

МИНИСТЕРСТВО ТРАНСПОРТА И КОММУНИКАЦИЙ  
РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ  
УЧРЕЖДЕНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ  
«БЕЛОРУССКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ ТРАНСПОРТА»

Кафедра «Материаловедение, обработка и упрочнение материалов»

# **МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ МАТЕРИАЛОВ**

*Одобрено методической комиссией  
механического факультета в качестве учебно-методического пособия  
по выполнению лабораторных работ*

Гомель 2016

УДК 620.22(075.8)  
ББК 30.3  
М34

А в т о р ы: С. В. Щербаков, С. В. Петров, О. А. Саркисов, А. Н. Попов

Р е ц е н з е н т – д-р хим. наук, профессор *А. С. Неверов* (УО «БелГУТ»)

М34      **Материаловедение и технология материалов : учеб.-метод. пособие по выполнению лабораторных работ / С. В. Щербаков [и др.] ; М-во трансп. и коммуникаций Респ. Беларусь, Белорус. гос. ун-т трансп. – Гомель : БелГУТ, 2016. – 105 с.**

ISBN 978-985-554-242-2

Излагаются порядок выполнения лабораторных работ по «Материаловедению», краткий теоретический материал, правила оформления отчетов и основные контрольные вопросы к каждой лабораторной работе.

Предназначено для студентов механического факультета.

УДК 620.22(075.8)

ББК 30.3

**ISBN 978-985-554-242-2**

© Оформление. УО «БелГУТ», 2016

## **ОБЩИЕ УКАЗАНИЯ ПО ВЫПОЛНЕНИЮ ЛАБОРАТОРНЫХ РАБОТ**

Для лучшего усвоения материала и наиболее эффективного использования учебного времени студент должен подготовиться к лабораторной работе: предварительно изучить методические указания к работе, соответствующие разделы рекомендованной литературы и лекционного материала. Выполняя необходимые эксперименты, измерения и расчеты, руководствоваться соответствующими инструкциями.

При работе в лабораториях необходимо строго выполнять правила техники безопасности.

После окончания работы студент обязан привести в порядок рабочее место.

Должен быть составлен отчет по выполненной работе, содержание которого приводится в данном практикуме указаниях по каждой работе. Рисунки, схемы и графики вычерчиваются мягким черным карандашом в соответствии с требованиями ЕСКД. Текст отчета пишется чернилами (шариковой ручкой).

Отчет по работе студент представляет преподавателю. Работа считается зачтенной, если отчет выполнен аккуратно, правильно и студент ответил на все контрольные вопросы преподавателя.

### *Лабораторная работа № 1*

## **ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ МЕТАЛЛОВ**

### *Часть 1*

В промышленности, связанной с обработкой металлов, испытания на твердость являются наиболее распространенными из всех видов механических испытаний. Они производятся значительно чаще, чем определение других механических характеристик металлов: прочности, относительного удлинения и др.

Для определения твердости служат специальные приборы, называемые твердомерами. Рабочим органом каждого твердомера, входящим в контакт с поверхностью испытуемого металла, является наконечник (индентор). Наконечниками могут быть тела различной геометрической формы: шарик, конус, пирамида и другие изготовленные из материала более твердого, чем испытуемый, например, из закаленной стали, алмаза, твердого сплава.

В зависимости от характера нагрузки, прикладываемой в процессе испытания, различают статическую и динамическую твердость. В первом случае к индентору нагрузка прикладывается плавно, во втором – ударом.

Наиболее распространено определение статической твердости на твердомерах Бринелля, Роквелла и Виккерса путем вдавливания в испытуемый металл соответственно шарика, конуса, пирамиды. Величина внедрения наконечника в поверхность испытуемого металла характеризует его твердость. Чем тверже металл, тем внедрение будет меньше, и наоборот. Таким образом, *твердость* – свойство металла сопротивляться внедрению другого более твердого тела. При внедрении наконечника происходит контактное (местное) приложение нагрузки, под действием которой испытуемый металл пластически деформируется в ограниченном объеме. При этом деформация тем меньше, чем тверже металл. Поэтому можно сказать и так: *твердость* – это сопротивление металла пластической деформации при контактном приложении нагрузки.

Примерами определения динамической твердости могут служить способы Польди и Шора. В первом случае стальной шарик ударом вдавливается одновременно в испытуемый металл и эталонный образец, твердость которого известна. Сравнение полученных отпечатков на эталоне и испытуемом металле позволяет определить твердость последнего. Во втором случае твердость оценивается высотой отскока от испытуемой поверхности бойка, падающего с постоянной высоты: чем выше отскочил боек, тем тверже испытуемый металл. Способ основан на упругих свойствах металла, поэтому его называют способом определения твердости методом упругой отдачи. Выполняется он на приборе, называемом склероскопом Шора. Шкала склероскопа имеет 140 делений. Отскоку в 100 делений соответствует твердость закаленной высокоуглеродистой стали. Вес бойка 2,5 г, его наконечник выполнен из алмаза или закаленной стали. В практике механических испытаний определение динамической твердости по Шору в настоящее время ограничено.

Широкое распространение испытаний на твердость объясняется рядом причин. Испытания проводятся быстро, требуют мало времени на подготовку, просты по технике выполнения. При этом часто не требуется изготовление специальных образцов, так как испытания могут выполняться непосредственно на детали без ее разрушения. С помощью переводных таблиц можно сравнить твердость металла, измеренную разными методами.

Между твердостью и другими механическими свойствами существует в ряде случаев зависимость. Например, зная твердость, можно судить о величине прочности на растяжение, пользуясь формулой

$$\sigma_B = K \cdot HB,$$

где  $\sigma_B$  – предел прочности на растяжение (временное сопротивление), кгс/мм<sup>2</sup>;  
 $K$  – коэффициент;

НВ – число твердости по Бринеллю.

Следует отметить, что для стали формула верна, если  $HV < 250$ .

Значение  $K$ , по данным Н. А. Минкевича, И. А. Одингга, Н. В. Гевелинга, следующее:

сталь твердостью НВ 120–175 .....	0,34
сталь твердостью НВ 175–450 .....	0,35
медь, латунь и бронза отожженные .....	0,55
медь, латунь и бронза наклепанные. ....	0,10
алюминий и его сплавы твердостью НВ 20–45 ...	0,33–0,36
дуралюмин отожженный .....	0,36
дуралюмин после закалки и старения.....	0,36.

Однако следует иметь в виду, что общего точного метода перевода чисел твердости, измеренных одним методом, на числа твердости по другим шкалам, а также на прочность при растяжении не существует. Такие переводы делаются, когда для них имеется надежная основа благодаря ранее выполненным сравнительным испытаниям.

Твердость металлов измеряют методами Бринелля, Роквелла, Виккерса, Польди и др.

## **1 Измерение твердости методом Бринелля (ИСО 410–88, ИСО 6508–86)**

**Цель работы.** Ознакомиться с устройством и работой прессы Бринелля, приобрести навыки измерения твердости методом Бринелля.

### **1.1 Краткие сведения из теории**

Сущность метода Бринелля состоит в следующем (рисунок 1): в испытуемый металл (образец) 1 под действием заданной нагрузки  $F_0$  в течение определенного времени  $t$  вдавливаются стальной закаленный шарик 2 диаметром  $D$ . В результате в испытуемом металле получается сферический отпечаток диаметром  $d_0$ . Размер отпечатка (диаметр или площадь) характеризует твердость: чем больше отпечаток, тем мягче испытуемый металл, чем отпечаток меньше – тем металл твёрже. Вдавливание шарика в образец производится на специальном приборе (прессе) Бринелля.

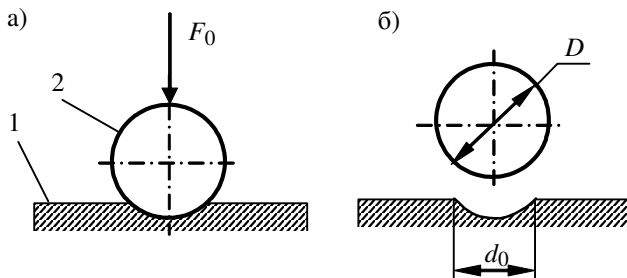


Рисунок 1 – Схема измерения твердости по Бринеллю:

*а* – в процессе вдавливания шарика в образец; *б* – после снятия нагрузки и удаления шарика

Измеренная таким образом твердость выражается числом твердости по Бринеллю, которое согласно ГОСТ 9012–59 обозначается символом *НВ* и измеряется в кгс/мм<sup>2</sup>. Однако в настоящее время для измерения твердости применяют Н/мм<sup>2</sup>. Число твердости по Бринеллю

$$НВ = \frac{F}{S}, \quad (1)$$

где *НВ* – число твердости по Бринеллю, кгс/мм<sup>2</sup>;

*F* – нагрузка на шарик, кгс;

*S* – площадь поверхности сферического отпечатка, мм<sup>2</sup>,

$$S = \left[ \pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2}) \right] / 2, \quad (2)$$

*D* – диаметр шарика, мм;

*d* – диаметр отпечатка, мм.

