизация аустенита с концентрацией точки I. При понижении температуры состав жидкой фазы меняется по участку линии ликвидуса участку 1 – С, состав аустенита по участку I – Е линии солидуса. На участке 1 – 2 запишем:  $\text{Ж}_{1-\text{C}} \xrightarrow{1-2} \text{А}_{\text{I}-\text{E}}$ .

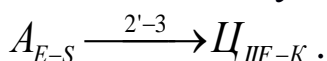
При температуре 1 147 °С жидкость достигнет концентрации состава точки С ( $\text{Ж}_\text{С}$ ) и из нее будет протекать одновременная кристал-

лизация двух фаз – аустенита ( $A_E$ ) и цементита ( $C_F$ ), т. е. образуется эвтектика (ледебурит).

Следовательно, на участке 2 – 2' происходит превращение:



Кристаллы аустенита входящие в состав эвтектики, отличаются от кристаллов аустенита, образовавшихся на участке 1 – 2 по внешнему виду, форме, размерам, но это одна и та же фаза. На участке 2' – 3 выделяются кристаллы  $C_{II}$  из аустенита. Аустенит по линии  $ES$  обедняется углеродом, это превращение запишем так:



Как только аустенит достигнет концентрации в точке  $S$ , а это происходит при температуре 727 °С он превращается в эвтектоид (перлит). Из аустенита одновременно выделяется две фазы – феррит ( $\Phi_P$ ) и цементит ( $C_K$ ). На участке 3 – 3' происходит эвтектоидное превращение:  $A_S \xrightarrow{3-3'} П_S (\Phi_P + C_K)$ .

Конечная структура сплава (I) ниже точки 3' будет состоять из кристаллов перлита (П), цементита вторичного ( $C_{II}$ ) и ледебурита (Л).

Сплав этой концентрации (I) называют доэвтектическим чугуном, и его структура изображена на рис. 3, а. Проверить правильность построения кривой охлаждения и проследить за процессами, происходящими при кристаллизации сплава, можно с помощью правила фаз.

## 5. ПРАВИЛО ФАЗ

Правило фаз показывает, идет ли процесс кристаллизации в интервале температур ( $C=1$ ;  $C=2$ ) или постоянной температуре ( $C=0$ ), и указывает, какое число фаз может одновременно существовать в системе.

Правило фаз выражается уравнением:  $C = K + 1 - \Phi$ .

$K$  – количество компонентов; 1 – внешний фактор ( $T$ , °С);  $\Phi$  – число фаз (для двухкомпонентных сплавов  $\Phi \leq K+1$ ).

Под числом степеней свободы понимают число независимых переменных – внутренних (состав фаз) и внешних (температура, давление), без изменения числа фаз, находящихся в равновесии.

$C=0$ ,  $T$  °С = const,  $\Phi=3$ ;

$C=1$ ,  $T$  °С  $\neq$  const,  $\Phi=2$ ;

$C=2$ ,  $T$  °С  $\neq$  const,  $\Phi=1$ .



Число степеней свободы кривой охлаждения сплава (I) на участке 1 – 2:  $C_{1-2} = 2(\text{Fe}, \text{C}) + 1(T, ^\circ\text{C}) - 2(\text{Ж}, \text{А}) = 1$ .

Кристаллизация идет в интервале температур, и в равновесии находятся две фазы (Ж, А).

На участке 2 – 2':  $C_{2-2'} = 2(\text{Fe}, \text{C}) + 1(T, ^\circ\text{C}) - 3(\text{Ж}, \text{А}, \text{Ц}) = 0$ .

Кристаллизация происходит при постоянной температуре, и в равновесии находятся три фазы (Ж, А, Ц). При этом невозможно изменение состава фаз или температуры, что показывается площадкой 2 – 2'.

На кривой охлаждения на участке 2' – 3:

$C_{2'-3} = 2(\text{Fe}, \text{C}) + 1(T, ^\circ\text{C}) - 2(\text{А}, \text{Ц}) = 1$ .

Кристаллизация идет в интервале температур, и в равновесии находится две фазы (А, Ц). На участке 3 – 3' происходит эвтектоидное превращение:  $C_{3-3'} = 2(\text{Fe}, \text{C}) + 1(T, ^\circ\text{C}) - 3(\text{А}, \text{Ф}, \text{Ц}) = 0$ .

На участке 3' – 0:  $C_{3'-0} = 2(\text{Fe}, \text{C}) + 1(T, ^\circ\text{C}) - 2(\text{Ф}, \text{Ц}) = 1$ .

В интервале температур 3' – 0, ниже температуры 727 °С, все сплавы состоят из двух фаз (феррита и цементита).

В процессе кристаллизации меняется не только состав фаз, но и количественное соотношение между ними.

Для определения количественного соотношения фаз, находящихся в равновесии при данной температуре, пользуются правилом отрезков (рычага).

## 6. ПРАВИЛО ОТРЕЗКОВ

В сплаве заданной концентрации (I) при любой заданной температуре ( $t_1$  и  $t_2$ ) с помощью правила отрезков можно определить количество фаз.

Для этого необходимо через заданную температуру ( $t_1$  и  $t_2$ ) провести линии канод параллельные оси концентрации до пересечения с основными линиями диаграммы, ограничивающими данные точки ( $t_1$  и  $t_2$ ). Точки пересечения обозначить ( $a, b, c, d$ ), см. рис. 1.

Определим общее количество фаз в точке  $t_1$ .  $Q = Q_A + Q_{\text{Ц}}$   
 $Q = 100\%$ . Согласно правилу отрезков, для того чтобы определить количество твердой фазы (А), необходимо взять отношение противолежащего отрезка канода ( $t_1 - в$ ) к длине всей каноды ( $a - в$ ). Следова-

тельно:  $Q_A = \frac{t_1 в}{ав} \cdot 100\%$ ;  $Q_{\text{Ц}} = \frac{t_1 а}{ав} \cdot 100\%$ .

При температуре  $t_2$  определяем количество феррита ( $Q_{\text{ф}}$ ) и цементита ( $Q_{\text{ц}}$ ).  $Q = Q_{\text{ф}} + Q_{\text{ц}}$ ;  $Q = 100\%$ .  $Q_{\text{ф}} = \frac{t_2 d}{cd} \cdot 100\%$ ;  $Q_{\text{ц}} = \frac{t_2 c}{cd} \cdot 100\%$ .

## 7. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ ИНДИВИДУАЛЬНОГО ЗАДАНИЯ

Каждому студенту выдается индивидуальное задание (прил. 1).

В задачу студента входит:

- вычертить в отчете структурную диаграмму состояния Fe – Fe<sub>3</sub>C и заполнить все ее области;
- построить кривую охлаждения заданного сплава описать все превращения, происходящие в нем. Для каждого участка кривой охлаждения применить правило фаз;
- произвести расчет фазового состава сплава при заданной температуре и при 20 °С;
- зарисовать при 20 °С структуру сплава заданной концентрации.

## 8. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

Работа выполняется на листе формата А<sub>3</sub>, оформленном в соответствии с требованиями ЕСКД (рамка, штамп 185×55)

Отчет о работе должен содержать: диаграмму, график кривой охлаждения, расчеты, рисунок микроструктуры сплава (рис. 4).



<b>№ варианта</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>5</b>	<b>6</b>	<b>7</b>	<b>8</b>	<b>9</b>	<b>10</b>
<b>% C</b>	0,1	0,9	2,2	4,4	0,15	1	2,3	4,5	0,2	1,1
<b>T, °C</b>	850	1450	1350	750	830	800	750	1150	800	1400
<b>№ варианта</b>	<b>11</b>	<b>12</b>	<b>13</b>	<b>14</b>	<b>15</b>	<b>16</b>	<b>17</b>	<b>18</b>	<b>19</b>	<b>20</b>
<b>% C</b>	2,4	4,6	0,8	0,25	1,2	2,5	4,7	0,3	1,3	2,6
<b>T, °C</b>	1300	800	1400	790	850	800	1160	780	1350	1250
<b>№ варианта</b>	<b>21</b>	<b>22</b>	<b>23</b>	<b>24</b>	<b>25</b>	<b>26</b>	<b>27</b>	<b>28</b>	<b>29</b>	<b>30</b>
<b>% C</b>	4,8	0,35	1,6	2,7	4,9	4,3	0,4	1,5	2,8	5
<b>T, °C</b>	850	1490	900	850	1170	1000	770	1300	1200	900
<b>№ варианта</b>	<b>31</b>	<b>32</b>	<b>33</b>	<b>34</b>	<b>35</b>	<b>36</b>	<b>37</b>	<b>38</b>	<b>39</b>	<b>40</b>
<b>% C</b>	0,45	1,6	2,9	5,1	0,5	1,7	3	5,2	0,55	1,8
<b>T, °C</b>	1470	950	900	1180	750	1250	1171	950	1450	1000
<b>№ варианта</b>	<b>41</b>	<b>42</b>	<b>43</b>	<b>44</b>	<b>45</b>	<b>46</b>	<b>47</b>	<b>48</b>	<b>49</b>	<b>50</b>
<b>% C</b>	3,1	5,3	0,6	1,9	3,2	5,4	0,7	2	3,3	5,5
<b>T, °C</b>	950	1200	730	1200	1150	1000	1400	1050	1000	1210



## **Практическая работа №4 «ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ»**

### **1. ЦЕЛЬ И СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

Цель занятия – закрепление материала лекций по разделу «Термическая обработка». В ходе подготовки к занятию студенты должны на лекциях усвоить материал по теории превращений в сталях при нагреве и охлаждении, выбору температурно-временного режима основных технологических операций термообработки, назначение этих операций и область применения.

Содержание занятия – студенты по заданию преподавателя выбирают режимы нескольких операций термообработки для заданных марок сталей, выполняют эти операции на практике, контролируя изменения твердости, анализируют полученные результаты.

### **2. КРАТКИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПОЛОЖЕНИЯ**

Любая операция термической обработки состоит в нагреве детали (образца) до определенной температуры (ниже температуры солидуса, т.е. в твердом состоянии), выдержке при этой температуре в течение промежутка времени, необходимого для завершения всех предусмотренных превращений, и охлаждении с заданной скоростью, обеспечивающей формирование требуемой структуры и свойств.

В технологии термообработки сталей применяется много разных по назначению операций, которые принято делить на следующие группы:

- отжиг I рода (без фазовой перекристаллизации);
- отжиг II рода (с фазовой перекристаллизацией);
- закалка;
- отпуск.

Первые две группы операций имеют целью получение равновесной мелкозернистой структуры без внутренних напряжений с наиболее благоприятными технологическими свойствами – обрабатываемостью резанием, давлением и т.д. Их обычно относят к предварительным операциям термообработки, подготавливающим металл заготовок к последующим технологическим операциям.

Закалка и отпуск предназначены для формирования структуры и свойств металла, наиболее отвечающих требованиям условий службы готовых деталей; их принято считать операциями окончательной термообработки.

Структуры сталей после предварительной термообработки соответствуют структурам, показанным на участке диаграммы Fe–Fe<sub>3</sub>C (рис. 1), с механическими свойствами некоторых марок сталей, с равновесными структурами студенты ознакомились на предыдущих лабораторных занятиях.

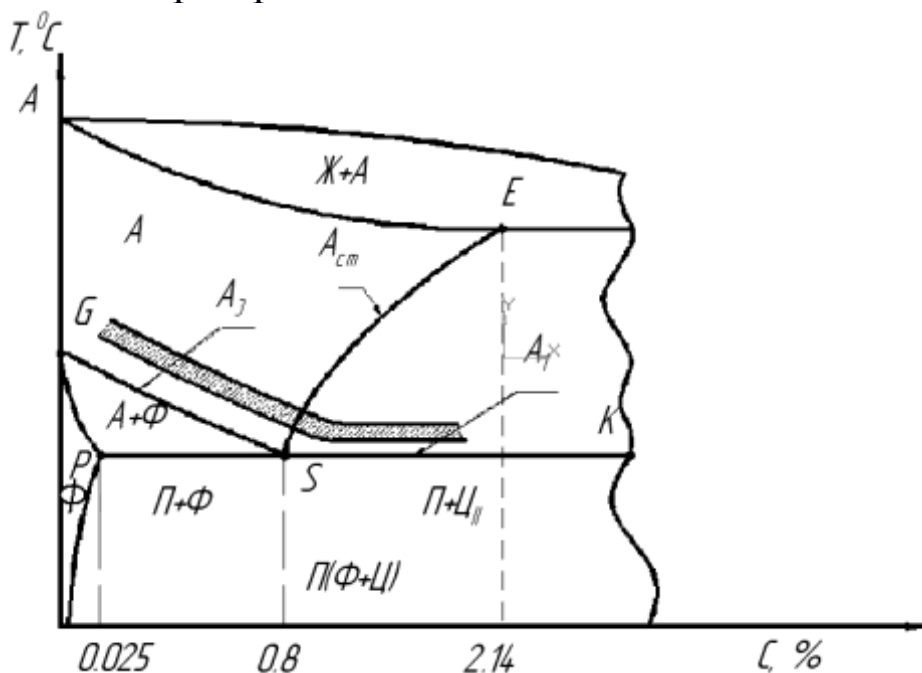


Рис. 1. Диаграмма состояния Fe–Fe<sub>3</sub>C:

▨ – температуры нагрева для отжига II рода и закалки

На диаграмме (рис. 1) показаны также критические температуры  $A_1$ ,  $A_3$ ,  $A_{cm}$ , которые используются при выборе температурно-временного режима конкретной операции термообработки. Эти критические точки, обозначаемые при нагреве дополнительным индексом «с», а при охлаждении индексом «r», лежат на линиях диаграммы:

PSK –  $A_{c1}$  ( $A_{r1}$ );

GS –  $A_{c3}$  ( $A_{r3}$ );

SE –  $A_{cm}$ .

Там же (рис. 1) условно показана заштрихованная область температур нагрева, рекомендуемых для операций отжига II рода и закалки, при этом общее представление о превращениях, происходящих в сталях при нагреве, можно получить из этой диаграммы. Более подробно режимы нагрева, охлаждения и

примерное назначение некоторых операций приведены в табл. 1.

Таблица 1

Перечень основных операций термообработки,  
их режимов и назначения

№ операции	Наименование операции термообработки	Режим термообработки		Примерное назначение
		Температура нагрева	Охлади- тельная среда	
ОТЖИГ I РОДА				
1	Рекристаллиза- ционный отжиг	$T_{\text{нагр}} \geq T_{\text{рекр}}$ ( $T_{\text{рекр}}=0,4\dots0,6T_{\text{пл}}$ )	Печь	После холодной пластической деформации для снятия наклепа
2	Диффузионный отжиг	1100...1250 °C	Печь	Легированные стали, для устранения ликвации
3	Низкий отжиг	650...700 °C	Печь	Для снятия остаточных напряжений отливок, поковок, сварных конструкций
ОТЖИГ II РОДА				
4	Полный отжиг	$A_{c3}+(30\dots50\text{ °C})$	Печь	Конструкционные (доэвтектоидные) стали
5	Изотермический отжиг	$A_{c3}+(30\dots50\text{ °C})$	Печь (630–680 °C) воздух	Взамен п. 4 для сокращения цикла термообработки
6	Неполный отжиг	$A_{c1}+(30\dots50\text{ °C})$	Печь	Инструментальные (заэвтектоидные) стали
7	Нормализация	$A_{c3}+(40\dots60\text{ °C})$	Воздух	Взамен п. 4 для малоуглеродистых сталей. Взамен улучшения для неответственных деталей из среднеуглеродистых сталей
8	Нормализация	$A_{cm} +(40\dots60\text{ °C})$	Воздух	Для устранения цементитной сетки в заэвтектоидных сталях с последующим п. 6

Продолжение табл. 1

ЗАКАЛКА				
9	Полная закалка	$A_{c3}+(30...50\text{ }^{\circ}\text{C})$	Масло, вода, растворы солей	Конструкционные (доэвтектоидные стали), Видин Д. В. для получения структуры мартенсита
10	Неполная закалка	$A_{c1}+(30...50\text{ }^{\circ}\text{C})$		Инструментальные (заэвтектоидные) стали для получения структуры (М+Ц <sub>II</sub> )
ОТПУСК				
11	Низкий отпуск	$160...220\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1–3 ч	Воздух	После закалки, для получения структуры М <sub>отп</sub>
12	Средний отпуск	$350...450\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1–3 ч	Воздух	После закалки, для получения структуры Т <sub>отп</sub>
13	Высокий отпуск	$550...650\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 0,5–1 ч	Воздух	После закалки, для получения структуры С <sub>отп</sub>

Структуры сталей после окончательной термообработки, т.е. закалки и отпуска, считаются неравновесными, а потому на диаграмме (рис. 1) они не показаны, их получение можно объяснить положением векторов скорости охлаждения на поле изотермической диаграммы превращения переохлажденного аустенита. На примере эвтектоидной стали это показано на рис. 2.

В зависимости от степени переохлаждения (волнистые участки вектора) превращение аустенита может быть диффузионным (температурный интервал – область I), промежуточным (область II) или бездиффузионным (область III). Скорости охлаждения  $v_1$ ,  $v_2$ ,  $v_3$ ,  $v_4$  определяют разные степени переохлаждения и получение различных структур: перлита (равновесный) при  $v_1$ , сорбита, троостита, мартенсита (неравновесные структуры) соответственно при  $v_2$ ,  $v_3$  и  $v_4$ . Получить структуру бейнита при непрерывном охлаждении нельзя, нужна изотермическая закалка (рис. 5).

Механические свойства неравновесных структур значительно отличаются от равновесных, некоторое представление об этом на примере изменения твердости дает график (рис. 3).

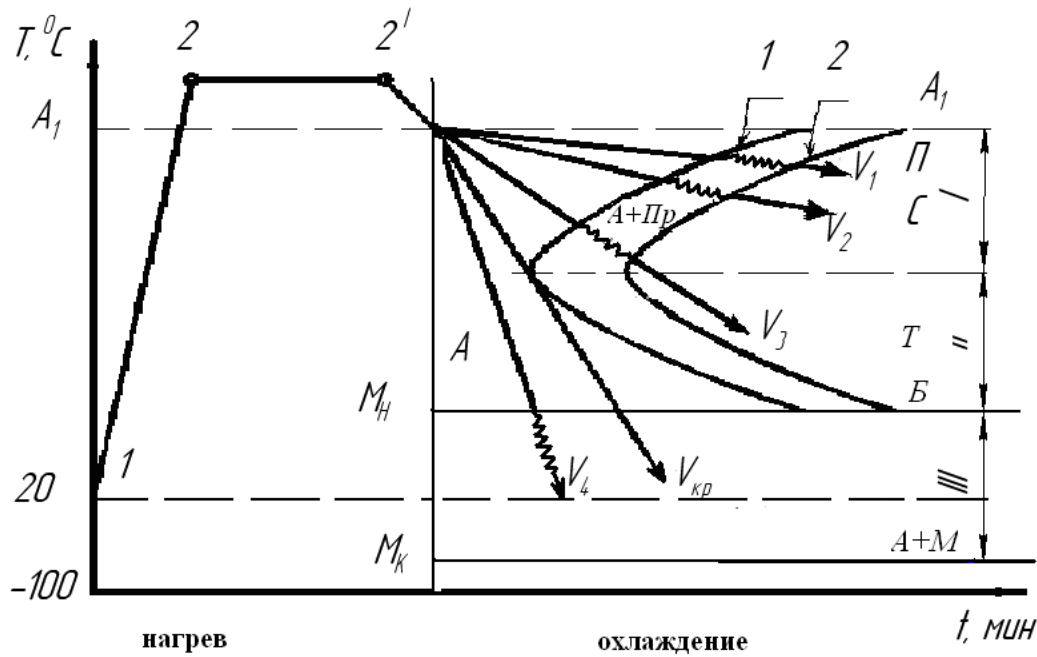


Рис. 2. Схема термических режимов отжига, нормализации и заковки стали: I – область перлитного превращения; II – область промежуточного превращения; III – область мартенситного превращения; 1 – линия начала превращения  $A \rightarrow П$ , 2 – линия конца превращения  $A \rightarrow П$ ;  $M_H$ ,  $M_K$  – линии начала и конца мартенситного превращения

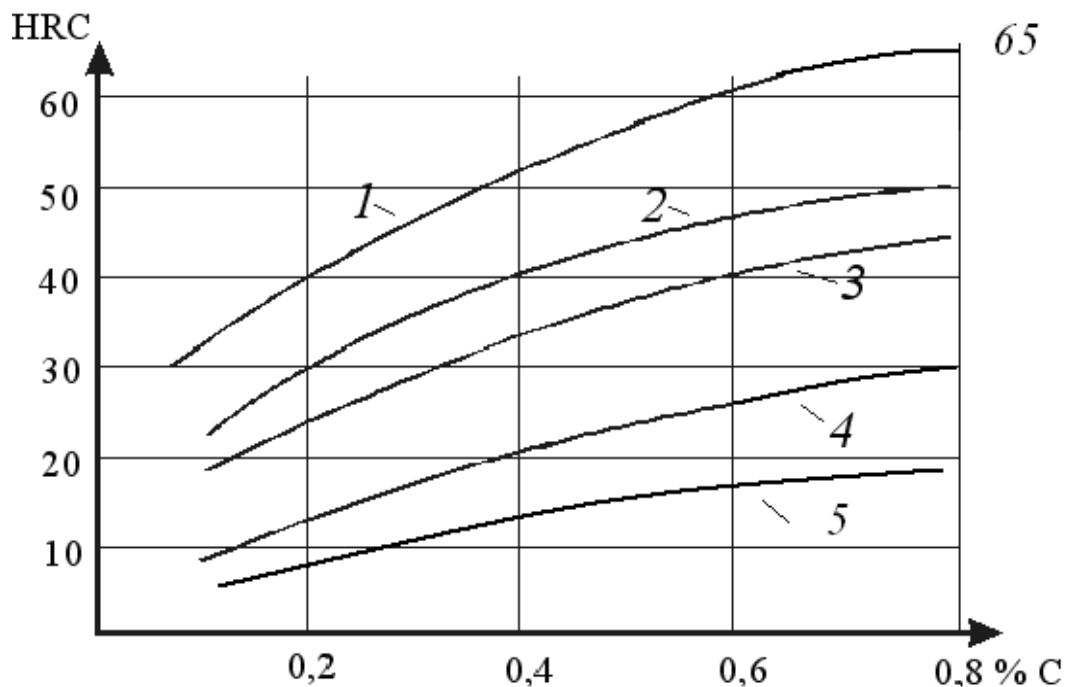


Рис. 3. Зависимость твердости мартенсита 1, полумартенситной структуры 2 (50 % М + 50 % Т), троостита 3, сорбита 4, (феррит+перлит) 5 от содержания углерода в стали

*Мартенсит* – пересыщенный твердый раствор углерода в  $\alpha$ -железе. Его высокая твердость обусловлена сильным искажением кристаллической решетки  $\alpha$ -железа, сопровождаемым высокими внутренними напряжениями, высокой плотностью дислокаций, внутрифазовым наклепом при превращении аустенита в мартенсит из-за скачкообразного изменения плотности. Образуется мартенсит при переохлаждении аустенита ниже температуры  $M_H$ , когда охлаждение ведется со скоростью  $v_4 > v_{кр}$  (рис. 2).  $v_{кр}$  – критическая скорость закалки на мартенсит.

*Троостит* – перлитоподобная мелкодисперсная (толщина пластинок феррита + цементита  $\Delta_0 \sim 0,10\text{--}0,20$  мкм) смесь кристаллов феррита и цементита с содержанием углерода, равным его содержанию в стали (т.е. в доэвтектоидном троостите менее 0,8 % C, в заэвтектоидном более 0,8 % C). Высокая твердость обусловлена дисперсностью кристаллов, образуется из переохлажденного аустенита при 500–550 °С, что примерно происходит при охлаждении со скоростью  $v_3$  (рис. 2). *Сорбит* – перлитоподобная мелкодисперсная ( $\Delta_0 \sim 0,25\text{--}0,40$  мкм) смесь кристаллов феррита и цементита, образуется при переохлаждении аустенита до 550–600 °С (скорость охлаждения  $v_2$ , рис. 2). Твердость – следствие степени дисперсности.

Эти неравновесные структуры, полученные из аустенита при разных степенях переохлаждения имеют пластинчатое строение.

Подобные структуры (феррито-цементитные смеси) с примерно такой же дисперсностью могут быть получены при отпуске закаленной стали, они получили название троостит и сорбит отпуска ( $T_{отп}$ ,  $C_{отп}$ ). Последние отличаются формой кристаллов цементита, результатом процесса коагуляции карбидов, начинающегося при температурах отпуска 350–400 °С и завершающегося при 600–650 °С, т.е. при высоком отпуске. Цементит приобретает форму округлых зерен, что придает стали максимальную ударную вязкость (сорбит отпуска) при прочности и твердости аналогичной сорбиту «закалки», т.е. полученному при охлаждении аустенита со скоростью  $v_2$  (рис. 2).

### 3. ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМООБРАБОТКИ СТАЛИ

#### 3.1. Отжиг

Ограничимся сведениями, содержащимися в таблице 1 для операций отжига I рода, рассмотрим несколько подробнее цели, температурно-временные режимы разных вариантов отжига II рода. Это полный и неполный отжиг, изотермический отжиг, нормализация. Режимы некоторых видов отжига наглядно представлены графиками на рис. 4.

Полный отжиг (кривая 1, рис. 4) применяется для исправления структуры (крупнозернистость, строчечная структура и др.) и снятия внутренних напряжений в литых, обработанных давлением и сварных заготовках из конструкционной доэвтектоидной стали и заключается в нагреве до температуры  $A_{c3} + (30-50\text{ }^{\circ}\text{C})$ , выдержке, медленном охлаждении (с печью  $\nu = 20-100$  град/ч) до температуры  $600-650\text{ }^{\circ}\text{C}$  и дальнейшем охлаждении на воздухе.

Изотермический отжиг (кривая 3, рис. 4) применяется с той же целью, что и полный отжиг, главным образом для конструкционных легированных сталей. Нагрев и выдержка – как при полном отжиге, затем охлаждение на воздухе ниже  $A_{r1}$ , загрузка в другую печь с температурой  $630-680\text{ }^{\circ}\text{C}$ , выдержка при этой температуре 4–6 ч и последующее охлаждение на воздухе. Такой график режима дает сокращение общего цикла времени в сравнении с полным отжигом, более точно позволяет управлять процессом превращения аустенит-перлит (изотермическое превращение), но более сложен в исполнении – нужны две печи. Неполный отжиг (кривая 2, рис. 4) применяется для заэвтектоидных сталей с целью получения структуры зернистого перлита, если в исходной структуре нет цементитной сетки, которая охрупчивает сталь и сильно затрудняет обработку резанием. Если же есть цементитная сетка, то выполняют две операции: нормализацию (устраняет цементитную сетку) и неполный отжиг (сфероидизирует цементит и снимает внутренние напряжения) и получают структуру зернистого перлита.



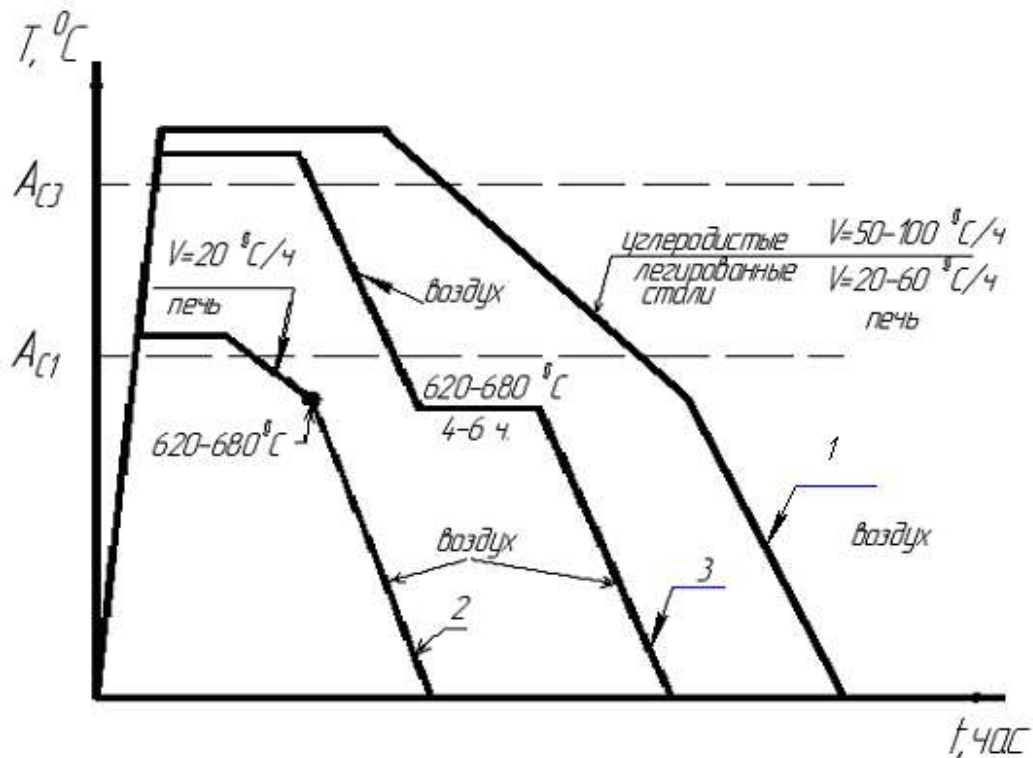


Рис. 4. График термических режимов отжига:  
1 — полного; 2 — неполного; 3 — изотермического отжига

Нормализация отнесена к группе отжига II рода, так как в мало- и среднеуглеродистых (до 0,4 %) сталях она формирует феррито-перлитную структуру, но с более мелким зерном, чем при полном отжиге. Однако при больших содержаниях углерода получается структура сорбита, и тогда нормализация используется как упрочняющая операция вместо закалки и высокого отпуска (улучшения) для деталей неответственного назначения. В высокоуглеродистых заэвтектоидных сталях нормализация используется для исправления структуры с цементитной сеткой: после нормализации получают структуру сорбита и троостита, последующий неполный отжиг формирует структуру зернистого перлита. Операция нормализации состоит в нагреве выше температур  $A_{c3}$  (доэвтектоидные стали) или  $A_{cm}$  (заэвтектоидные стали), выдержке при этой температуре до полной аустенизации и охлаждении на спокойном воздухе. График температурно-временного режима похож на график полного отжига (кривая 1, рис. 4) с тем отличием, что охлаждение идет в одной среде — на воздухе.



### 3.2. Закалка

*Закалка* – основная упрочняющая операция в технологии термообработки стали, но всегда должна выполняться в комбинациях с последующим отпуском. Таким образом, формирование конечной структуры и свойств упрочненной стали выполняется отпуском. Наиболее часто применяется «закалка на мартенсит», иногда для легированных конструкционных сталей более благоприятное сочетание эксплуатационных свойств дает «закалка на бейнит». Сущность закалки заключается в нагреве выше критической температуры, выдержке и последующем охлаждении со скоростью выше критической скорости закалки.

*Критическая скорость закалки* – такая минимальная скорость охлаждения, которая обеспечивает переохлаждение аустенита до температур мартенситного превращения без его даже частичного распада в зоне температур диффузионного превращения. На рис. 5 представлены графики режимов нагрева – выдержки – охлаждения при выполнении различных способов закалки доэвтектоидных сталей. При охлаждении с высокими скоростями в охлаждаемой детали возникает большая разность температур поверхности и сердцевины, что вызывает большие внутренние термические напряжения. В определенных случаях величина этих напряжений может превысить предел прочности – начнется разрушение металла – появятся закалочные трещины. Особенно опасны большие напряжения для структуры мартенсита с минимальной, часто нулевой пластичностью. В вариантах закалки с охлаждением в двух средах (кривые 2, 3, 4, рис. 5) скорость охлаждения в зоне температур, наименьшей устойчивости аустенита (500–550 °С), выше  $v_{кр}$ , а в зоне мартенситного превращения скорость охлаждения сильно уменьшается, либо даже делается выдержка температуры, что уменьшает разность температур поверхности и сердцевины, т.е. уменьшает термические напряжения.

Способ непрерывной закалки (кривая 1, рис. 5) самый простой. Но в случае сложной геометрической формы детали (неравномерное охлаждение), пониженной теплопроводности (легированные стали) нужно применять более сложноисполнимые, но гарантирующие высокое качество термообработки способы закалки.

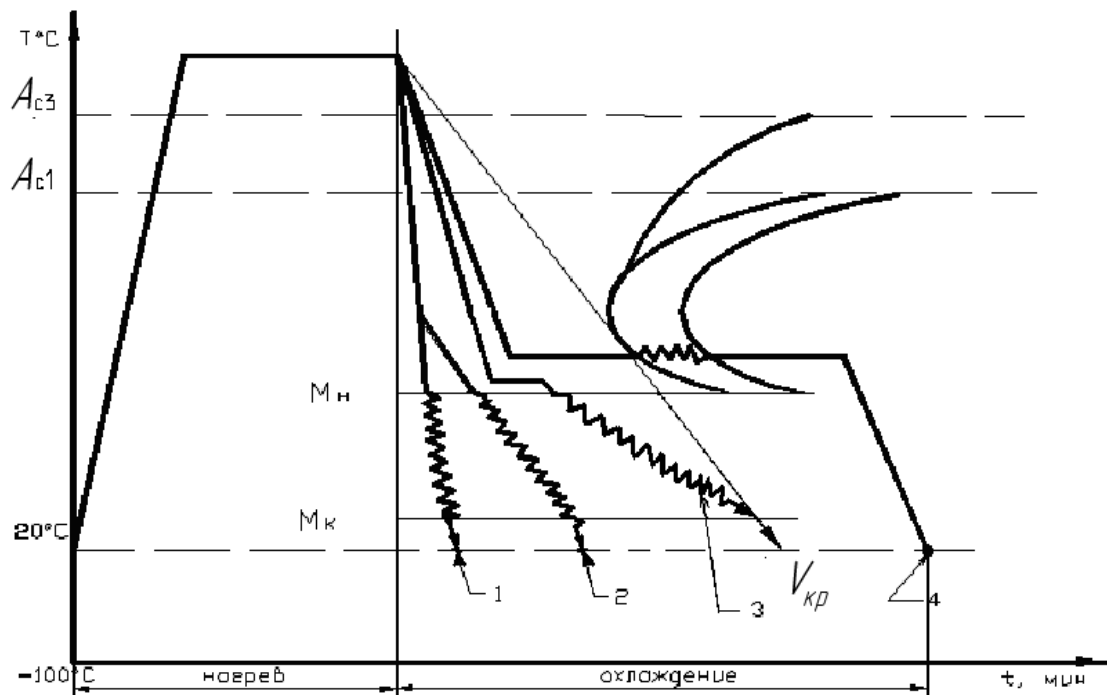
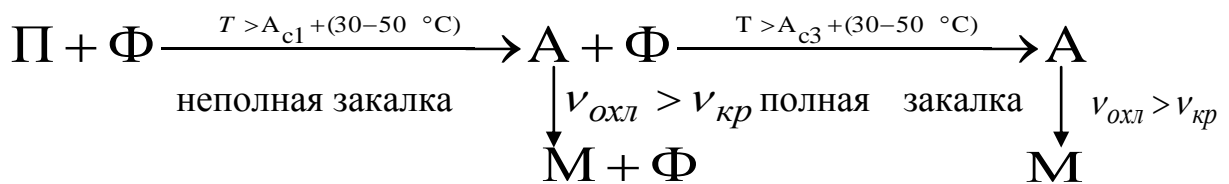


Рис. 5 Полная закалка доэвтектоидной стали: 1 – непрерывная; 2 – прерывистая; 3 – ступенчатая; 4 – изотермическая

По температуре нагрева различают два вида закалки: *полную* (нагрев до  $A_{c3} + 30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) и *неполную* (нагрев до  $A_{c1} + 30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) закалки. Полная закалка дает наилучший эффект (max HRC) в доэвтектоидных сталях, неполная – в заэвтектоидных сталях.

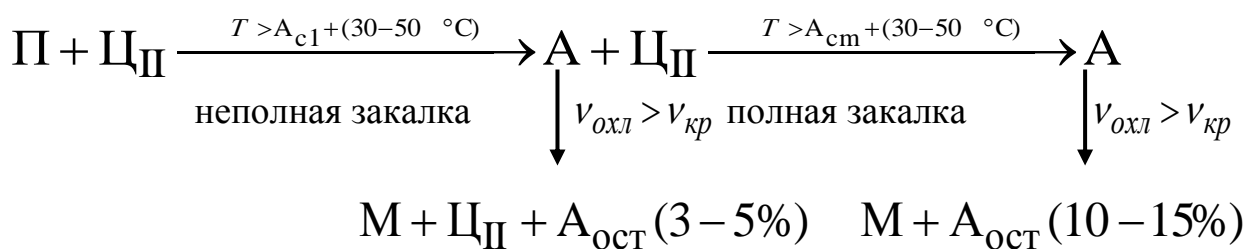
Это можно объяснить с помощью условных схем превращения в сталях при нагреве и охлаждении.