Подставляя значения из уравнения (2) в выражение (1), получим

$$НВ = 2F / \left[ \pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2}) \right]. \quad (3)$$

Для измерения твердости методом Бринелля применяют различные шарики (диаметром 10; 5 и 2,5 мм), нагрузки *F* (от 3000 до 15,6 кгс) и выдержки шарика под нагрузкой *t* (10; 30 и 60 с)

Таким образом, по формуле (3) можно определить числа твердости по Бринеллю *НВ*. Однако этих вычислений каждый раз не делают, а определяют твердость по таблице (приложение А), составленной на основании формулы (3).

При определении твёрдости по методу Бринелля диаметр шарика подбирают в зависимости от толщины испытуемого образца металла, а принимаемую нагрузку – в зависимости от твердости испытуемого материала (таблица 2).

Метод Бринелля применим только при  $HV < 450$  и толщине испытуемого образца не менее 0,5–1,00 мм.

Обозначение чисел твердости, измеренных при различных условиях, принято следующее:

а) при наиболее распространенных условиях испытания ( $D = 10$  мм,  $F = 3000$  кгс,  $t = 10$  с) твердость обозначается буквами НВ и числом. Например, запись НВ 300 означает твердость 300 единиц по Бринеллю, измеренную при этих условиях испытания;

б) при других условиях запись твердости дополняется индексами, указывающими условия испытания. Например, запись НВ 150 5/200/30 означает число твердости по Бринеллю 150 при испытании шариком  $D = 5$  мм под нагрузкой  $F = 200$  кгс, приложенной в течение  $t = 30$  с.

Испытание включает следующие операции: настройка пресса, получение отпечатка, его измерение и определение числа твердости по формуле (3). Недостатки метода: повреждение поверхности изделия сравнительно большими отпечатками, невозможность испытания металлов твердостью более НВ 450 из-за деформации шарика и измерения твердости деталей толщиной менее 1–2 мм, так как шарик продавливает их.

Условия измерения твердости по Бринеллю регламентированы ИСО 410–88, ИСО 6508–86. Ниже приводятся требования стандарта, соблюдение которых необходимо при выполнении испытаний, иначе результаты измерений будут не сравнимы.

Требования к твердомеру. Твердомер должен обеспечить: плавное возрастание нагрузки до необходимого значения; постоянство этой нагрузки в течение установленного времени; приложение усилия  $F$  перпендикулярно к поверхности образца; высокую точность нагрузки  $F$ .

Требования к шарикам:

- материал для шариков – термически обработанная сталь с твердостью не менее HV 850 (HV – твердость по Виккерсу);
- шарик не должен иметь поверхностных дефектов, видимых с помощью лупы при 5-кратном увеличении.

Требования к испытуемому образцу:

- твердость НВ не менее 8 и не более 450 единиц при температуре  $20 \pm \pm 10$  °С;
- поверхность образца должна быть свободной от окалины и других посторонних веществ;
- при подготовке образцов не допускать изменения твердости металла, вследствие нагрева или наклепа поверхности при механической обработке;
- минимальная толщина образца должна быть не менее 10-кратной глубины отпечатка, которая определяется по формуле

$$h = F / (\pi D \cdot HB), \quad (4)$$

где  $h$  – примерная глубина отпечатка, мм;

$F$  – нагрузка на шарик при определении НВ, кгс;

$D$  – диаметр шарика для определения НВ, мм;

НВ – твердость по Бринеллю

Выбор условий испытаний ( $D$ ,  $F$  и  $t$ ) производят по таблице 1.

**Пример.** На испытание поступили два стальных образца толщиной 28 и 4 мм. Определить  $D$ ,  $F$ ,  $t$ .

*Решение.* Необходимо установить ориентировочную твердость образцов.

Проба тарированным напильником показала, что твердость образцов ниже 140 единиц по Бринеллю. Тогда, согласно таблице 1, условия для образца толщиной 23 мм:  $D = 10$  мм;  $F = 1000$  кгс (9,8 кН);  $t = 10$  с; для образца толщиной 4 мм:  $D = 5$  мм;  $F = 250$  кгс (2,45 кН);  $t = 10$  с.

**Таблица 1 – Выбор диаметра шарика, нагрузки и выдержки в зависимости от твердости и толщины испытываемого образца**

Материал	Интервал твердости по Бринеллю	Минимальная толщина испытываемого образца, мм	Соотношение между нагрузкой $F$ и диаметром шарика $D$	Диаметр шарика $D$ , мм	Нагрузка $F$ , кгс (кН)	Выдержка под нагрузкой, с
Черные металлы	140–450	6–3	$F = 30D^2$	10,0	3000,0(29,4)	10
		4–2		5,0	750,0 (7,35)	
		<2		2,5	187,5 (1,84)	
Черные металлы	<140	>6	$F = 10D^2$	10,0	1000,0 (9,8)	10
		5–3		5,0	250,0 (2,45)	
		<3		2,5	62,5 (0,61)	
Цветные металлы	>130	6–3	$F = 30D^2$	10,0	3000,0 (29,4)	30
		4–2		5,0	750,0 (7,35)	
		<2		2,5	187,5 (1,84)	
	35–130	9–6	$F = 10D^2$	10,0	1000,0 (9,8)	30
		6–3		5,0	250,0 (2,45)	
		<3		2,5	62,5 (0,61)	
8–35	>6	$F = 2,5D^2$	10,0	259,0 (2,54)	60	
	6–3		5,0	62,5 (0,61)		
	<3		2,5	15,6 (0,15)		

Требования для измерения твердости:

– диаметры отпечатков  $d$  должны находиться в пределах  $0,2D < d < 0,6D$ ;

В случае несоблюдения этого условия испытание повторяется с применением соответствующей нагрузки;

– расстояние от центра отпечатка до края образца должно быть не менее чем  $2,5d$ , а расстояние между центрами двух соседних отпечатков – не менее  $4,0d$  (для металлов с НВ < 35 – соответственно  $3,0d$  и  $6,0d$ );



– после вдавливания шарика на обратной стороне испытуемого образца не должно быть следов деформации. Деформация обратной стороны возникает при несогласованности нагрузки на шарик с толщиной и твердостью образца. Чем тоньше и мягче образец, тем меньше должна быть нагрузка на шарик во избежание продавливания.

## 1.2 Оборудование, инструмент и материалы

Используется рычажный пресс Бринелля; отсчетный микроскоп (лупа Бринелля); линейка с делениями или штангенциркуль; образцы металла для измерения твердости.

Рычажный пресс Бринелля (рисунок 2) служит для получения отпечатков на испытуемом металле. На рисунке 2 представлены общий вид и схемы рычажного пресса типа ТШ (твердомер шариковый) с механическим приводом. Шарик 20 находится в съемной оправке 19, которая винтом 17 закреплена во втулке шпинделя 15. Подготовленный для испытания образец кладется на стол 21 и при вращении маховика 23 винтом 22 прижимается вначале к шарика 20, а затем, преодолевая сопротивление пружины 15, подводится до упора в ограничитель 18. Этим создается зазор между конусной частью втулки шпинделя 16 и гнездом в станине 24. Этот зазор исключает трение втулки о станину в процессе вдавливания шарика в образец, что повышает точность эксперимента. Затем нажимают пусковую кнопку 28. При этом включается электродвигатель 1 ( $N = 1400$  об/мин), который через двухступенчатый червячный редуктор 2 начинает вращать кривошипный вал 3 и кривошип 5 против часовой стрелки. Приходят в движение также шатун 6 и вилка 7, в результате чего нагрузка (создаваемая грузом 10 и подвеской 9) системой рычагов 11 и 13, соединенных серьгой 12, через шпиндель 14 плавно прикладывается к образцу, достигая максимального значения в момент отхода ролика 8 от главного рычага 11, т.е. когда груз (набор гирь) находится в крайнем нижнем положении. В это время загорается сигнальная лампа 29. Сумма чисел, указанных на гирях в подвеске (187,5), соответствует нагрузке  $P$  на шарик.

После выдержки груза в нижнем положении вращение электродвигателя автоматически переключается на обратное, вилка 7 снова подходит к главному рычагу 11 и роликом 8 приподнимает его. В результате нагрузка с шарика плавно снимается. В момент начала снятия нагрузки сигнальная лампа гаснет. Таким образом, время горения лампы соответствует продолжительности нагружения. Это время для разных металлов неодинаково. Для отсчета его служит специальный механизм, встроенный в пресс. С помощью подвижной чашки 26 (со шкалой), винта 27 для закрепления чашки и шкалы 25, нанесенной на станине 24, устанавливается расчетная выдержка испытания. Все операции (нагружение, выдержка под нагрузкой, снятие нагрузки, реверсирование, выключение электродвигателя) выполняются автоматически с помощью концевого переключателя 4.

После выключения двигателя маховик 23, вращаясь в обратную сторону, отпускает испытуемый образец. В результате испытания на поверхности образца образуется шаровой отпечаток, диаметр которого характеризует твердость испытанного металла.

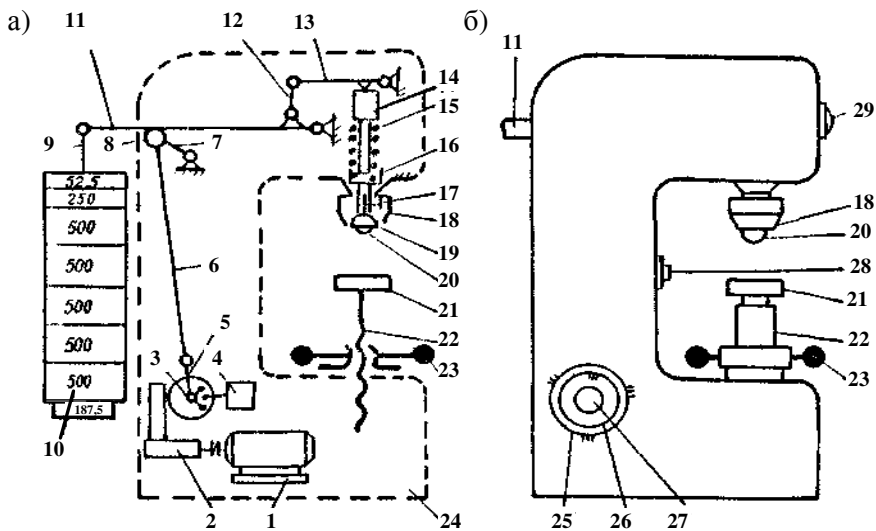


Рисунок 2 – Рычажный пресс Бринелля:  
а – схема; б – общий вид

### Требования техники безопасности при работе на прессе Бринелля.

- 1 Навеску грузов выполнять одному человеку.
- 2 Запрещается при включенном электродвигателе нажимать пусковую кнопку, трогать маховик, грузы и т.п.
- 3 Работать только на заземленном прессе (заземление проверяется периодически работником кафедры).
- 4 По окончании работы отключить пресс от сети (выключить рубильник и вынуть из розетки вилку).

**ВНИМАНИЕ!** В случае обнаружения неисправности прибора не пытаться устранить ее, а немедленно доложить преподавателю.

### Последовательность операций для получения отпечатка на прессе Бринелля.

1 Проверить правильность подготовки прибора к работе (набор гирь для получения необходимой нагрузки, диаметр шарика, установленную выдержку под нагрузкой).

2 Внимательно осмотреть испытуемый образец. Опорная сторона образца должна быть гладкой, без отпечатков, а на испытуемой могут быть отпе-

чатки, сделанные ранее. Запрещается делать отпечаток на опорной (гладкой) стороне образца.

3 Выбрать место для отпечатка.

4 Положить образец опорной поверхностью на край предметного стола и, осторожно двигая на себя, установить выбранное для испытания место против шарика. Если образец не проходит под индентор, то стол следует опустить, вращая маховик против часовой стрелки. Образец должен плотно прилегать к столу.

5 Подвести испытуемый образец до соприкосновения с шариком без удара, осторожно вращая двумя руками маховик, по часовой стрелке.

6 Подвести образец до упора в ограничитель, продолжая вращать маховик по часовой стрелке.

7 Нагрузить шарик основной нагрузкой  $F$ , дать необходимую выдержку под нагрузкой, затем нагрузку снять. Для этого необходимо легко нажать и быстро отпустить пусковую кнопку. При этом включается электродвигатель, и все перечисленные операции прибор выполняет автоматически. После снятия нагрузки электродвигатель также автоматически выключается, что определяется на слух.

Если выключения не произошло, то следует немедленно доложить преподавателю.

Время выдержки под нагрузкой регистрируется сигнальной лампой и соответствует времени ее горения. В момент достижения грузом крайнего нижнего положения лампа загорается, в момент начала подъема груза – гаснет. Когда груз находится в крайнем нижнем положении, на шарик действует максимальная (расчетная) нагрузка  $F$ .

8 Опустить стол с образцом. Для этого необходимо: а) убедиться, что электродвигатель выключился (шум электродвигателя прекратился); б) вращая маховик в обратную сторону (против часовой стрелки, если смотреть сверху), опустить стол настолько, чтобы между шариком и образцом образовался просвет не менее 20 мм.

9 Снять со стола испытуемый образец.

10 По окончании работы пресс отключить от сети и зачехлить.

Отсчетный микроскоп (лупа Бринелля) служит для измерения отпечатков, полученных на прессе Бринелля. Лупа – оптический прибор высокой точности, требующий внимательного и бережного хранения в специальном футляре. Устройство лупы и изображение, наблюдаемое при рассматривании в лупу отпечатка, показаны на рисунке 3, где 1 – глаз наблюдателя; 2 – окуляр и окулярное кольцо с накаткой; 3 – кольцо с накаткой для поворота шкалы на  $90^\circ$ ; 4 – кольцо с накаткой для наводки на резкость отпечатка; 5 – колонка лупы; 6 – объектив; 7 – окно (вырез в колонке) для освещения отпечатка; 8 – основание лупы; 9 – отверстие в основании.

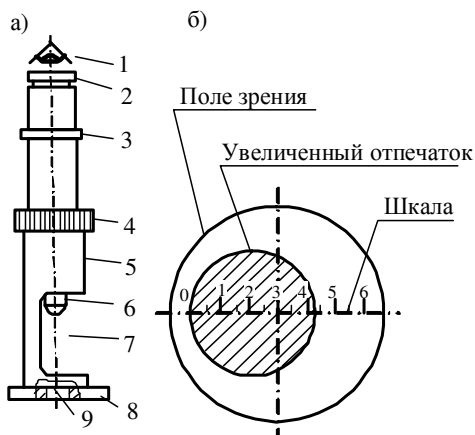


Рисунок 3 – Отсчетный микроскоп (лупа):  
 а – схема; б – изображение, наблюдаемое при  
 просмотре отпечатка

рукой; б) наблюдать одним глазом в окуляр; в) поворачивать в ту или иную сторону окулярное кольцо 2 до получения четкого изображения шкалы (см. рисунок 3).

Отсчетная шкала имеет деления. Числа на шкале против больших делений указывают расстояние в миллиметрах от начала шкалы, т.е. от нуля. Цена деления шкалы и кратность увеличения указываются на лупе обычно под кольцом 3.

2 Установить лупу основанием 8 на испытуемую поверхность так, чтобы измеряемый отпечаток был в центре отверстия 9, а окно 7 было обращено к свету.

3 Навести на резкость отпечаток. Для этого: а) пальцами левой руки прижать лупу основанием 8 к образцу, не закрывая при этом рукой окно 7; б) наблюдая в окуляр, получить резкое изображение отпечатка в поле зрения, поворачивая правой рукой в ту или иную сторону кольцо 4.

4 Совместить край отпечатка с началом шкалы, осторожно передвигая лупу по поверхности образца так, чтобы шкала проходила по диаметру отпечатка (см. рисунок 3).

5 Прочитать деление шкалы, соответствующее диаметру отпечатка (на рисунке 3 он равен 4,3 мм).

6 Измерить диаметр отпечатка  $d_2$  в направлении, перпендикулярном диаметру  $d_1$ . Для этого: а) прижимая левой рукой лупу к образцу, правой за кольцо 3 повернуть шкалу лупы на  $90^\circ$ ; б) совместить начало шкалы с краем отпечатка, как указано в п. 4.

Работа с лупой. Извлеките лупу из футляра и, не приводя в движение ее элементы, по рисунку 3 ознакомьтесь с основными частями.

**ВНИМАНИЕ!** В случае обнаружения неисправности лупы не пытайтесь ее устранить, а немедленно доложить преподавателю.

У каждого отпечатка измеряются два диаметра ( $d_1$  и  $d_2$ ), лежащие во взаимно перпендикулярных направлениях. Для измерения диаметров выполнить следующие операции:

1 Навести на резкость отсчетную шкалу лупы. Для этого: а) взять лупу за колонку левой

### 1.3 Порядок выполнения работы

- 1 Ознакомиться с описанием пресса и лупы Бринелля.
- 2 Выбрать по таблице 1 условия измерения твердости, т.е. диаметр шарика  $D$ , нагрузку на шарик  $F$  и время выдержки шарика под нагрузкой  $t$ . Прежде чем воспользоваться таблицей 1, необходимо установить:
  - а) вид испытуемого металла (черный или цветной);
  - б) в каком интервале находится твердость испытуемого металла (оценить, какой металл поступил на испытание: твердый, мягкий или очень мягкий);
  - в) толщину поступившего на испытание образца.
- 3 Настроить твердомер для предстоящих испытаний.
- 4 Выбрать на образце место для отпечатков.
- 5 Получить отпечатки.
- 6 Измерить диаметры  $d_1$  и  $d_2$  каждого отпечатка. Измерение производится с помощью лупы. Разность измерений диаметров отпечатка не должна превышать 2 % от меньшего из них. При удовлетворении этого условия определить расчетный диаметр отпечатка  $d_{cp}$  (среднее арифметическое двух измерений). Если указанное условие не удовлетворяется, то сделать новый отпечаток.
- 7 Определить число твердости по Бринеллю. Число твердости определяют для  $d_{cp}$  по формуле (3). Однако во избежание громоздких вычислений, связанных с большой затратой времени и возможными ошибками, обычно пользуются таблицей, в которой помещены значения НВ, подсчитанные по формуле (3) для различных расчетных диаметров.

#### Содержание отчета

Цель работы; схема испытания методом Бринелля, условия выбора диаметра шарика, нагрузки и времени выдержки; область применения испытательного метода Бринелля; полученные результаты.