Доэвтектоидные стали:



Очевидно, что твердость М выше, чем М+Ф.

Заэвтектоидные стали:



Очевидно, что твердость структуры  $M + C_{II} + (3-5\%)A_{ост}$  выше, чем у структуры  $M + (10-15\%)A_{ост}$  (твердость многофазных структур подсчитывается как среднеарифметическое твердости фаз с учетом их удельного объема в структуре).

Охлаждающими средами при закалке на мартенсит являются вода, растворы солей и щелочей (углеродистые стали) и минеральное масло (легированные стали). Легирующие элементы (кроме Co) уменьшают критическую скорость закалки, охлаждение в более «мягком» охладителе – (в масле) – позволяет обеспечить мартенситное превращение с меньшими термическими напряжениями.

Варианты закалки с охлаждением в двух средах и в специфических технологиях применяют и другие охлаждающие среды (расплавленные соли, металлы, водоохлаждаемые «штампы» и др.).

### 3.3. Отпуск

Структуры закалки (мартенсит) термодинамически неустойчивы, со временем в них происходят самопроизвольные изменения, сопровождаемые изменением свойств, что может сделать деталь (и машину) неработоспособной. Назначение отпуска – стабилизация структуры, снятие внутренних закалочных напряжений, формирование структуры и свойств, отвечающих конкретным условиям эксплуатации. *Отпуск* заключается в нагреве закаленной стали до температур ниже  $A_{cl}$ , выдержке и охлаждении на воздухе (или в воде, масле). В зависимости от температуры отпуска реализуются разные стадии превращений и получаются разные структуры. В связи с этим различают три технологические операции: низкотемпературный (низкий) отпуск на «отпущенный» мартенсит ( $M_{отп}$ ), среднетемпературный (средний) отпуск на троостит отпуска ( $T_{отп}$ ) и высокотемпературный (высокий) отпуск на сорбит отпуска ( $S_{отп}$ ).

*Низкий отпуск* (Н. О.) заключается в нагреве закаленной стали до температур 160–220 °С, выдержке при этой температуре и охлаждении на воздухе, отпущенный мартенсит придает изделию высокую твердость, износостойкость. Применяется низкий отпуск при термообработке инструмента из нетеплостойких инструментальных сталей, деталей, работающих в условиях трения качения или скольжения, в том числе после цементации и неполной закалки.

*Средний отпуск* (С. О.) заключается в нагреве закаленной стали до температур 350–450 °С (иногда и 500 °С), выдержке 1–3 ч и охлаждении на воздухе. Структура  $T_{отп}$  отличается высоким пределом упругости. Применяется средний отпуск при термообработке пружин, рессор и других упругих элементов из высокоуглеродистых (0,55–0,85 % С) конструкционных сталей, в том числе легированных кремнием, а также штампового инструмента для горячей обработки давлением из полутеплостойких инструментальных сталей.

*Высокий отпуск* (В. О.) заключается в нагреве закаленной стали до температур 550–650 °С, выдержке 0,5–1 ч и охлаждении на воздухе (или в воде для склонных к отпускной хрупкости легированных Cr и Ni сталей). Структура  $C_{отп}$  отличается высокой ударной вязкостью. Применяется высокий отпуск при термообработке деталей, работающих в условиях динамических (ударных) нагрузок, изготовленных из среднеуглеродистых (0,3–0,5 % С) конструкционных сталей.

### 3.4. Технология нагрева

При выполнении любых операций термообработки необходимо придерживаться некоторых общих требований к технологии нагрева. При выборе температуры нагрева для конкретной операции можно использовать рекомендации таблицы 1. Важную роль в технологии нагрева играет скорость нагрева. С точки зрения экономики она должна быть максимально допустимой. Ограничения в скорости нагрева связаны с возникновением перепада температур «поверхность – сердцевина» и термическими напряжениями внутри детали: чем выше скорость нагрева, тем больше перепад температур, тем больше величина внутренних напряжений, способных вызвать коробление или даже образование скрытых внутренних трещин. Практика термообработки выработала методики расчета продолжительности нагрева в разных нагревательных устройствах. Применительно к условиям нагрева малых цилиндрических образцов в лабораторных муфельных печах под операции отжига, нормализации, закалки можно воспользоваться формулой

$$\tau_{общ.} = 0,75 \cdot d + 5,$$

где  $\tau_{\text{общ}}$  – время нагревания и выдержки, мин;  
 $d$  – диаметр цилиндрического образца, мм.

#### **4. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ**

1. Студенты выполняют работу бригадами по 2–3 человека. Каждой бригаде выдается преподавателем задание на проведение определенной операции и образец.

2. Студенты выбирают режим для заданной операции и вносят его в общую для группы таблицу прил. 1. При этом температура нагрева определяется из рекомендаций таблицы 1.

3. Студенты измеряют твердость образца до термообработки, выполняют практически термообработку и измеряют твердость после термообработки. Все данные измерений вносят в общую таблицу отчета (прил. 1).

4. Изучается микроструктура до и после термообработки, анализируются результаты наблюдений по образцам всех бригад и формулируются выводы. По результатам термообработки строятся графики зависимости:

- а) твердости от скорости охлаждения;
- б) твердости от температуры отпуска.

#### **5. ТЕХНИКА БЕЗОПАСНОСТИ**

При выполнении занятия необходимо соблюдать правила техники безопасности в термической лаборатории, изложенные в инструкции, утвержденной ректором института.

#### **6. ОФОРМЛЕНИЕ ОТЧЕТА**

Отчет должен содержать краткие сведения о проделанной работе, таблицу результатов, графики режимов термообработки, рисунки микроструктур, выводы.

#### **7. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

1. Что такое мартенсит, троостит, сорбит?
2. Как получить в доэвтектоидной стали структуры мартенсита, троостита, сорбита?
3. Чем отличается сорбит отпуска от сорбита, полученного при

охлаждении аустенита?

4. Какая структура получится в доэвтектоидной стали после полной закалки? В заэвтектоидной стали?

5. Какая структура получится после неполной закалки в доэвтектоидной стали? В заэвтектоидной стали?

6. Какая структура получится в доэвтектоидной стали после полной закалки и низкого отпуска, среднего отпуска, высокого отпуска?

7. Каковы соотношения твердости (выше, ниже) применительно к вопросам 5, 6, 7?

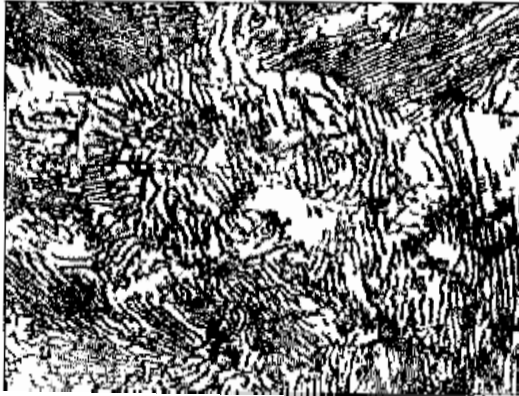
## Приложение 1

## Режимы и результаты термической обработки

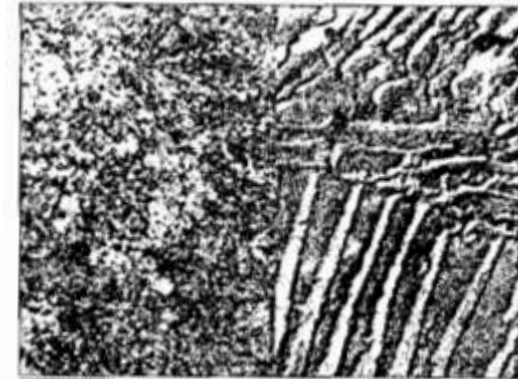
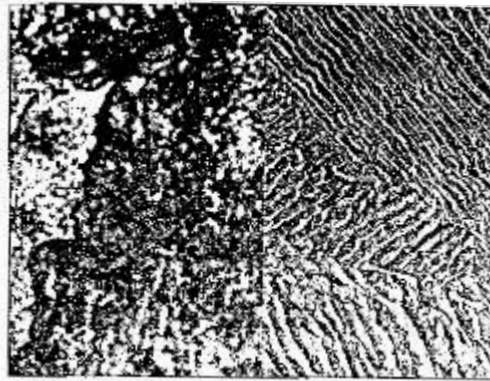
[illegible]



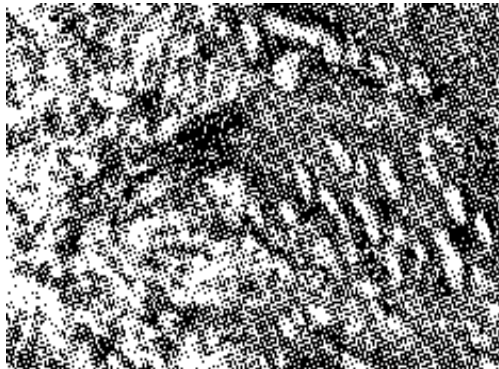
Перлит



Сорбит

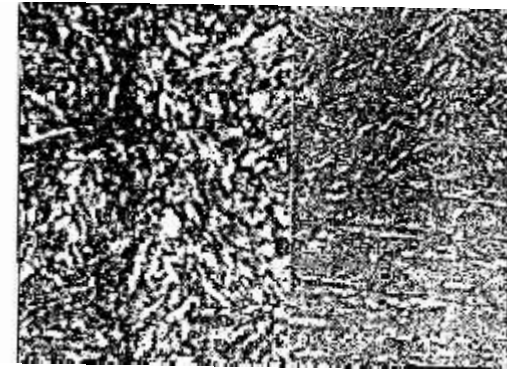
*a*

×200



×500

×10000



×500

×10000

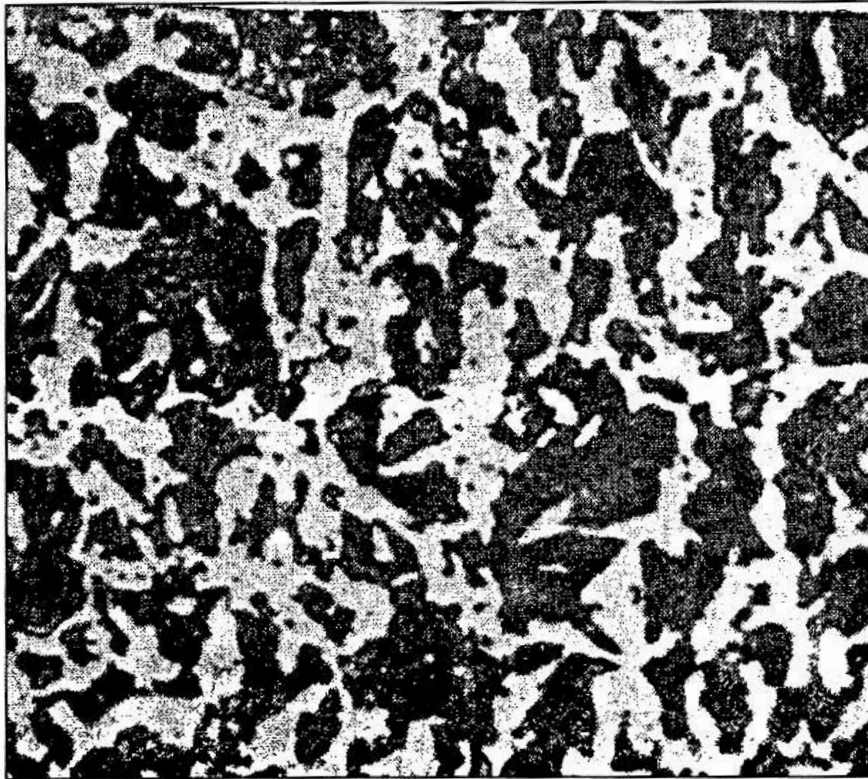
*б*

Микроструктура перлита, сорбита, троостита:

*a* – получены при непрерывном охлаждении; *б* – получены после закалки и отпуска

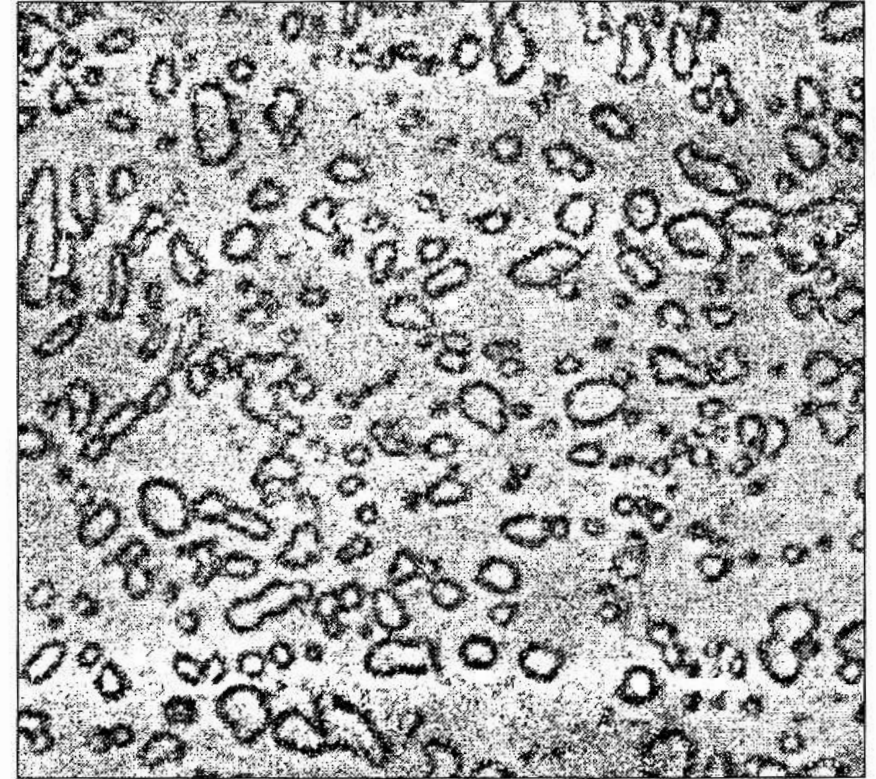


Феррит+Перлит



a)

Перлит зернистый + Карбиды II



б)



Мартенсит + Феррит



a)

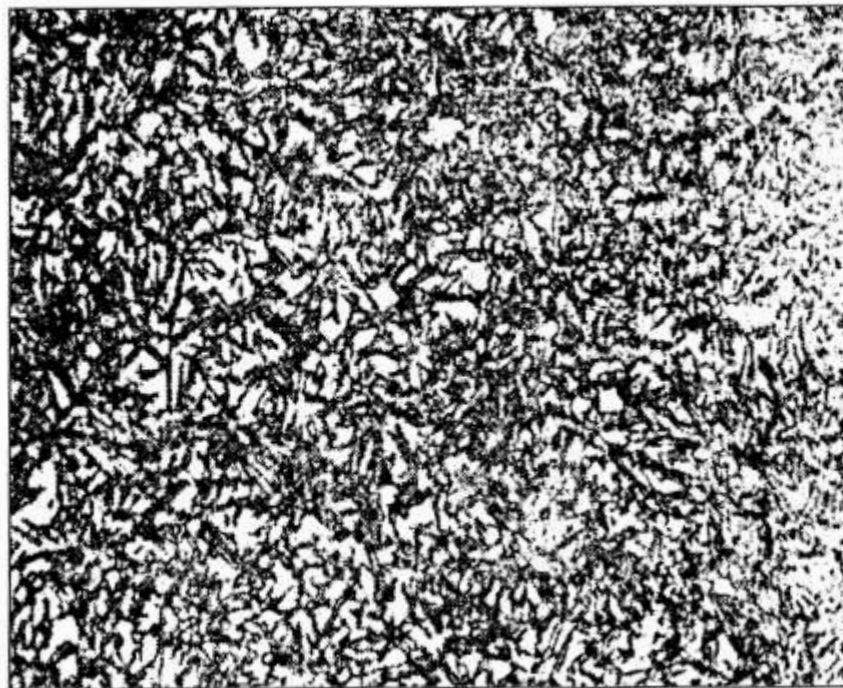
Мартенсит



б)

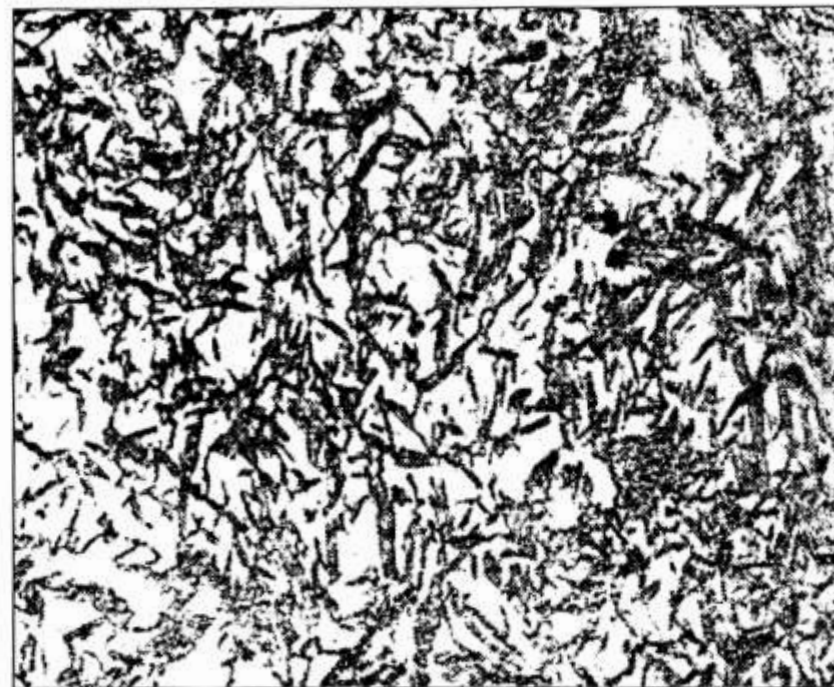


Мартенсит + Цементит + Аустенит остаточный



a)

Мартенсит + Аустенит остаточный



б)

# Практическая работа №5 «ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ СТАЛИ»

## 1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ

Закрепить понятия об основных технологических характеристиках стали при термообработке – закаливаемости и прокаливаемости.

Экспериментальным способом проверить влияние химического состава стали на ее закаливаемость и прокаливаемость.

Освоить методику определения прокаливаемости торцевой закалкой по ГОСТ 5657.

## 2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПОЛОЖЕНИЯ

Важнейшими технологическими характеристиками стали, определяющими возможность и характер упрочнения деталей термообработкой, являются закаливаемость и прокаливаемость.

Под *закаливаемостью* понимают способность стали получать высокую твердость при закалке на мартенсит. Главный фактор, определяющий закаливаемость стали, – содержание в ней углерода. Изменение твердости стали в зависимости от содержания в ней углерода показано на рис. 1.

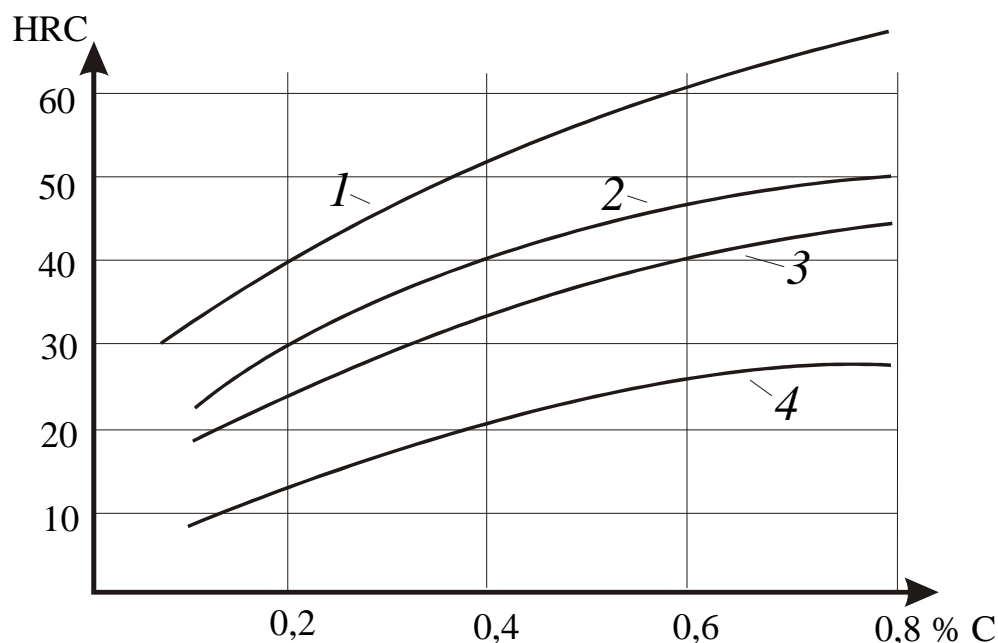


Рис. 1. Влияние содержания углерода в стали на твердость мартенсита 1, полумартенситной структуры 2, троостита 3 и сорбита 4

Легирующие элементы прямого влияния на закаливаемость не оказывают, а могут влиять лишь косвенно, увеличивая концентрацию углерода в мартенсите на 3–5 единиц. Но в малоуглеродистых легированных сталях (до 0,2 % С) они снижают критическую скорость заковки  $V_{\text{охл}}$ , это позволяет реализовать заковку на мартенсит, что в нелегированных сталях, как правило, неосуществимо.

Под *прокаливаемостью* понимают способность стали получать закаленный слой определенной глубины с мартенситной (или трооститно-мартенситной) структурой. Чем больше глубина закаленного слоя, тем выше прокаливаемость.

На рис. 2 показана схема изменения скорости охлаждения по сечению цилиндра при заковке и образования закаленного слоя соответствующей глубины.

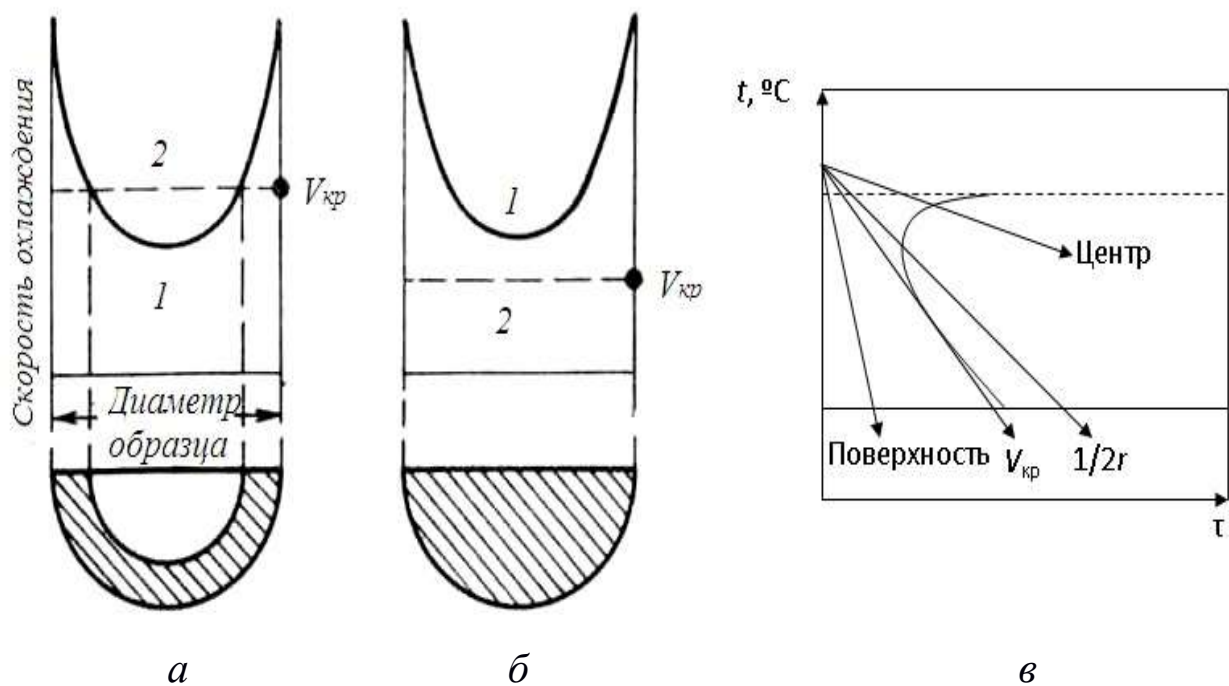


Рис. 2. Схема образования закаленного слоя при неполной и полной прокаливаемости:

*а* – несквозная прокаливаемость; *б* – сквозная прокаливаемость; *в* – схема зависимости прокаливаемости деталей от скорости заковки; 1 – кривая распределения скоростей охлаждения по диаметру цилиндра; 2 – критическая скорость охлаждения (заштрихован слой, закаленный на мартенсит)

Прокаливаемость стали зависит от устойчивости переохлажденного аустенита, а следовательно, от критической скорости охлаждения. Прокаливаемость тем выше, чем меньше критическая скорость охлаждения.

Если центр изделия охлаждается со скоростью больше критической, то деталь закаливается на мартенсит насквозь (рис. 2, б). Для увеличения прокаливаемости детали данного сечения необходимо или повышать скорость охлаждения (кривая 1, см. рис. 2, а, б, сдвигается вверх), или понижать критическую скорость заковки: и в том, и в другом случае затрихованное сечение закаленной зоны будет возрастать.

Несквозная прокаливаемость обусловлена тем, что при заковке деталь охлаждается быстрее с поверхности и медленнее в сердцевине. Распределение скорости охлаждения по сечению детали показывает, что у поверхности скорость охлаждения максимальна, а в центре – минимальна (рис. 2, в). Векторы  $V_{\text{охл}}$ , лежащие левее  $V_{\text{кр}}$ , показывают, на какую глубину (менее  $1/2r$ ) произойдет заковка на мартенсит, глубже на смесь мартенсита + троостит, троостит.

Основные факторы, влияющие на прокаливаемость:

- *состав аустенита*. Все легирующие элементы (кроме кобальта) замедляют распад аустенита, повышают прокаливаемость (особенно сильно Mn, Ni, Cr, Mo, V и др.);

- *нерастворенные частицы* (карбиды, например, TiC, VC и др., оксиды, интерметаллические соединения). Эти частицы ускоряют превращение, так как являются дополнительными центрами кристаллизации и увеличивают число зарождающихся в единицу времени кристаллов (ч. ц.) при превращении аустенита → перлит;

- *неоднородный аустенит*. Он быстрее превращается в перлит, так как скорость превращения определяется в этом случае менее насыщенной частью твердого раствора;

- *размер зерна аустенита*. Чем он меньше, тем меньше прокаливаемость стали, т.к. критическая скорость заковки мелкозернистых сталей выше, чем у крупнозернистых. Увеличение размера зерна замедляет превращение, так как центры кристаллизации образуются преимущественно по границам зерна, а чем крупнее



зерно, тем, следовательно, меньше суммарная протяженность границ, тем меньше значение ч. ц.

Увеличение содержания углерода в стали (до 0,8 %) слабо повышает прокаливаемость стали. Стали даже одной марки, но разных плавок, вследствие допускаемых ГОСТом колебаний в химическом составе, разной величины зерна аустенита, могут иметь различную прокаливаемость. Прокаливаемость стали данной марки принято характеризовать марочной полосой прокаливаемости, которая получается из набора кривых прокаливаемости образцов различных плавок этой марки стали. Полосы прокаливаемости приводятся в справочной литературе, в ГОСТ 4543, ГОСТ 1050, ГОСТ 14959.

Количественной оценкой прокаливаемости стали принята величина критического диаметра  $D_{кр}$ . *Критический диаметр* – это максимальный диаметр цилиндрического прутка, который прокаливается насквозь в данном охладителе.

*За глубину закаленного слоя* условно принимают так называемый полумартенситный слой со структурой 50 % мартенсита и 50 % троостита. Твердость полумартенситной структуры зависит от содержания углерода в стали (кривая 2, см. рис. 1). Критический диаметр при этом обозначают  $D_{50}$  (полумартенситная структура в сердцевине). В изделиях, толщина которых  $D_{изд} < D_{кр}$ , при закалке получится сквозная прокаливаемость, в изделиях с  $D_{изд} > D_{кр}$  – несквозная закалка с определенной глубиной закаленной зоны.

На рис. 3 показана схема изменения механических свойств по сечению цилиндра после закалки и высокого отпуска при неполной и полной прокаливаемости.

Как видно на схеме, в случае неполной прокаливаемости после термической обработки (закалка + отпуск) в поперечном сечении цилиндрического образца наблюдается неравномерность механических свойств. Особенно эта неравномерность проявляется в таких характеристиках, как предел текучести  $\sigma_{0,2}$ , предел выносливости  $\sigma_{-1}$ , ударная вязкость КСЧ.

Величину прокаливаемости стали ( $D_{кр}$ ) нужно обязательно учитывать при выборе материала для деталей, подвергаемых упрочняющей термообработке. При одинаковых показателях ме-

ханических характеристик ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ , HB, KCU) сталей разного химического состава, удовлетворяющих заданным расчетам на прочность, следует выбирать сталь, критический диаметр которой равен или больше диаметра (толщины стенки) детали.

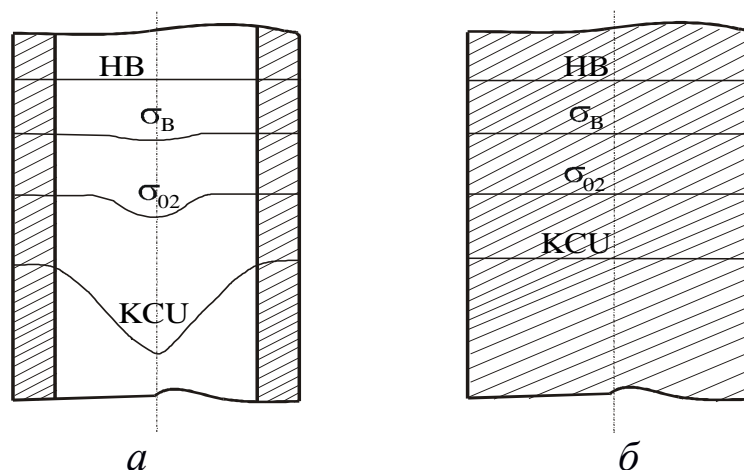


Рис. 3. Схема изменения свойств по сечению цилиндра после закалки и отпуска: *а* – неполная прокаливаемость; *б* – полная прокаливаемость (закаленная зона заштрихована)

Для машиностроительных деталей ответственного назначения, работающих в жестких условиях нагружения (растягивающие нагрузки, ударные, циклические нагрузки и др.), а также для пружин, рессор, подшипников, многих инструментов нужно обеспечить однородные структуры и свойства после отпуска, для чего требуется получить максимум мартенсита в структуре после закалки по всему сечению. В этих случаях для характеристики прокаливаемости пользуются критическими диаметрами  $D_{95}$  или  $D_{99}$  (соответственно 95 и 99,9 % мартенсита в структуре сердцевины). Приблизительно можно принять, что критический диаметр почти полной прокаливаемости  $D_{95} = 0,75D_{50}$ , а  $D_{99} = 0,5D_{50}$ .

Наиболее простым и быстрым способом определения прокаливаемости (критического диаметра  $D_{50}$ ) по ГОСТ 5657 является метод торцевой закалки. Цилиндрический образец диаметром 25 мм, длиной 100 мм после нагрева до заданной температуры закалки охлаждается струей воды с торца в специальной установке, как показано на рис. 4. При этом скорость охлаждения торца будет максимальной, по мере удаления от торца скорость охлаждения убывает. После охлаждения образца измеряют твердость по

образующей цилиндра и в координатах «твердость – расстояние от торца» строят экспериментальную кривую прокаливаемости.

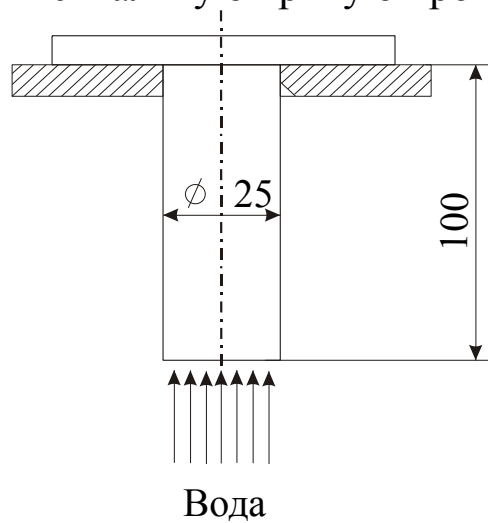


Рис. 4. Схема охлаждения стали при торцевой закалке

По кривой прокаливаемости определяют расстояние от торца до полумартенситной зоны.

Для этого из графика (см. рис. 1) определяют твердость HRC полумартенситной структуры при данном содержании углерода и, взяв полученное значение твердости на оси координат «твердость», по кривой прокаливаемости находят расстояние  $l_{50}$  от торца до полумартенситной структуры. Затем по диаграмме (рис. 5) определяют критический диаметр  $D_{50}$ .

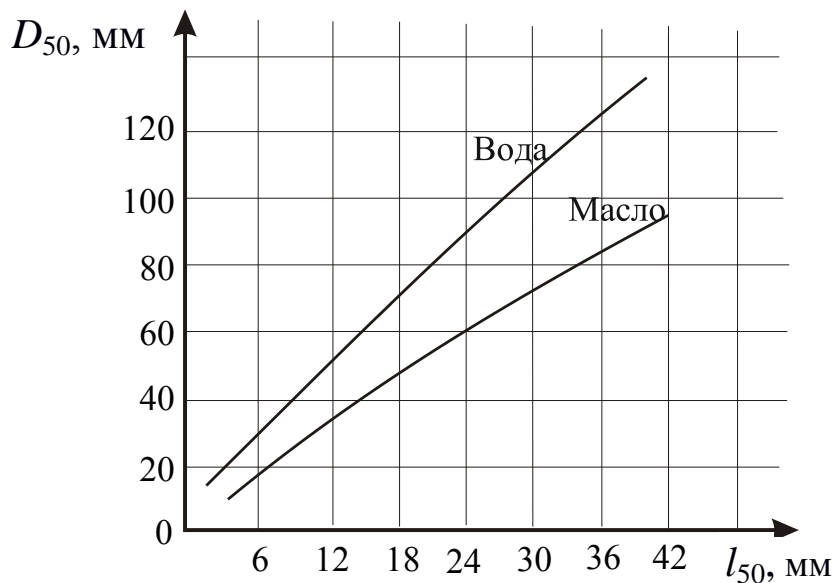


Рис. 5. Диаграмма для определения критического диаметра

### 3. ОБОРУДОВАНИЕ, ИНСТРУМЕНТ, МАТЕРИАЛЫ

Для выполнения работы необходимо иметь:

- твердомер типа ТК;
- муфельную термическую печь МП-2У;
- установку для торцевой закалки;
- клещи для захвата образцов;
- два стандартных образца разных марок стали (например, сталь 40 и 40Х, сталь 50 и 50Г или др.).

### 4. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Выбрать режим нагрева образцов под закалку по методическим указаниям к лабораторной работе «Термическая обработка стали».

2. Загрузить образцы в нагретую термическую печь и выполнить режим нагрева по п. 1.

3. Нагретый образец перенести из печи в установку для торцевой закалки и выполнить охлаждение струей воды.

4. После полного охлаждения образца зачистить по образующей цилиндра лыску шириной 2 мм и измерить твердость HRC на расстоянии 2, 4, 6, 10, 20, 30, 50 мм от торца (расстояния указаны приближенно). Результаты измерений занести в таблицу.

5. Построить кривую прокаливаемости по результатам эксперимента в координатах «твердость – расстояние от торца».

6. По кривой 2 (см. рис. 1) определить твердость полумартенситной зоны для марки стали образца (если сталь легированная, к результату, полученному из графика, нужно прибавить 3–5 единиц HRC). По экспериментальной кривой прокаливаемости найти расстояние от торца образца до полумартенситной зоны.

7. По диаграмме рис. 5, перенесенной в отчет, определить критический диаметр  $D_{50}$  для охлаждения в воде и в масле, затем рассчитать критические диаметры  $D_{95}$  и  $D_{99}$ .