#### Контрольные вопросы

- 1 Что называется твердостью металла?
- 3 Какая связь между твердостью и другими механическими свойствами?
- 4 Назначение пресса и лупы Бринелля.
- 5 Какова предельная твердость испытуемого металла при определении твердости по Бринеллю и почему данным методом нельзя испытывать металлы, имеющие твердость больше предельной?
- 6 Что характеризует твердость металла и какова ее размерность при испытании по Бринеллю?
- 7 Форма наконечника при определении твердости методом Бринелля.
- 8 Формула для определения твердости методом Бринелля.
- 9 Диаметры шариков, мм, применяемых при испытании методом Бринелля.
- 10 Нагрузка, применяемая при испытании методом Бринелля.
- 11 Выдержка шарика под нагрузкой при определении НВ черных и цветных металлов.
- 12 Соотношение между нагрузкой  $F$  и диаметром шарика  $D$  при испытании методом Бринелля черных и цветных металлов.

## 2 Измерение твердости методом Польди

Цель работы. Ознакомиться с устройством и работой прибора Польди; приобрести навыки измерения твердости методом Польди.

### 2.1 Краткие сведения из теории

Испытание на твердость динамическим вдавливанием шарика производится с помощью переносного прибора Польди, схема которого приведена на рисунке 4. В корпус 4–5 встроены шарик 2, боек 7 и пружина 6. В нижней части корпуса имеется окно, в которое между шариком и бойком вставляется эталонный образец 3. Пружина 6, действуя на боек, плотно прижимает эталонный образец к шартику. Прибор устанавливается на испытуемый металл 1 и по бойку молотком наносится удар произвольной силы. Эталонный образец изготавливается из стали в виде бруска квадратного сечения 12×12 мм. Диаметр вдавливаемого шарика обычно принимается равным 10 мм. Для последующих испытаний эталон в корпусе сдвигается так, чтобы соседние отпечатки отстояли друг от друга на расстоянии не менее 15 мм.

Определение твердости методом Польди состоит в следующем: одновременно в испытуемый металл и в эталонный образец, твердость которого известна, под действием ударной (динамической) нагрузки вдавливается стальной закаленный шарик.

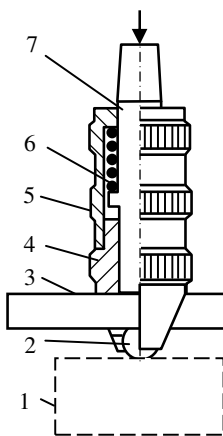


Рисунок 4 – Схема прибора Польди

Твердость методом Польди измеряется в тех же единицах, что и твердость по Бринеллю, и определяется сопоставлением значений диаметров отпечатков эталонного образца и испытуемого металла по формуле

$$HV_{мет} = HV_{эт} (D_{ш} - \sqrt{D_{ш}^2 - d_{эт}^2}) / (D_{ш} - \sqrt{D_{ш}^2 - d_{мет}^2}), \quad (5)$$

или по приближенной формуле

$$HV_{мет} = HV_{эт} d_{эт}^2 / d_{мет}^2, \quad (6)$$

где  $HV_{мет}$ ,  $HV_{эт}$  – твердости по Бринеллю соответственно испытуемого металла и эталона;

$d_{мет}$ ,  $d_{эт}$  – диаметры отпечатков на испытуемом металле и эталоне, мм;

$D_{ш}$  – диаметр шарика, мм.

Прибор Польди прост и удобен в работе. Однако метод Польди дает значительные ошибки (7–15, а иногда 30 %), что является его существенным недостатком и ограничивает область применения. Приближенность получаемых значений твердости связана, главным обра-

зом, с тем, что шарик вдавливается динамически, а твердость НВ определяется по методике статического испытания. К методу Польди прибегают в следующих случаях:

- а) для ориентировочных суждений о твердости металла;
- б) при необходимости определения твердости массивных изделий (станин, конструкций, крупных поковок и отливок, которые не могут быть установлены на прессе Бринелля);
- в) при проведении полевых испытаний.

## **2.2 Оборудование и материалы**

Для проведения работы необходимы: прибор Польди; эталонный образец; молоток; наковальня; образцы металла для измерения твердости; отсчетный микроскоп (лупа Бринелля).

## **2.3 Порядок выполнения работы**

- 1 Ознакомиться с описанием прибора Польди.
- 2 Вставить эталонный образец между шариком и бойком прибора.
- 3 Проверить подготовку поверхности испытуемого образца. Она должна быть выровнена и зачищена до металлического блеска.
- 4 Положить испытуемый образец на наковальню.
- 5 Выбрать на образце место для получения отпечатка.
- 6 Установить прибор и удерживать его в строго вертикальном положении.
- 7 Ударить молотком по бойку.
- 8 Извлечь эталонный образец из прибора.
- 9 Измерить с помощью лупы Бринелля диаметр полученного отпечатка на испытуемом и эталонном образцах. Измерения произвести в двух взаимно перпендикулярных направлениях ( $d_1$  и  $d_2$ ). Определить расчетный диаметр отпечатка  $d_{ср}$ , как среднее арифметическое двух измерений.
- 10 По формуле (5) или (6) определить число твердости по Польди, пользуясь расчетным диаметром отпечатка.
- 11 Результаты занести в таблицу отчета.

## **Содержание отчета**

Цель работы; схема определения твердости методом Польди; область применения этих испытаний; полученные результаты.

## Контрольные вопросы

- 1 Методика определения твердости методом Польди.
- 2 Формула для определения твердости методом Польди.
- 3 Устройство и работа прибора Польди.
- 4 Достоинства, недостатки и область применения метода Польди.

## Лабораторная работа № 2

# ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ МЕТАЛЛОВ

## Часть 2

### 1 Измерение твердости методом Роквелла (ИСО 6508–86)

Цель работы. Ознакомиться с устройством и работой прибора Роквелла, приобрести практические навыки измерения твердости методом Роквелла.

#### 1.1 Краткие сведения из теории

Сущность метода Роквелла состоит в следующем в испытуемый металл 1 вдавливается наконечник 2 под действием предварительной нагрузки  $F_0$  для прокола поверхностных слоев, затем добавляется основная нагрузка  $F_1$  (рисунок 1).

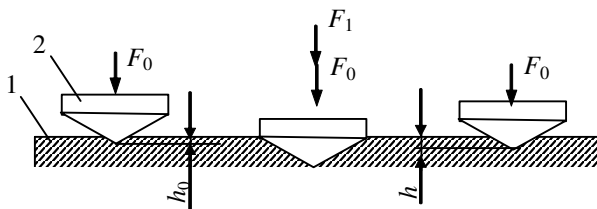


Рисунок 1 – Схема измерения твердости методом Роквелла

Сумма их составляет общую нагрузку  $F$  ( $F = F_0 + F_1$ ). После этого основная нагрузка снимается и остается только предварительная, при этом упругая составляющая деформации так же снимается и остается только пластическая. Глубина проникновения наконечника характеризует твердость испытуемого материала: чем больше глубина, тем мягче металл, и наоборот. В качестве наконечника (индентора) применяют алмазный конус или стальной закаленный шарик.

Измерение твердости производится на специальном приборе Роквелла. Отсчет твердости делают по стрелке индикатора прибора, который имеет циферблат с тремя шкалами: черными  $A$  и  $C$  и красной  $B$ . При вдавливании



алмазного конуса твердость отсчитывается по шкале *A* или *C*, а шарика – по шкале *B*.

Твердость, измеренная методом Роквелла, выражается числом твердости по Роквеллу, которое принято обозначать символом *HR* с указанием шкалы, по которой был сделан отсчет. При отсчете по шкале *A* число твердости обозначается символом *HRA*, по шкале *C* – символом *HRC*, а по шкале *B* – символом *HRB*. Например, запись *HRC 50* означает: твердость 50 единиц по Роквеллу, измерена по шкале *C*; *HRB 85* – твердость 85 единиц по Роквеллу, измерена по шкале *B*; *HRA 80* – твердость 80 единиц по Роквеллу, измерена по шкале *A*.

Числа твердости по Роквеллу *HR* измеряют в условных единицах и определяют по формулам:

$$HRC = 100 - e \text{ – при измерении по шкале } C; \quad (1)$$

$$HRB = 130 - e \text{ – при измерении по шкале } B. \quad (2)$$

$$HRA = 100 - e \text{ – при измерении по шкале } A. \quad (3)$$

Величина *e* подсчитывается по формуле

$$e = (h - h_0) / 0,002, \quad (4)$$

где *h* – глубина внедрения наконечника в испытуемый образец под действием общей нагрузки *F*, измеренной после снятия основной нагрузки *F*<sub>1</sub>, при сохранении предварительной нагрузки *F*<sub>0</sub>;

*h*<sub>0</sub> – глубина внедрения наконечника в испытуемый образец под действием предварительной нагрузки *F*<sub>0</sub> = 10 кгс;

0,002 – цена деления циферблата индикатора (соответствует углублению шарика или конуса на 0,002 мм).

Конструкция твердомера учитывает зависимости, приведенные в формулах (1)–(3). Поэтому числа твердости по Роквеллу не вычисляются, а списываются со шкалы индикатора.

Достоинства метода Роквелла: высокая производительность, простота обслуживания, точность измерений, сохранение качественной поверхности после испытания.

Условия измерения твердости методом Роквелла регламентированы ИСО 6508–86. Ниже приводятся требования из стандарта, соблюдение которых необходимо при выполнении испытаний.

Требования к наконечникам. Алмазный конус должен иметь угол при вершине  $120 \pm 30'$  и закругленную вершину с радиусом сферы  $0,200 \pm 0,005$  мм. Поверхность конуса на протяжении 0,3 мм от вершины должна быть тщательно отполирована и свободна от трещин и других поверхностных дефектов, видимых при 30-кратном увеличении.

Шарики должны соответствовать следующим требованиям: материал – термически обработанная сталь с твердостью не менее HV 850; (HV – твер-

дость по Виккерсу); диаметр шарика  $1,588 \pm 0,001$  мм; шероховатость поверхности – не ниже 12-го класса по ГОСТ 2789–73.

Требования к испытываемому образцу. Поверхность испытываемого образца должна быть ровной, свободной от окалины и других посторонних веществ, без трещин и выбоин.

Не рекомендуется применять метод Роквелла для определения твердости неоднородных по структуре сплавов, например, серого и ковкого чугунов, для испытания криволинейных поверхностей с радиусом кривизны менее 15 мм, а также для испытания изделий, которые под действием нагрузки могут прогнуться и деформироваться.

Требования к установке образца на приборе. Испытуемый образец должен лежать на столе прибора устойчиво. Следует обеспечить перпендикулярность приложения действующего усилия к испытываемой поверхности образца.

Выбор наконечника и нагрузки производится по таблице 1, в которой указаны также пределы измерения для различных шкал.

Шкала *B* служит для испытания металлов средней твердости (менее HRC 24) и для испытаний изделий толщиной от 0,8 до 2,0 мм (когда испытание методом Бринелля не может быть выполнено по причине продавливания образца).

Шкала *C* применяется для испытания закаленных сталей твердостью до HRC 67 и при определении твердости тонких поверхностных слоев толщиной 0,5 мм и более.

Шкала *A* применяется для испытания сверхтвердых сплавов, имеющих твердость более HRC 67 (карбиды вольфрама, твердые сплавы), а также тонкого листового материала, тонких пластинок и очень тонких поверхностных слоев (когда применение больших нагрузок приводит к их продавливанию, что искажает результат испытания). На индикаторе прибора шкала *A* совпадает со шкалой *C*, т. е. практически отсчет производят по шкале *C*.

**Таблица 1 – Выбор наконечника и нагрузки для испытания по Роквеллу**

Примерная твердость по Виккерсу	Шкала	Форма наконечника	Нагрузка <i>F</i> , кгс	Обозначение твердости	Допускаемые пределы шкалы
60–240	<i>B</i>	Шарик стальной	100	HRB	25–100
240–900	<i>C</i>	Конус алмазный	150	HRC	20–67
390–900	<i>A</i>	Конус алмазный	60	HRA	70–85

**Условия проведения испытаний.** Расстояние между центрами двух соседних отпечатков или от края образца до центра отпечатка должно быть не менее 3,0 мм.

Основная нагрузка прикладывается плавно: при холостом ходе под нагрузкой 100 кгс время перемещения грузового рычага должно составлять 3–6 с. Снимается основная нагрузка также плавно через 1–3 с после резкого замедления движения стрелки индикатора.

Отсчет результатов измерения твердости производится в целых делениях шкалы индикатора. На каждом образце должно быть произведено не менее трех измерений. После смены наконечника первые два измерения в расчет не принимаются.

## 1.2 Оборудование и материалы

Используются: прибор Роквелла; образцы металла для измерения твердости.

Схема прибора Роквелла типа ТК (твердомер конусный) и общий вид твердомеров различного конструктивного исполнения (ручного и полуавтоматического) представлены на рисунке 2: 1 – подъемный винт; 2 – гайка; 3 – маховик; 4 – грузы (основная нагрузка  $P_1$ ); 5 – предметный стол (съёмный); 6 – испытуемый образец; 7 – наконечник (индентор); 8 – пружина для создания предварительной нагрузки на 10 кгс; 9 – шпindel; 10 – грузовой рычаг для создания основной нагрузки; 11 – шарнирное соединение шпинделя с грузовым рычагом; 12 – амортизатор (масляный демпфер, буфер); 13 – подвеска; 14 – разгрузочный рычаг; 15 – валик защелки; 16 – рукоятка (жестко насажена на валик); 17 – защелка (жестко насажена на валик); 18 – передаточный рычаг с отношением плеч 1:5; 19 – индикатор с циферблатом (циферблат имеет накатный рант); 20 – красная точка на циферблате; 21 – малая стрелка индикатора; 22 – большая стрелка индикатора; 23 – черная шкала С на циферблате; 24 – красная шкала В; 25 – станина (корпус); 26 – упорная чашечка; 27 – рубчатая обойма для поворота циферблата индикатора; 28 – педаль основной нагрузки; 29 – выключатель электродвигателя; 30 – сигнальная лампа.

Принцип действия приборов различного исполнения одинаков. В качестве наконечника (индентора) применяется алмазный конус с углом при вершине  $120^\circ$  или стальной закаленный шарик диаметром 1,59 мм (1/16").

Время и плавность нагружения основной нагрузкой обеспечиваются амортизатором 12 благодаря постепенному перетеканию масла из нижней полости амортизатора в верхнюю через отверстие в поршне.

### **Требования техники безопасности при работе на приборах Роквелла**

1 Навеску грузов производить одному человеку.

2 Во время нагружения наконечника основной нагрузкой не трогать маховик, грузы, рычаги.

3 Работать только на заземленном приборе; после работы отключить прибор от сети (для полуавтоматического прибора).

**ВНИМАНИЕ!** В случае обнаружения неисправности прибора немедленно доложить преподавателю.

Работа на полуавтоматическом приборе Роквелла складывается из последовательного выполнения следующих операций:

1 Не трогая прибора, по рисунку 2 ознакомиться с основными частями и узлами твердомера и найти их на приборе.

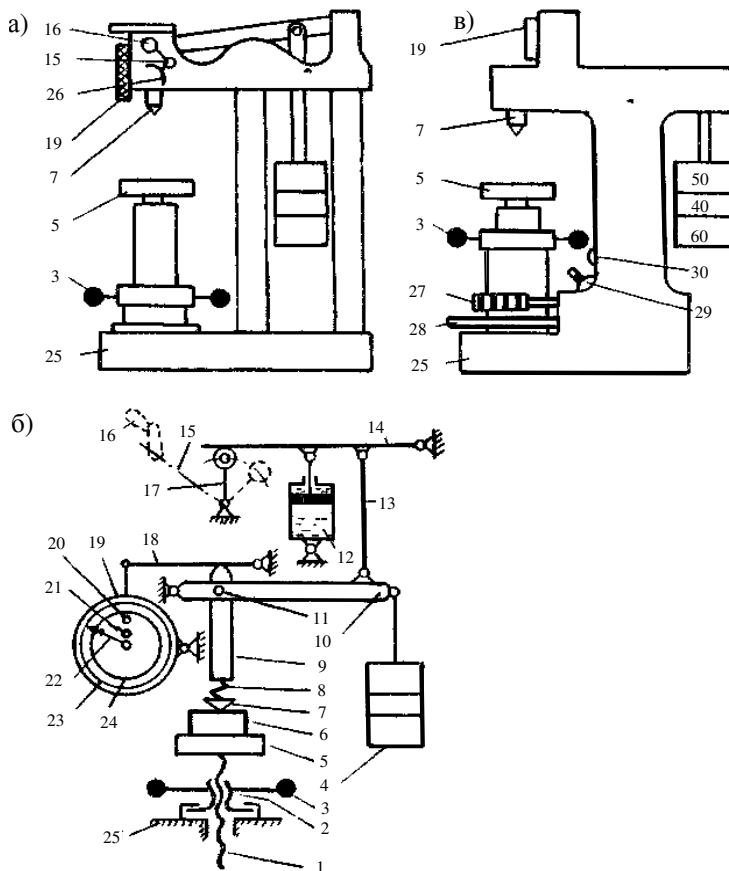


Рисунок 2 – Прибор Роквелла:  
*а, б* – схема и общий вид ручного прибора;  
*в* – общий вид полуавтоматического прибора

2 Изучить красную и черную шкалы индикатора (число делений и направление отсчета; найти нуль черной шкалы, так как им пользуются при каждом измерении; большую 22 и малую 21 стрелки индикатора; красную точку 20 на циферблате).

3 Проверить основную нагрузку  $F$  (набор грузов) и вид установленного наконечника.

4 Внимательно осмотреть образец. Его опорная сторона должна быть гладкой, без ранее сделанных отпечатков, а испытываемая может иметь отпечатки от предыдущих измерений.

5 Выбрать на образце место для трех измерений с учетом требований ИСО 6508–86.

6 Положить образец опорной (гладкой) стороной на край предметного стола 5 и, осторожно двигая от себя, установить выбранное для испытания место против наконечника 7. Если образец не проходит под наконечник, то необходимо опустить стол, вращая маховик 3 против часовой стрелки. Образец должен плотно прилегать к столу (не качаться, не сдвигаться и не пружинить).