8. Проанализировать полученные результаты и сформулировать выводы.

9. При отсутствии образцов разных марок стали с различной прокаливаемостью можно экспериментальную часть выполнить с одним образцом. Вместо второго образца следует использовать графики «полосы прокаливаемости» из сборника стандартов

(ГОСТ 4543, ГОСТ 14959).

## 5. ОФОРМЛЕНИЕ ОТЧЕТА

Отчет должен содержать краткие сведения о закаливаемости и прокаливаемости как технологических характеристиках стали, описание порядка проведения работы со схемой торцевой закалки.

В отчете должны быть представлены графики рис. 1 и рис. 5, экспериментальный график измерения твердости по длине образца (кривая прокаливаемости), на котором вспомогательными линиями нужно показать расстояние  $l_{50}$  от торца до полумартенситной зоны.

Результаты наблюдений, измерений и расчетов поместить в таблицу.

## 6. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что называется закаливаемостью стали?
2. Какие факторы влияют на закаливаемость?
3. Что такое прокаливаемость стали?
4. Какие факторы влияют на прокаливаемость?
5. Как выбрать температуру закалки доэвтектоидной стали?
6. Какой характеристикой оценивается прокаливаемость?
7. Что такое  $D_{50}$ ,  $D_{95}$ ,  $D_{99}$ ?
8. В какой зависимости находится устойчивость переохлажденного ниже температуры  $A_1$  аустенита и критическая скорость закалки стали?
9. У какой из сталей – 20ХНМ и сталь 60 больше прокаливаемость, а у какой закаливаемость? Объясните ваш выбор.
10. Какую сталь следует использовать для изготовления высоконагруженного вала диаметром 40мм: сталь с  $D_{кр}=46$  мм, или сталь с  $D_{кр}=12$  мм? Объясните ваш выбор.

Показатели		Обр. № 1						Обр. № 2					
Марка стали													
Критические точки	Ac <sub>1</sub>												
	Ac <sub>3</sub>												
Режим нагрева	t, °C												
	τ, мин												
Твердость закаленных образцов	HRC												
	l, мм												
Твердость полумартенситной зоны (из рис. 1)													
Расстояние от торца до полумартенситной зоны l <sub>50</sub>													
Критический диа- метр, D <sub>50</sub> (по рис.5)	вода												
	масло												
Расчетный критиче- ский диаметр D <sub>95</sub>	вода												
	масло												
Расчетный критиче- ский диаметр D <sub>99</sub>	вода												
	масло												

## **Практическая работа №6 «ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ»**

### **1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

Ознакомиться с технологическим процессом химико-термической обработки на примере цементации, нитроцементации и азотирования. Исследовать структуру и свойства обработанных поверхностных слоев деталей.

### **2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПОЛОЖЕНИЯ**

Химико-термической обработкой (ХТО) называют поверхностное насыщение стали различными элементами путем их диффузии из внешней среды при высокой температуре. Цель ХТО – повышение твердости, износостойкости, усталостной прочности, контактной выносливости и коррозионной стойкости поверхности деталей машин.

Процесс ХТО состоит из трех стадий:

1. Диссоциация – выделение насыщающего элемента в активном атомарном состоянии.
2. Адсорбция – захват поверхностью стали свободных атомов насыщающего элемента.
3. Диффузия – проникновение насыщающего элемента в глубь металла.

В зависимости от того, каким элементом насыщают поверхностный слой, существуют следующие виды ХТО:

- цементация (углеродом);
- азотирование (азотом);
- нитроцементация, цианирование (углеродом и азотом одновременно);
- диффузионное насыщение металлами и неметаллами (хромирование – хромом, алитирование – алюминием, силицирование – кремнием, борирование – бором и др.).

#### **2.1. Цементация**

Цементация – процесс насыщения поверхностного слоя

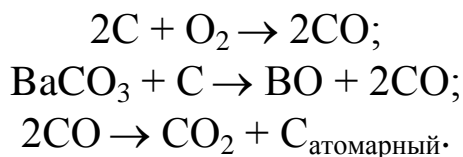


стали углеродом.

Цементации подвергают детали машин, которые должны иметь износостойкую рабочую поверхность и вязкую сердцевину: зубчатые колеса, валы, пальцы, кулачки, червяки и т.д. Такие свойства обеспечивают вязкие низкоуглеродистые стали, содержащие 0,10–0,25 % углерода. Для цементации используют стали марок 10, 15, 20, 25, 15Х, 20Х, 15ХГР, 18ХГТ, 25ХГТ, 12ХН3А, 20ХН4А, 20ХН2М и др. Поверхность насыщается углеродом до 0,8–1,1 % на глубину 0,5–2 мм.

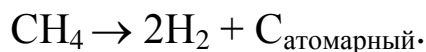
В промышленности применяют два способа цементации: в твердом и в газовом карбюризаторе (науглероживающей среде).

Наиболее распространенный твердый карбюризатор состоит из древесного угля с добавками 20–25 %  $\text{BaCO}_3$  для интенсификации процесса и 3–5 %  $\text{CaCO}_3$  для предотвращения спекания частиц карбюризатора. Детали, подлежащие цементации, и карбюризатор упаковывают в стальной ящик и нагревают в печи до температуры 910–930°C. При этом протекают реакции:



Образующиеся активные атомы углерода диффундируют вглубь металла. Слой толщиной 1 мм образуется за 8–10 ч. После цементации ящик охлаждают на воздухе до 400–500°C и затем раскрывают.

При газовой цементации в качестве карбюризатора используют природный газ, состоящий почти полностью из метана  $\text{CH}_4$ , а также жидкие углеводороды (керосин, бензол и др.), каплями подаваемые в герметичное рабочее пространство печи, где они образуют газовую среду по реакции:



Температура цементации 930 – 950°C. Слой толщиной 1 мм образуется за 6 – 7 ч. В случае газовой цементации можно получить заданную концентрацию углерода в слое, сокращается

длительность процесса (не надо прогревать ящики), обеспечивается возможность полной механизации и автоматизации процессов, упрощается последующая термическая обработка изделий. Ее широко применяют на заводах, изготавливающих детали массовыми партиями. Цементация в твердом карбюризаторе используется в условиях единичного и мелкосерийного производства.

Структура цементованного слоя после медленного охлаждения определяется содержанием углерода и, в соответствии с диаграммой  $Fe - Fe_3C$ , состоит из трех зон: заэвтектоидной наружной ( $C > 0,8 \%$ , структура – перлит и цементит вторичный), эвтектоидной ( $C = 0,8 \%$ , структура – перлит) и доэвтектоидной ( $C < 0,8 \%$ , структура – феррит и перлит) (рис. 1). Структура доэвтектоидной (переходной) зоны отличается от структуры сердцевины меньшим количеством феррита, доля которого возрастает от поверхности к сердцевине. Принято различать полную и эффективную толщину цементованного слоя. За эффективную толщину принимают сумму заэвтектоидной, эвтектоидной и половины доэвтектоидной зоны.

После цементации обязательно выполняют термическую обработку с целью обеспечения максимальной твердости цементованного слоя и вязкой сердцевины. В зависимости от условий работы детали, а также от технологических свойств стали применяют различные режимы термической обработки (рис. 2).

Для ответственных, тяжело нагруженных деталей машин, испытывающих динамические нагрузки, применяют сложную термическую обработку, состоящую из двух закалок (полной и неполной) и низкого отпуска (рис. 2, а). При первой закалке (полной) с нагревом выше температуры  $A_{c3}$  на  $30-50^\circ C$  происходит перекристаллизация сердцевины детали с образованием мелкого аустенитного зерна, что обеспечивает мелкозернистость продуктов распада. Одновременно при этом в поверхностном слое растворяется цементитная сетка, которая при быстром охлаждении вновь не образуется. Вторую закалку (неполную) с нагревом выше  $A_{c1}$  на  $30-50^\circ C$  проводят для устранения перегрева цементованного слоя и придания ему высокой твердости. Заключительной операцией является низкий

отпуск при 160–200°C, переводящий мартенсит закалки в отпущенный мартенсит и уменьшающий остаточные напряжения.

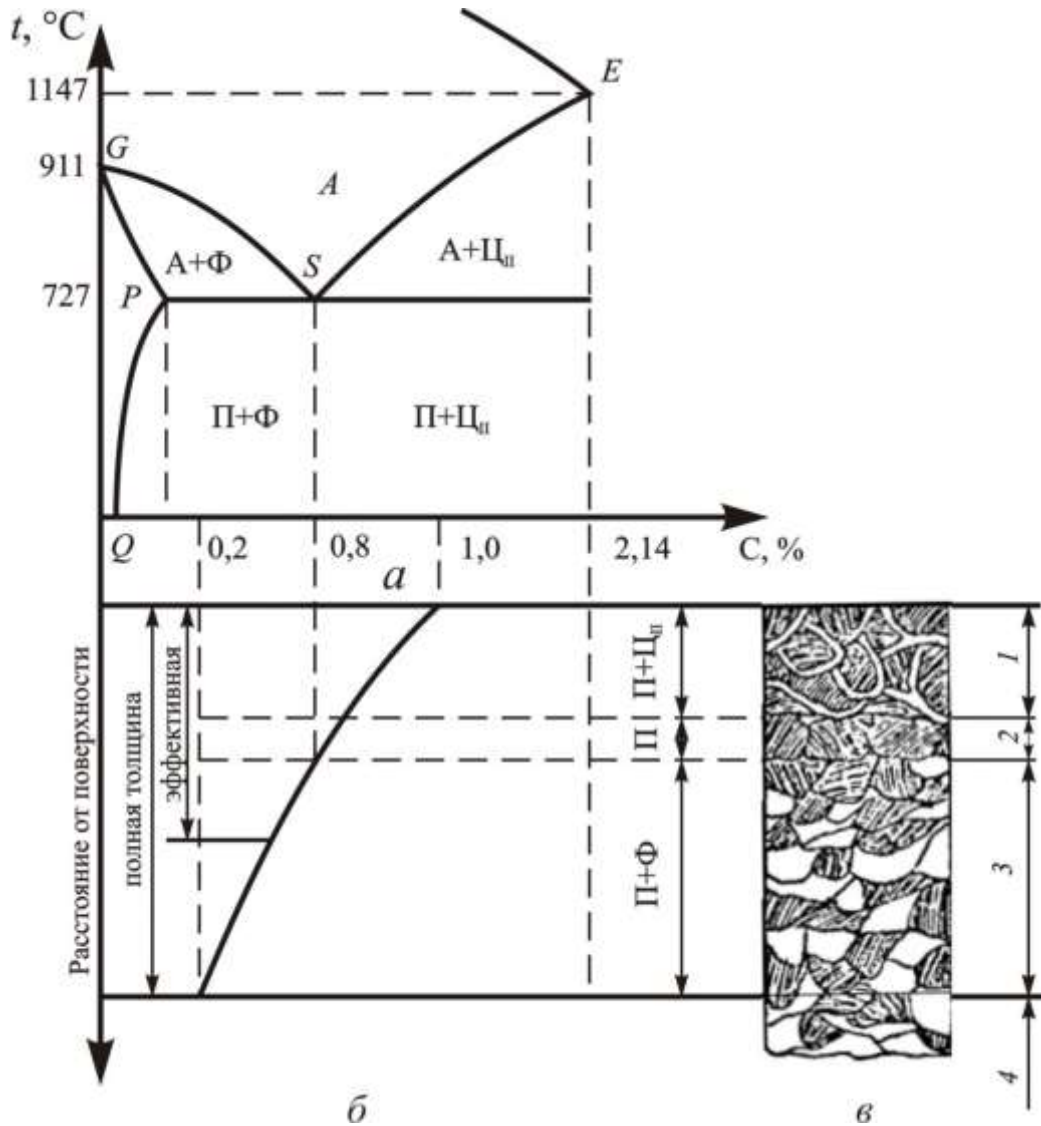


Рис. 1. Влияние содержания углерода на структуру цементованного слоя: *а* – диаграмма состояния Fe–Fe<sub>3</sub>C; *б* – изменение содержания углерода в цементованном слое; *в* – структура цементованного слоя (1 – заэвтектоидная зона, 2 – эвтектоидная зона, 3 – доэвтектоидная (переходная) зона, 4 – сердцевина)

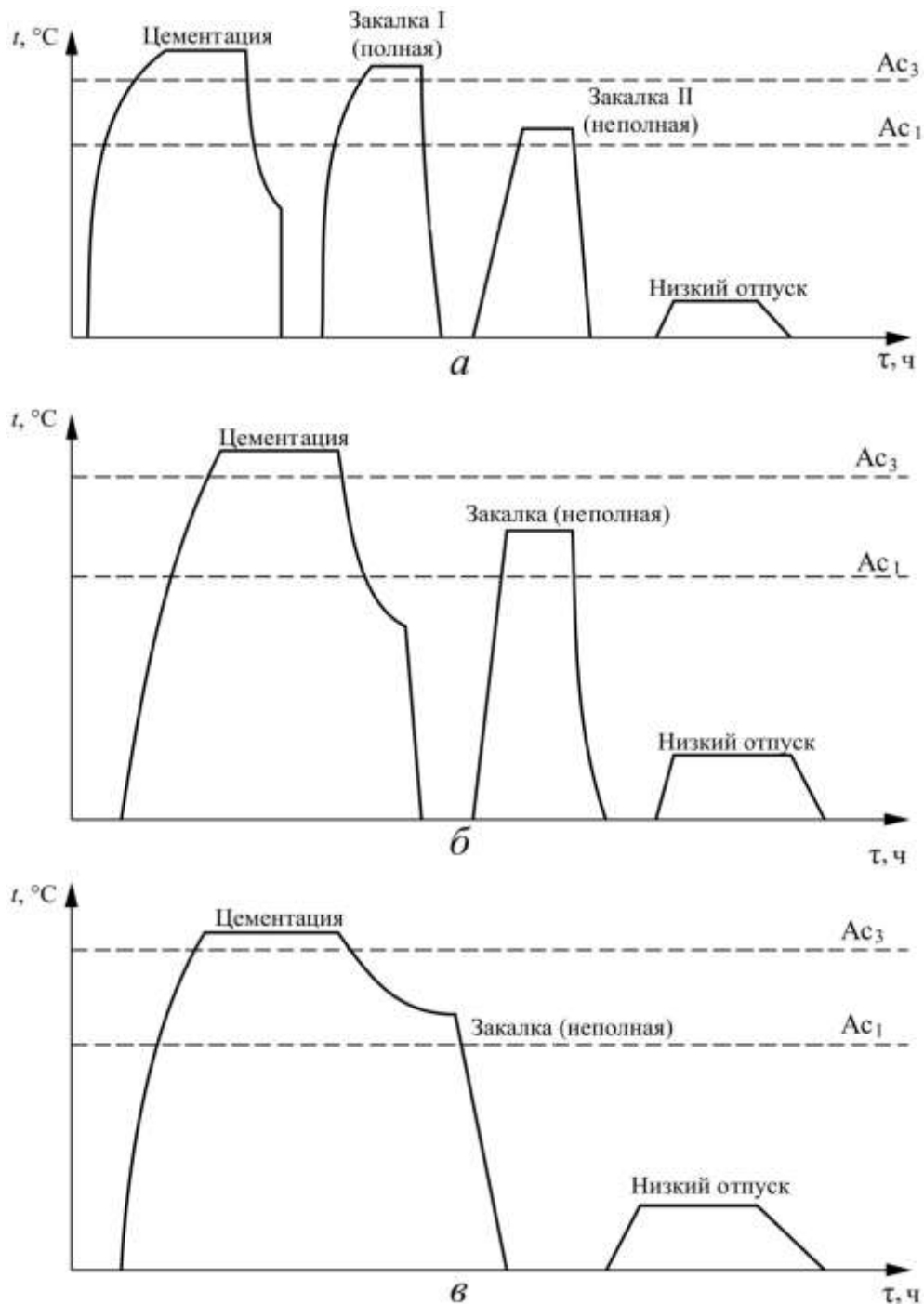


Рис. 2. Режимы термической обработки цементованных деталей:  
*a* – для ответственных деталей; *б*, *в* – для менее ответственных  
 деталей из углеродистых сталей и для деталей из легированных  
 наследственно мелкозернистых сталей  
 механические свойства:  $\sigma_B=500\text{--}800$  МПа,  $\delta=50\%$ , 160–200 НВ

Для менее ответственных деталей из углеродистых сталей и для деталей из легированных наследственно мелкозернистых сталей применяют более простую термообработку, состоящую из

одной неполной закалки и низкого отпуска (рис. 2, б). В этом случае температура неполной закалки несколько повышается, чтобы растворить цементитную сетку в заэвтектоидной зоне цементованного слоя и обеспечить образование глобулярных вторичных карбидов.

В случае газовой цементации закалку можно проводить после подстуживания с цементационного нагрева (рис. 2, в). Такая обработка является наиболее экономичной.

В результате термической обработки поверхностный слой будет иметь структуру отпускаемого мартенсита с глобулярными включениями вторичных карбидов (твердость 56–62 HRC или 650 – 800 HV). Структура сердцевины зависит от химического состава стали и может быть: феррито-перлитной (160–180 HB) – в углеродистых сталях (стали 15, 20, 25), сорбитной (25–35 HRC) – в низколегированных сталях (15X, 20X, 15XФ, 20Г2), бейнитной или даже мартенситной с пониженным содержанием углерода (40–45 HRC) – в среднелегированных сталях (20ХН3А, 20Х2Н4А, 20ХН3ФА).

## 2.2. Азотирование

Азотированием называется процесс диффузионного насыщения поверхности стали азотом. Для азотирования применяют среднеуглеродистые стали, содержащие Cr, Mo, V, W, Al, Ti. Нитриды этих элементов обладают высокой твердостью и термической устойчивостью. Типичными для азотирования являются стали 38Х2МЮА, 38ХМЮА, 35ХМЮА. В настоящее время для этой цели применяют также конструкционные стали 40ХФА, 30Х3МФ1, 38ХНМФА, 40ХГМ, 30Х3ВА, 30ХГТ, 30ХТ2, 30ХТ2Н3Ю, а при невысоких контактных нагрузках – 30Х, 40Х. Кроме того, для повышения коррозионной стойкости азотированию подвергают жаропрочные и коррозионно-стойкие конструкционные стали, а также высокопрочные чугуны.

Перед азотированием детали подвергают термической обработке, состоящей из закалки и высокого отпуска (температура отпуска должна быть выше температуры азотирования) – улучшению на структуру сорбита отпуска. Затем производят механическую обработку, придающую

окончательные размеры изделию. После азотирования производят окончательное шлифование или полирование.

Азотирование проводят в герметичных камерах, куда подается аммиак  $\text{NH}_3$ . При нагреве он диссоциирует по реакции:



Атомарный азот адсорбируется поверхностью стали и диффундирует вглубь металла.

Существует две разновидности азотирования: низкотемпературное – для повышения поверхностной твердости и износостойкости и высокотемпературное – для улучшения коррозионной стойкости.

Обычно применяют низкотемпературное азотирование, которое проводят при температуре 500–520°C в течение 24–60 ч. Толщина слоя составляет 0,3–0,6 мм, твердость 1100–1200 HV. Высокотемпературное азотирование ведут при 650–700°C. Продолжительность процесса 1–6 ч. при толщине слоя 0,3–0,4 мм и твердости 800–950 HV.

Структура азотированного слоя, распределение азота и твердости в ней приведены на рис. 3. Она включает в себя темный тонкий слой коррозионно-стойкой  $\epsilon$ -фазы (твердый раствор на основе  $\text{Fe}_2\text{N}$ ), затем следует зона белой нетравящейся  $\gamma'$ -фазы (твердый раствор на основе  $\text{Fe}_4\text{N}$ ), третья зона представляет из себя азотистый эвтектоид – смесь азотистого феррита  $\alpha$ ,  $\gamma'$ -фазы, карбонитридов и нитридов.

Эффективной азотируемой зоной считается зона внутреннего азотирования без первой зоны.

По сравнению с цементацией азотирование имеет ряд преимуществ: более высокая твердость и износостойкость поверхностного слоя, сохранение им высоких свойств при нагреве до 500 °C (цементованный слой – до 200 °C), повышенное сопротивление коррозии. Недостатками азотирования являются большая длительность процесса и необходимость применения дорогих легированных сталей.

Азотирование применяют для изготовления деталей, испытывающих высокие циклические нагрузки, трение, абразивный



износ: коленчатые валы, гильзы цилиндров, червяки, шестерни и др.

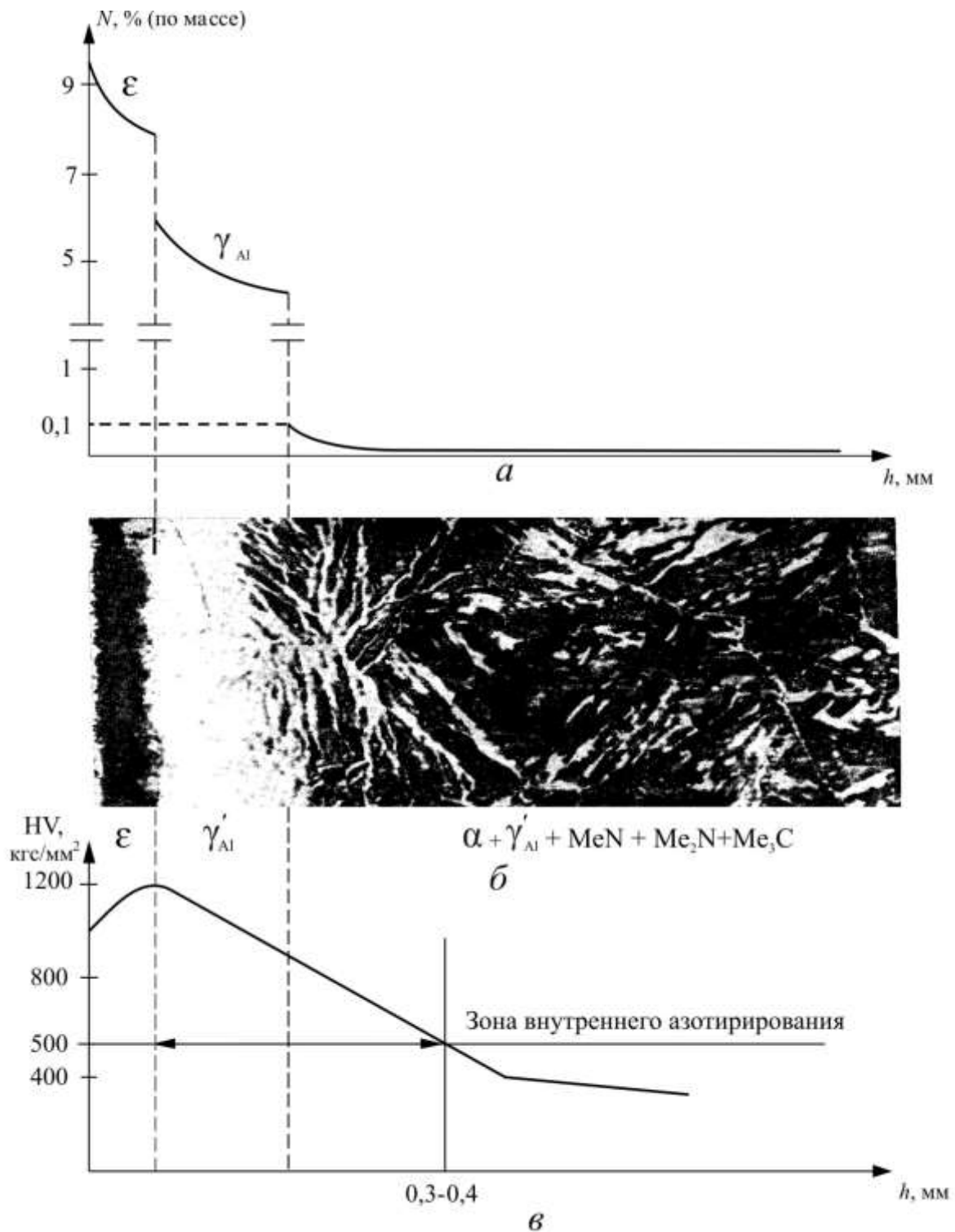


Рис. 3. Структура и свойства азотированного слоя:  
 $a$  – распределение азота;  $b$  – структура;  
 $v$  – распределение твердости



### 2.3. Нитроцементация

Нитроцементация – процесс насыщения поверхности стали одновременно углеродом и азотом. Этот метод ХТО применяется с той же целью и на тех же сталях, что и цементация.

Нитроцементацию проводят в газовой среде, состоящей из смеси природного газа и аммиака, при 840–860 °С. Продолжительность процесса 4–10 ч, толщина слоя 0,2–0,8 мм. После нитроцементации следует закалка непосредственно из печи и низкий отпуск при 160–180 °С (рис. 2, в).

Одновременное насыщение стали углеродом и азотом может также производиться при 820–860 °С в расплавленных солях, содержащих цианистый натрий: 20–25 % NaCN, 25–50 % NaCl и 25–50 % Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>. Такой процесс называют цианированием. Несмотря на сокращение длительности (слой толщиной 0,15–0,30 мм образуется за 30–90 мин), цианирование используется реже из-за ядовитости цианистых солей.

Структура поверхностного слоя после термической обработки состоит из мартенсита отпуска, остаточного аустенита и небольшого количества мелких, равномерно распределенных карбонитридов. Твердость 58–60 HRC (700–750 HV). Сердцевина имеет ту же структуру, что и после цементации. Чаще всего это троостит, бейнит или низкоуглеродистый мартенсит с твердостью 40–45 HRC.

Преимуществами нитроцементации по сравнению с цементацией являются меньшая длительность процесса за счет ускорения диффузии углерода в присутствии азота, меньшая деформация деталей из-за более низкой температуры процесса, более простая термообработка за счет совмещения операций нитроцементации и закалки, большее сопротивление износу и коррозии. Однако, из-за меньшей глубины слоя, детали после нитроцементации уступают цементованным по контактной усталостной прочности.

Нитроцементацию широко применяют в автомобилестроении и тракторостроении для изготовления деталей сложной конфигурации, склонных к короблению.

## 2.4. Диффузионное насыщение металлами и неметаллами

Эти процессы применяют для повышения коррозионной стойкости, жаростойкости, твердости и износостойкости сталей и сплавов. Диффузионное насыщение обычно осуществляют в твердых средах (порошках) соответствующего состава. Насыщаемые детали вместе с порошком упаковывают в металлические контейнеры, нагревают до 1000–1200 °С и выдерживают несколько часов.

В структуре насыщенного слоя образуются твердые растворы легирующего элемента в  $\alpha$ -железе и упрочняющие вторичные фазы в виде химических соединений ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{FeB}$ ,  $\text{Fe}_2\text{B}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Упрочняющие фазы повышают твердость и износостойкость, а окислы – коррозионную стойкость и жаростойкость.

Состав смесей, свойства и применение приведены в таблице.

Процессы диффузионного насыщения

Процесс ХТО	Состав смеси, %	Твердость HV; глубина слоя $h$ , мм	Применение
Алитирование	I. 49–49,5 Al; 49–49,5 $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; 1–2 $\text{NH}_4\text{Cl}$ II. 99,5 FeAl; 0,5 $\text{NH}_4\text{Cl}$	500 HV; $h = 0,2 - 1,0$	Для повышения жаростойкости, коррозионной и эрозионной стойкости
Хромирование	I. 50 FeCr; 43 $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; 7 $\text{NH}_4\text{Cl}$ II. 60 FeCr; 38,8 каолин; 1,2 $\text{NH}_4\text{Cl}$	1200–1300 HV; $h = 0,1 - 0,2$	Для повышения коррозионной стойкости, износостойкости, жаростойкости
Силицирование	I. 40 Si; 59 $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; 1 $\text{NH}_4\text{Cl}$ II. 75 FeSi; 20 шамот; 5 $\text{NH}_4\text{Cl}$	200–300 HV; $h = 0,3 - 1,0$	Для повышения коррозионной стойкости, износостойкости и твердости

Продолжение таблицы

Процесс ХТО	Состав смеси, %	Твердость HV; глубина слоя $h$ , мм	Применение
Борирование	I. $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ II. $\text{NaCl}$ ; $\text{BaCl}_2$ ; $\text{B}_4\text{C}$	1800–2000 HV; $h = 0,1\text{--}0,2$	Для повышения средней износостой- кости в 4–6 раз по сравнению с цемен- тацией, высокой кор- розионной стойкости в агрессивных средах

### 3. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Ознакомиться с основными теоретическими положениями.

2. С помощью металлографического микроскопа изучить структуру цементованного слоя после цементации и после термической обработки, а также азотированного слоя. Зарисовать их.

3. Измерить распределение твердости в термообработанных образцах после цементации.

4. Используя окуляр со шкалой, измерить толщину заэвтектоидной, эвтектоидной и доэвтектоидной зон и рассчитать эффективную глубину цементованного слоя на образцах до термической обработки. Цену деления окулярной шкалы определить с помощью объект-микрометра с ценой деления 0,01 мм по формуле:

$$Ц = \frac{n_1 \cdot 0,01}{n_2},$$

где  $Ц$  – цена деления окулярной шкалы, мм;

$n_1$  – количество делений на объект-микрометре;

$n_2$  – количество делений на окулярной шкале.

#### **4. ОФОРМЛЕНИЕ ОТЧЕТА**

Отчет должен содержать:

1. Наименование и цель лабораторной работы.
2. Рисунки структур цементованного и азотированного слоев.
3. Расчет эффективной толщины цементованного слоя.

#### **5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

1. Что такое цементация, нитроцементация, азотирование?
2. С какой целью проводят ХТО?
3. Какие стали используются для различных видов ХТО?
4. Какие существуют способы цементации, азотирования?
5. В чем преимущество газовой цементации по сравнению с цементацией в твердом карбюризаторе?
6. Из каких зон состоит цементованный слой?
7. С какой целью проводится термическая обработка после цементации, нитроцементации, какие существуют варианты?
8. Каковы преимущества нитроцементации?
9. Особенности технологии азотирования, область применения.
10. Методы диффузионного насыщения металлами и неметаллами, их применение.

## **Практическая работа №7 «МИКРОСТРУКТУРА, СВОЙСТВА И МАРКИРОВКА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ»**

### **1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

Изучение классификации, микроструктуры, маркировки, свойств и области применения углеродистых сталей.

### **2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПОЛОЖЕНИЯ**

Углеродистые стали – это сплавы железа и углерода, содержащие не более 2,14 % углерода. Кроме этого стали содержат примеси: постоянные и случайные. К постоянным примесям относят марганец (до 0,8 %), кремний (до 0,4 %), серу (до 0,05 %), фосфор (до 0,04 %) и газы: азот, кислород и водород (тысячные доли процента). Их наличие обусловлено технологическими особенностями производства стали (марганец, кремний) или невозможностью полного удаления из металла (сера, фосфор, газы). Случайные примеси (хром, никель, медь и др.) попадают в сталь из-за того, что они содержатся в рудах данного географического района или связаны с определённым технологическим процессом производства.

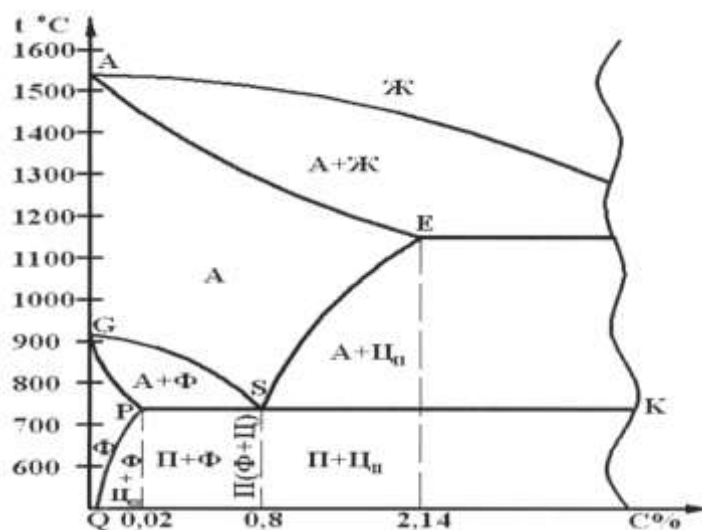
#### **2.1. Фазы и структурные составляющие в системе железо–углерод**

В системе железо–углерод различают следующие фазы: жидкий сплав, феррит, аустенит, цементит и графит (в сталях отсутствует).

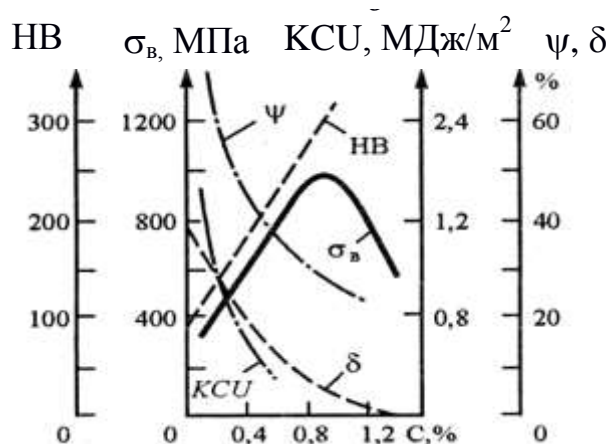
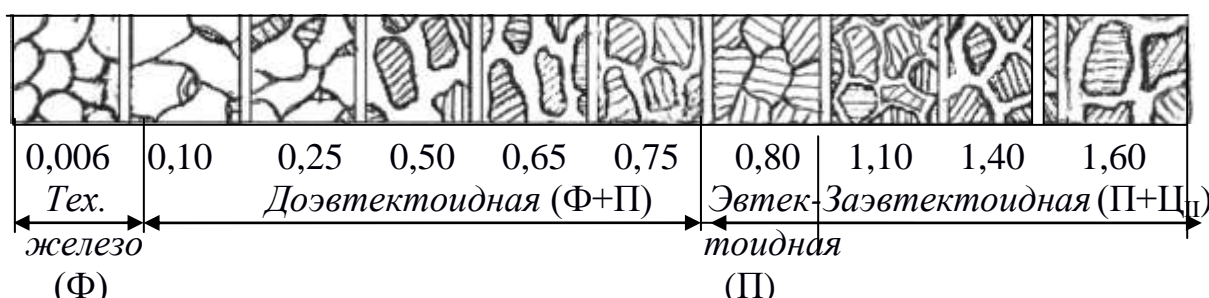
Феррит – твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железе. Кристаллическая решетка – кубическая объемно-центрированная. Феррит существует в области QPG диаграммы Fe-Fe<sub>3</sub>C (рис. 1, а). Максимальное содержание углерода в нём составляет 0,02 % при температуре 727 °С. При температуре 20 °С в феррите содержится 0,006 % углерода. Механические свойства феррита:  $\sigma_B = 250$  МПа,  $\delta = 50$  %,  $\psi = 80$  %, 80–100 НВ.

Аустенит – твердый раствор внедрения углерода в  $\gamma$ -железе.

Решетка – кубическая гранецентрированная. Аустенит существует в области AESG (рис. 1, а). Максимальная растворимость углерода 2,14 % при температуре 1147 °С. Аустенит имеет следующие механические свойства:  $\sigma_B=500\text{--}800$  МПа,  $\delta=50\%$ , 160-200 НВ.



а



б

Рис. 1. Часть диаграммы состояния Fe-Fe<sub>3</sub>C (а), микроструктура (б) и механические свойства углеродистых сталей в отожженном равновесном состоянии (в)

Цементит – химическое соединение железа с углеродом, карбид железа  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Содержание углерода в цементите 6,67 %. Механические свойства:  $\delta=0$  %, 800 НВ.

Структурные составляющие системы железо-углерод: перлит и ледебурит. В структуре сталей ледебурит отсутствует.

Перлит – эвтектоидная механическая смесь двух фаз: феррита и цементита. Образуется из аустенита при температуре 727 °С. Содержание углерода в перлите 0,8 %. Цементит, входящий в состав перлита, может иметь форму пластин и глобулей (зерен). Поэтому различают перлит пластинчатый и зернистый. Механические свойства пластинчатого перлита:  $\sigma_{\text{в}}=820\text{--}900$  МПа,  $\delta=15$  %, 180–220 НВ. Зернистый перлит по сравнению с пластинчатым имеет пониженную твердость и прочность, но повышенную пластичность.

## 2.2. Микроструктура углеродистых сталей

Углеродистые стали в соответствии с диаграммой Fe-Fe<sub>3</sub>C (рис. 1, а, б) по содержанию углерода и по структуре подразделяют на доэвтектоидные (содержат 0,02–0,8 % углерода), эвтектоидные (0,8 % углерода), заэвтектоидные (0,8–2,14 % углерода). Сплавы, содержащие менее 0,02 % углерода, называются техническим железом.