7 Подвести испытываемый образец до соприкосновения с наконечником. Маховик плавно вращать по часовой стрелке, поднимая стол так, чтобы без удара подвести образец к наконечнику. При выполнении этой операции внимательно следить за большой стрелкой индикатора, так как момент контакта образца с наконечником определяется по вздрагиванию и началу ее движения. После контакта следить за малой стрелкой, которая тоже начинает двигаться в направлении красной точки. Вращать маховик следует медленно (обязательно двумя руками).

8 Нагрузить индентор предварительной нагрузкой  $F = 10$  кгс. Для этого необходимо продолжать плавное вращение маховика до тех пор, пока малая стрелка не окажется против красной точки. В это время пружина 8 оказывается сжатой настолько, что действует на наконечник с силой в 10 кгс. При этом большая стрелка, сделав несколько оборотов, должна оказаться в вертикальном положении (допустимо отклонение от вертикали на  $\pm 5$  делений шкалы). Для точной установки малой стрелки против красной точки наблюдателю следует находиться против вертикальной оси циферблата.

**ВНИМАНИЕ!** Не допускать отклонения малой стрелки за красную точку, это может привести к поломке прибора.

9 Установить нуль черной шкалы против большой стрелки. Повернуть рубчатую обойму 27 (см. рисунок 2, в) вправо или влево (поворачивать двумя руками, большие пальцы поставить в центр обоймы, а указательные – по краям).

Нуль черной шкалы устанавливается против большой стрелки при пользовании любым наконечником (конусом, шариком).

10 Включить электродвигатель выключателем 29. Загорится сигнальная лампа 30, будет слышен шум работающего двигателя.

11 Приложить основную нагрузку  $F_1$ . Педаль 28 легко нажать вниз и отпустить. Дальнейшая работа прибора протекает автоматически (прикладывается основная нагрузка, дается выдержка под нагрузкой и затем нагрузка снимается). После нажатия педали большая стрелка начинает двигаться против часовой стрелки, затем останавливается (задержка 1–3 с) и идет обратно. Остановившись, она покажет на соответствующей шкале число твердости.

12 Снять показания прибора. Показания большой стрелки при пользовании конусом снимают по черным шкалам  $A$  или  $C$ , а при пользовании шариком – по красной шкале  $B$ . Отсчет произвести в целых делениях шкалы индикатора.

13 Убрать предварительную нагрузку и отвести образец от наконечника. Вращая маховик против часовой стрелки (если смотреть сверху), опустить стол, чтобы между наконечником и образцом образовался просвет не менее 10 мм.

14 Испытание повторить дважды.

15 Снять со стола испытуемый образец, отключить прибор от сети и зачехлить.

### 1.3 Порядок выполнения работы

1 Ознакомиться с описанием прибора Роквелла.

2 Установить, в каком интервале находится твердость испытуемого металла.

3 Выбрать по таблице 1 условия измерения твердости (шкалу отсчета), вид наконечника и нагрузку  $F$ .

4 Настроить твердомер для испытания.

5 Провести испытания. На образце определить 5 замеров твердости.

6 Перевести полученные числа твердости по Роквеллу в числа твердости по Бринеллю

### Содержание отчета

Цель работы; схема испытания методом Роквелла; выбор данных для настройки твердомера; область применения метода Роквелла; полученные результаты.

### Контрольные вопросы

1 Что называется твердостью металла?

2 Сущность метода определения твердости методом Роквелла.

3 В каких случаях в качестве индентора применяется стальной шарик или алмазный конус?

4 Привести формулы, по которым определяется твердость по шкалам  $A$ ,  $C$  и  $B$ .

5 Обозначение числа твердости по Роквеллу при измерении по шкалам  $A$ ,  $B$ ,  $C$ .

6 Величина предварительной  $F_0$  и общей нагрузки  $F$  при определении твердости по Роквеллу по разным шкалам.

7 Угол при вершине алмазного конуса и диаметр шарика, применяемые на приборе Роквелла.

## 2 Измерение твердости методом Виккерса

Цель работы. Ознакомиться с устройством и работой прибора Виккерса; приобрести навыки измерения твердости методом Виккерса.

### 2.1 Краткие сведения из теории

Измерение твердости методом Виккерса регламентирует ГОСТ 2999–75 (СТ СЭВ 470–77). Стандарт устанавливает метод измерения твердости по Виккерсу черных и цветных металлов и сплавов при нагрузках от 9,8 Н (1 кгс) до 980 Н (100 кгс).

Для измерения твердости методом Виккерса в поверхность испытуемого образца под действием нагрузки  $F$  вдавливают четырехгранную алмазную пирамиду 1 и измеряют диагонали  $d_1$  и  $d_2$  отпечатка 2, оставшегося на поверхности образца после снятия нагрузки (рисунок 3).

Твердость по Виккерсу определяется как нагрузка вдавливания пирамиды, отнесенная к площади пирамидального отпечатка,

$$HV = F/S.$$

С учетом того, что площадь отпечатка четырехгранной пирамиды с  $\alpha = 136^\circ$  равна  $d^2/1,854$ , выражение примет вид

$$HV = \left(2F \sin \frac{\alpha}{2}\right) / d^2 = 1,854F/d^2, \quad (5)$$

где  $F$  – нагрузка, кгс;

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

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

Поверхность испытуемого образца должна иметь шероховатость не более 0,16 мкм по ГОСТ 2789–73, что достигается шлифованием или полированием. Минимальная толщина образца (изделия) из стали должна быть больше диагонали отпечатка в 1,2 раза, из цветного металла – в 1,5 раза.

При измерении твердости алмазной пирамидой применяются следующие стандартные нагрузки: 1,0; 2,0; 2,5; 3,0; 5,0; 10,0; 20,0; 30,0; 50,0; 100,0 кгс.

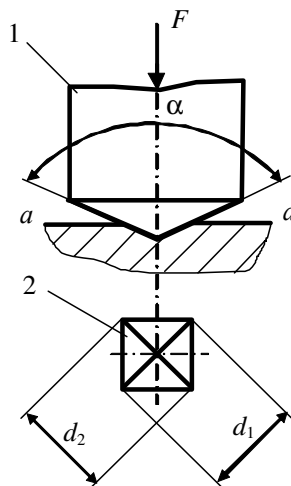


Рисунок 3 – Схема измерения твердости по Виккерсу

При измерении твердости черных металлов применяют нагрузки от 5 до 100 кгс; для меди и ее сплавов – от 2,5 до 50 кгс; для алюминиевых сплавов – от 1 до 100 кгс.

С увеличением нагрузки получают более точные результаты измерения твердости, но при условии, что на обратной стороне образца нет следов деформации.

Расстояние между центром отпечатка и краем образца или краем соседнего отпечатка должно быть не менее 2,5 длины диагонали отпечатка.

Продолжительность выдержки под нагрузкой – 10–15 с. При наличии особых указаний выдержка может увеличиться. Испытания проводят при температуре 20 °С. При разногласиях в измерении твердости испытания должны проводиться при температурах  $20 \pm 2$  °С в умеренном климате и  $27 \pm 2$  °С – в тропическом.

Количество отпечатков при определении твердости ГОСТ 2999–75 не регламентирует, оно указывается в нормативно-технической документации на металлопродукцию.

Разность длин диагоналей одного отпечатка не должна превышать 2/6 от меньшей из них. Для анизотропных материалов получаемая разность длин может не укладываться в указанный допуск. Он указывается в стандартах или технических условиях на металлопродукцию.

Чаще твердость по Виккерсу измеряют при нагрузке  $F = 30$  кгс и времени выдержки под нагрузкой 10–15 с. В этом случае твердость по Виккерсу обозначают числом, характеризующим величину твердости, и буквами HV, например: 500 HV. При других условиях испытания после букв HV указывается нагрузка и время выдержки, например, 220 HV<sub>10/40</sub> твердость по Виккерсу (220), полученная при нагрузке 10 кгс и времени выдержки 40 с.

ГОСТ 2999–75 содержит приложения в виде таблиц, в которых приведены значения твердости по Виккерсу, вычисленные по формуле (1), в зависимости от длины диагонали отпечатка, мм, при стандартных значениях нагрузки  $F$  в кгс.

Для измерения твердости методом Виккерса служат специальные приборы (твердомеры), которые позволяют получить автоматический цикл испытания: приложение нагрузки, выдержку под нагрузкой и снятие нагрузки. Величина отпечатка получается незначительной (длина диагонали от 1,99 до 0,03 мм). Для наблюдения отпечатка и измерения диагоналей прибор оборудован специальным измерительным микроскопом, дающим возможность измерять диагонали отпечатка с высокой точностью (до 0,001 мм).

Метод Виккерса позволяет измерять твердость как мягких, так и очень твердых, термически обработанных металлов. Наличие малых нагрузок (1; 5; 10 кгс) позволяет испытывать материалы тонкого сечения (толщиной 0,5 мм и менее) и твердые поверхностные слои (например, цементированные, цианированные и азотированные) толщиной 0,03–0,05 мм.