Микроструктура технического железа – феррит.

Микроструктура доэвтектоидной стали состоит из перлита и феррита. С увеличением содержания углерода в стали количество перлита увеличивается. Содержание углерода в доэвтектоидной стали определяют по формуле

$$C = \frac{0,8F_n}{100}, \quad (1)$$

где  $F_n$  – площадь, занятая перлитом на шлифе, %;

0,8 – содержание углерода в перлите.

При просмотре шлифа количество перлита определяют визуально методом сравнения с эталоном шкалы ГОСТ 8233-56 (рис. 2) или методами количественной металлографии.



Микроструктура эвтектоидной стали – пластинчатый перлит.

Микроструктура заэвтектоидной стали состоит из пластинчатого перлита и вторичного цементита, который выделяется в виде сетки по границам перлитных зерен. Содержание углерода в заэвтектоидной стали можно определить по формуле

$$C = \frac{0,8F_n + 6,67F_{\text{ц}}}{100}, \quad (2)$$

где  $F_n$  – площадь, занятая перлитом, %;

0,8 – содержание углерода в перлите;

$F_{\text{ц}}$  – площадь, занятая цементитом, %;

6,67 – содержание углерода в цементите.

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

Углерод повышает твердость и прочность (при содержании до 1 %), но снижает пластичность и вязкость стали (рис. 1, в). Он влияет и на технологические свойства. С увеличением содержания углерода снижается способность стали деформироваться в горячем и особенно в холодном состояниях, ухудшаются литейные свойства и свариваемость.

Марганец и кремний являются полезными примесями. Марганец повышает прочность стали, не снижая пластичности, увеличивает прокаливаемость, уменьшает красноломкость (хрупкость при высоких температурах). Кремний упрочняет сталь, но снижает её пластичность. Сера, фосфор и газы (азот, кислород, водород) – вредные примеси. Сера снижает пластичность и вязкость стали, придаёт ей красноломкость, ухудшает свариваемость и коррозионную стойкость. Фосфор снижает пластичность и вязкость, вызывает хладноломкость стали (охрупчивание при пониженных температурах). Вредное влияние газов проявляется в снижении пластичности и повышении склонности стали к хрупкому разрушению.

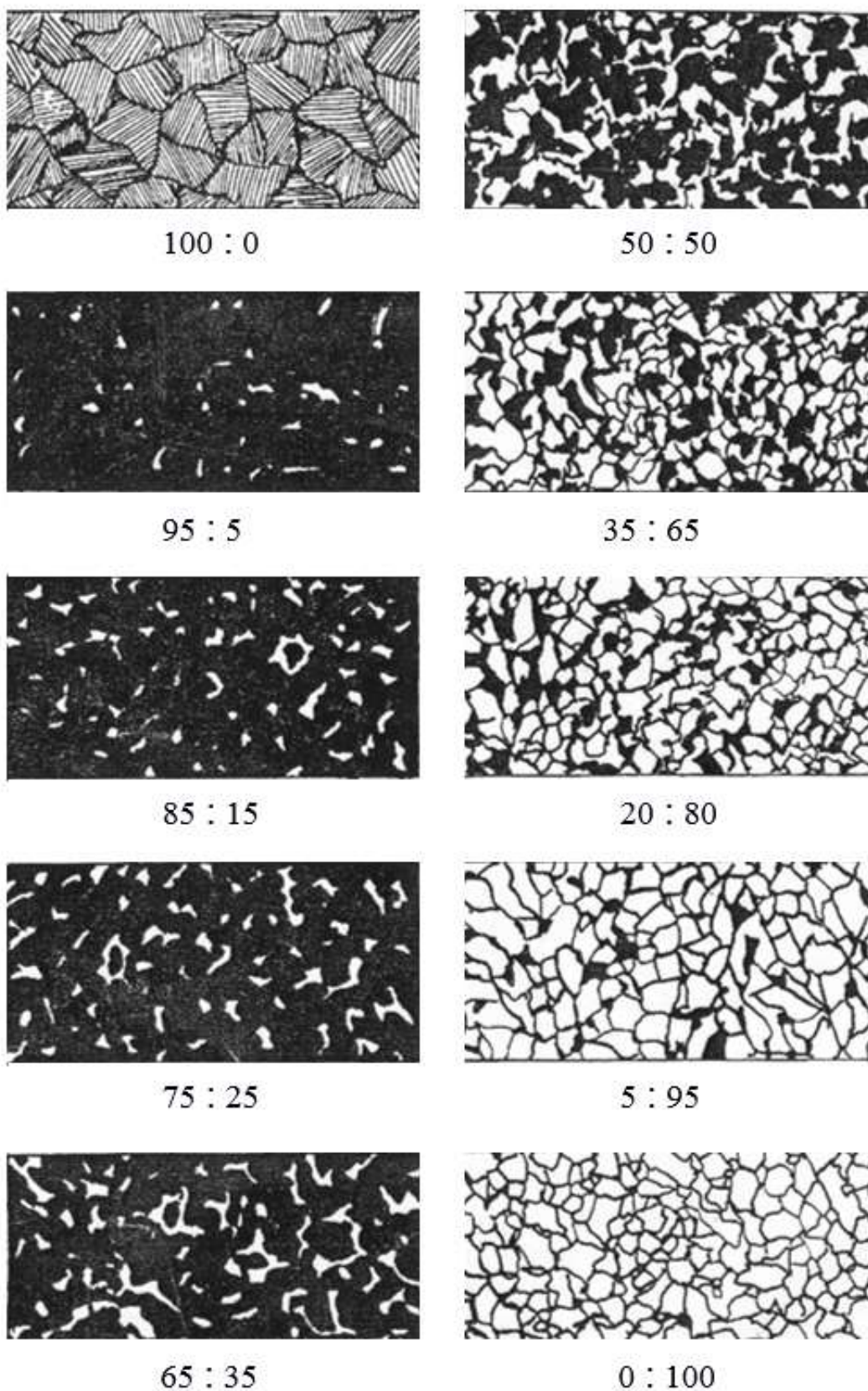


Рис. 2. Эталоны микроструктуры стали (ГОСТ 8233)

## 2.4. Классификация углеродистых сталей

Углеродистые стали классифицируют по содержанию углерода, качеству, способу производства, степени раскисления, структуре и назначению.

По содержанию углерода стали делят на низкоуглеродистые (содержат менее 0,3 % углерода), среднеуглеродистые (0,3–0,6 % углерода) и высокоуглеродистые (более 0,6 % углерода).

По качеству (содержанию вредных примесей: серы и фосфора) углеродистые стали классифицируют на стали обыкновенного качества (содержат не более 0,05 % серы и не более 0,04 % фосфора), качественные (не более 0,04 % серы и 0,035 % фосфора) и высококачественные (не более 0,025 % серы и 0,025 % фосфора).

По способу производства различают стали выплавленные в электропечах, мартеновских печах и в кислородных конвертерах.

По степени раскисления стали подразделяют на спокойные, полуспокойные и кипящие. Раскисление – процесс удаления из жидкой стали кислорода, который уменьшает её прочность, пластичность и вязкость. Спокойные стали получают полным раскислением марганцем, кремнием и алюминием. Они содержат мало кислорода и затвердевают спокойно без газовыделения. Кипящие стали раскисляют только марганцем. В них содержится повышенное количество кислорода, который при затвердевании, взаимодействуя с углеродом, образует газ CO. Выделение пузырьков CO создает впечатление кипения стали. Спокойная сталь обладает лучшими свойствами, но является более дорогой. Полуспокойные стали (раскисляют марганцем и кремнием) занимают промежуточное положение между спокойными и кипящими.

По структуре стали разделяют на доэвтектоидные (структура – феррит и перлит), эвтектоидные (перлит) и заэвтектоидные (перлит и цементит).

По назначению углеродистые стали делят на конструкционные (предназначены для изготовления деталей машин, конструкций и сооружений) и инструментальные (для изготовления различного инструмента).

## **2.5. Маркировка углеродистых сталей**

### **2.5.1. Углеродистые конструкционные стали обыкновенного качества (ГОСТ 380-2005)**

Это самые дешевые конструкционные стали. В процессе выплавки они меньше всех очищаются от вредных примесей.

Стали обыкновенного качества маркируют буквами «Ст» (Сталь) и цифрами от 0 до 6, которые означают условный номер марки. Чем больше номер стали, тем больше в ней содержание углерода и, следовательно, выше прочность и ниже пластичность. Буква «Г» означает марганец при его содержании в стали более 0,8 %. Степень раскисления указывают буквами: «сп» – спокойная, «пс» – полуспокойная, «кп» – кипящая. Сталь Ст0 по степени раскисления не разделяют, в ней регламентируют только содержание углерода (не более 0,23 %), серы (до 0,06 %) и фосфора (до 0,07 %).

**Например:** Ст3кп – сталь углеродистая обыкновенного качества, номер 3, кипящая.

Из сталей обыкновенного качества изготавливают горячекатаный прокат: балки, швеллеры, уголки, а также листы и трубы. Их широко применяют в строительстве для сварных, клепаных и болтовых конструкций, реже для изготовления малонагруженных деталей машин (валы, оси, звёздочки и т.д.).

### **2.5.2. Углеродистые конструкционные качественные стали (ГОСТ 1050-1988)**

К таким сталям предъявляются более высокие требования по содержанию вредных примесей (серы не более 0,04 %, фосфора не более 0,035 %), а также по неметаллическим включениям. Качественные углеродистые конструкционные стали маркируют числами: 08, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55, 58, 60, которые указывают среднее содержание углерода в сотых долях процента. Степень раскисления обозначают: кипящую – «кп», полуспокойную – «пс», спокойную – без индекса.

**Например:** сталь 15 – углеродистая конструкционная качественная, содержит в среднем 0,15 % углерода, спокойная.

Качественные конструкционные стали широко применяют для изготовления самых разнообразных деталей машин во всех отраслях машиностроения.

### **2.5.3. Углеродистые инструментальные стали (ГОСТ 1438-99)**

Эти стали выпускаются качественными (содержание серы не более 0,028 %, фосфора не более 0,03 %) и высококачественными (серы не более 0,018 %, фосфора не более 0,025 %).

Углеродистые инструментальные стали маркируют буквой «У» (углеродистая) и числом, показывающим среднее содержание углерода в десятых долях процента. Буква «А» в конце марки указывает на то, что сталь высококачественная. Буква «Г» означает повышенное содержание марганца (0,33–0,58 %).

**Например:** У10А – углеродистая инструментальная сталь, содержащая в среднем 1 % углерода, высококачественная.

Углеродистые инструментальные стали используют для изготовления измерительных инструментов (калибры простой формы), небольших штампов холодной высадки и вытяжки, режущих инструментов (мелкие метчики, сверла, напильники, пилы и др.), работающих при небольших скоростях резания.

## **3. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ ЗАНЯТИЯ**

1. Просмотреть коллекцию микрошлифов с помощью металлографического микроскопа.
2. Определить содержания углерода в сталях, используя формулы (1) и (2).
3. По содержанию углерода определить марку сталей.
4. Используя приложения, определить химический состав, механические свойства и область применения каждой стали.

## **4. ОФОРМЛЕНИЕ ОТЧЕТА**

Отчёт должен содержать:

1. Наименование и цель практического занятия.
2. Краткое изложение основных теоретических положений.
3. Результаты выполнения занятия, сведенные в таблицу.



## 5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Дайте определение фаз в системе Fe–Fe<sub>3</sub>C.
2. Что такое перлит?
3. Опишите структуру технического железа, доэвтектоидной, эвтектоидной, заэвтектоидной сталей.
4. Как определяют содержание углерода в сталях по микроструктуре?
5. Назовите постоянные примеси в углеродистых сталях.
6. Как влияет углерод и постоянные примеси на свойства сталей?
7. Как классифицируют стали по содержанию углерода?
8. Как маркируют углеродистые инструментальные стали?



## Оформление отчета

[illegible]

## Приложение 1

**Химический состав (ГОСТ 380-2005) и механические свойства горячекатаного проката  
из конструкционной углеродистой стали обыкновенного качества**

Марка стали	Химический состав, %					Механические свойства		Область применения
	C	Mn	Si	S	P	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	
Ст0	$\leq 0,23$	—	—	$\leq 0,06$	$\leq 0,07$	$\geq 300$	23	Неответственные строительные конструкции, прокладки, шайбы
Ст1кп	0,06— 0,12	0,25— 0,90	$\leq 0,05$	не более 0,05	не более 0,04	300—390	35	Малонагруженные детали: за- клепки, шайбы, прокладки, кожу- хи
Ст1пс	0,06— 0,12	0,25— 0,50	0,05— 0,15			310—410	34	
Ст1сп	0,06— 0,12	0,25— 0,50	0,15— 0,30			310—410	34	
Ст2кп	0,09— 0,15	0,25— 0,50	$\leq 0,05$			320—410	33	Детали металлоконструкций: ра- мы, оси, валики
Ст2пс	0,09— 0,15	0,25— 0,50	0,05— 0,15			330—430	32	
Ст2сп	0,09— 0,15	0,25— 0,50	0,15— 0,30			330—430	32	
Ст3кп	0,14— 0,22	0,40— 0,65	$\leq 0,05$			360—460	27	Рамы, крюки кранов, кольца, ци- линдры, крышки, цементируемые детали

Продолжение прил. 1

Марка стали	Химический состав, %					Механические свойства		Область применения
	C	Mn	Si	S	P	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	
Ст3сп	0,14–0,22	0,40–0,65	0,15–0,30	не более 0,05	не более 0,04	370–480	26	Рамы, крюки кранов, кольца, цилиндры, крышки, цементируемые детали
Ст3Гпс	0,14–0,22	0,80–1,10	$\leq 0,15$			370–490	26	
Ст3Гсп	0,14–0,20	0,80–1,10	0,15–0,30			390–570	26	
Ст4кп	0,18–0,27	0,40–0,70	$\leq 0,05$			400–510	25	Валы, оси, тяги, пальцы, крюки, болты, гайки при невысоких требованиях к прочности
Ст4пс	0,18–0,27	0,40–0,70	0,05–0,15			410–530	24	
Ст4сп	0,18–0,27	0,40–0,70	0,15–0,30			410–530	24	
Ст5сп	0,28–0,37	0,50–0,80	0,05–0,15			490–630	20	Валы, оси, звездочки, крепежные детали при повышенных требованиях к прочности
Ст5сп	0,28–0,37	0,50–0,80	0,15–0,30			490–630	20	
Ст5Гпс	0,22–0,30	0,80–1,20	$\leq 0,15$			540–590	20	
Ст6пс	0,38–0,49	0,50–0,80	0,05–0,15			$\geq 590$	15	Валы, оси, муфты, цепи с высокой прочностью

**Химический состав и свойства углеродистых качественных конструкционных сталей в нормализованном состоянии (ГОСТ 1050-88)**

Марка стали	Химический состав, %					Механические свойства			Область применения
	C	Mn	Si	S	P	HB	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\delta$ , %	
						не более	не менее		
08	0,05–0,12	0,35–0,65	0, 17- 0, 37	не более 0,040	не более 0,035	131	320	33	Шайбы, патрубки, прокладки
10	0,07–0,14	0,35–0,65				143	330	31	Шайбы, прокладки, трубы
15	0,12–0,19	0,35–0,65				149	370	27	Без ТО – болты, винты, крепеж. После ХТО – рычаги, кулачки
20	0,17–0,24	0,35–0,65				163	410	25	Без ТО – крюки кранов и муфты. После ХТО – шестерни, червяки
25	0,22–0,30	0,50–0,80				170	450	23	Без ТО – оси, валы, соединительные муфты. После ХТО – винты, втулки
30	0,27–0,35	0,50–0,80				179	490	21	Тяги, траверсы, рычаги, звездочки, шпиндели

## Продолжение прил. 2

Марка стали	Химический состав, %					Механические свойства			Область применения
	C	Mn	Si	S	P	HB	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\delta$ , %	
						не более	не менее		
35	0,32–0,40	0, 50-0, 80	0, 17-0, 37	не более 0,040	не более 0,035	207	530	20	Оси, цилиндры, коленчатые валы, шатуны
40	0,37–0,45					217	570	19	Коленчатые валы, шатуны, зубчатые венцы, оси
45	0,42–0,50					229	600	16	Вал-шестерни, коленчатые и распределительные валы, шпиндели
50	0,47–0,55					241	630	14	Прокатные валки, штоки, оси, бандажи
55	0,52–0,60					255	650	13	Зубчатые колеса, муфты сцепления коробок передач
60	0,57–0,65					255	680	12	Колеса вагонов, диски сцепления, шпиндели

**Химический состав и свойства углеродистых инструментальных сталей после отжига  
(ГОСТ 1435-99)**

Марка стали	Химический состав, %					Механические свойства			Область применения
	C	Mn	Si	S	P	HB	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\delta$ , %	
				не более					
У7	0,65–0,74	0,17–0,33	0, 17–0, 33	0,028	0,030	187	650	не определяется ГОСТом	Инструмент для обработки дере- ва: топоры, колуны, стамески
У7А	0,65–0,74	0,17–0,28		0,018	0,025	187	650		
У8	0,75–0,84	0,17–0,33		0,028	0,030	187	650		Инструмент для обработки дере- ва: фрезы, зенковки, пилы про- дольные и дисковые. Слесарно- монтажный инструмент: отверт- ки, кернеры, плоскогубцы, ку- сачки
У8А	0,75–0,84	0,17–0,28		0,018	0,025	187	650		
У8Г	0,80–0,90	0,33–0,58		0,028	0,030	187	650		
У8ГА	0,80–0,90	0,33–0,58		0,018	0,025	187	650		



Марка стали	Химический состав, %					Механические свойства			Область применения
	C	Mn	Si	S	P	HB	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\delta$ , %	
				не более			не более	не более	
У9	0,85–0,94	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,030	192	650	не определяется ГОСТом	Инструмент для обработки дере- ва: фрезы, зенковки, пилы про- дольные и дисковые. Слесарно- монтажный инструмент: отверт- ки, кернеры, плоскогубцы, ку- сачки
У9А	0,85–0,94	0,17–0,28		0,018	0,025	192	650		
У10	0,75–0,84	0,17–0,33		0,028	0,030	212	750		Инструмент для обработки дере- ва: пилы ручные, сверла спи- ральные
У10А	0,95–1,09	0,17–0,28		0,018	0,025	212	750		
У12	1,10–1,29	0,17–0,33		0,028	0,030	217	750		Метчики, напильники, шаберы и штамповый инструмент для хо- лодной деформации
У12А	1,10–1,29	0,17–0,28		0,018	0,025	217	750		

## **Практическая работа №8 «МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЧУГУНОВ»**

### **1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

Изучение микроструктуры белых, серых, высокопрочных и ковких чугунов. Установление зависимости между структурой и механическими свойствами чугунов. Ознакомление с маркировкой и применением серых, высокопрочных и ковких чугунов.

### **2. КРАТКИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПОЛОЖЕНИЯ**

**Чугунами** называются железоуглеродистые сплавы с повышенным (более 2,14 % C) содержанием углерода. Повышенное количество углерода в составе чугунов приводит либо к образованию в структуре сплава твердой и хрупкой эвтектики в соответствии с диаграммой Fe-Fe<sub>3</sub>C, либо к появлению свободного углерода в виде графита в результате процесса графитизации (таблица 1).

Образование кристаллов графита (графитизация чугуна) зависит в основном *от двух условий*: скорости охлаждения и наличия в чугуне «графитизирующих» примесей Si, Ni, Al и др. Препятствуют графитизации быстрое охлаждение и наличие карбидообразующих примесей Mn, Cr и др., а также серы. Для расчета шихты при выплавке чугуна пользуются структурными диаграммами, простейшие из которых представлены на рис. 1 а, б.

Так как графит содержит 100 % углерода, а цементит всего 6,67 %, то следует заключить, что жидкая фаза и аустенит по составу более близки к цементиту, чем к графиту, и поэтому образование цементита из жидкой фазы и аустенита должно протекать легче, чем графита, что и наблюдается по диаграмме Fe-Fe<sub>3</sub>C.

### **3. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЧУГУНОВ, КЛАССИФИКАЦИЯ И МАРКИРОВКА**

Из диаграммы рис. 1 следует, что в зависимости от скорости охлаждения и содержания углерода и кремния можно получить

чугуны разных структурных классов.

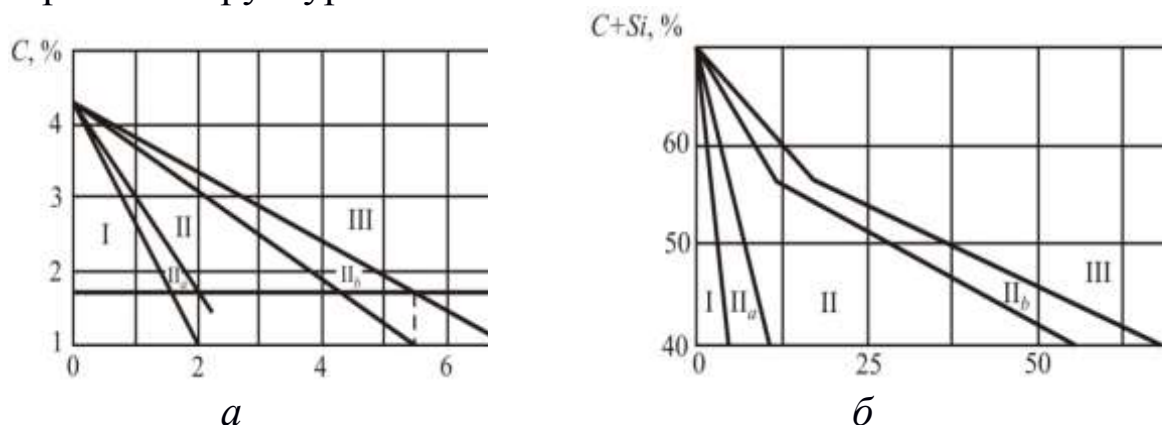


Рис.1. Структурная диаграмма чугунов:

а – в зависимости от соотношения углерода и кремния;

б – в зависимости от суммарного содержания C + Si  
и от толщины стенки детали

I – белые чугуны, структура П + Л;

II<sub>а</sub> – половинчатые чугуны, структура П + Г + Л;

II – серые перлитные чугуны, структура П + Г;

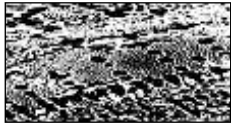

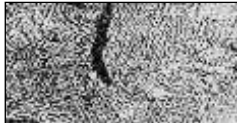

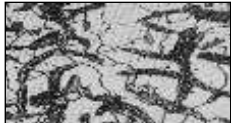
II<sub>б</sub> – серые феррито-перлитные чугуны, структура Ф + П + Г;

III – серые ферритные чугуны, структура Ф + Г

Механизм формирования структуры в зависимости от степени графитизации проиллюстрирован в таблице 1. Основное отличие серых чугунов от белых заключается в отсутствии в их структуре первичного цементита, входящего в состав карбидной эвтектики.

Таблица 1

## Механизм кристаллизации чугунов

Наименование чугуна		I кристаллизация	II кристаллизация	Структура
1	Белые чугуны (БЧ)	$\text{Ж} \rightarrow \text{А}$ $\text{Ж}_{4,3} \xrightarrow{1147^\circ} \text{Л}(\text{А} + \text{Ц}_I)$	$\text{А}_{2,14-0,8} \xrightarrow{1147-727^\circ} \text{Ц}_{II}$ $\text{А}_{0,8} \xrightarrow{727^\circ} \text{П}(\Phi + \text{Ц})$	$\text{П} + \text{Ц}_{II} + \text{Л}(\text{П} + \text{Ц})$ 
2	Половинчатые	$\text{Ж}_{4,3} \xrightarrow{1153^\circ} \text{А} + \text{Гр} \rightarrow \text{СЧ}$ $\text{Ж}_{4,3} \xrightarrow{1147^\circ} \text{Л}(\text{А} + \text{Ц}_I) \rightarrow \text{БЧ}$	$\text{А}_{2,14-0,8} \xrightarrow{1147-727^\circ} \text{Ц}_{II}$ $\text{А}_{0,8} \xrightarrow{727^\circ} \text{П}(\Phi + \text{Ц})$	$\text{П} + \text{Ц}_{II} + \text{Л} + \text{Гр}$ 
3	Серый чугун на перлитной основе (СЧ)	$\text{Ж}_{4,3} \xrightarrow{1153^\circ} \text{А} + \text{Гр}$	$\text{А}_{2,14-0,8} \xrightarrow{1147-727^\circ} \text{Ц}_{II}$ $\text{А}_{0,8} \xrightarrow{727^\circ} \text{П}(\Phi + \text{Ц})$	$\text{П} + \text{Гр}$ 
4	СЧ на феррито-перлитной основе	$\text{Ж}_{4,3} \xrightarrow{1153^\circ} \text{А} + \text{Гр}$	$\text{А}_{2,14-0,8} \xrightarrow{1147-727^\circ} \text{Ц}_{II}$ $\text{А}_{0,8} \xrightarrow{738^\circ} \Phi + \text{Гр}$ $\text{А}_{0,8} \xrightarrow{727^\circ} \text{П}(\Phi + \text{Ц})$	$(\Phi + \text{П}) + \text{Гр}$ 
5	СЧ на ферритной основе	$\text{Ж}_{4,3} \xrightarrow{1153^\circ} \text{А} + \text{Гр}$	$\text{А}_{2,14-0,8} \xrightarrow{1147-727^\circ} \text{Гр}$ $\text{А}_{0,8} \xrightarrow{738^\circ} \Phi + \text{Гр}$	$\Phi + \text{Гр}$ 

### 3.1. Белые чугуны

**Белыми** называют чугуны, в которых весь углерод находится в связанном состоянии – в виде цементита. Структуры таких чугунов соответствуют структурам диаграммы Fe–Fe<sub>3</sub>C при содержании углерода более 2,14 %. По структуре различают *дозвтектические* (< 4,3 % C), *эвтектический* (4,3 % C) и *заэвтектические* (> 4,3 % C) белые чугуны. Большое количество цементита в структуре определяет их механические свойства, они обладают высокой твердостью (НВ 450–550 в доэвтектических чугунах и до НВ 700 в заэвтектических) и хрупкостью, очень трудно обрабатываются резанием. Поэтому нашли ограниченное применение как конструкционные материалы только доэвтектические белые чугуны, в том числе легированные, для деталей, работающих в условиях абразивного трения (шары и бронеплиты шаровых мельниц, рабочие колеса центробежных насосов для перекачки водоугольных суспензий, тормозные колодки и др.). Эвтектические и заэвтектические белые чугуны нашли применение как передельные чугуны в производстве стали. Повышение содержания углерода приближает сплав к эвтектическому составу, уменьшает температуру плавления и температурный интервал кристаллизации, что положительно отражается на литейных свойствах сплавов.

Структуры белых чугунов представлены на рис. 2.

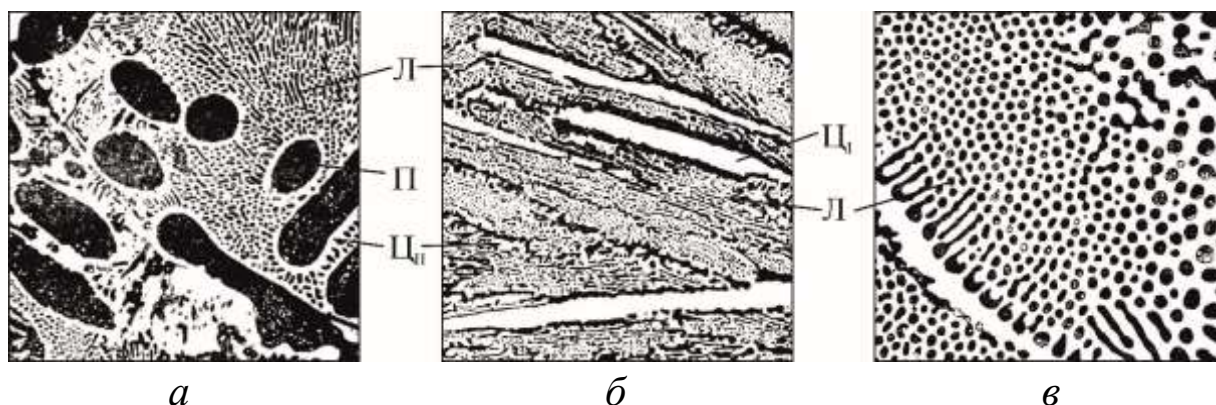


Рис. 2. Структуры белых чугунов: *а* – доэвтектического; *б* – заэвтектического; *в* – эвтектического (П – перлит; Ц – цементит; Л – ледебурит)

### 3.2. Серые чугуны

**Серыми** называют чугуны, в которых часть углерода находится в виде цементита ( $C_{\text{связ}} \leq 0,8 \%$ ), остальной углерод образует кристаллы графита. Структуры таких чугунов соответствуют областям II, II<sub>b</sub>, III диаграмм рис. 1 и приведены в таблице 1. В зависимости от степени графитизации меняется структура металлической основы и, соответственно, количество и размеры кристаллов графита. Подбором химсостава (C + Si) % и скоростью охлаждения можно обеспечить получение различной структуры металлической основы. Однако этот путь ограничен получением предела прочности при растяжении не более 250–280 МПа в перлитном сером чугуне. Повышение прочностных характеристик чугуна возможно с применением технологических приемов, обеспечивающих изменение формы, размеров и распределение графитовых включений. К таким приемам относятся модифицирование, термообработка чугуна. Примеры структур серого чугуна в зависимости от формы графита и структуры основы представлены в таблица 2.

Чем больше графита, чем он крупнее, чем неравномернее он расположен в металлической основе – тем ниже прочность чугуна. При одинаковой форме графита, прочность тем выше, чем больше в структуре металлической основы перлита. Наибольшей прочностью и твердостью обладают перлитные серые чугуны.

#### 3.2.1. Модифицированный кремнием серый чугун




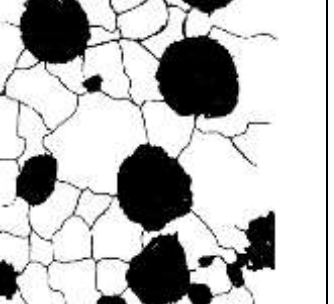

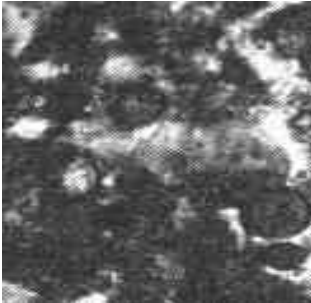
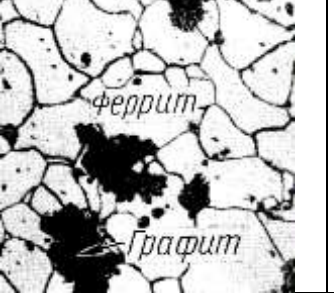

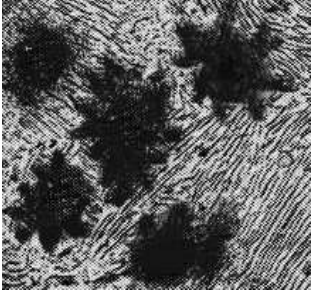
Цель – получение перлитного серого чугуна с мелким «завихренным» равномерно распределенным пластинчатым графитом. Достигается это путем обработки жидкого чугуна при выпуске из плавильной печи небольшими добавками (0,3–0,5 %) ферросилиция или силикокальция. Под струю металла в литейный ковш засыпается порция свежеразмолотого ферросилиция, который растворяется и размешивается в чугуне. Жидкий чугун должен быть перегрет до 1400°C, иметь химсостав, который после затвердевания дал бы структуру половинчатого чугуна (таблица 1). Добавление кремния в жидкий металл переводит по химсоставу чугун из области II<sub>a</sub> в область II, т.е. обеспечивает получение перлитного



серого чугуна (рис. 1). Часть кремния расходуется на связывание растворенного в чугуне кислорода, при этом образуются мелкие твердые частицы  $\text{SiO}_2$  ( $T_{\text{пл}} \sim 1710^\circ\text{C}$ ), которые служат дополнительными зародышами кристаллов графита. Таким образом, графит измельчается, более равномерно распределяется, временное сопротивление может быть повышено до 350–400 МПа.

Таблица 2

## Структура серых чугунов

Название, группа, марка	Структурный класс чугуна		
	ферритный	феррито-перлитный	перлитный
Серый чугун			
Марка	СЧ10; СЧ15	СЧ15; СЧ20	СЧ25; СЧ30*
Высокопрочный чугун			
Марка**	ВЧ40	ВЧ45; ВЧ50	ВЧ60; ВЧ70
Ковкий чугун			
Марка	КЧ33-8; КЧ37-12	КЧ45-7; КЧ50-5	КЧ60-3; КЧ65-3

Примечания:

\* – Модифицированный кремнием серый чугун

\*\* – Модифицированный магнием высокопрочный чугун

### 3.2.2. Модифицированный магнием высокопрочный чугун

Это разновидность серого чугуна, получившая другое название из-за существенного различия механических характеристик. Цель модифицирования магнием – получить шаровидный графит, который по сравнению с пластинчатым является значительно меньшим концентратором напряжений, меньше «ослабляет» металлическую основу, тем самым повышая прочность чугуна. Для этого жидкий перегретый до 1400–1500°C чугун обрабатывается добавками в ковш 0,3–0,5 % по массе магния, который должен раствориться в чугуне, и при кристаллизации, будучи поверхностно-активным веществом относительно растущих кристаллов графита, обеспечить одинаковую скорость роста во всех направлениях и получение шаровидной формы графита. Чтобы магний не расходовался на реакции с кислородом и серой, перед обработкой магнием в ковш дают 0,3 % ферросилиция, а выплавленный чугун должен быть очень чистым по сере ( $\leq 0,01\text{--}0,02\%$  S). Введение магния в жидкий чугун сопряжено с рядом трудностей: магний – легкий металл ( $\rho \sim 1,7\text{ г/см}^3$ ), его температура кипения ниже температуры жидкого чугуна. Один из вариантов современной технологии – введение магния «под колоколом» в ковш с жидким чугуном, помещенный в герметичную камеру – автоклав, где предварительно повышается давление до 10 атм.

Структуры высокопрочного чугуна приведены в таблице 2. Прочность при растяжении в таком чугуне достигает 800 МПа, а после термообработки – 1000 МПа.

### 3.2.3. Получение ковкого чугуна с хлопьевидным графитом

Хлопьевидный графит (углерод отжига) меньше, чем пластинчатый, ослабляет металлическую основу, поэтому чугун с таким графитом более прочен, чем серый чугун. Получают чугун с такой формой графита и перлитной или ферритной основой высокотемпературным отжигом белого доэвтектического чугуна (рис. 3).

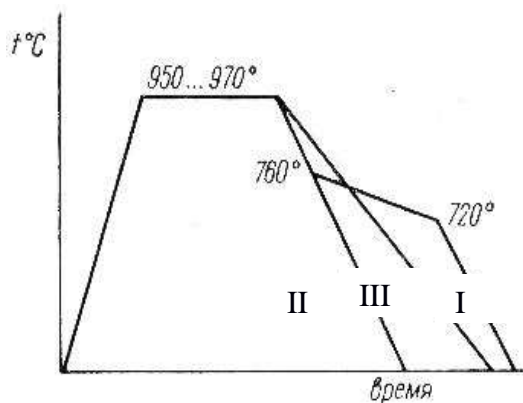


Рис. 3. Схемы режимов отжига отливок на ковкий чугун:

- I – отжиг на ферритный чугун;
- II – отжиг на перлитный чугун;
- III – отжиг на феррито-перлитный чугун

Для этого используется белый чугун (область I, рис. 1). Он разливается в формы и после затвердевания имеет структуру П + Ц<sub>П</sub> + Л. Последующий отжиг при температуре 950–1000°C с длительной выдержкой вызывает распад первичного цементита и диффузию атомов углерода, собирающихся в компактные включения графита хлопьевидной формы (таблица 2). Различная степень графитизации регулируется разными режимами охлаждения и получается ферритный (режим I, рис. 3), перлитный (режим II, рис. 3) либо феррито-перлитный ковкий чугун (режим III, рис. 3). Общая продолжительность отжига достигает 70–80 ч, что сильно удорожает процесс. Возможность гарантированного получения структуры белого чугуна только в тонком сечении (область I, рис. 1) ограничивает применение этого чугуна только для мелких тонкостенных деталей.