Твердость по Виккерсу HV некоторых металлов и сплавов: алюминий отожженный – около 25; латунь – 60–75; сплавы магния – 45–80; дюралюмин – 80–100; сталь незакаленная – 130–250; сталь закаленная – 700–900; азоти- рованный слой стали – 1000–1200.

## **2.2 Оборудование и материалы**

Используются: прибор Виккерса; образцы металла для определения твердости.

## **2.3 Порядок выполнения работы**

- 1 Ознакомиться с прибором Виккерса и подготовить его к работе.
- 2 Получить образцы для испытания и ознакомиться с их характеристикой.
- 3 Измерить твердость образцов,
- 4 Перевести полученные значения твердости по Виккерсу в числа твер- дости по Бринеллю.
- 5 Результаты внести в таблицу отчета по работе.

## **Содержание отчета**

Цель работы; схема измерения твердости методом Виккерса; область применения метода Виккерса; полученные результаты.

## **Контрольные вопросы**

- 1 Что называется твердостью металла?
- 2 Сущность метода измерения твердости методом Виккерса.
- 3 Применяемые нагрузки при измерении твердости методом Виккерса.
- 4 По какой формуле вычисляют твердость по Виккерсу?
- 5 Область применения метода Виккерса.
- 6 Форма наконечника при испытании методом Виккерса.
- 7 Как обозначается число твердости по Виккерсу и ее размерность?
- 8 Какие металлы могут испытываться методом Виккерса?

# **3 Современные методы измерения твердости**

## **3.1 Измерение твердости по методу UCI (Ultrasonic Contact Impedance – ультразвукового контактного импеданса).**

Твердомер 54-459 М (рисунок 4) представляет собой легкий переносной прибор для измерения твердости конструкционных и углеродистых сталей в лабораторных или цеховых условиях. Допускается применение твердомера для измерения твердости нержавеющей сталей и сплавов из цветных метал- лов в режиме «обучение твердомера» на образцовых мерах твердости пред- приятия-потребителя.



Рисунок 4 – Твердомер ультразвуковой динамической модели 54-459 М.

По принципу действия твердомер является реализацией метода UCI (Ultrasonic Contact Impedance – ультразвуковой контактный импеданс). Суть метода заключается в следующем. Алмазная пирамидка закреплена на конце металлического стержня, который колеблется под действием пьезопластины на резонансной частоте. При калиброванной нагрузке (50 Н) алмазная пирамидка внедряется в материал и изменяет резонансную частоту. Это изменение увеличивается с ростом глубины внедрения в материал. Так как глубина внедрения алмазной пирамидки в материал является показателем прочности, то существует прямая зависимость между изменением частоты резонанса стержня и твердостью материала.

Типовые объекты контроля: валы, толстостенные трубы, зубья шестерен, поверхностно упрочнённые изделия, крупногабаритные изделия.

Особенности работы прибора:

- контроль в труднодоступных местах при различной ориентации датчика
- встроенная микроЭВМ;
- цифровая индикация результатов измерений;
- результат измерений - в единицах твердости HRC, HB, HV;
- возможно введение двух дополнительных шкал;
- статистическая обработка результатов измерений;
- накопление информации и вывод ее на компьютер.

Для проведения измерения измерительный зонд устанавливается на контролируемом изделии и прижимается к нему. При этом стержень с алмазной пирамидкой перемещается назад, испытывая противодействие пружины. В соответствии с характеристикой пружины усилие прижатия возрастает с увеличением перемещения (рисунок 5) и достигает калиброванного значения, когда алмазная пирамидка приближается к упору. В это время выключатель разрешает проведение измерения твердости, т.е. измерение частоты по UCI-методу.

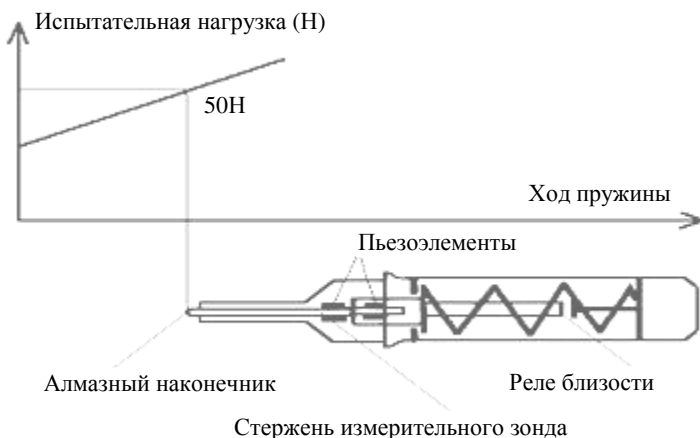


Рисунок 5 – Схема работы измерительного зонда.

Требования к контролируемому изделию:

- изделия массой более 1 кг и толщиной более 2 мм не требуют проведения дополнительных мероприятий;
- изделия массой менее 1 кг и толщиной менее 2 мм необходимо зафиксировать на опорной плите с помощью фиксирующей пасты (типа смазки ЦИАТИМ);
- шероховатость поверхности контролируемого изделия  $R_a$  – не более 1,6 мкм.

Проведение измерений твердости: Установить зонд на изделии и произвести измерение.

Величина твердости – среднее значение из результатов контрольных измерений (от 1 до 9).

Работа прибора проводится в двух режимах:

- непосредственного измерения;
- измерения с автоматической коррекцией результата с помощью заранее определенных поправочных коэффициентов.

Режим непосредственного измерения применяется, как правило, при контроле изделий из углеродистых и конструкционных сталей. Для других материалов рекомендуется использовать второй режим. Он заключается в оперативном введении в память прибора поправочных коэффициентов, определяемых по двум образцовым мерам твердости, изготовленных из соответствующего материала. В памяти прибора могут храниться поправочные коэффициенты для 12 различных материалов. Этот режим позволяет расширить диапазон контролируемых материалов и является отличительной особенностью твердомера 54-459 М от аналогов.

## Технические параметры прибора 54-429 М.

*Диапазон измерения:*

- по Роквеллу – 20–70 HRC;
- Бринеллю – 100–450 НВ;
- Виккерсу – 240–940 НV;

*Относительная погрешность, %:*

- по Роквеллу – 1,5;
- Бринеллю – 4,0;
- Виккерсу – 3,0.

Возможное число замеров для вычисления среднего значения: от 1 до 9.

Число запоминаемых корректирующих коэффициентов для различных материалов: 12.

Питание автономное от элемента типа: «Крона».

Габаритные размеры: 150×80×30 мм.

Масса прибора: 0,4 кг.

Диапазон рабочих температур: +5 ...+40 °С

### 3.2 Измерение твердости, основанное на измерении отношения скорости отскока индентора от измеряемой поверхности.

Твердомер 54-359 М (рисунок 6) представляет собой легкий переносной прибор для измерения твердости конструкционных материалов, углеродистых и низколегированных сталей, чугунов в полевых или производственных условиях. Допускается применение твердомера для измерения твердости

чугунов, нержавеющей сталей и сплавов из цветных металлов в режиме «обучение» твердомера на образцовых мерах твердости предприятия-потребителя.

По принципу действия прибор является реализацией динамического метода оперативного контроля, характеризующегося широким диапазоном и высокой точностью измерений в сочетании с простотой обслуживания прибора в процессе измерения твердости.

Типовые объекты контроля: вальцы, трубы, шестерни, крупногабаритные изделия.

Особенности работы прибора:



Рисунок 6 – Твердомер динамический модели 54-359 М

- контроль в труднодоступных местах при различной ориентации датчика;
- встроенная микроЭВМ;
- цифровая индикация результатов измерений;
- результат измерений – в единицах твердости HRC, HB, HV;
- статистическая обработка результатов измерений накопление информации и вывод ее на компьютер.

Прибор комплектуется штатным датчиком типа *D*. Датчик *D* применяется для контроля изделий с шероховатостью поверхности  $R_a$  не более 1,6 мкм. Датчик *D* работает в диапазонах HB, HRC, HV .

Для контроля по более грубой поверхности прибор может быть дополнительно доукомплектован датчиком типа *G* . Энергия удара датчика *G* в 10 раз больше, чем датчика *D* . Датчик *G* используется при контроле изделий с шероховатостью поверхности  $R_a$  не более 6,3 мкм. Датчик *G* работает только в диапазоне HB .

Для контроля изделий с повышенной твердостью прибор может быть дополнительно доукомплектован датчиком типа *E* с алмазным наконечником. Датчик *E* используется при контроле изделий с шероховатостью поверхности  $R_a$  не более 1,6 мкм. Датчик *E* работает только в диапазоне HV.

Применение в датчике сменных насадок позволяет производить контроль в труднодоступных местах изделий.

Применение в бойке датчика наконечника из эльбора существенно повышает надежность контроля больших твердостей и увеличивает срок службы прибора в целом.

Использование в дефектоскопе микроЭВМ позволяет:

- получать результат измерений непосредственно в единицах твердости на цифровом индикаторе;
- отстраивать в процессе обучения прибора по контрольным образцам от влияния механических свойств контролируемых материалов;
- проводить статистическую обработку результатов;
- оперативно производить коррекцию показаний прибора при смене бойка датчика.