Структуры ковкого чугуна представлены в таблице 2. Прочность при растяжении у ковких чугунов может быть до 800 МПа.

### 3.3. Маркировка чугунов

Серые чугуны с пластинчатым графитом регламентируются ГОСТ 1412-85. Они маркируются буквами СЧ и цифрами, например СЧ25. Цифры указывают, что прочность на растяжение этого чугуна не менее 250 МПа (25 кгс/мм<sup>2</sup>).

Высокопрочные чугуны с шаровидным графитом по ГОСТ

7293-85 маркируются буквами ВЧ и цифрами, значение цифр то же, что и у серого чугуна. Например, ВЧ60 имеет  $\sigma_b \geq 600$  МПа (60 кгс/мм<sup>2</sup>).

Ковкие чугуны с хлопьевидным графитом по ГОСТ 1215-79 маркируются буквами КЧ и двумя группами цифр. Первая группа цифр показывает временное сопротивление растяжению, вторая группа цифр обозначает относительное удлинение. Например, КЧ37–12 имеет  $\sigma_b \geq 370$  МПа (37 кгс/мм<sup>2</sup>) и  $\delta \geq 12$  %.

Серые чугуны – широко применяемые конструкционные материалы, обладающие хорошими технологическими свойствами, хорошо работают на сжатие, изгиб, обладают антифрикционными свойствами, гасят вибрации. Примеры применения чугунов различных марок даны в прил. 1, а их свойства – в прил. 2.

#### 4. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ ЗАНЯТИЯ

1. Изучить микроструктуру белых и серых чугунов при просмотре коллекции микрошлифов на металлографическом микроскопе.

2. Зарисовать микроструктуры в таблице отчета (таблица 3) и расшифровать их, обозначив структурные составляющие.

3. Сравнить зарисованные структуры с классификатором структур рис. 3, назвать чугун каждого образца, его марку и примерное назначение по прил. 1.

4. Пользуясь таблицами химического состава и механических свойств ГОСТ 1412-85, ГОСТ 7293-85, ГОСТ 1215-79 (прил. 2), заполнить соответствующие графы таблицы отчета.

Таблица 3

## Форма отчета

№ шлифа	Микроструктура		Название чугуна, марка, ГОСТ	Хим. состав, %					Мех. свойства			Примерное назначение
	рисунк	название		C	Si	Mn	P	S	HВ	$\sigma_B$	$\delta$	

5. Проанализировать информацию, содержащуюся в таблице отчета и сделать выводы:

- о влиянии структуры металлической основы при одинаковой форме графита на  $\sigma_B$ ; HВ;  $\delta$ ;

- влиянии формы графитовых включений при одинаковой структуре металлической основы на HВ;  $\sigma_B$ ;  $\delta$ .

## 5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Какие железоуглеродистые сплавы называют «белые чугуны»?

2. Какое содержание углерода в доэвтекктическом белом чугуне? Заэвтекктическом? Эвтекктическом?

3. Железоуглеродистые сплавы имеют структуру:

а) П + Л + Ц

г) П +  $\Gamma_{ХЛ}$

б) Ф + П +  $\Gamma_{ПЛ}$

д) Ф +  $\Gamma_{Ш}$

в) Л + Ц

е) П +  $\Gamma_{ПЛ}$

Назовите их.

4. Серые чугуны имеют структуру:

а) Ф + Г;

б) П + Г;

в) Ф + П + Г.

Какой из них наиболее прочен?

5. Чугун со структурой П + Г лучше работает на растяжение? На сжатие?

## Область применения серых чугунов

Марка чугуна	Примерное применение
СЧ 10	<u>Серые чугуны</u> Грузы, противовесы, ширпотреб (печное литье)
СЧ 15	Слабонагруженные корпусные детали станков, пилорам – станины, стойки, кронштейны
СЧ 20 СЧ 25	Нагруженные корпусные детали: станины крупных станков, корпуса редукторов, шкивы, маховики, блоки цилиндров, гильзы автотракторных двигателей и т.д.
СЧ 30 СЧ 35	Тяжелонагруженные детали электродвигателей (станины, щиты подшипниковые), дизельных двигателей (блоки цилиндров, гильзы, диски сцепления), зубчатые колеса, муфты и другие детали станков
ВЧ 40 ВЧ 45	<u>Высокопрочные чугуны</u> Балки рольгангов, траверса, рама реверсивного прокатного стана, блок экскаватора, вал эксцентрика, детали гидро- и паровых турбин.
ВЧ 50	Коленчатые валы крупных двигателей 600, 900, 1200, 2000 л.с., детали горнорудного и размольного оборудования, корпус, траверса, кронштейн рабочей клетки прокатного стана, ковочного пресса и др.
ВЧ 60 ВЧ 70	Коленчатые валы легковых автомобилей, тракторов, комбайнов, цилиндрические конические шестерни, венец барабана канатного подъемника, шестерня угледробилки и др.
КЧ 33-8 КЧ 35-10	<u>Ковкие чугуны</u> Для сельхозмашин: детали шасси, корпусные, кронштейны, втулки, фитинги, пробки, барашки
КЧ 37-12 КЧ 45-6	Для автомобилей: корпусные детали шасси, подвески, картеры мостов, коробки передач, дифференциала, втулки, рычаги, кронштейны и др.



## Химический состав и механические свойства чугунов

## Химический состав отливок из серого чугуна ГОСТ 1412-1985

Марка чугуна	Массовая доля элементов, %		
	Углерод	Кремний	Марганец
СЧ 10	3,5–3,7	2,2–2,6	0,5–0,8
СЧ 15	3,5–3,7	2,0–2,4	0,5–0,8
СЧ 20	3,3–3,5	1,4–2,4	0,7–1,0
СЧ 25	3,2–3,4	1,4–2,2	0,7–1,0
СЧ 30	3,0–3,2	1,3–1,9	0,7–1,0
СЧ 35	2,9–3,0	1,2–1,5	0,7–1,1

**Примечание:** 1)  $P \leq 0,3-0,2$ ; 2)  $S \leq 0,15-0,12$

Механические свойства отливок из серого чугуна  
ГОСТ 1412-1985

Марка чугуна	Временное сопротивление при растяжении $\sigma_b$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> ), не менее	Твердость HB, не менее
СЧ 10	100 (10)	156
СЧ 15	150 (15)	163
СЧ 20	200 (20)	170
СЧ 25	250 (25)	187
СЧ 30	300 (30)	197
СЧ 35	350 (35)	229

**Примечание:** 1. Для отливки толщиной стенки 15 мм  
2. Относительное удлинение 0 %

### Химический состав высокопрочного чугуна ГОСТ 7293-85

Марка чугуна	Массовая доля элементов, %		
	Углерод	Кремний	Марганец
ВЧ 35	3,3–3,5	1,9–2,9	0,2–0,6
ВЧ 40	3,3–3,6	1,9–2,9	0,2–0,6
ВЧ 45	3,3–3,6	1,9–2,9	0,3–0,7
ВЧ 50	3,3–3,6	1,9–2,9	0,3–0,7
ВЧ 60	3,3–3,6	2,4–2,6	0,4–0,7
ВЧ 70	3,3–3,6	2,6–2,9	0,4–0,7
ВЧ 80	3,3–3,6	2,6–2,9	0,4–0,7
ВЧ 100	3,3–3,6	3,0–3,8	0,4–0,7

**Примечание:** 1)  $P \leq 0,1$ ,  $S \leq 0,01-0,02$ ; 2)  $Mg \leq 0,005$

### Механические свойства высокопрочного чугуна ГОСТ 7293-85

Марка чугуна	Временное сопротивление при растяжении $\sigma_b$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> ) не менее	Относительное удлинение $\delta$ %, не менее	Твердость по Бринеллю, HB
ВЧ 35	350 (35)	22	140–170
ВЧ 40	400 (40)	15	140–200
ВЧ 45	450 (45)	10	160–220
ВЧ 50	500 (50)	7	170–240
ВЧ 60	600 (60)	3	190–280
ВЧ 70	700 (70)	2	240–300
ВЧ 80	800 (80)	2	250–330
ВЧ 100	1000 (100)	2	270–360

### Химический состав ковких чугунов ГОСТ 1215-79

Марка чугуна	Химический состав, %					
	Углерод	Кремний	Марганец	Фосфор	Сера	Хром
Чугун ферритного класса						
КЧ 30-6 КЧ 33-8	2,6–2,2	1,0–1,6	0,4–0,6	0,18	0,20	0,08
КЧ 35-10 КЧ 37-12	2,5–2,8 2,4–2,7	1,1–1,3 1,2–1,4	0,3–0,6 0,2–0,4	0,12 0,12	0,20 0,06	0,06 0,06
Чугун перлитного класса						
КЧ 45-7 КЧ 50-5 КЧ 55-4	2,5–2,8	1,2–1,4	0,3–1,0	0,1	0,2	0,08
КЧ 60-3 КЧ 65-3 КЧ 70-3 КЧ 80-1,5	2,4–2,7	1,2–1,4	0,3–1,0	0,1	0,06	0,08

### Механические свойства ковких чугунов ГОСТ 1215-79

Марка чугуна	Временное сопротивление разрыву $\sigma_B$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> ), не менее	Относительное удлинение $\delta$ , %, не менее	Твердость, НВ
КЧ 30-6	294 (30)	6	100–163
КЧ 33-8	323 (33)	8	100–163
КЧ 35-10	333 (35)	10	100–163
КЧ 37-12	362 (37)	12	110–163
КЧ 45-7	441 (45)	7	150–207
КЧ 50-5	490 (50)	5	170–230
КЧ 55-4	539 (55)	4	192–241
КЧ 60-3	588 (60)	3	200–269
КЧ 65-3	637 (60)	3	212–269
КЧ 70-3	686 (70)	2	241–285
КЧ 80-1,5	784 (80)	1,5	270–326

## **Практическая работа №9** **«ЛЕГИРОВАННЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ ОБЩЕ- ГО И СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ»**

### **1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

Цель – изучение микроструктуры, свойств, типовых режимов термической обработки легированных конструкционных сталей.

### **2. КЛАССИФИКАЦИЯ ЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПО НАЗНАЧЕНИЮ**

Конструкционные стали – это стали, из которых изготавливают всевозможные детали машин, инженерные конструкции, приборы. Их можно подразделить на стали общего и специального назначения.

Из сталей общего назначения изготавливают большинство деталей машин и конструкций. Их подразделяют:

- 1) на строительные;
- 2) цементуемые;
- 3) улучшаемые.

Стали специального назначения – это такие стали, которые обладают специфическими основными или технологическими свойствами. В связи с этим они имеют специализированную область применения. Свойства таких сталей обеспечиваются определенным химическим составом и термической обработкой.

Среди применяемых в настоящее время можно выделить следующие группы специальных сталей:

– *группа специализированных конструкционных сталей*

- 1) с высокими упругими свойствами (рессорно–пружинные);
- 2) износостойкие стали (подшипниковые, стали Гатфильда);
- 3) с повышенной обрабатываемостью резанием (автоматные);
- 4) с улучшенными литейными свойствами;

– *группа специальных сталей*

- 5) коррозионно–стойкие;
- 6) жаропрочные;
- 7) с особыми физическими свойствами (электротехнические, магнитные, с заданным температурным коэффициентом линейного расширения и др.).

### 3. КЛАССИФИКАЦИЯ ЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПО СТРУКТУРЕ В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ

В современных легированных сталях в качестве легирующих элементов используют в основном: хром, никель, марганец, кремний, молибден, вольфрам, ванадий, титан, реже – кобальт, алюминий, медь, цирконий, бор, азот. Эти легирующие элементы растворяются в твердом растворе, карбидах, при определенных концентрациях образуют специальные фазы. Кроме того, они меняют положение линий на диаграмме состояний, что отражается на структуре сталей в равновесном состоянии (рис. 1). Легированные стали по структуре в равновесном состоянии подразделяют на классы.

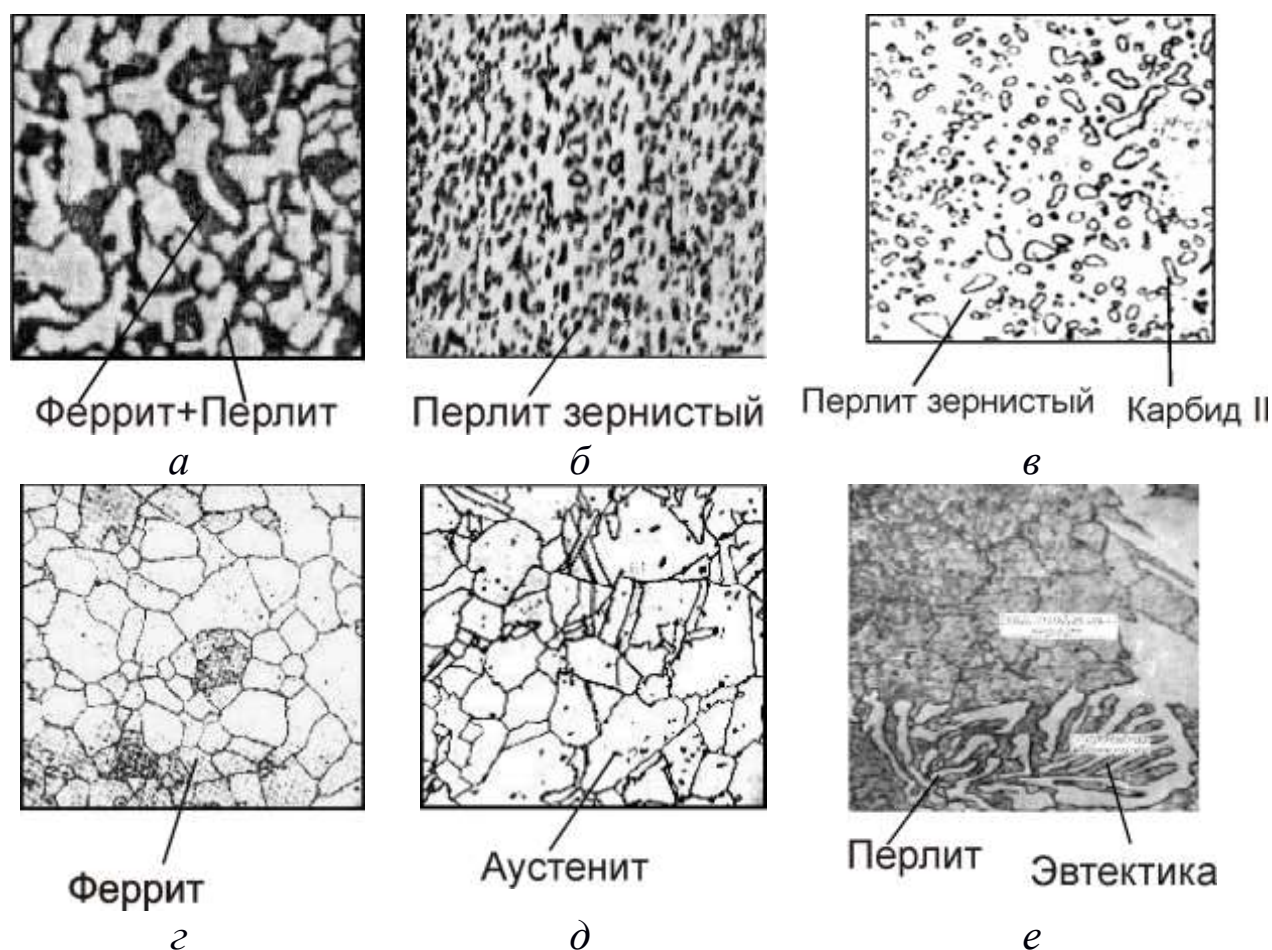


Рис. 1. Структура сталей в равновесном состоянии:

*a, б, в* – перлитный класс; *г* – ферритный класс;  
*д* – аустенитный класс; *е* – карбидный класс (ледебуритный).

**Перлитный класс.** Суммарное количество легирующих элементов в них не превышает 5 %.

В зависимости от содержания углерода они имеют структуру до-, за- или эвтектоидной стали (рис. 1, а, б, в).

**Ферритный класс.** Низкоуглеродистые ( $C \leq 0,2 \%$ ), высокохромистые либо кремнесодержащие (2–4 % кремния) стали.

Имеют структуру феррита при всех температурах до температур плавления (рис. 1, г).

**Аустенитный класс.** Низкоуглеродистые ( $C \leq 0,2 \%$ ), содержание Ni и Mn в сумме  $\geq 10 \%$ .

Имеют структуру аустенита при всех температурах до температур плавления (рис. 1, д).

**Ледебуритный или карбидный класс.** Высокоуглеродистые ( $C \geq 0,8 \%$ ), содержащие карбидообразующие элементы в сумме  $\geq 10 \%$ .

В структуре таких сталей имеется грубая карбидная эвтектика (рис. 1, е).

### 3.1. Влияние легирующих элементов на структуру сталей в равновесном состоянии

Легирующие элементы при введении в сталь в количестве менее 5 % растворяются в кристаллических решетках железа и цементита, образуя легированный феррит, аустенит, цементит. Стали с такой структурой называют сталями **перлитного класса**, так как они сохраняют структуру углеродистых сталей.

При большем количестве легирующих элементов превышает предельная растворимость твердых растворов, что приводит к образованию специальных избыточных фаз в виде карбидов либо интерметаллидов.

Растворяясь в железе, легирующие элементы изменяют температуры полиморфных превращений  $Fe_\alpha \rightarrow Fe_\gamma$ ,  $Fe_\gamma \rightarrow Fe_\alpha$ , т. е.  $A_4$  и  $A_3$  соответственно, температуры эвтектоидной  $A_1$  и эвтектической реакций, температуру магнитного превращения  $A_2$ . Дополнительно под влиянием легирующих элементов меняется растворимость углерода в железе, что приводит к смещению линий растворимости твердых растворов и в целом к изменению диаграмм состояния по сравнению с диаграммой Fe – Fe<sub>3</sub>C (рис. 2, а).



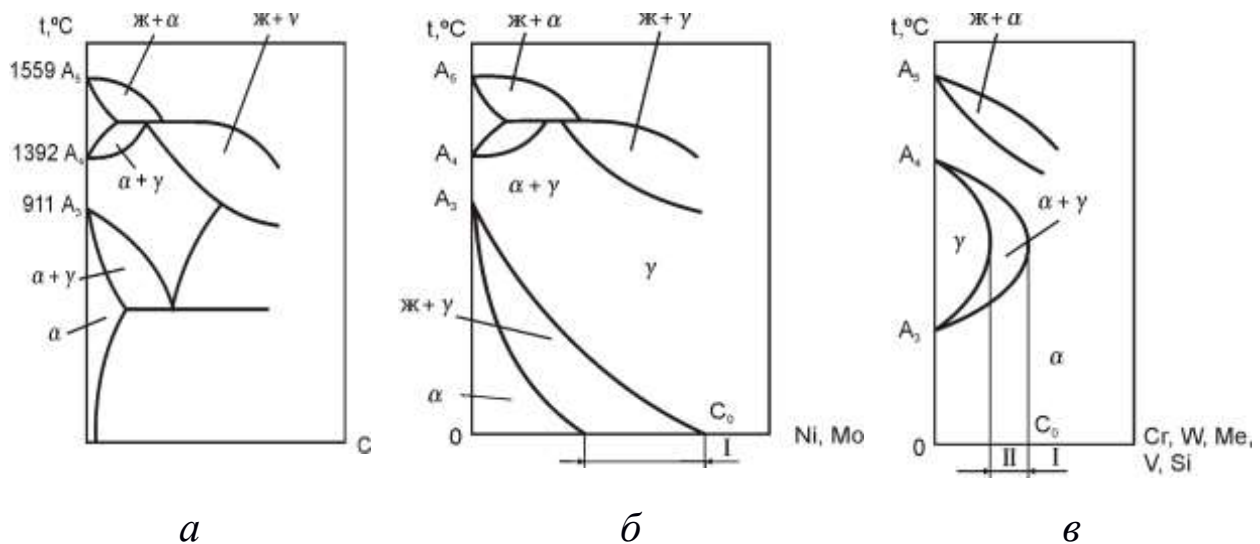


Рис. 2. Диаграммы состояния железа – легирующий элемент

Все легирующие элементы по влиянию на температуры полиморфного превращения делятся на две группы.

1. Никель, марганец, углерод, азот расширяют область существования аустенита ( $\gamma$ -область) за счет повышения  $A_4$  и понижения  $A_3$  (рис. 2, б).

В соответствии с диаграммой состояния стали с концентрацией легирующих элементов более  $C_0$  называются сталями **аустенитного класса** (I), так как в них полностью отсутствует полиморфное превращение  $Fe_\gamma \rightarrow Fe_\alpha$ , если частично – полуаустенитного класса (II).

2. Хром, молибден, вольфрам, ванадий, кремний, титан и др. расширяют область существования феррита за счет понижения  $A_4$  и повышения  $A_3$  (рис. 2, в). В результате область  $\gamma - Fe$  закрывается, а область  $\alpha - Fe$  – открывается.

В соответствии с диаграммой состояния, стали с концентрацией легирующих элементов более  $C_0$ , в которых полностью отсутствует  $Fe_\alpha \rightarrow Fe_\gamma$ , называют сталями **ферритного класса** (I), если частично – полуферритного (II). Под влиянием легирующих элементов изменяются предельная растворимость углерода в твердых растворах, эвтектическая и эвтектоидная концентрации, как правило, в сторону уменьшения. Поэтому в структуре сталей, особенно с содержанием карбидообразующих элементов более 10 % при концентрации углерода 1 % и более, появляется карбидная эвтектика, и эти стали называют сталями **карбидного** или **ледебуритного класса**.

В зависимости от легирующих элементов в сталях могут встречаться следующие виды карбидов:  $Mn_3C$ ,  $Fe_3C$  ( $Me_3C$ );  $Cr_7C_3$  ( $Me_7C_3$ );  $Cr_{23}C_6$  ( $Me_{23}C_6$ );  $Mo_6C$ ,  $W_6C$  ( $Me_6C$ );  $VC$ ,  $TiC$ ,  $ZrC$  ( $MeC$ ).

Так как в решетках карбидов могут растворяться другие легирующие элементы, то карбиды часто обозначают в общем виде, где пишется значок  $Me$  – это металл.

По склонности карбидообразования легирующие элементы расположены в следующем порядке (возрастает от  $Fe$  к  $Ti$ ):

$Fe$ ,  $Mn$ ,  $Cr$ ,  $Mo$ ,  $W$ ,  $V$ ,  $Nb$ ,  $Zr$ ,  $Ti$ .

Углерод в первую очередь связывается в карбиды с самым сильным карбидообразующим элементом титаном, и если углерод остается, то с менее сильным карбидообразующим элементом и в последнюю очередь с железом, как самым слабым карбидообразующим элементом.

## 4. КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ ОБЩЕГО НАЗНАЧЕНИЯ

### 4.1. Особенность легирования

Основными легирующими элементами конструкционных сталей общего назначения являются недорогие и недефицитные  $Cr$  (до 2 %),  $Mn$  (до 1,5 %),  $Si$  (до 2 %). Кроме того, в некоторых случаях вводят дефицитные и дорогие  $Ni$  (от 1 до 5 %),  $W$  (от 0,8 до 1,2 %),  $Mo$  (от 0,2 до 0,4 %),  $V$  (до 0,3 %),  $Ti$  (до 0,1 %). Суммарное количество легирующих элементов в этих сталях не превышает 5 %. Легирующие элементы растворяются в феррите и цементите, не образуя специальных фаз. Поэтому по структурному признаку это стали перлитного класса.

Основная цель легирования – повышение конструктивной прочности, повышение прокаливаемости, получение мелкого зерна.  $Si$ ,  $Mn$ ,  $Cr$  растворяются в феррите и упрочняют его, однако при введении этих легирующих элементов более 1 %, а  $Mn$  – 2 % резко снижается пластичность сталей, что недопустимо для конструктивных сталей. Исключение составляет  $Ni$ , который повышает прочность, не снижает пластичность сталей (рис. 3).

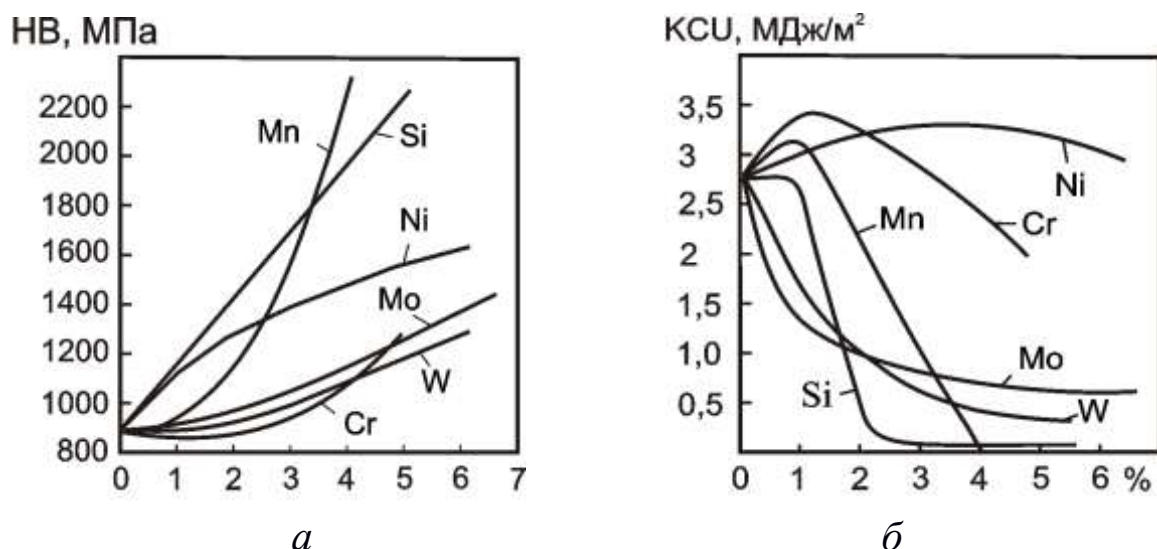


Рис. 3. Влияние легирующих элементов на свойства феррита:  
а – твердость; б – ударная вязкость

Максимальное количество Ni в конструкционных сталях составляет 5 %. Дополнительная положительная роль Ni заключается в снижении порога хладноломкости (1 % понижает  $T_{п.хл}$  на 20–30 °C).

Все перечисленные легирующие элементы повышают прокаливаемость стали, так как замедляют диффузионные процессы, снижая скорость распада мартенсита при нагреве. Чем больше сумма легирующих элементов, тем выше прокаливаемость (от 15–20 мм в хромистых и более 100 мм в хромоникелевых).

Карбидообразующие элементы W, Mo, V, Ti вводят в основном для измельчения зерна и уменьшения склонности низколегированных, особенно хромистых сталей, к отпускной хрупкости второго рода за счет увеличения объемной доли карбидной фазы. Но при этом снижается прокаливаемость сталей.

#### 4.2. Маркировка легированных сталей

Легированные стали маркируют буквами и цифрами (ГОСТ 4543–71).

Принято обозначать:

Cr – X,	Ni – H,	Mn – Г,	Si – С,	Mo – М,	W – В,
Ti – Т,	V – Ф,	Al – Ю,	Cu – Д,	Nb – Б,	Co – К,
B – Р,	N – А,	Zr – Ц,	P – П.		

Цифра после буквы указывает на примерное содержание легирующих элементов в процентах. Если цифра отсутствует, то леги-

рующего элемента меньше или около 1 %, а карбидообразующих элементов в конструкционных сталях в этом случае десятые доли процента. Две цифры в начале маркировки указывают на содержание углерода в сотых долях процента в конструкционных сталях, а в инструментальных – на содержание углерода в десятых долях. Если перед маркировкой стоят буквы, то они означают: Ш – подшипниковая, А – автоматная. А, Ш в конце маркировки означают, что сталь высококачественная, особовысококачественная соответственно.

### **4.3. Типовые режимы термической обработки**

#### **4.3.1. Строительные стали**

Содержат до 0,22 % углерода (из соображений хорошей свариваемости). Это в основном недорогие марганцевистые, хромистые стали следующих марок: 09Н2, 14Г2, 12ГС, 17ГС, 17Г1С, 09Г2С, 10Г2С1, 15Г2СФД, 1612АФ, 14ХГС, 10ХСНД, 15ХСНД, 25ХСНД, 25Г2С, 35ГС (ГОСТ 19281–89).

Поступают чаще всего строительные стали в виде нормализованного проката (рис. 4, а) либо после закалки и высокого отпуска (рис. 4, в).

Структура после нормализации состоит из феррита и перлита мелкозернистых (НВ 160–220) (рис. 5, е), после улучшения – из сорбита (НВ 200–250) (рис. 5, з).

#### **4.3.2. Цементуемые стали**

Содержат менее 0,25 % С (ГОСТ 4543–71): 15Х, 20Х, 15Г, 18ХГР, 15ХФ, 25ХГТ, 20ХН, 12ХН2А, 12ХН3ФА, 12Х2Н4А, 20Х2Н4А.

Подвергаются цементации с последующей закалкой и низким отпуском (см. рис. 4, б). Термическая обработка направлена на получение высокой твердости на поверхности (HRC 58–62) со структурой мартенсита и вторичных карбидов за счет неполной закалки и на получение повышенной пластичности в сердцевине с сорбитной структурой с HRC 25–35 за счет полной закалки. Заключительной операцией обязательно является низкий отпуск, цель которого снять напряжение и ликвидировать остаточный аустенит.

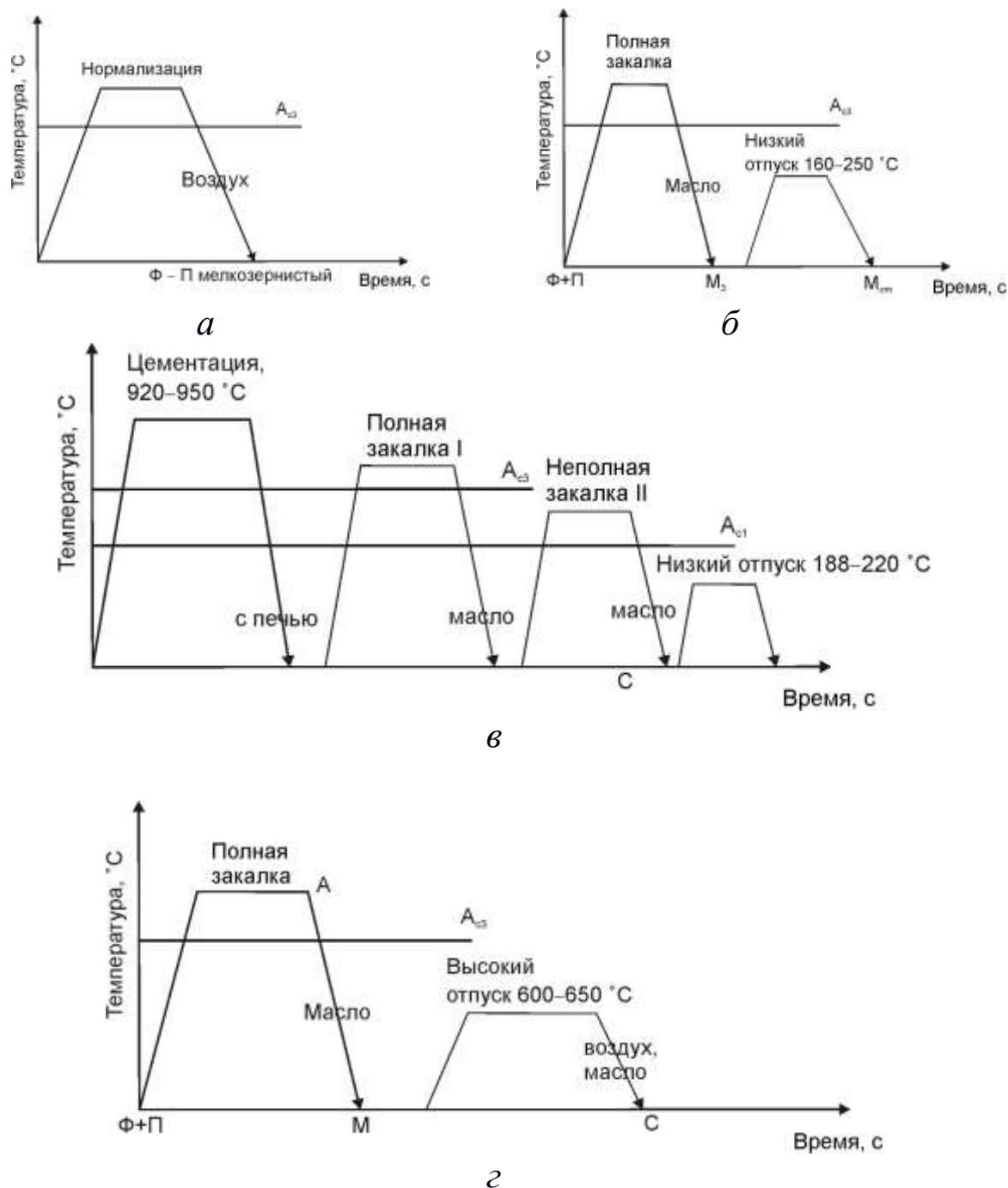


Рис. 4. Типовые режимы термической обработки сталей общего назначения: *а, б* – строительных; *в* – цементуемых; *г* – улучшаемых (Ф – феррит, П – перлит, К – карбид, М – мартенсит, С – сорбит)

В некоторых случаях возможна отмена полной закалки с нагревом выше линии  $A_{c3}$ . Во-первых, для легированных карбидообразующими элементами сталей, которые не склонны к росту зерна при температурах цементации. Во-вторых, в случае пониженных требований к общей прочности деталей.



### 4.3.3. Улучшаемые стали

Содержат 0,3–0,5 % С (ГОСТ 4543–71): 30Х, 35Х, 38ХА, 40Х, 50Х, 30Г, 40Г, 35Г, 50Г, 35Г2, 40Г2, 45Г2, 50Г2, 30ХГТ, 40ХФА, 33ХС, 38ХС, 40ХС, 30ХГС, 35ХГСА, 30ХМ, 35ХМ, 40ХН, 50ХН, 30ХН3А, 38ХГН, 30ХН2МА, 40Х2Н2МА и др.

Подвергаются термической обработке – улучшению (см. рис. 4, в) на структуру сорбит (см. рис. 5, з) с твердостью HRC 30–35. Такая термическая обработка обеспечивает наилучшее сочетание прочности и вязкости, что обеспечивает конструктивную прочность деталям машин.

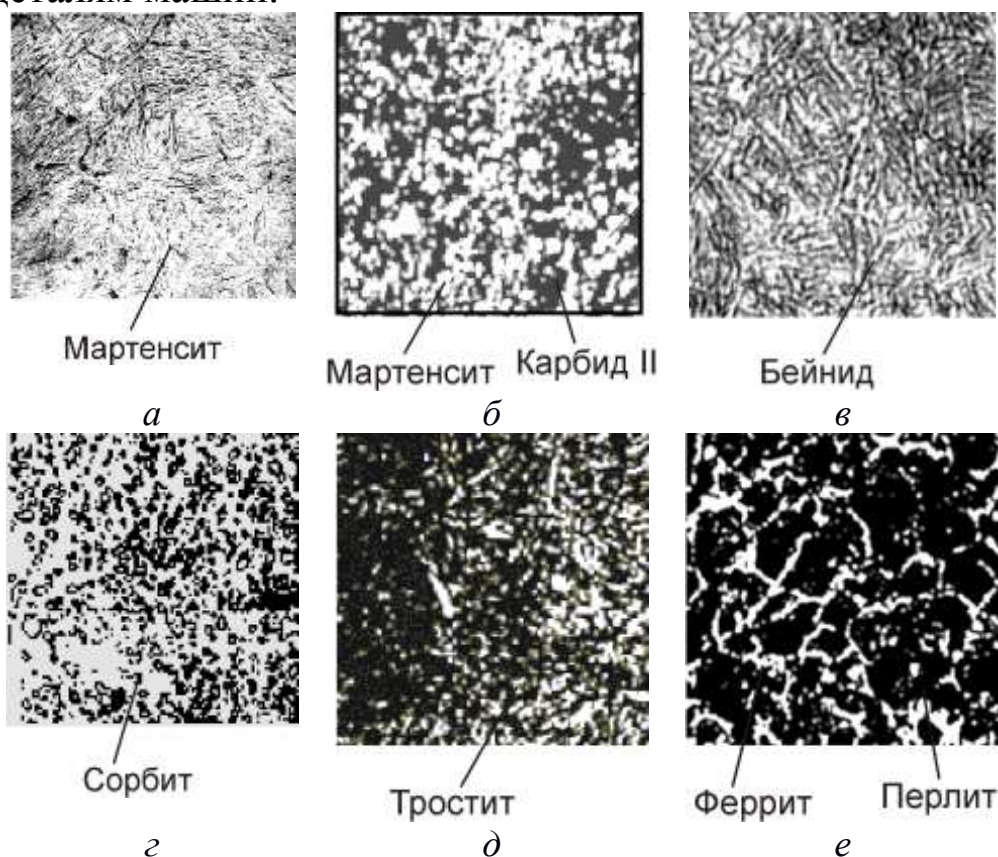


Рис. 5. Структура сталей

после упрочняющей термической обработки:

а, б – после закалки и низкого отпуска; в – после изотермической закалки; г, д – после закалки и отпуска высокого и среднего соответственно для до- и заэвтектоидных сталей; е – после нормализации

Для повышения контактной прочности, износостойкости трущихся поверхностей используют методы поверхностного упрочнения – поверхностную закалку или азотирование, которые выполняют после улучшения. Улучшение обеспечивает сорбитную структуру



ру в сердцевине. Реже применяют цементацию из-за повышенного содержания углерода в сердцевине.

Поверхностная закалка ТВЧ используется в массовом производстве для деталей простой формы, часто из углеродистых сталей марок 50, 55 либо для местного упрочнения деталей сложной формы из низколегированных сталей (40Х, 35Х, 30ХГТ). Вследствие образования мелкоиглочатого мартенсита на глубине 1–3 мм обеспечивается твердость HV 7000–9000 (HRC 52–58).

Азотирование наиболее эффективно для сложнолегированных сталей с карбидообразующими элементами. Классические для азотирования стали – 38ХМЮА, 38Х2МЮА, 40Х, 40ХНЗФА. Азотирование при 500–520 °С обеспечивает твердость HV 800–1000 на глубине 0,5 мм. Такие детали имеют повышенную износостойкость, теплостойкость до 500 °С и коррозионную стойкость.

## **5. ТИПОВЫЕ РЕЖИМЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НЕКОТОРЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

### **5.1. Рессорно-пружинные**

Стали предназначены для изготовления пружин, упругих элементов, рессор. К ним предъявляются требования по пределу выносливости, упругости, релаксационной стойкости при достаточной пластичности и вязкости.

Указанные свойства достигаются повышенным содержанием углерода 0,5–0,8 %, введением основных легирующих элементов кремния 1,5–2,8 %, марганца 0,6–1,2 %, повышающих упругость, и термической обработкой на структуру троостит отпуска. Пружинные стали дополнительно могут содержать хром, ванадий, вольфрам, никель, которые повышают прочность, прокаливаемость, закаливаемость стали, снижают склонность к росту зерна и к обезуглероживанию. По структурному признаку это стали перлитного класса.

Углеродистые стали 65, 70, 75, 80, 85, 60Г, 65Г, 70Г по ГОСТ 1050–88 используются для пружин малого сечения. Наибольшее применение из легированных находят кремнистые стали марок 55С2, 60С2А, 70С3А; для крупных тяжело нагруженных пружин и рессор используются стали, легированные комплексно, типа 60С2ХФА, 65С2ВА, 50ХГФА, для работающих с динамиче-

скими нагрузками – стали с никелем 60С2Н2А по ГОСТ 14 959–79. При выборе марки стали необходимо учитывать, что она должна обеспечить полную прокаливаемость по  $D_{99}$  или  $D_{95}$  для заданной толщины изделия.

Типовой режим термической обработки (рис. 6, а) заключается в полной закалке и среднетемпературном отпуске на структуру троостита с твердостью HRC 38–48 (рис. 5, д). Срок службы пружин повышает обработка ППД, а также использование патентирования холоднотянутой проволоки.

## 5.2. Износостойкие стали

Предназначены для изготовления деталей машин, работающих в условиях интенсивного абразивного, усталостного изнашивания, а также в условиях больших давлений и ударных нагрузок. Высокая контактная выносливость может быть обеспечена за счет максимальной твердости поверхности. Поэтому к износостойким материалам относятся стали с высоким содержанием углерода, которые обрабатывают на максимальную твердость.

Стали, устойчивые к усталостному изнашиванию, марок ШХ4, ШХ15, ШХ15ГС, ШХ20СГ (ГОСТ 801–78) называются подшипниковыми. Они предназначены для изготовления шариков, роликов, внутренних и внешних колец подшипников качения. Для обеспечения максимальной твердости эти стали содержат 1 % С, а для улучшения технологических свойств, в том числе и прокаливаемости, их легируют хромом, который указывается в маркировке в десятых долях процента. По структурному признаку это стали перлитного класса, заэвтектоидные.

В состоянии поставки подшипниковые стали должны иметь структуру зернистого перлита (НВ 180–220) (см. рис. 1, в). Для повышения усталостной прочности к ним предъявляются высокие требования по качеству, а именно по наличию карбидной неоднородности и неметаллических включений они относятся к высококачественным. Типовой режим термической обработки соответствует заэвтектоидным сталям (рис. 6, б): неполная закалка от 820–850 °С и низкий отпуск при 160–220 °С на структуру мартенсит и вторичные карбиды  $Me_3C$  (HRC 60–64) (рис. 5, в).

В качестве износоустойчивой стали широкое распространение получила высоколегированная сталь марки 110Г13Л, содержащая 0,9–1,3 % С и 11,5–14,5 % Мn (аустенитный класс). Эта сталь обладает

очень высокими вязкостью и сопротивляемостью ударному истиранию: в условиях больших давлений и ударной нагрузки твердость и износостойкость ее возрастает от наклепа. Из этой стали изготавливают стрелки и крестовины железных дорог, черпаки и козырьки землечерпальных машин, гусеницы тракторов. Детали из стали марки 110Г13Л получают литьем и закаливают после нагрева до 1000–1050 °С для растворения карбидов, снижающих вязкость и прочность стали. После закалки сталь имеет структуру аустенита без карбидов (см. рис. 1, д) и ввиду большой вязкости и способности наклепываться очень трудно поддается обработке резанием, ее обрабатывают при малых режимах резания твердосплавным инструментом и абразивами.

### 5.3. Автоматные стали

Это стали хорошей обрабатываемости резанием созданы для обработки на автоматических линиях. Обрабатываемость резанием низкоуглеродистых сталей улучшается за счет введения повышенного количества серы (0,08–0,3 %) и фосфора (0,05–0,15 %), а также свинца (0,15–0,3 %) и кальция (0,002–0,008 %), которые способствуют из-за наличия глобульных включений образованию стружки скалывания.

В настоящее время используются стали марок А12, А20, А30, А35, А40Г, АС14, АС40, АС35Г2, АС45Г2, АЦ20, АЦ30, АЦ40Х, АЦ30ХН (ГОСТ 1414–75), в которых цифры указывают содержание углерода в сотых долях процента; С – стали со свинцом, Ц – стали с кальцием. Они являются низко- и среднеуглеродистыми сталями, и поэтому типовые режимы упрочняющей термообработки заключаются либо в нормализации, либо в улучшении, либо в цементации с последующей закалкой и низким отпускком (рис. 4). Вид термической обработки определяется назначением детали.

Эти стали широко применяются в массовом производстве, особенно в автомобилестроении, станкостроении, тракторном машиностроении для изготовления слабо- и средненагруженных деталей машин.

### 5.4. Нержавеющие стали

Это стали, к которым предъявляются повышенные требования по коррозионной стойкости. Она обеспечивается за счет легирования и термической обработки.

В общем машиностроении широко применяются хромистые стали 08X13, 12X13, 20X13, 30X13, 40X13, 12X17, 15X25T (ГОСТ 5632–72). Стали содержат более 12,5 % хрома, что изменяет их электропотенциал с электроотрицательного на электроположительный.

Структура и свойства хромистых сталей зависят от количества углерода и хрома.

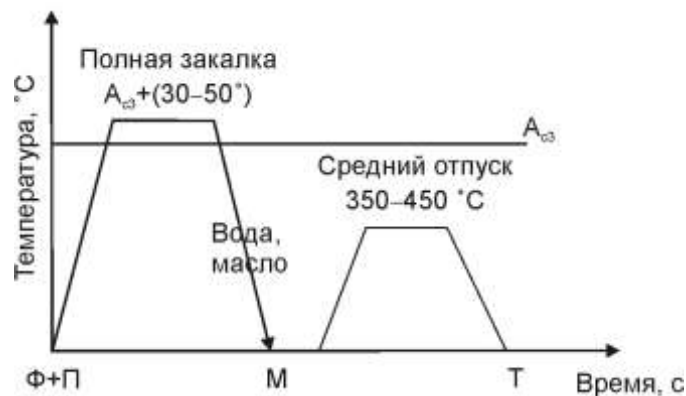
Стали 08X13, 12X17, 15X25T по своему признаку являются сталями ферритного класса и имеют структуру феррита или феррита с небольшим количеством карбидов хрома. Упрочняющей обработке поэтому они не подвергаются, только рекристаллизационному отжигу после холодной обработки давлением для получения рекристаллизованной мелкозернистой структуры феррита (рис. 6, в). Может применяться закалка по стабилизации феррита с целью растворения карбидов от 1000 °С и отпуска при 600–700 °С.

Остальные из перечисленных марок хромистых сталей относятся к сталям мартенситного класса (кроме 12X13 – феррито-мартенситная). Это значит, что они претерпевают полное фазовое  $\gamma - \alpha$  превращение и закаливаются на воздухе.

Упрочняющая обработка этих сталей зависит от назначения.

Стали 20X13, 30X13 могут использоваться после типового термического улучшения (шестерни, валы) со структурой сорбита (рис. 4, в) или после закалки и среднего отпуска (пружины, рессоры) со структурой троостита (рис. 6, а).

Стали 30X13, 40X13 могут применяться для изготовления коррозионностойкого режущего инструмента и подшипников, поэтому типовой режим их обработки соответствует инструментальным сталям и заключается в закалке и низкотемпературном отпуске на структуру мартенсит и вторичные карбиды (рис. 6, б).



а

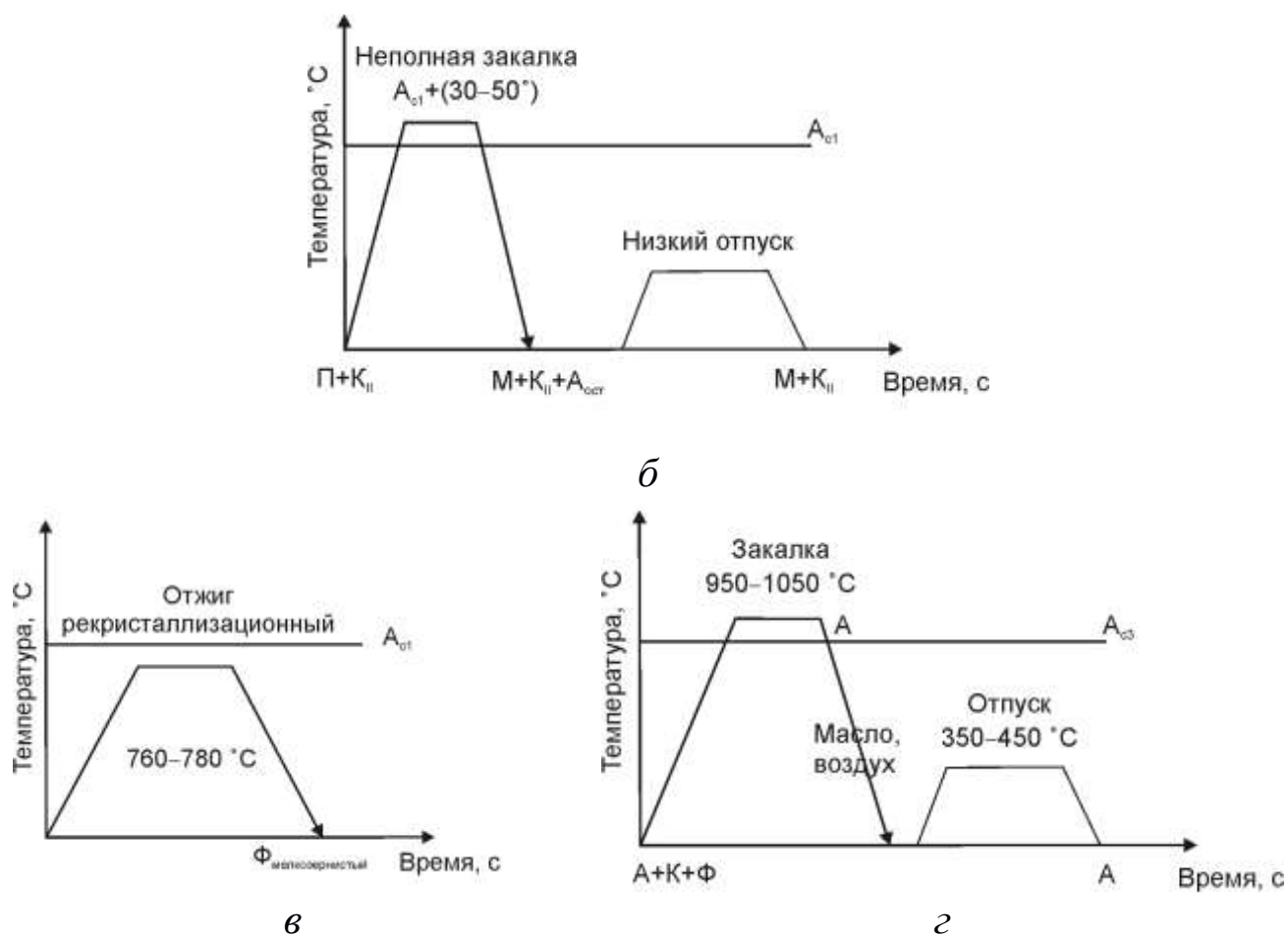


Рис. 6. Типовые режимы термической обработки сталей специального назначения:

а – рессорно-пружинные стали; б – подшипниковые стали;  
 в – нержавеющие стали ферритного класса;  
 г – нержавеющие стали

Второй важной группой нержавеющих сталей являются хромоникелевые 04X18H10, 08X18H10, 12X18H10T, 17X18H9, 10X13H2T, 10X14Г14H4T, 12X17Г9АН4 аустенитного класса (ГОСТ 5632–72).

Структура хромоникелевых сталей зависит от содержания углерода и может включать в себя кроме аустенита феррит и карбиды хрома. Из-за разности электропотенциалов фаз между ними возникает межкристаллитная коррозия. Для снижения этого явления общей для всех сталей аустенитного класса является термообработка, направленная на стабилизацию аустенитной структуры. Она заключается в закалке из однофазной аустенитной области. Быстрое охлаждение в воде фиксирует аустенитную структуру и подавляет

полиморфное превращение  $\gamma - \alpha$ , а также выделение вторичных карбидных фаз. Заключительной операцией является отпуск для снятия напряжений или старение для обеспечения эффекта упрочнения (рис. 6, з).

Упрочнить аустенитные стали, так же как ферритные, можно только холодной пластической деформацией, т.е. наклепом.

### 5.5. Жаростойкие и жаропрочные стали

*Жаропрочность* – свойство материала работать в нагруженном состоянии при высоких температурах в течение длительного времени без существенного снижения прочности. Это свойство обеспечивается прежде всего стабильностью структуры – твердого раствора и вторичных фаз в течение определенного времени в процессе эксплуатации в условиях действующих температур и нагрузок. Жаропрочные стали – это высоколегированные хромом, кремнием, никелем, алюминием стали, в состав которых в том числе входят карбидообразующие элементы – молибден, вольфрам, ванадий. Жаропрочные стали, как и нержавеющие стали, выпускают по ГОСТ 5632–72. Используют их в двигателестроении, преимущественно для изготовления впускных и выпускных клапанов моторов. Жаропрочные стали классифицируются по структуре.

Перлитные стали содержат малое количество углерода, легируются хромом, молибденом, ванадием (12Х1МФ, 25Х2М1Ф). Используют для изготовления труб, паропроводов и других деталей, работающих при температуре 500–550 °С. Оптимальной термической обработкой являются нормализация после нагрева до 1000 °С и последующий отпуск при 650–750 °С в течение 2–3 часов.

Мартенситные стали – сильхромы, легированные хромом 6–14 %, кремнием 2–3 %, молибденом 0,2–0,4 %, углеродом 1,5–0,8 %.

В зависимости от химического состава работают при разных температурах:

- стали марок 15Х6СЮ, 10Х13СЮ – до 750 °С;
- стали марок 40Х10С2М, 40Х9С2 – до 700–800 °С;
- сталь 30Х13Н7С2 – до 600 °С.

Термообработка заключается в высокотемпературной закалке и отпуске. При нагреве под закалку до 1000–1050 °С происходит растворение вторичных фаз, следовательно, обогащение твердого раствора легирующими элементами – одно из условий получения



жаропрочного мартенсита. После закалки проводится высокотемпературный отпуск, который способствует выделению из мартенсита дисперсных карбидов хрома  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , а при наличии тугоплавких элементов вольфрама, молибдена, ванадия – более термостабильных карбидов  $\text{W}_6\text{C}$ ,  $\text{Mo}_6\text{C}$  и  $\text{VC}$ . Эти частицы специальных карбидов при нагреве медленнее коагулируют и обеспечивают условие повышения жаропрочности. Температура отпуска выбирается на 100–150 °С выше, по сравнению с рабочей температурой. В этом случае сохранение прочности при повышенных температурах обеспечивается стабильностью структуры.

Технологический их недостаток – они плохо обрабатываются резанием, поэтому клапаны из них изготавливают обработкой давлением. Сильхромы являются надежным и дешевым материалом, предназначенным для производства преимущественно впускных клапанов автомобильных, тракторных и дизельных двигателей, но они не используются для форсированных двигателей ввиду ограничений рабочей температуры.

Аустенитные стали легированы хромом до 14–18 %, никелем до 9–15 %, молибденом, вольфрамом, ванадием в небольшом количестве, содержат углерода до 0,5 % (09X14H16Б, 09X14H19Б2БР, 12X18H10Т, 45X14H14В2М, 55X20Г9АН4, 45X22H4МЗ, 45X14В2М). Аустенитные стали по жаропрочности превосходят перлитные и мартенситные стали, используют их при температуре выше 600 °С. Из этих сталей изготавливают детали газовых турбин, кроме того, они являются основными для изготовления преимущественно впускных клапанов, в том числе в форсированных двигателях.

Жаропрочность этих сталей обеспечивается высоколегированным аустенитом, присутствием в структуре дисперсных карбидов хрома  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , а также вольфрама  $\text{W}_6\text{C}$  и молибдена  $\text{M}_6\text{C}$ . В большем количестве по объему по сравнению с сильхромами. Формируется дисперсная карбидная структура за счет термообработки: закалки от температуры 1150–1200 °С на высоколегированный аустенит с последующим старением от температур 700–800 °С, вызывающих дисперсионное твердение. Аустенитные стали имеют технологические недостатки, т.к. плохо обрабатываются резанием, имеют пониженную твердость, теплопроводность, высокий коэффициент линейного расширения и, кроме того, это дефицитные и дорогостоящие стали.

## **6. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ**

6.1. Познакомиться с методическими указаниями и законспектировать основные теоретические положения.

6.2. На примере заданных марок сталей определить класс сталей по структуре.

6.3. Используя соответствующие ГОСТы, выписать в таблицу приложения вид упрочняющей термической обработки, свойства и область применения конструкционных сталей.

6.4. С помощью микроскопов изучить структуру легированных сталей в равновесном состоянии и после упрочняющей термической обработки. Зарисовать в таблицу отчета.

## **7. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

1. Как распределяются легирующие элементы в фазах?

2. Как меняют легирующие элементы положение критических температур, концентраций предельной растворимости твердых растворов, эвтектической и эвтектоидной реакций на диаграммах состояний?

3. Перечислите основные классы легированных сталей по структуре в равновесном состоянии.

4. Какие стали относятся к сталям перлитного, ферритного, аустенитного и карбидного класса?

5. Как подразделяются конструкционные стали по назначению?

6. Основные особенности маркировки конструкционных сталей общего и специального назначения.

7. Назовите основные виды типовых режимов упрочняющей термической обработки сталей общего и специального назначения: строительных, цементуемых, улучшаемых, пружинных, износостойких, автоматных, нержавеющей.

## **Практическая работа №10 «КЛАССИФИКАЦИЯ И МАРКИРОВКА СПЛАВОВ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ»**

### **1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ**

Изучение классификации, маркировки и области применения наиболее распространенных сплавов цветных металлов.

### **2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПОЛОЖЕНИЯ**

#### **2.1. Алюминиевые сплавы**

Алюминиевые сплавы по технологическому признаку разделяют на деформируемые, которые обрабатывают прокаткой, прессованием, ковкой и штамповкой, и литейные, предназначенные для фасонного литья. Деформируемые сплавы по способности упрочняться термической обработкой делят на сплавы, упрочняемые и не упрочняемые термообработкой (упрочняющей термической обработкой для алюминиевых сплавов являются закалка и старение – длительная выдержка при нормальной или повышенной температуре).

Деформируемые алюминиевые сплавы (таблица 1) изготавливают по ГОСТ 4784-97.

К сплавам, упрочняемым термической обработкой, относят:

1. Дуралюмины. Это сплавы системы Al-Cu-Mg. Их маркируют буквой Д и цифрой, обозначающей условный номер сплава.

*Например:* Д1, Д16.

Дуралюмины удовлетворительно обрабатываются резанием, хорошо свариваются точечной сваркой. Из них изготавливают обшивки, шпангоуты и лонжероны самолетов, силовые каркасы, строительные конструкции, кузова грузовых автомобилей и т.д.

2. Высокопрочные сплавы. К ним относят сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu. Их маркируют буквой В и цифрой, обозначающей условный номер сплава.

*Например:* В93, В95.

Высокопрочные сплавы прочнее, чем дуралюмины, но пластичность их ниже. Они хорошо обрабатываются резанием и свариваются точечной сваркой. Такие сплавы применяют в самолетостроении для нагруженных конструкций.

3. Ковочные сплавы. Это сплавы системы Al-Cu-Mg-Si. Их маркируют буквами АК и цифрой, обозначающей условный номер сплава.

**Например:** АК6, АК8.

Такие сплавы обладают хорошей пластичностью и стойкостью к образованию трещин при горячей пластической деформации. Они хорошо обрабатываются резанием и удовлетворительно свариваются контактной сваркой. Ковочные сплавы используют для изготовления средненагруженных деталей сложной формы: подмоторных рам, фитингов, крыльчаток лопастей винтов вертолета и т.д.

К алюминиевым сплавам, не упрочняемым термической обработкой, относят:

1. Сплавы алюминия с марганцем. Примером такого сплава является сплав АМц, содержащий 1–1,5 % марганца.

2. Сплавы алюминия с магнием. Такие сплавы маркируют буквами АМг и цифрой, указывающей среднее содержание магния в сплаве.

**Например:** АМг2 – сплав алюминия с магнием, содержащий около 2 % магния.

Сплавы алюминия с марганцем и магнием легко обрабатываются давлением, хорошо свариваются и обладают высокой коррозионной стойкостью. Обработка резанием затруднена. Их применяют для сварных и клепаных конструкций, испытывающих небольшие нагрузки и требующих высокого сопротивления коррозии: емкости для жидкости, баки для бензина, трубопроводы, палубные надстройки, переборки судов и т.д.

Литейные алюминиевые сплавы (таблица 2) по ГОСТ 1583-93 маркируют буквами и цифрами. Первая буква А означает основу сплава (алюминий), последующие буквы – основные легирующие компоненты (К – кремний, М – медь, Ц – цинк, Мг – магний, Мц – марганец, Кд – кадмий), а цифры – среднее содержание компонентов в процентах. Отсутствие цифры означает, что данного компонента в сплаве около 1 %.

Таблица 1

**Химический состав (ГОСТ 4784-97) и механические свойства  
некоторых деформируемых алюминиевых сплавов**

Марка сплава	Содержание элементов (остальное Al), %				Вид полуфабриката, вид термической обработки	Механические свойства			
	Cu	Mg	Mn	прочие		$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	НВ
						Не менее			
Д1	3,5–4,5	0,4–0,8	0,4–1,0	—	Листы, закалка и старение Прессованные прутки, закалка и старение	400 480	240 320	20 14	95 —
Д16	3,8-4,9	1,2–1,8	0,3–0,9	—	Листы, закалка и старение Прессованные прутки, закалка и старение	440 530	330 400	18 11	105 —
В95	1,4–2,0	1,8–2,8	0,2–0,6	5–7 Zn, 0,10–0,25 Cr	Листы, закалка и старение Прессованные прутки, закалка и старение	540 600	470 560	10 8	150 150
АК6	1,8–2,6	0,4–0,8	0,4–0,8	0,7–1,2 Si	Поковки, закалка и старение	400	299	12	100
АК8	3,9–5,0	0,2–0,8	0,4–1,0	0,5–1,2 Si	Поковки, закалка и старение	480	380	9	135
АМц	—	—	1,0–1,5	—	Листы, отжиг	130	50	20	30
АМг2	—	1,7–2,4	0,1–0,5	—	Листы, отжиг	190	100	23	45
АМг6	—	5,8–6,8	0,5–0,8	0,02–0,10 Ti, 0,002–0,005Be	Листы, отжиг	340	170	20	70

Таблица 2

**Химический состав (ГОСТ 1583–93) и механические свойства  
некоторых литейных алюминиевых сплавов**

Марка сплава*	Содержание элементов (остальное Al), %					Способ литья, вид термической обработки	Механические свойства			
							σ <sub>В</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа	δ, %	НВ
	Si	Mg	Cu	Mn	прочие		Не менее			
AK12 (АЛ2)	10–13	–	–	–	–	В песчаные формы, отжиг	180	80	6	50
AK9 (АЛ4)	8,0–10,5	0,17–0,30	–	0,2–0,5	–	В песчаные формы, закалка и старение	260	200	4	75
AK7 (АЛ9)	6–8	0,2–0,4	–	–	–	Под давлением, без т.о.	220	120	2	50
						В песчаные формы, закалка старение	220	160	3	75
AK8M (АЛ32)	7,5–9,0	0,3–0,5	1,0–1,5	0,3–0,5	0,1–0,3 Ti	Под давлением, без т.о.	270	160	3	80
AM5 (АЛ19)	–	–	4,5–5,3	0,6–1,0	0,15–0,35 Ti	В песчаные формы, закалка и старение	360	250	3	100
AMг10 (АЛ27)	–	9,5–11,5	–	–	0,05–0,15 Be 0,05–0,20 Zr 0,05–0,15 Ti	В песчаные формы, закалка	360	180	15	75

\*В скобках приведено старое обозначение марки сплава.



**Например:** АК5М – алюминиевый сплав, содержащий около 5 % кремния и 1 % меди.

К литейным алюминиевым сплавам относят:

1. Сплавы алюминия с кремнием (силумины) марок АК12, АК9, АК7, АК8М и др. Силумины обладают высокими литейными свойствами, хорошо свариваются, сравнительно легко обрабатываются резанием. Их применяют для изготовления средних и крупных литых деталей ответственного назначения: корпусов компрессоров, картеров и блоков цилиндров двигателей и т.д.

2. Сплавы алюминия с медью марок АМ5, АМ4,5Кд. Эти сплавы обладают высокой прочностью при обычных и повышенных температурах, хорошо обрабатываются резанием и свариваются, но обладают низкими литейными свойствами. Их используют для отливки небольших деталей простой формы (арматуры, кронштейнов и т.д.)

3. Сплавы алюминия с магнием (магналии) марок АМг10, АМг5Мц и др. Такие сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью, прочностью, вязкостью и хорошей обрабатываемостью резанием, но, как и сплавы системы Al – Cu, имеют невысокие литейные свойства. Их применяют для изготовления деталей, работающих в условиях высокой влажности в судостроении и авиации: деталей приборов, вилок шасси и хвостового оперения, штурвалов и т.д.

## 2.2. Магниевые сплавы

Магниевые сплавы, как и алюминиевые, по технологическому признаку делят на деформируемые и литейные, по способности упрочняться термической обработкой – на упрочняемые и не упрочняемые термообработкой (закалкой и старением).

Деформируемые магниевые сплавы (таблица 3) по ГОСТ 14957-76 разработаны на базе систем Mg-Mn, Mg-Al-Zn, Mg-Zn-Zr и Mg-Li. Их маркируют буквами МА и цифрой, обозначающей условный номер сплава.

**Например:** МА5, МА11.

Литейные магниевые сплавы (таблица 3) по ГОСТ 2856-1979 изготавливают на базе систем Mg-Al-Zn, Mg-Zn-Zr и Mg-Nd. Эти сплавы маркируют буквами МЛ и цифрой, обозначающей условный номер сплава.

**Например:** МЛ5, МЛ8.

Сплавы магния обладают малой плотностью, высокой удельной прочностью и удельной жесткостью. Они хорошо обрабатываются резанием, легко шлифуются и полируются, удовлетворительно свариваются дуговой и контактной сваркой. К недостаткам относятся меньшая, чем у алюминиевых сплавов, коррозионная стойкость, худшие литейные свойства, малый модуль упругости, склонность к газонасыщению, окислению и воспламенению при выплавке.

Магниевые сплавы широко применяются в самолетостроении (корпуса приборов, насосов, фонари и двери кабины и т.д.), ракетной технике (корпуса ракет, обтекатели, топливные и кислородные баки, стабилизаторы), конструкциях автомобилей, особенно гоночных (корпуса, колеса, помпы и т.д.), в приборостроении (корпуса и детали приборов).

### 2.3. Медные сплавы

По химическому составу сплавы меди делят на две основные группы: латуни (сплавы меди с цинком) и бронзы (сплавы меди с другими элементами). Бронзы, в свою очередь, подразделяют на оловянные и безоловянные. По технологическому признаку медные сплавы делят на деформируемые и литейные, по способности упрочняться с помощью термической обработки – на упрочняемые и не упрочняемые термообработкой.

Сплавы меди маркируют буквами Л (латунь) или Бр (бронза), после чего следуют буквы и цифры, обозначающие составляющие сплав элементы и среднее содержание этих элементов в процентах. Условные обозначения элементов в медных сплавах: А – алюминий, Б – бериллий, Ж – железо, К – кремний, Мц – марганец, Н – никель, О – олово, С – свинец, Ф – фосфор, Х – хром, Ц – цинк. Порядок букв и цифр различен для

деформируемых и литейных сплавов.

В марках деформируемых латуней (таблица 4) по ГОСТ 15527-2004 первые две цифры после буквы Л обозначают среднее содержание меди в процентах. Цифры, указывающие содержание других элементов в сплаве, пишут через тире после всех букв, обозначающих эти элементы. Содержание цинка определяют по разности от 100 %.

**Например:** Л70 – латунь, содержащая около 70 % меди и  $100 - 70 = 30$  % цинка;

ЛО70-1 – латунь, содержащая 70 % меди, 1 % олова и  $100 - 70 - 1 = 29$  % цинка;

ЛАЖ60-1-1 – латунь, содержащая 60 % меди, 1 % алюминия, 1 % железа и  $100 - 60 - 1 - 1 = 38$  % цинка.

Деформируемые латуни хорошо поддаются холодной обработке давлением, обработке резанием, имеют высокую коррозионную стойкость.

Из них изготавливают радиаторные трубки, гильзы патронов и снарядов, сильфоны, втулки, тройники, штуцеры, токопроводящие детали электрооборудования и т.д.

В литейных латунях (таблица 4) по ГОСТ 17711-93 среднее содержание элемента в процентах ставят сразу после буквы, обозначающей данный элемент. Отсутствие цифры означает, что данного элемента в сплаве около 1 %. Содержание меди определяют по разности от 100 %.

**Например:** ЛЦ40С – латунь, содержащая 40 % цинка, 1 % свинца и  $100 - 40 - 1 = 59$  % меди;

ЛЦ40Мц3Ж – латунь, содержащая 40 % цинка, 3 % марганца, 1 % железа и  $100 - 40 - 3 - 1 = 56$  % меди.

Таблица 3

## Химический состав и механические свойства некоторых магниевых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов (остальное Mg), %				Вид термической обработки	Механические свойства			
	Mn	Zn	Al	прочие		$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	НВ
						Не менее			
Деформируемые сплавы (ГОСТ 14957-76)									
МА5	0,15–0,50	0,2–0,8	7,8–9,2	—	Закалка и старение	320	220	14	55
МА11	1,5–2,5	—	—	2,5–3,5 Nd, 0,10–0,22 Ni	Закалка и старение	280	140	10	—
МА14	—	5–6	—	0,3–0,9 Zr	Закалка и старение	350	300	9	60
МА19	—	5,5–7,0	—	0,5–0,9 Zr, 0,2–1,0 Cd, 1,4–2,0 Nd	Закалка и старение	380	330	5	80
Литейные сплавы (ГОСТ 2856-79)									
МЛ5	0,15–0,50	0,2–0,8	7,5–9,0	—	Закалка и старение	255	120	6	25
МЛ8	—	5,5–6,6	—	0,7–1,1 Zr, 0,2–0,8 Cd	Закалка и старение	255	155	5	—
МЛ12	—	4–5	—	0,6–1,1 Zr	Закалка и старение	270	160	6	—
МЛ10	—	0,1–0,7	—	0,4–1,0 Zr, 2,2–2,8 Nd	Без т.о.	200	95	6	26
МЛ15	—	4–5	—	0,7-1,1 Zr, 0,6-1,2 La	Без т.о.	210	130	3	28

Литейные латуни обладают хорошей жидкотекучестью, коррозионной стойкостью и антифрикционными свойствами. Из них изготавливают втулки, сепараторы шариковых и роликовых подшипников, гребные винты и их лопасти и т.д.

В марках деформируемых бронз (таблица 5) содержание основного компонента – меди – не указывают, а определяют по разности от 100 %. Цифры, указывающие содержание элементов в сплаве, пишут через тире после всех букв, обозначающих эти элементы.

**Например:** БрОФ6,5-0,4 – бронза, содержащая 6,5 % олова, 0,4 % фосфора и  $100 - 6,5 - 0,4 = 93,1$  % меди.

Деформируемые оловянные бронзы (ГОСТ 5017-2006) обладают хорошими антифрикционными свойствами и коррозионной стойкостью. Их используют для изготовления плоских и круглых пружин, барометрических коробок, мембран, антифрикционных деталей.

К деформируемым безоловянным бронзам (ГОСТ 18175-78) относят:

1. Алюминиевые бронзы БрА5, БрА7, БрАЖ9-4 и др. Они отличаются высокими механическими, антикоррозионными и антифрикционными свойствами. Из них изготавливают втулки, фланцы, шестерни, червячные колеса и другие ответственные детали.

2. Бериллиевые бронзы БрБ2 и др. Они имеют высокую прочность, упругость, коррозионную стойкость, хорошо обрабатываются резанием и свариваются. Эти бронзы используют в приборостроении для изготовления ответственных пружин, мембран, кулачков, пружинящих контактов и т.д.

3. Кремнистые бронзы БрКМц3-1, БрКН1-3. Они характеризуются хорошими механическими, упругими и антифрикционными свойствами. Такие бронзы легко обрабатываются давлением, резанием и свариваются. Кремнистые бронзы используют вместо более дорогих оловянных для изготовления антифрикционных деталей, а также для замены бериллиевых бронз при производстве пружин, мембран и других упругих деталей, работающих в пресной и морской воде.

В марках литейных бронз (таблица 5), как и в литейных латунях, среднее содержание элемента в процентах ставят сразу после буквы, обозначающей этот элемент.

**Например:** БрОЗЦ12С5 – бронза, содержащая 3 % олова, 12 % цинка, 5 % свинца и  $100 - 3 - 12 - 5 = 80$  % меди.

Литейные оловянные (ГОСТ 613-79) и безоловянные (ГОСТ 493-79) бронзы обладают хорошей жидкотекучестью и малой усадкой, что позволяет применять их для изготовления сложных отливок, в частности художественного литья. Высокая коррозионная стойкость в атмосферных условиях, пресной и морской воде способствует их широкому использованию для изготовления пароводяной арматуры. Литейные бронзы являются также хорошим антифрикционным материалом, их применяют для изготовления подшипников.

## 2.4. Цинковые сплавы

Промышленные цинковые сплавы разработаны на базе систем Zn-Al и Zn-Al-Cu. Поскольку цинк относительно плохо деформируется, детали из цинковых сплавов изготавливают литьем.

Литейные цинковые сплавы (таблица 6) по ГОСТ 25140-93 маркируют буквами и цифрами. Первая буква Ц означает основу сплава (цинк), последующие буквы – основные легирующие компоненты (А – алюминий и М – медь), а цифры – среднее содержание компонентов в процентах.

**Например:** ЦА4М3 – цинковый сплав, содержащий около 4 % алюминия и 3 % меди.



Таблица 4

## Химический состав и механические свойства некоторых латуней

Марка сплава	Содержание элементов (остальное Zn), %		Вид полуфабриката, вид термической обработки или способ литья	Механические свойства		
	Cu	прочие		$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	НВ
				Не менее		
Деформируемые латуни (ГОСТ 15527-2004)						
Л90	88–91	–	Листы, отжиг	230	36	60
Л63	62–65	–	Листы, отжиг	290	38	70
ЛО70-1	69–71	1,0–1,5 Sn	Трубы, отжиг	314	55	47
ЛА77-2	76–79	1,7–2,5 Al	Трубы, отжиг	300	23	–
ЛК80-3	79–81	2,5–4,0 Si	Прутки, отжиг	275	53	93
ЛАН59-3-2	57–60	2,5–3,5 Al, 2–3 Ni	Прутки, отжиг	440	40	108
Литейные латуни (ГОСТ 17711-93)						
ЛЦ40Мц3Ж	53–58	0,5–1,5 Fe, 3–4 Mn	В песчаные формы	441	18	90
ЛЦ38Мц2С2	57–60	1,5–2,5 Pb, 1,5–2,5 Mn	В песчаные формы	245	15	80
ЛЦ40С	57–61	0,8–2,0 Pb	В кокиль	215	20	80
ЛЦ30А3	66–68	2–3 Al	В песчаные формы	294	12	80
ЛЦ16К4	78–81	3,0–4,5 Si	В песчаные формы	294	15	100
ЛЦ14К3С3	77–81	2–4 Pb, 2,5–4,5 Si	В кокиль	294	15	100

Таблица 5

## Химический состав и механические свойства некоторых бронз

Марка сплава	Содержание элементов (остальное Cu), %				Вид полуфабриката, вид термической обработки или способ литья	Механические свойства		
	Sn	Pb	Zn	прочие		$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	НВ
						Не менее		
Деформируемые оловянные бронзы (ГОСТ 5017-2006)								
БрОФ6,5-0,4	6-7	—	—	0,26-0,40 Р, 0,1-0,2 Ni	Полосы, отжиг	295	60	69
БрОЦ4-3	3,5—4,0	—	2,7—3,3	—	Полосы, отжиг	290	35	—
БрОЦС4-4-2,5	3—5	1,5—3,5	3—5	—	Полосы, отжиг	294	35	—
Деформируемые безоловянные бронзы (ГОСТ 18175—78)								
БрА5	—	—	—	4—6 Al	Листы, отжиг	274	33	—
БрАЖ9-4	—	—	—	8—10 Al, 2—4 Fe	Прутки прессованные	540	15	110
БрБ2	—	—	—	1,8—2,1 Be, 0,2—0,5 Ni	Прутки, закалка и старение	1080	2	320
БрКМц3-1	—	—	—	2,75—3,50 Si, 1,0—1,5 Mn	Полосы, отжиг	350	35	—
БрКН1-3	—	—	—	0,6—1,1 Si, 2,4—3,4 Ni, 0,1—0,4 Mn	Прутки, закалка и старение	620	5	—

Продолжение таблица 5

Марка сплава	Содержание элементов (остальное Cu), %				Вид полуфабриката, вид термической обработки или способ литья	Механические свойства		
	Sn	Pb	Zn	прочие		$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	НВ
Литейные оловянные бронзы (ГОСТ 613-79)								
БрО3Ц12С5	2,0–3,5	3–6	8–18	–	В кокиль	206	5	58
БрО5Ц5С5	4–6	4–6	4–6	–	В песчаные формы	147	6	58
БрО10Ц2	9–11	–	1–3	–	В песчаные формы	215,5	10	63
Литейные безоловянные бронзы (ГОСТ 493-79)								
БрА10Ж3Мц2	–	–	–	9–11 Al, 2–4 Fe, 1–3 Mn	В кокиль	490	12	117
БрА10Ж4Н4	–	–	–	9,5–11,0 Al, 3,5–5,5 Fe, 3,5–5,5 Ni	В кокиль	587	6	166
БрА11Ж6Н6	–	–	–	10,5–11,5Al, 5,0–6,5 Fe, 5,0–6,5 Ni	В песчаные формы	587	2	245

Лучшими способами получения отливок из цинковых сплавов являются литье под давлением и литье в кокиль. Относительно низкая температура литья определяет легкие условия работы пресс-форм и кокилей, а высокая жидкотекучесть позволяет отливать тонкостенные детали сложной формы.

Наиболее широко литейные цинковые сплавы используют в автомобильной промышленности для отливки корпусов карбюраторов, насосов, спидометров, решеток радиаторов, деталей гидравлических тормозов, а также в других отраслях промышленности, бытовой технике для отливки деталей приборов, корпусов, арматуры и т.д.

Таблица 6

**Химический состав (ГОСТ 25140-93) и механические свойства  
некоторых литейных цинковых сплавов**

Марка сплава	Содержание элементов (остальное Zn), %				Способ литья	Механические свойства		
	Al	Cu	Mg	прочие		σ <sub>в</sub> , МПа	δ, %	НВ
ЦА4	3,5–4,5	–	0,02–0,06	–	Под давлением	256	1,2	70
ЦА4М1	3,5–4,5	0,7–1,3	0,02–0,06	–	Под давлением	270	1,7	80
ЦА4М3	3,5–4,5	2,5–3,7	0,02–0,06	–	Под давлением	290	1,5	90
ЦА8М1	7,1–8,9	0,7–1,4	0,01–0,06	–	В кокиль	235	1,5	70
ЦА30М5	28,5–32,1	3,8–5,6	0,01–0,08	0,01–0,50 Fe	В кокиль	435	8	115

## 2.5. Титановые сплавы

Титановые сплавы по технологии изготовления подразделяют на деформируемые и литейные; по способности упрочняться термической обработкой – на упрочняемые и неупрочняемые термообработкой; по структуре в отожженном состоянии – на  $\alpha$ - (имеют гексагональную кристаллическую решётку),  $\beta$ - (с кубической объёмно-центрированной решёткой) и  $(\alpha + \beta)$ -сплавы.

К  $\alpha$ -сплавам относятся сплавы титана с алюминием, а также сплавы дополнительно легированные оловом или цирконием. Они характеризуются средней прочностью при 20 °С, высокими механическими свойствами при пониженных и повышенных температурах. Такие сплавы обладают отличной свариваемостью и удовлетворительной обрабатываемостью резанием. Недостатки сплавов с  $\alpha$ -структурой – неупрочняемость термической обработкой и низкая технологическая пластичность.

Двухфазные  $(\alpha + \beta)$ -сплавы обладают лучшим сочетанием механических и технологических свойств. Они легированы в основном алюминием с добавками ванадия, молибдена, хрома, железа. Сплавы  $\alpha + \beta$  упрочняются термической обработкой – закалкой и старением. В отожжённом состоянии они имеют хорошую пластичность, а после закалки и старения – высокую прочность при 20 °С и при повышенных температурах. Двухфазные сплавы удовлетворительно свариваются и обрабатываются резанием.

Однофазные  $\beta$ -сплавы не имеют промышленного применения, так как обладают пониженной удельной прочностью и высокой стоимостью.

Маркировка деформируемых титановых сплавов (таблица 7) по ГОСТ 19807-1991 отражает наименование организации-разработчика и порядковый номер разработки сплава. Так, марка ВТ означает «ВИАМ титан» (ВИАМ – Всероссийский институт авиационных материалов); марка ОТ означает «Опытный титан» – сплавы, разработанные совместно ВИАМом и заводом ВСМПО (г. Верхняя Салда, Свердловской области); марка ПТ означает «Прометей титан» – разработчик ЦНИИ КМ («Прометей», г.



Санкт-Петербург).

Таблица 7

**Химический состав (ГОСТ 19807-91) и механические свойства  
некоторых деформируемых титановых сплавов**

Марка сплава	Содержание элементов (остальное Ti), %				Структура, вид термической обработки	Механические свойства			
	Al	V	Mo	прочие		$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , % , не менее	KCU, МДж/м <sup>2</sup> , не менее
BT5	4,5– 6,2	1,2	0,8	0,3 Zr	$\alpha$ -сплавы, отжиг	700–950	66–850	10	0,5
BT5-1	4,3– 6,0	1,0	—	2–3 Sn 0,3 Zr		750–950	650–850	10	0,4
OT4	3,5– 5,0	—	—	0,8–0,2 Mn 0,3 Zr		700–900	550–650	12	0,5
BT6	5,3– 6,8	3,5–5,3	—	0,3 Zr	$\beta$ -сплавы, закалка и старение	1100–1150	1000–1050	14	0,3
BT14	3,5– 6,3	0,9–1,9	2,5–3,8	0,3 Zr		1150–1400	1080–1300	6	—
BT22	4,4– 5,7	4,0–5,5	4,0–5,5	0,5–1,5 Cr 0,5–1,5 Fe 0,3 Zr		1100–1250	—	9	0,4

Литейные титановые сплавы специально не создавались. Для фасонного литья используют сплавы тех же составов (с несколько большим содержанием примесей), что и для производства деформируемых заготовок. В конце марки литейного сплава добавляют букву «Л» (например, ВТ20Л). Такие сплавы обладают более низкими механическими свойствами, чем деформируемые. Упрочняющая термическая обработка резко снижает пластичность литейных сплавов и поэтому не применяется.

Титановые сплавы получили широкое применение в авиации, ракетной технике, судостроении, химической и других отраслях промышленности. Их используют для обшивки сверхзвуковых самолетов, изготовления деталей реактивных авиационных двигателей, корпусов ракетных двигателей, баллонов для сжатых и сжиженных газов, обшивки морских судов, подводных лодок и т.д.

## **2.6. Антифрикционные сплавы**

Антифрикционные сплавы применяют для изготовления вкладышей подшипников скольжения. Эти сплавы должны иметь достаточную твердость, но не очень высокую, чтобы не вызвать сильного износа вала; сравнительно легко деформироваться под влиянием местных напряжений, т.е. быть пластичными; удерживать смазочный материал на поверхности; иметь малый коэффициент трения между валом и подшипником; обладать хорошей теплостойкостью для обеспечения интенсивного теплоотвода от поверхностей трения; быть устойчивыми к коррозии.

Для обеспечения этих свойств структура антифрикционных сплавов должна быть неоднородной и состоять из мягкой и пластичной основы с включениями твердых частиц (реже из твердой основы и мягких включений).

В качестве антифрикционных сплавов используют чугуны, сплавы на основе меди-бронзы и латуни, сплавы на оловянной, свинцовой, цинковой и алюминиевой основе.

Чугунные вкладыши изготавливают из серых чугунов СЧ15,

СЧ20 (ГОСТ 1412-85) и легированных антифрикционных чугунов: серых АЧС-1, АЧС-2 и др.; высокопрочных АЧВ-1 и АЧВ-2; ковких АЧК-1 и АЧК-2 (ГОСТ 1585-85). Они предназначены для работы при значительных давлениях и малых скоростях скольжения. К достоинствам чугунов можно отнести их невысокую стоимость, к недостаткам – плохую прирабатываемость, чувствительность к недостаточности смазочного материала и пониженную стойкость к воздействию ударных нагрузок.

Бронзы имеют лучшие, чем чугуны, антифрикционные свойства. Чаще всего используют оловянные и свинцовые бронзы БрО10Ф1, БрО5Ц5С5, БрО6Ц6С3 (ГОСТ 613-79), БрС30 (ГОСТ 493-1979). Бронзы применяют для монолитных подшипников скольжения турбин, электродвигателей, компрессоров, работающих при значительных давлениях и средних скоростях скольжения.

Латуни применяют в качестве заменителей бронз для опор трения. Однако по антифрикционным свойствам они уступают бронзам. Латуни ЛЦ16К4, ЛЦ38Мц2С2, ЛЦ40Мц3А и др. (ГОСТ 17711-93) применяют при малых скоростях скольжения и невысоких нагрузках. Их часто используют для опор трения приборов.

Антифрикционные сплавы на оловянной или свинцовой основе называют баббитами (таблица 8). В соответствии с ГОСТ 1320-74 к сплавам на оловянной основе относят баббиты Б83 (содержит примерно 83 % олова), Б88 (88 % олова) и Б83С (83 % олова, со свинцом), на свинцовой основе – Б16 (16 % олова), БС6 (6 % олова, с сурьмой) и БН (с никелем). Другую группу образуют более дешевые свинцово-кальциевые баббиты (ГОСТ 1209-90) БКА (с кальцием и алюминием), БК2 (2 % олова, с кальцием) и др.

По антифрикционным свойствам баббиты превосходят все остальные сплавы, но значительно уступают им по сопротивлению усталости. Поэтому баббиты применяют только для тонкого (менее 1 мм) покрытия рабочей поверхности опоры скольжения. Наилучшими свойствами обладают оловянные баббиты. Их используют для подшипников ответственного

назначения (дизелей, паровых турбин и т.п.), работающих при больших скоростях и нагрузках.

К антифрикционным цинковым сплавам по ГОСТ 21438-95 (таблица 8) относят ЦАМ10-5 (содержит 10 % алюминия и 5 % меди) и ЦАМ9-1,5 (9 % алюминия и 1,5 % меди). Отличаясь высокими антифрикционными свойствами и достаточной прочностью при комнатной температуре, эти сплавы могут заменять бронзы для узлов трения, температура которых не превышает 100 °С. При более высоких температурах сплавы размягчаются и налипают на вал.

Алюминиевые антифрикционные сплавы изготавливают по ГОСТ 14113-78 (таблица 8). К ним относят АО6-1 (содержит 6 % олова и 1 % меди), АО9-2 (9 % олова и 2 % меди) и др. Алюминиевые сплавы обладают достаточно высокими антифрикционными свойствами, но по технологичности уступают баббитам. Их более высокая твердость требует обработки цапф с повышенной чистотой, а высокий коэффициент линейного расширения – более тщательной сборки с большими зазорами. Алюминиевые сплавы применяют вместо баббитов и свинцовой бронзы в подшипниках, работающих при высоких нагрузках и средних скоростях.

Таблица 8

## Химический состав некоторых антифрикционных сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, %						
	Sn	Sb	Cu	Pb	Al	Ni	прочие
Баббиты (ГОСТ 1320-74)							
Б83	остальное	7,3–7,8	2,5–3,5	—	—	0,15–0,25	0,8–1,2 Cd
Б88	остальное	10–12	5,5–6,5	—	—	—	—
Б83С	остальное	9–11	5–6	1,0–1,5	—	—	—
Б16	15–17	15–17	1,5–2,0	остальное	—	—	—
БС6	5,5–6,5	5,5–6,5	0,1–0,3	остальное	—	—	—
БН	9–11	13–15	1,5–2,0	остальное	—	—	—
Баббиты (ГОСТ 1209-90)							
БКА	—	—	—	остальное	0,05–0,20	—	0,95–1,15 Ca, 0,7–0,9 Na
БК2	1,5–2,1	—	—	остальное	—	—	0,30–0,55 Ca, 0,2–0,4 Na, 0,06–0,11 Mg



Продолжение таблица 8

Марка сплава	Содержание элемента, %						
	Sn	Sb	Cu	Pb	Al	Ni	прочие
Цинковые антифрикционные сплавы (ГОСТ 21438-95)							
ЦАМ10-5	—	—	4,0–5,5	—	9–12	—	0,03–0,06 Mg остальное Zn
ЦАМ9-1,5	—	—	1–2	—	9–11	—	0,03–0,06 Mg остальное Zn
Алюминиевые антифрикционные сплавы (ГОСТ 14113-78)							
АО6-1	5–7	—	0,7–1,3	—	остальное	0,7–1,3	—
АО9-2	8–10	—	2,0–2,5	—	остальное	0,8–1,2	0,3–0,7 Si
АО20-1	17–23	—	0,7–1,2	—	остальное	—	—

### **3. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ**

1. Ознакомиться с классификацией, маркировкой, свойствами и областью применения сплавов цветных металлов.
2. Расшифровать марки цветных сплавов по варианту задания, взятому из приложения.

### **4. ОФОРМЛЕНИЕ ОТЧЕТА**

Отчет должен содержать:

1. Наименование и цель лабораторной работы.
2. Краткое изложение основных теоретических положений.
3. Расшифровку марок заданных сплавов.

### **5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

1. По каким признакам классифицируют алюминиевые сплавы?
2. Какие алюминиевые сплавы можно упрочнить термической обработкой?
3. Как маркируют деформируемые и литейные алюминиевые сплавы?
4. Назовите основные элементы, входящие в состав латуней.
5. Какие сплавы называют бронзами?
6. Как маркируют деформируемые латуни и бронзы?
7. Как маркируют литейные латуни и бронзы?
8. Как классифицируют титановые сплавы по структуре в отожженном состоянии?
9. Сплавы каких цветных металлов используют как антифрикционные?

## Приложение

## Задание на расшифровку марок чугунов и цветных сплавов

Номер варианта	Сплавы
1	Д16; ЛК80-3; МА5
2	ЛН65-5; В95; ЦА4
3	АМг6; БрО3Ц12С5; МЛ5
4	ЛО62-1; АК8М; ЦАМ10-5
5	БрОЦС5-5-5; МА11; АМ5
6	ЛА77-2; БрА5; АМц
7	БрО4Ц4С17; МА14; ЦАМ9-1,5
8	ЛАН60-1-1; АМг3; МЛ8
9	БрБ2; Л63; ЦА30М5
10	ЛЖМц59-1-1; БрКН1-3; Д1
11	БрА7; ЛЦ30А3; МЛ10
12	Б88; Л90; БрА11Ж6Н6
13	БрАЖ9-4; ЦА4М3; ЛК80-3
14	АМг5; ЛЦ40С; БрОЦ4-3
15	БрО5ЦНС25; ЛАН59-3-2; МА14
16	ЛК80-3; АМг6; ЦА8М1
17	В95; ЛЦ40Мц3Ж; БрОЦС4-4-2,5
18	БрОФ4-0,25; ЛЦ40С; ЦА30М5
19	ЛА77-2; Д18; БрО3Ц12С5
20	БрОЦС5-5-5; ЛЦ16К4; АЧС-1
21	АМц; БрА10Ж3Мц2; МЛ12
22	ЛАН60-1-1; БрО10Ц2; ЦА4М1
23	АМг2; ЛЖМц59-1-1; МЛ15
24	БрБ2; ЛЦ38Мц2С2; МА19
25	Л90; Д18; БрА10Ж3Мц2
26	БрА7; ЛО70-1; АМг2
27	АЧК-1; ЛЦ30А3; БрАЖ9-4
28	БрА10Ж4Н4; ЛЦ40С; МЛ8
29	БрАЖМц10-3-1,5; МА14; Л63
30	АЧВ-2; ЛН65-5; БрО10Ц2

## Практическая работа №11 «ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ»

### 1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ

Изучить структуру, свойства и термическую обработку инструментальных сталей для режущего, штампового и мерительного инструментов.

### 2. КРАТКИЕ СВЕДЕНИЯ ИЗ ТЕОРИИ

Инструментальные стали – это материалы для режущего, мерительного и штампового инструментов.

К ним предъявляются повышенные требования по **основным свойствам**: *твердости, теплостойкости* (способности сохранять твердость до определенной температуры), *износостойкости* (способности длительное время сохранять режущие свойства кромки в условиях трения), *прочности, ударной вязкости*; по **технологическим свойствам**: стали должны обладать *горячей пластичностью*, хорошо *обрабатываться резанием* в отожженном состоянии и *шлифоваться* в закаленном состоянии.

По теплостойкости стали подразделяются на:

- нетеплостойкие (с теплостойкостью до 200 °С);
- полутеплостойкие (с теплостойкостью 250÷400 °С);
- теплостойкие (с теплостойкостью 600 °С и выше).

Стали каждой группы характеризуются одним типом структуры и общими особенностями упрочняющей термической обработки. Свойства инструментальных сталей приведены в таблицах прил. 1, 2, 3, 4.

#### 2.1. Нетеплостойкие стали

Нетеплостойкие инструментальные стали подразделяют по основным и технологическим свойствам.

**По основным свойствам:**

- стали повышенной твердости ( $C \geq 0,7 \div 1,3 \%$ );
- стали повышенной ударной вязкости ( $C = 0,4 \div 0,6 \%$ ).

### По технологическим свойствам:

- стали неглубокой прокаливаемости (углеродистые и низколегированные, содержащие  $\text{Cr} \leq 0,2 \div 0,7 \%$  и  $\text{V} = 0,15 \div 0,30 \%$ );
- стали повышенной прокаливаемости (легированные, содержащие  $\text{Cr} = 0,6 \div 1,7 \%$  и другие легирующие элементы, не более 5 %).

#### 2.1.1. Нетеплостойкие стали повышенной твердости

Это углеродистые стали – качественные У7, У8, У9, У10, У11, У12, У13 и высококачественные У7А...У13А (ГОСТ 1435-99), а также низколегированные стали, содержащие до 3÷5 % легирующих элементов: 9Х1, ХВ4Ф, 9ХС, ХВГ, ХВСГ, 6ХВС и др. (ГОСТ 5950-73), (прил. 1).

Легирующие элементы в этих сталях растворяются в феррите и карбидах цементитного типа  $\text{Me}_3\text{C}$ , и вводят их в основном для повышения прокаливаемости ( $D_{\text{кр}}=10$  мм – у углеродистых и 20–50 мм – у легированных). По структурному признаку это стали перлитного класса (рис.1, а).

Термическая обработка (прил. 1) состоит из двух этапов: предварительная (обеспечение технологических свойств) и упрочняющая (обеспечение эксплуатационных свойств).

Предварительная термическая обработка нетеплостойких сталей направлена на получение структуры зернистого перлита с включениями вторичных карбидов зернистой морфологии. Она заключается либо в улучшении (закалка и высокий отпуск), либо в изотермическом отжиге.

Упрочняющая термическая обработка направлена на обеспечение максимальной твердости в результате мартенситного превращения за счет закалки и последующего низкотемпературного отпуска (рис. 2).

Температура закалки выбирается выше линии  $\text{Ac}_3$  на 30÷50 °С для доэвтектоидных (полная закалка) и выше линии  $\text{Ac}_1$  на 30÷50 °С (неполная закалка) для заэвтектоидных сталей. У легированных сталей температура закалки на 20÷50 °С выше за счет того, что легирующие элементы повышают критические точки  $\text{Ac}_3$ ,  $\text{Ac}_1$ . Закалку углеродистых сталей проводят в воде, легированных – в масле. Низкий отпуск проводят при 160÷250 °С (рис. 2). Его цель – снять внутренние напряжения и обеспечить превращение остаточ-

ного аустенита в мартенсит. Структура сталей после окончательной термообработки состоит из отпущенного мартенсита в доэвтектоидных или из отпущенного мартенсита с избыточными карбидами в заэвтектоидных сталях (рис. 1, б).

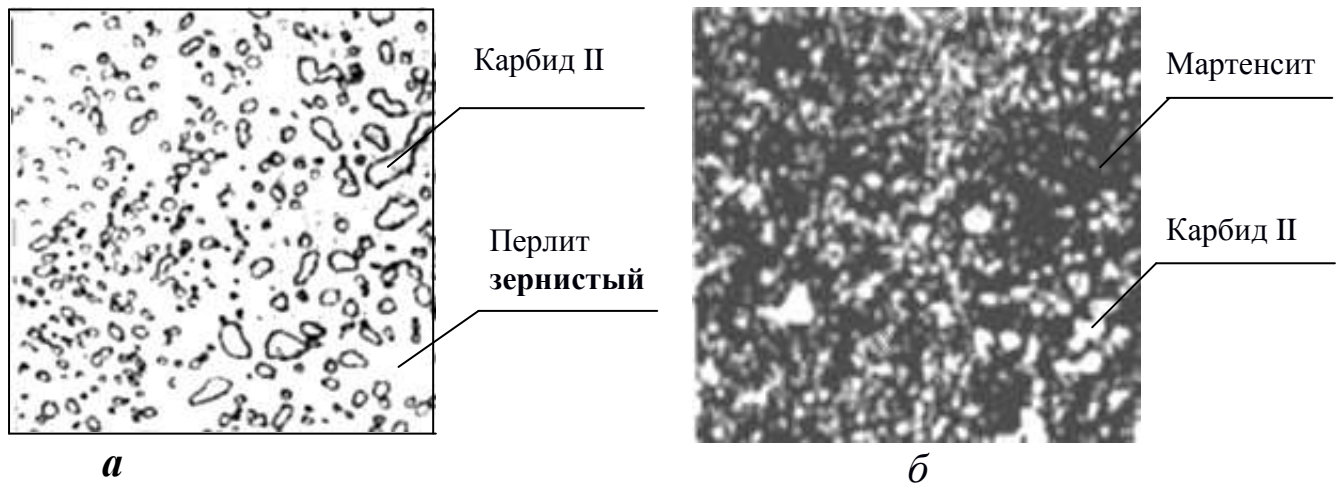


Рис.1. Структура теплостойких заэвтектоидных сталей повышенной твердости:

а – после изотермического отжига;  
б – после закалки и низкого отпуска

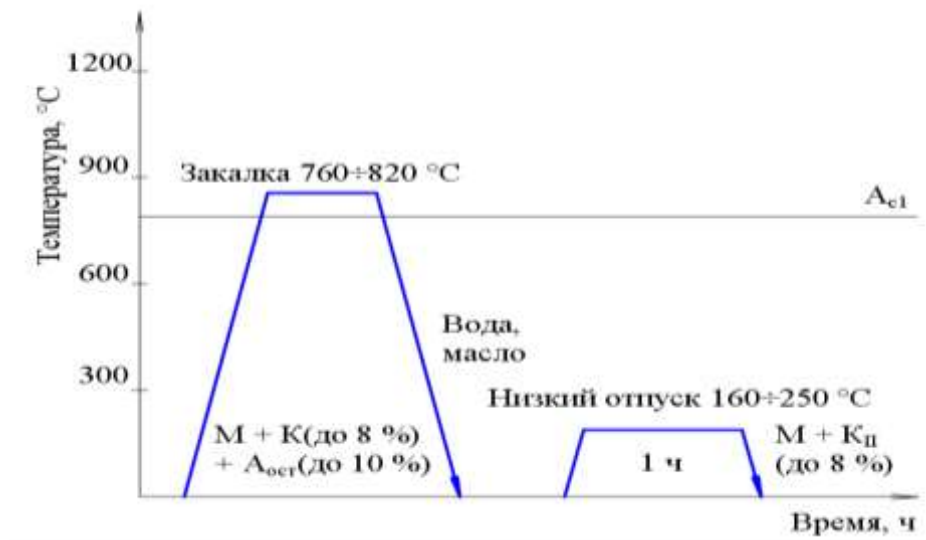


Рис. 2. Режим термической обработки нетеплостойких заэвтектоидных сталей

Нетеплостойкие стали используют для изготовления некоторого металлорежущего инструмента, работающего в условиях, не вызывающих разогрева режущей кромки: метчики ручные и машинные, плашки, развертки, надфили. Но чаще всего – для всевозможного деревообрабатывающего, слесарного инструментов, а также



для штампов холодного деформирования и валков холодной прокатки. Стали с марганцем (ХВГ, ХВСГ) используются, благодаря минимальной деформации при термообработке, для изготовления стержневого инструмента сложной формы (протяжки, сверла) с сечением до 50 мм.

Легированные стали 9Х1, 9ХС, ХВГ, ХВСГ и др. применяются для мерительного инструмента. Как правило, это инструмент сложной формы, к которому предъявляются повышенные требования не только по твердости, но и по точности размеров, которые должны сохраняться в течение длительной эксплуатации. Поэтому их термическая обработка имеет особенности: закалка инструмента проводится в масле, и после закалки либо выполняется обработка холодом перед низким отпуском, либо увеличивается длительность низкого отпуска до 10 ч с целью ликвидации остаточного аустенита.

### **2.1.2. Нетеплостойкие стали повышенной ударной вязкости**

Это легированные стали перлитного класса с пониженным содержанием углерода ( $0,4 \div 0,6$  %). Основное назначение этих сталей – ударный инструмент, в том числе штамповый инструмент холодного деформирования, работающий без высоких давлений и разогрева.

По структурному признаку это стали перлитного класса: содержащие  $0,4 \div 0,5$  % С это доэвтектоидные, а 0,6 % С – эвтектоидные либо заэвтектоидные. Стали легируют хромом (до 2,5 %), кремнием (до 1,5 %) и карбидообразующим ванадием (до  $0,1 \div 0,3$  %). Цель легирования этих сталей заключается в снижении склонности к росту зерна при закалке и в увеличении устойчивости аустенита при охлаждении. Последнее делает возможным проведение изотермической закалки (прил. 1).

Предварительная обработка сталей направлена на подготовку структуры перед упрочняющей обработкой и заключается в улучшении. Структура сталей в состоянии поставки состоит: из зернистого перлита (рис. 3, а), с небольшими включениями вторичных карбидов (если  $C \geq 0,6$  %); либо из зернистого перлита с небольшими включениями феррита (если  $C = 0,4 \div 0,5$  %).

Возможны два варианта упрочняющей термической обработки. Первый вариант заключается в изотермической закалке и последующем низком отпуске  $150 \div 160$  °С (рис. 4). Такая обработка обеспе-

чивает получение бейнитной структуры (рис. 3, б) с твердостью  $45 \div 55$  HRC. В некоторых случаях используют второй вариант термообработки, который заключается в закалке со средним отпуском и проводится на структуру троостит. Первый вариант предпочтительней, т.к. обеспечивает повышенную вязкость инструменту.

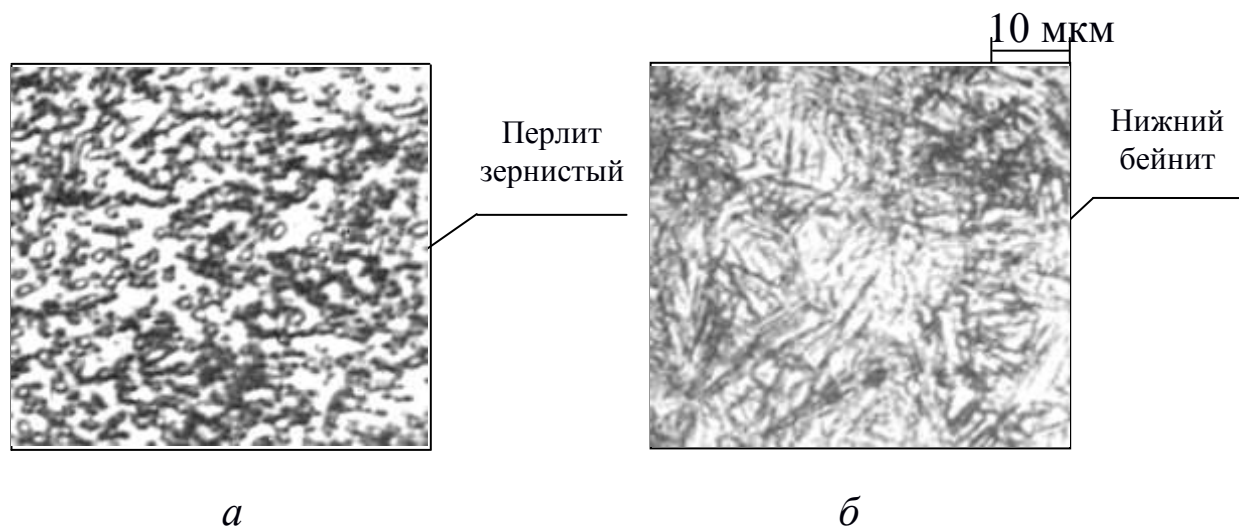


Рис. 3. Структура нетеплостойких сталей повышенной вязкости,  
*a* – после изотермического отжига;  
*б* – после закалки и низкого отпуска

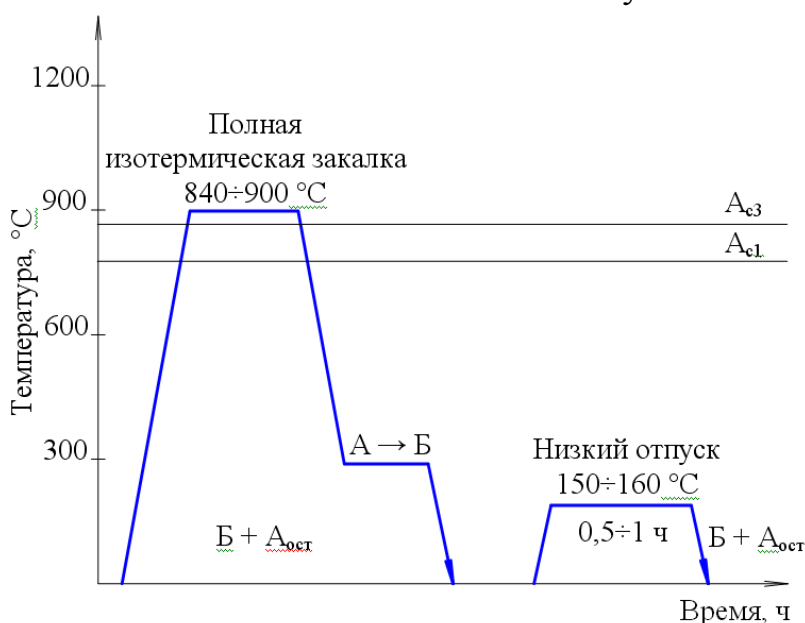


Рис. 4. Режим упрочняющей термической обработки нетеплостойких сталей повышенной вязкости

Для повышения износостойкости эти стали эффективно подвергать химико-термической обработки (азотирование, нитроцементация и др.), что обеспечивает значительное повышение по-

верхностной твердости без заметного снижения сопротивления хрупкому разрушению.

Инструментальные стали группы повышенной ударной вязкости предназначены для изготовления ударных инструментов: зубил, обжимок, вырубных, обрезанных и чеканочных штампов, рубильных ножей, штемпелей, клейм, прошивочного, деревообрабатывающего инструмента и т.д.

## **2.2. Полутеплостойкие стали**

### **2.2.1. Штамповые стали холодного деформирования**

Содержат повышенное количество углерода (до 2,2 %) и отличаются повышенным количеством хрома (ГОСТ 5950-73). Находят применение стали с 12 % Cr (X12, X12Ф1, X12BM, X12МФ) и с 6 % Cr (X6ВФ, X6Ф4М, 8Х6НФТ, 9Х5ВФ), прил. 2. Они относятся к сталям высокой прокаливаемости ( $D_{кр}$  до 200 мм).

По структурному признаку это стали ледебуритного класса, т.е. содержат в литом состоянии карбидную эвтектику. Для измельчения карбидной эвтектики и снижения балла карбидной неоднородности стали ледебуритного класса обязательно куят. Затем для снижения твердости подвергаются изотерическому отжигу (прил. 2). В структуре отожженных сталей присутствуют зернистый перлит, первичные и вторичные карбиды хрома  $Cr_{23}C_6$ ,  $Cr_7C_6$  (рис.5, а). Карбидная неоднородность – это основной недостаток высокохромистых сталей (рис.5, б).

Основным механизмом упрочнения высокохромистых сталей является мартенситный. Их подвергают упрочняющей обработке (прил.2), которая состоит из высокотемпературной закалки с нагревом выше линии  $A_{сm}$  до  $1000 \div 1050$  °С и последующего низкого отпуска при  $180 \div 200$  °С с выдержкой 1 ч. (рис.6).

Высокотемпературный нагрев под закалку необходим, для обеспечения теплостойкости стали. За счет растворения вторичных карбидов хрома увеличивается легированность твердого раствора, а следовательно, термическая стойкость мартенсита. Температура нагрева под закалку ограничена размером зерна. Низкий отпуск используется для снятия внутренних напряжений и частичного превращения остаточного аустенита в мартенсит.

После упрочняющей термической обработки в структуре, наряду с мартенситом и карбидами (10÷15 %), сохраняется повышенное количество остаточного аустенита (до 10 %), что обеспечивает повышение ударной вязкости сталям. Твердость сталей понижена, т.к. не превышает 61÷62 HRC, теплостойкость высокохромистых сталей не превышает 400°C.

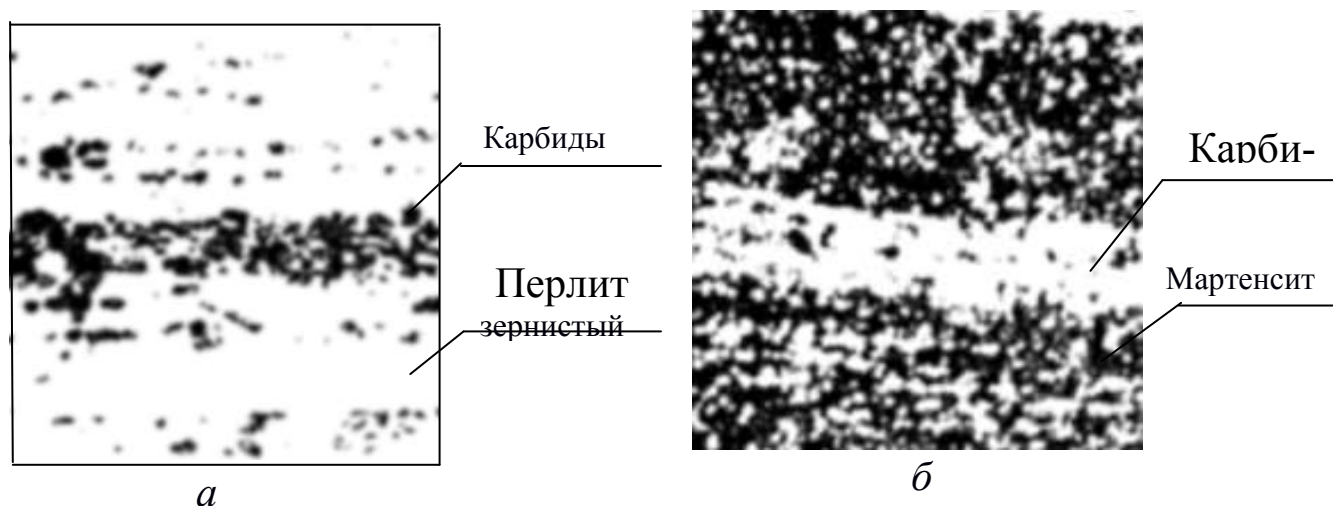


Рис. 5. Структура полутеплостойких сталей типа X12:  
а – после отжига; б – после закалки и отжига

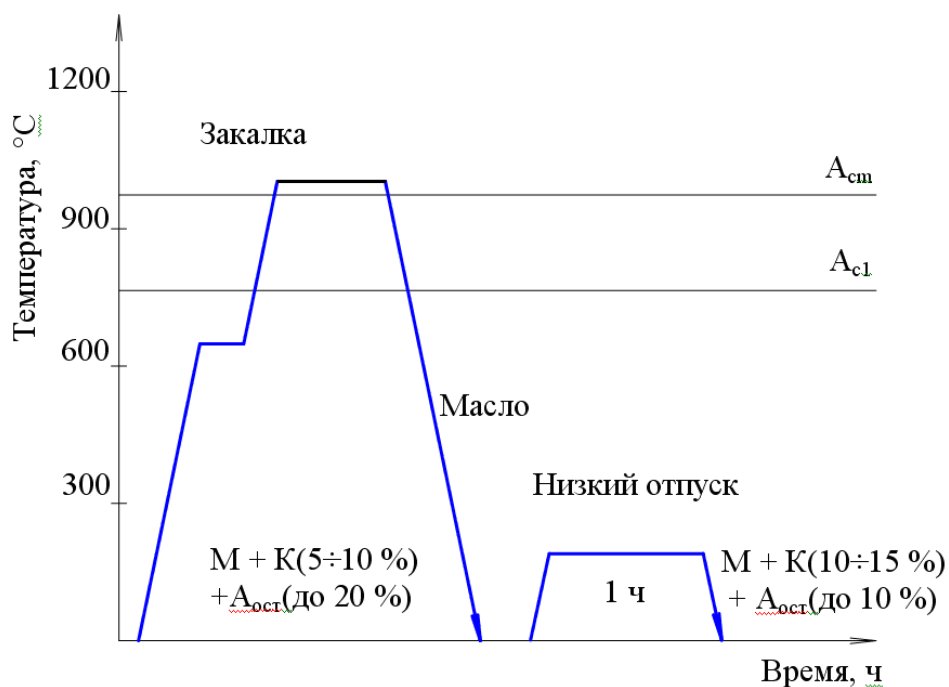


Рис. 6. Режим упрочняющей термической обработки полутеплостойких сталей (типа X12)

Основная область применения высокохромистых сталей – преимущественно тяжелонагруженные штампы холодного деформирования больших габаритных размеров и сложной формы.

Для режущего инструмента высокохромистые стали не применяют из-за наличия в структуре грубых карбидов хрома.

### ***2.2.2. Полутеплостойкие штамповые стали горячего деформирования***

**Стали для горячего деформирования** (ГОСТ 5950-73) подразделяют по уровню основных свойств (теплостойкости, вязкости):

- умеренной теплостойкости и повышенной вязкости с рабочей температурой до  $500 \div 550$  °С (типа 5ХНМ, 5ХНВ);
- повышенной теплостойкости и повышенной вязкости с рабочей температурой до  $620 \div 650$  °С (типа 4Х5МФС, 4Х5В2ФС);
- высокой теплостойкости с рабочей температурой до  $700 \div 720$  °С (типа 3Х2В8Ф, 5Х3В3МФС).

Это средне- и низкоуглеродистые стали ( $0,3 \div 0,6$  % С), для обеспечения высокой горячей прочности, вязкости, окалиностойкости, разгаростойкости они легированы никелем, марганцем и карбидообразующими элементами. По структуре стали умеренной теплостойкости относятся к сталям перлитного класса, а стали повышенной и высокой теплостойкости – к сталям карбидного класса (рис.7).

Теплостойкость сталей зависит от степени легированности твердого раствора и типа карбидных фаз. В структуре сталей умеренной теплостойкости преобладают карбиды железа типа  $M_3C$ ; в сталях повышенной теплостойкости – карбиды хрома типа  $M_{23}C_6$  и вольфрама –  $M_6C$ ; в сталях высокой теплостойкости – карбиды вольфрама, молибдена  $M_6C$  и ванадия  $MC$ .

Термическая обработка штамповых сталей горячего деформирования проводится на троостит. Заключается в закалке и средне-температурном отпуске. Структура троостит обладает повышенной вязкостью и теплостойкостью от 500 до 700 °С, зависит от степени легированности сталей и температуры отпуска (рис. 8). Назначение температуры закалки и температуры отпуска зависят от степени легированности сталей и условий эксплуатации инструмента (прил. 3).

**Штамповые стали умеренной теплостойкости и повышенной вязкости 5ХНМ, 5ХГМ, 5ХГНМ** содержат небольшое количество хрома, молибдена (вольфрама), никеля (примерно по одному проценту каждого). Характеризуются невысокой теплостойкостью до  $500\div 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Благодаря легированию никелем (марганцем) стали имеют высокую прокаливаемость и характеризуются повышенной вязкостью, что позволяет использовать их для молотовых штампов больших размеров, работающих с ударными нагрузками (прил. 3). Применяется при штамповке цветных сплавов, углеродистых и низколегированных сталей перлитного класса.



Рис. 7. Структура полутеплостойких штамповых сталей горячего деформирования (типа 5ХНМ)



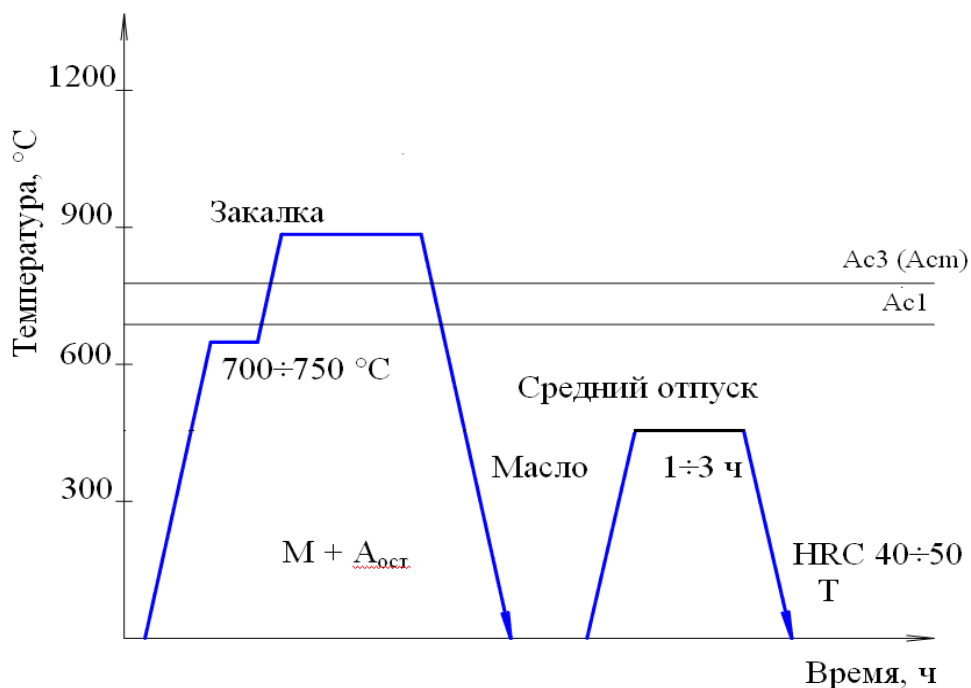


Рис. 8. Типовой режим упрочняющей термической обработки полутеплостойких сталей горячего деформирования перлитного класса

**Стали повышенной теплостойкости и вязкости** 4X5B2ФС, 4X4BMФС, 4X5MФС, 4X5MФ1С, 4X2B2MФС отличаются более высоким содержанием карбидообразующих элементов (до 2,5÷5,5 % Cr, 2,0÷3,0 % W и Mo, до 1,0 % V). Это способствует повышению теплостойкости (до 620÷650 °C) и прочности, не приводя к заметному снижению ударной вязкости по сравнению со сталями умеренной теплостойкости (прил.3). Широко применяются при обработке труднодеформируемых материалов для: прессовых вставок, инструментов для высадки и выдавливания и пресс-форм, а так же для литья под давлением алюминиевых сплавов.

**К штамповым сталям высокой теплостойкости** относятся стали 3X3M3Ф, 4X2B5MФ, 5X3B3MФС, 3X2B8Ф, 2X6B8M2K8 и др., которые отличаются от сталей предыдущих групп более высокими концентрациями карбидообразующих элементов W, Mo, V в сумме до 8÷10 %, что приводит к увеличению теплостойкости до 700÷720 °C и износостойкости, но сопровождается снижением вязкости (прил. 3). Их используют для изготовления тяжело нагруженных инструментов (диаметром или стороной до 100÷150 мм) горячего объемного деформирования при обработке легированных кон-

струкционных сталей и жаропрочных сплавов на прессах и горизонтально-ковочных машинах, работающих в условиях повышенного разогрева и истирания, а так же литья под давлением сплавов на основе меди.

### 2.3. Теплостойкие стали

Называют быстрорежущими (прил. 4). Это высоколегированные стали, содержащие углерод ( $1\div 2\%$ ), вольфрам ( $0\div 18\%$ ), молибден ( $0\div 6\%$ ), ванадий ( $1\div 5\%$ ), хром ( $3\div 4\%$ ), кремний ( $2\%$ ) (ГОСТ 19265-73). Быстрорежущие стали по теплостойкости подразделяются на три группы:

- умеренной теплостойкости  $610\div 620\text{ }^{\circ}\text{C}$  (вольфрамовые Р9, Р12, Р18 и вольфрамомолибденовые Р6М5, Р6М3, Р8М3 и др.);
- повышенной теплостойкости  $630\div 650\text{ }^{\circ}\text{C}$  (с повышенным содержанием кобальта Р6М5К5, Р9К5, Р9М4К8 и ванадия Р12Ф3, Р12Ф4К5, Р18К5Ф2, 10Р6М5К5 и др.);
- пониженной теплостойкости до  $610\text{ }^{\circ}\text{C}$  (Р2М2Ф3, Р0М4Ф).

Маркируют стали буквой Р, цифры после буквы указывают содержание основного легирующего элемента быстрорежущих сталей – вольфрама в целых процентах. Хром, кремний, ванадий, если последнего меньше  $2\%$ , в маркировке не указываются. В остальном маркировка быстрорежущих сталей не отличается от легированных.

Быстрорежущие стали по структурному признаку – стали ледебуритного класса, т.е. содержат в литом состоянии карбидную эвтектику, в состав которой входят специальные карбиды хрома –  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ , вольфрама, молибдена –  $\text{Me}_6\text{C}$  и ванадия –  $\text{MeC}$  (рис.9, а).

Эвтектика значительно снижает механические свойства, поэтому перед отжигом слитки быстрорежущих сталей обязательно куяют. Благодаря этому технологическому приему, карбиды дробятся и равномернее распределяются в структуре. Даже после больших степеней деформации карбидная неоднородность сохраняется, что является основным недостатком структуры быстрорежущих сталей.

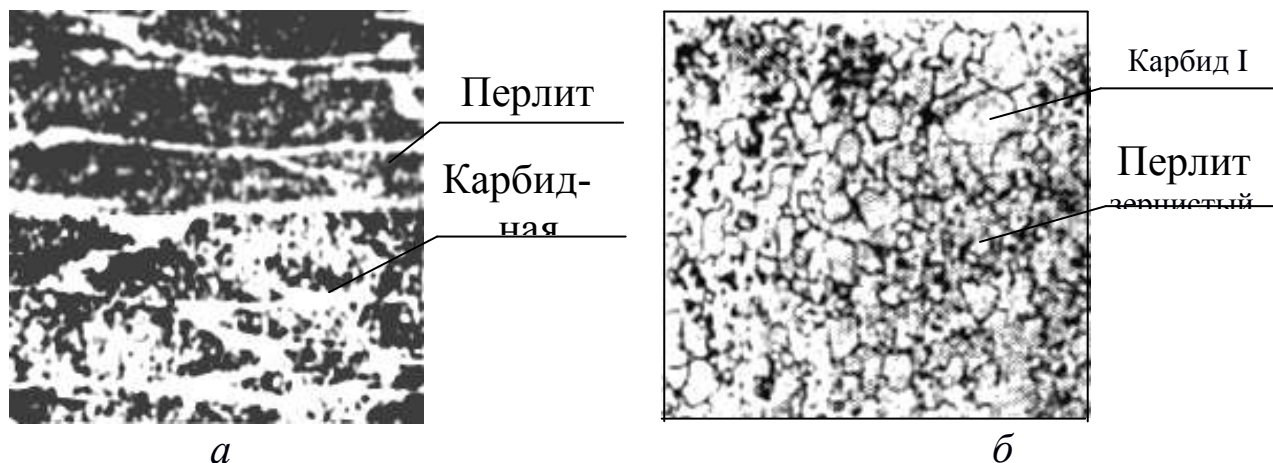
Отжиг быстрорежущих сталей проводят при температурах  $840\div 860\text{ }^{\circ}\text{C}$  с изотермической выдержкой в течении  $2\div 4$  часов при  $720\div 750\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Структура сталей после изотермического отжига состоит из сорбитообразного перлита,  $5\div 12\%$  нерастворимых первичных и  $15\div 20\%$  растворимых вторичных карбидов (рис.9, б).

Особенностью окончательной термической обработки быстро-режущих сталей является высокотемпературный нагрев под закалку и трехкратный отпуск при  $550 \div 560$  °С по 1 часу каждый (рис.10). В основе механизма упрочнения быстрорежущих сталей лежат два механизма – мартенситный и дисперсионное твердение.

При высокотемпературном нагреве под закалку вторичные карбиды растворяются в аустените, обогащая его углеродом и легирующими элементами, это является основным условием обеспечения теплостойкости. Первичные карбиды, располагаясь по границам зерен аустенита, препятствуют его росту. Температура закалки ограничивается баллом зерна, что является условием обеспечения прочности и ударной вязкости. Закалка проводится в масле. Структура после закалки: мартенсит, карбиды ( $10 \div 15$  %) и остаточный аустенит (до 30 %) (рис.9, в).

Основная цель отпуска – обеспечить дисперсионное твердение, т.е. выделение из твердых растворов дисперсных карбидов  $Me_6C$ ,  $Me_{23}C_6$ ,  $MeC$ , а так же превращение остаточного аустенита в мартенсит. В процессе отпуска остаточный аустенит обедняется легирующими элементами и при последующем охлаждении превращается в мартенсит.

В результате отпуска вторичная твердость повышается до  $64 \div 66$  HRC. Окончательная структура сталей состоит из отпущенного мартенсита, карбидов  $15 \div 20$  % и  $2 \div 3$  % остаточного аустенита (рис.9, г). Чтобы полностью избавиться от остаточного аустенита, можно сразу же после закалки проводят обработку холодом (рис.10).



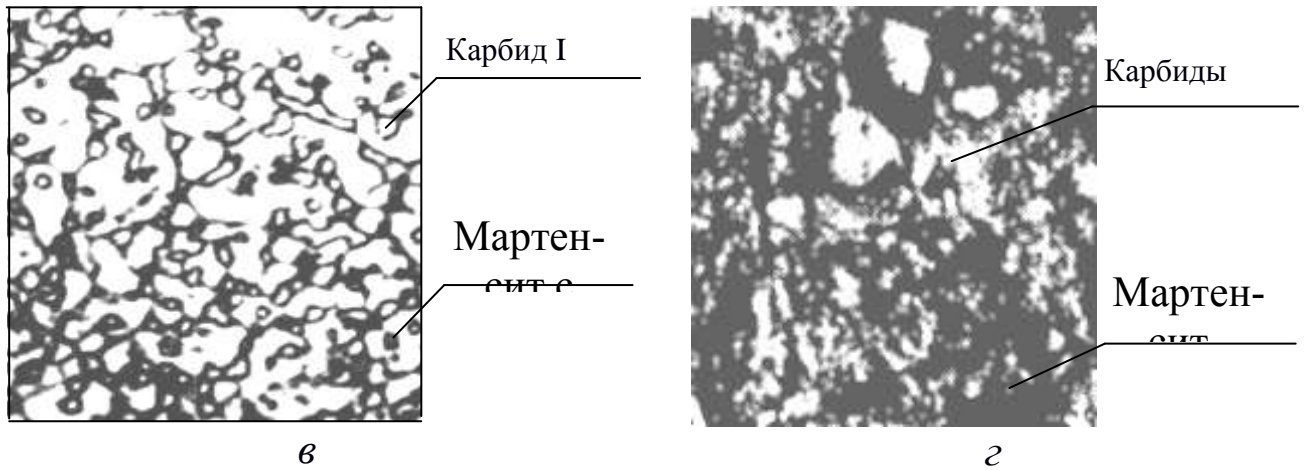


Рис. 9. Структура быстрорежущих сталей:

а – в литом состоянии; б – после отжига;

в – после закалки; з – после закалки и трехкратного отпуска

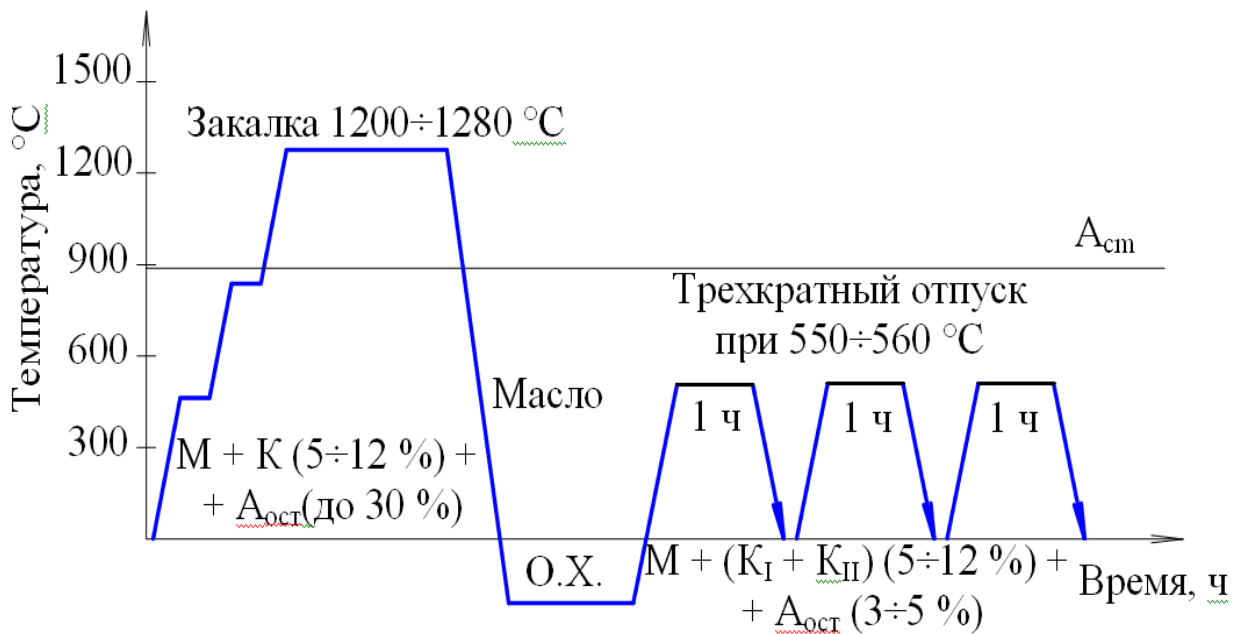


Рис.10. Режим термической обработки быстрорежущих (теплостойких) сталей

Из быстрорежущих сталей изготавливают самый разнообразный инструмент и в том числе сложной конфигурации: резцы, сверла, метчики, фрезы, протяжки. Благодаря высокой теплостойкости и твердости, резание инструментом из этих сталей проводится на высоких скоростях.

Самыми распространенными в настоящее время являются стали умеренной теплостойкости вольфрамомолибденовые Р6М5, Р6М3 и вольфрамовые стали Р9, Р12 и Р18. Их применяют для обработки углеродистых и легированных сталей перлитного класса (до

300 НВ). Для обработки труднообрабатываемых материалов (35÷45 HRC) используют быстрорежущие стали повышенной теплостойкости с повышенным кобальтом и ванадием: P6M5K5, P12Ф3, P18K5Ф2, P9M4K8. Однако эти стали более дороги и менее технологичны: стали с кобальтом плохо куются, стали с ванадием плохо шлифуются. Стали пониженной теплостойкости P2M2Ф3, P0M4Ф, P0M4 используют для деревообрабатывающего инструмента, а так же для металлорежущего с использованием поверхностного упрочнения за счет ХТО, либо нанесением покрытий TiC, TiN (прил. 4).

### **3. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ**

1. Познакомиться с методическими указаниями и законспектировать основные положения;

2. Изучить коллекцию микрошлифов инструментальных сталей: нетеплостойких, полутеплостойких и теплостойких в отожженном состоянии и после термической обработки с помощью металлографического микроскопа. Зарисовать структуру сталей в таблице прил. 5;

3. Используя прил. 1–5 (по ГОСТ 1435-74. ГОСТ 5950-73, ГОСТ 19265-73), вписать в таблицу химический состав, режим термической обработки, свойства и применение предложенных для рассмотрения марок сталей.

4. Ответить на контрольные вопросы.

### **4. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

1. Какие стали называют инструментальными?

2. По какому основному свойству классифицируют инструментальные стали?

3. Какие существуют группы инструментальных сталей в связи с их назначением?

4. Какие требования предъявляют к инструментальным сталям?

5. Режим термической обработки нетеплостойких углеродистых сталей, низколегированных сталей?

6. В чем заключается режим термической обработки высокохромистых штамповых сталей холодного деформирования повышенной теплостойкости типа Х12?

7. На какую структуру обрабатывают штамповые стали горячего деформирования умеренной, повышенной, высокой теплостойкости?

8. Особенности термической обработки быстрорежущих сталей.

9. С какой целью при закалке быстрорежущих сталей проводится высокотемпературный нагрев?

10. Для чего необходим трехкратный отпуск при термической обработке быстрорежущих сталей?

11. За счет чего обеспечивается высокая твердость и теплостойкость в быстрорежущих сталях?

12. Какой основной недостаток в структуре инструментальных сталей ледебуритного (карбидного) класса?

13. Какие стали можно применять для слесарного инструмента?

14. Какие стали можно рекомендовать для изготовления фрез, применяемых для обработки сталей перлитного класса?

15. Назовите марки сталей, которые хорошо себя зарекомендовали для изготовления протяжек.

16. Какие инструментальные стали хорошо себя ведут в условиях многократных нагревов до  $600 \div 700$  °С?



## Основные свойства нетеплостойких сталей

Марка стали	Твердость после отжига HB, не более	Закалка				Отпуск					
		Температура, °C		Твердость HRC		Температура, °C	Твердость HRC	$\sigma_{\text{н}}$ ( $\sigma_{\text{в}}$ ), МПа	KCU, МДж/м <sup>2</sup> ( $\delta$ , %)	D <sub>кр</sub> , мм	
		в водном растворе	в масле и горячих средах	в водном растворе	в масле и горячих средах					вода	масло
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
1. СТАЛИ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ											
Неглубокой прокаливаемости углеродистые и легированные											
У7, У7А	187	780÷800	800÷820	62÷64	59÷62	150÷160	61÷63	2000	0,15	15÷20	4÷8
У8, У8А	187	760÷780	780÷800	63÷65	60÷62	150÷160	61÷63	2100	0,15	15÷20	4÷6
У9, У9А	192	740÷760	760÷780	64÷66	61÷63	150÷160	62÷63	2100	0,15	15÷20	4÷6
У10, У10А	197	740÷760	760÷780	64÷66	61÷63	150÷160	62÷63	2400	0,15	15÷20	4÷6
У11, У11А	207	770÷780	790÷810	64÷66	—	150÷160	62÷63	2900	0,10	10÷20	4÷6

У12, У12А	207	770÷780	790÷810	64÷66	–	150÷160	62÷63	3500	Продолжение прил.1		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
У13, У13А	217	770÷780	790÷810	62÷64	–	150÷160	62÷63	2300	0,10	10÷20	4÷6
8ХФ	255	810÷820	830÷860	58÷59	63÷65	180÷200	57÷58	2700	–	15÷25	5÷8
9ХФ	255	820÷840	850÷880	61÷64	61÷64	200÷250	58÷60	3600	–	15÷20	5÷8
11ХФ	229	810÷830	840÷860	62÷65	62÷64	150÷170	62÷64	2500	–	15÷25	7÷10
13Х	241	780÷820	810÷830	63÷65	62÷64	150÷170	62÷64	–	–	20÷25	10÷15
ХВГ	255	–	830÷850	–	62÷63	150÷200	63÷62	3000	(0,60)	–	–
ХВ4	285	820÷840	830÷850	65÷67	63÷65	140÷170	62÷67	(2000)	(0,20÷0,40)	–	–
В2Ф	229	–	780÷840	66÷67	66÷67	100÷180	62÷65	–	–	–	–
Повышенной прокаливаемости легированные											
9Х1	229	–	820÷850	–	61÷63	160÷180	59÷61	–	–	20÷40	6÷30
Х	229	–	840÷860	–	62÷63	130÷150	62÷65	2300	0,50	28÷54	8÷35
12Х1	241	–	850÷870	–	63÷65	120÷130	62÷65	–	–	–	–
9ХС	241	–	840÷860	–	62÷63	180÷250	58÷62	3600	0,85	42÷70	13÷35
ХГС	241	–	820÷860	–	62÷64	150÷160	61÷63	–	–	72÷100	46÷67
9ХВГ	241	–	820÷840	–	64÷66	160÷180	62÷60	–	–	–	–
ХВСТФ	241	–	840÷860	–	61÷63	140÷160	60÷62	3000	–	–	–
9Г2Ф	229	–	790÷810	–	61÷62	180	60÷61	–	–	–	–
2. СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ											
4ХС	217	–	880÷890	55	–	240÷270	52÷55	(2100)	(5,00)	–	–
6ХС	229	–	840÷860	55÷59	–	240÷270	52÷55	(2100)	(2,00)	–	–
5ХВ2СФ	229	–	860÷900	55	–	200÷250	53÷58	(1900)	(4,00)	–	–

6XB2C	269	–	860÷900	57	–	200÷250	53÷58	(2000)	(2,00)	–	–
6XBГ	217	–	850÷900	56÷60	–	200÷250	57÷59	(2000)	(4,00)	–	–
6X3MФC	241	–	980÷1020	56÷60	–	180÷200	57÷59	(2000)	(0,25)	–	–

## Приложение 2

## Основные свойства полутеплостойких штамповых сталей холодного деформирования

Марка стали	Твердость после отжига НВ, не более	Закалка		Отпуск			
		$T_3, ^\circ\text{C}$	HRC	$T_{\text{отп}}, ^\circ\text{C}$	HRC	$\sigma_{\text{н}}, \text{МПа}$	KCU, МДж/м <sup>2</sup>
X12	255	950÷970	63÷65	170÷200	60÷62	2150	0,15÷0,20
				300÷350	57÷58	2200	0,20÷0,30
X12Ф1	255	1020÷1050	62÷64	170÷200	60÷62	2500	0,25÷0,30
				400÷420	56÷58	3000	0,50÷0,60
X12МФ	255	1000÷1020	62÷64	170÷200	60÷62	2600	0,40÷0,50
				320÷350	56÷58	3100	0,60÷0,70
X12BMФ	255	970÷1000	63÷65	170÷180	62÷63	2400	0,20÷0,30
				320÷350	58÷59	2600	0,25÷0,40
X12Ф4М	255	1070÷1090	63÷65	170÷190	61÷63	2700	0,30÷0,40
				200÷230	59÷60	3000	0,40÷0,60
X6BФ (9X5BФ)	241	980÷1000	63÷65	150÷170	60÷62	3000	0,70÷0,80
				280÷300	55÷57	3500	0,90÷1,00
X6Ф4М	241	980÷1010	62÷64	170÷190	60÷62	2900	0,25÷0,30
		1140÷1160	62÷63	550	62÷63	3100	0,45÷0,70
8X6HФТ	241	950÷1000	62÷63	280÷300	56÷58	–	–

				400÷420	55÷56	–	–
--	--	--	--	---------	-------	---	---

Примечание:  $T_3$  – температура закали. Для стали Х6Ф4М с размером зерна 10÷11 отпуск проводили 3 раза по 1 ч

## Приложение 3

## Основные свойства штамповых сталей горячего деформирования

Марка стали	Твердость после отжига HB, не более	Закалка		Отпуск			
		Температура, °C	Твердость HRC	Температура, °C	Твердость HRC	σ <sub>в</sub> , МПа	KCU, МДж/м <sup>2</sup>
УМЕРЕННОЙ ТЕПЛОСТОЙКОСТИ И ПОВЫШЕННОЙ ВЯЗКОСТИ							
5XHM	241	840÷860	56÷60	500÷550	38÷41	1400	0,50
5XHB	255	840÷860	56÷59	520÷550	38÷42	1200	0,70
5XГМ	241	820÷850	53÷59	480÷540	38÷41	1400	0,40
4XМФС	241	910÷930	53÷55	580÷600	44÷46	1600	0,60
4X3BMΦ	241	1040÷1060	52÷54	560÷580	47÷49	1750	0,50
5X2MНΦ	255	960÷980	58÷59	590÷610	45÷48	1800	0,40
ПОВЫШЕННОЙ ТЕПЛОСТОЙКОСТИ И ПОВЫШЕННОЙ ВЯЗКОСТИ							
4X5B2ФС	241	1030÷1050	53÷56	560÷580	47÷49	1800	0,35
4X4BMФС	241	1050÷1070	55÷61	620÷630	47÷50	1900	0,40
4X5МФС	241	1000÷1020	50÷52	530÷560	47÷49	1800	0,60
4X5МФ1С	241	1020÷1040	51÷54	560÷580	47÷50	1800	0,35
4X2B2МФС	241	1080÷1100	56÷58	650÷670	42÷46	1900	0,40
ВЫСОКОЙ ТЕПЛОСТОЙКОСТИ							
3X3M3Φ	229	1030÷1050	47÷50	580÷600	47÷48	1700	0,30
3X2B8Φ	241	1070÷1100	48÷52	600÷620	42÷48	1600	0,25
4X2B5МΦ	241	1050÷1080	48÷51	630÷660	42÷46	1700	0,30
2X6B8M2K 8	241	1180÷1220	52÷54	660÷680	54÷56	1700	0,30
5X3B3МФС	241	1120÷1150	53÷56	660÷680	42÷46	1700	0,30

## Основные и технологические свойства быстрорежущих сталей

Марка стали	Основные свойства после упрочняющей термообработки							Технологические свойства	
	Твердость после отжига HB, не более	$T_z$ , °C	$T_{отп}$ , °C	Твердость HRC, не менее	Теплостойкость HRC 59 при отпуске 4 ч, °C	$\sigma_n$ , МПа	KCU, МДж/м <sup>2</sup>	Вязкость	Шлифуемость
P2AM9K5	285	1190÷1220	550÷560	64	630	1600÷1900	0,20÷0,22	Хорошая	Пониженная
P6M3	255	1200÷1230	540÷560	62	620	3200÷3600	0,50	Хорошая	Пониженная
P6M5	255	1200÷1230	540÷560	63	620	3200÷3600	0,38÷0,40	Пониженная	Хорошая
P6M5Ф3	269	1200÷1240	540÷560	64	630	2700÷3100	0,20÷0,25	Хорошая	Хорошая
P6M5K5	269	1210÷1240	550÷570	64	630	2600÷2900	0,24÷0,28	Хорошая	Хорошая
P9	255	1230÷1260	560	62	620	2800÷3100	0,30÷0,35	Удовлетворительная	Пониженная
P9K5	260	1220÷1250	550÷570	63	630	2300÷2700	0,22÷0,30	Пониженная	Пониженная
P9M4K8	285	1210÷1240	550÷560	64	630	2300÷2500	0,18÷0,20	Пониженная	Пониженная
P12	255	1230÷1250	550÷570	63	620	2600÷3500	0,30	Хорошая	Хорошая
P12Ф3	269	1230÷1270	550÷570	63	630	2500÷2900	0,25÷0,28	Хорошая	Пониженная
P18	255	1270÷1290	560	62	630	2700÷3000	0,28÷0,30	Хорошая	Пониженная
P18K5Ф2	285	1280÷1290	570	63	640	2600÷2700	0,20÷0,22	Пониженная	Хорошая
11P3AM3Ф2	255	1180÷1210	540÷580	63	620	3400÷3800	0,32÷0,40	Пониженная	Пониженная



## ОФОРМЛЕНИЕ ОТЧЕТА

Марка стали	Хим. состав	Класс стали	Структура в равновесном состоянии	Упрочняющая термическая обработка	Структура после термической обработки	Балл карбидной неоднородности, балл зерна	Свойства	Примечание
----------------	----------------	----------------	---	---	--	--	----------	------------

## САМОСТОЯТЕЛЬНАЯ РАБОТА

1. Изучение раздела №1 «Физико-химические закономерности формирования структуры материала».

1.1. Выполнение домашнего задания:

- Изучение устройства и работы микроскопа;
- Изучение методов получения монокристаллов;
- Изучение формы кристаллов и строения слитков;
- Построение диаграммы растяжения;
- Изучение дефектов термической обработки металлов и сплавов.

1.2. Оформление, подготовка и защита отчетов по практическим работам № 1–6.

2. Изучение раздела №2 «Материалы, применяемые в машиностроении и приборостроении».

2.1. Выполнение домашнего задания:

- Изучение свойств медных сплавов, латуни, бронзы;
- Изучение маркировки материалов с высокой удельной прочностью;
- Изучение термической обработки титановых сплавов.

2.2. Оформление, подготовка и защита отчетов по практическим работам № 7–10.

3. Изучение раздела №3 «Материалы с особыми физическими свойствами».

3.1. Выполнение домашнего задания:

- Изучение маркировки материалов с особыми тепловыми свойствами.

4. Изучение раздела №4 «Инструментальные материалы».

4.1. Выполнение домашнего задания:

- Изучение сверхтвёрдых материалов и их применения.

4.2. Оформление, подготовка и защита отчетов по практической работе № 11.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

### Основная литература

1. Вологжанина, С. А. Материаловедение [Электронный ресурс] : учебник для студентов учреждений среднего профессионального образования / С. А. Вологжанина, А. Ф. Иголкин. – Москва : Академия, 2018. – 496 с. – Режим доступа: <http://academia-moscow.ru/catalogue/4831/403494/>. – Загл. с экрана.

### Дополнительная литература

1. Плошкин, В. В. Материаловедение. – 3-е изд., пер. и доп. [электронный ресурс]. – Москва : Юрайт, 2018. – 463 с. – Режим доступа: <https://biblio-online.ru/book/materialovedenie-414027>. – Загл. с экрана.