Типичные случаи применения прибора:

- контроль качества продукции в металлургии и машиностроении;
- контроль качества котлов, труб и др. объектов энергетического производства;
- контроль тяжелых и крупногабаритных объектов;
- контроль деталей сложной конфигурации;
- измерения в труднодоступных зонах;
- контроль характера изменения твердости по длине изделия;
- оценка состояния элементов оборудования в процессе эксплуатации и проведения ремонтных работ;
- идентификация материалов в заготовительном производстве.

## **Технические параметры твердомера динамического модели 54-359 М.**

*Диапазон измерения:*

– по Роквеллу – 20–70 HRC;

– Бринеллю – 95–470 НВ;

– Виккерсу – 240–800 НV.

Относительная погрешность, %:

– по Роквеллу – 2,0;

– Бринеллю – 4,0 %;

– Виккерсу – 4,0 %.

Число необходимых замеров для вычисления среднего значения – 4 (1;10).

Число программ режима «обучение» 3.

Питание автономное от элемента типа «Крона».

Габаритные размеры 150×80×30 мм.

Масса прибора – 0,4 кг.

Диапазон рабочих температур – +5 ... +40 °С.

Гарантированная работа датчика – 250 000 измерений.

### Лабораторная работа № 3

## **МАКРОАНАЛИЗ МЕТАЛЛОВ**

**Макроскопический анализ** – изучение структуры металла путем просмотра его поверхности невооруженным глазом или при небольших увеличениях (до 30 раз) с помощью лупы. При этом одновременно наблюдается большой участок поверхности. Картина строения металла, выявленная макроанализом, называется **макроструктурой**.

Макроанализ широко применяется в научных исследованиях и заводском контроле, так как, будучи недорогим, часто позволяет установить многие важные особенности строения металла и получить оперативную первичную информацию о его свойствах, что весьма ценно в производственных условиях. Наиболее распространенными видами макроанализа являются **макроанализ по изломам и макроанализ по макрошлифам**. Оба они основаны на визуальном наблюдении (т. е. непосредственно глазом, или до 30-кратного увеличения) больших специально подготовленных поверхностей металла.

### **1 Макроанализ по изломам**

**Ц е л ь р а б о т ы .** Изучить различные виды изломов; дать заключение о причинах их возникновения.

#### **1.1 Краткие сведения из теории**

Под **изломом** понимается внешний вид поверхности металла, образовавшейся при разрушении детали механическим воздействием. Излом имеет две такие поверхности.

По цвету, характеру рельефа и другим признакам изломы металлов не одинаковы. Например, мягкая сталь при разрушении в условиях медленного нагружения дает вязкий излом, а при динамической разрушающей нагрузке – хрупкий, т. е. при совмещении частей сломанной детали эти поверхности плотно прилегают друг к другу, и излом наблюдается в виде трещины

На вид излома влияют многие факторы: структурное состояние металла, химический состав, наличие дефектов, технология обработки, условия нагружения и др. Зная это влияние, по излому можно судить о качестве металла, его соответствии условиям работы, правильности выбранной технологии изготовления детали, установить неполадки технологического процесса, условия и причины, способствовавшие разрушению детали и пр. Изучение излома позволяет ответить на ряд важных вопросов, не прибегая к более сложным и дорогостоящим методам исследования (механическим испытаниям, микроскопическому исследованию и др.). В этом значении и цель анализа по изломам.

Виды изломов, встречающихся в производственной практике: вязкий, хрупкий, смешанный, транс- и межкристаллический, крупно- и мелкозернистый, нафталинистый, камневидный, шиферный, черный, усталостный, с флокенами, с закалочной трещиной и др.

Макроанализ по излому состоит в рассмотрении излома невооруженным глазом (или с помощью лупы) и определении вида излома. Анализ выполняется по специально подготовленным, а также аварийным изломам. Различают **продольные** и **поперечные** изломы: продольные – изломы по направлению течения металла при пластической деформации (прокатке, штамповке и др.), поперечные – в перпендикулярном направлении.



Рисунок 1 – Излом стали вязкий

Из сказанного следует, что для выполнения макроанализа по изломам необходимо знать отличительные особенности и условия возникновения изломов различных видов.

По строению рельефа различают вязкие, хрупкие и смешанные изломы.

**Вязкий** излом (рисунок 1) свидетельствует о значительной пластической деформации перед разрушением. Размер поперечного сечения вблизи разлома уменьшается, появляется шейка. Наличие шейки – признак вязкого разрушения. Волокна при этом вытягиваются, разрушение их происходит с образованием матовых, большей частью темных площадок разрушения. В изломе наблюдается волокнистость. Поэтому вязкие изломы называют также **волокнистыми**. Они не имеют кристаллического блеска. Вязкий (волокнистый) излом – признак доброкачественной структуры.

**Хрупкий** излом (рисунок 2) является результатом хрупкого разрушения, происходящего без заметной пластической деформации. Поэтому хрупкие изломы не имеют волокнистой структуры, они кристаллически. Поверхность хрупкого излома состоит из множества гладких площадок-фасеток, не искаженных пластической деформацией, что обуславливает их хорошую отражательную способность и блестящий вид хрупкого излома. Хрупкие изломы называют также *кристаллическими*. Практически хрупкому излому всегда предшествует небольшая пластическая деформация. В чистом виде хрупкие изломы наблюдаются у некоторых неметаллических материалов, например, у мрамора, стекла.

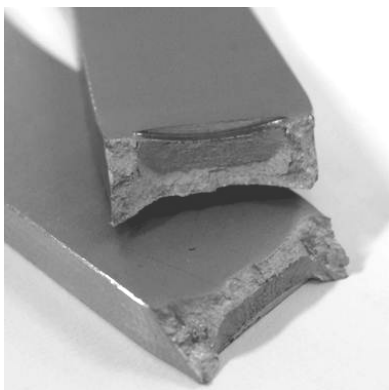


Рисунок 2 – Излом стали хрупкий

Хрупкие изломы не имеют волокнистой структуры, они кристаллически. Поверхность хрупкого излома состоит из множества гладких площадок-фасеток, не искаженных пластической деформацией, что обуславливает их хорошую отражательную способность и блестящий вид хрупкого излома. Хрупкие изломы называют также *кристаллическими*. Практически хрупкому излому всегда предшествует небольшая пластическая деформация. В чистом виде хрупкие изломы наблюдаются у некоторых неметаллических материалов, например, у мрамора, стекла.

**Смешанный** – излом, имеющий участки хрупкого и вязкого разрушения.

В свою очередь, среди хрупких (кристаллических) изломов различают:

1) *транскристаллический* – проходящий по телу зерна. Это наиболее частый случай хрупких изломов;

2) *межкристаллический* – при котором разрушение идет по границам зерен. Его называют также интеркристаллическим;

3) *крупнозернистый* – образованный гранями крупных зерен. Вид его блестящий. Как правило, такой излом – признак недоброкачественной структуры с пониженными механическими свойствами. Например, крупнозернистая сталь имеет пониженную ударную вязкость. Крупнозернистая структура может возникнуть при нарушении технологии обработки: перегреве стали в процессе термической обработки, рекристаллизационном отжиге и др. Литая сталь имеет крупнозернистую структуру. Крупнозернистый излом называют также *грубозернистым* и *крупнокристаллическим*.

4) *мелкозернистый* – образован гранями мелких зерен. Вид излома – матовый, фарфоровидный, а у некоторых легированных сталей (шарикоподшипниковых, быстрорежущих и др.) имеет шелковистый, бархатистый отлив. Мелкозернистый излом – признак доброкачественной структуры.



Рисунок 3 – Нафталинистый излом быстрорежущей стали



Прочностные характеристики мелкозернистой стали более высокие, чем у крупнозернистой. Мелкозернистый излом называют также *мелкокристаллическим*. Он наблюдается, например, у стали, прошедшей закалку;

5) *нафталинистый* – хрупкий транскристаллический излом, по внешнему виду напоминающий блестящие нафталиновые кристаллы (рисунок 3). Появляется у быстрорежущих и других сталей при нарушении режима термической обработки;

6) *камневидный* – хрупкий межкристаллический излом, имеющий крупнозернистое строение (рисунок 4). Называется также *бугорчатым* изломом.

Наблюдается у нормализованной или улучшенной конструкционной стали в случае ее предварительного перегрева при горячей механической обработке. Трещина разрушения проходит по границам объемов, соответствующих крупным зернам аустенита, существовавшим в момент перегрева. Камневидный излом – признак недоброкачества структуры;

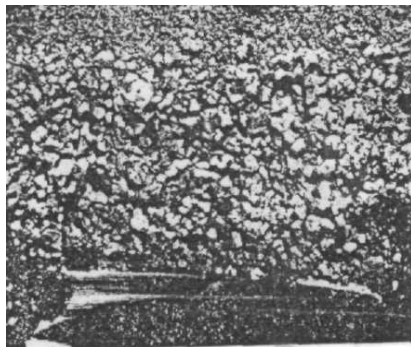


Рисунок 4 – Камневидный излом стали

7) *шиферный (слоистый)* – характеризуется древесным расположением волокон в продольных изломах стали (рисунок 5). Наличие шиферности понижает механические свойства металла в направлении, перпендикулярном волокнам, она чаще встречается в изломах среднеуглеродистой стали. Шиферный излом – признак недоброкачества структуры, загряз-

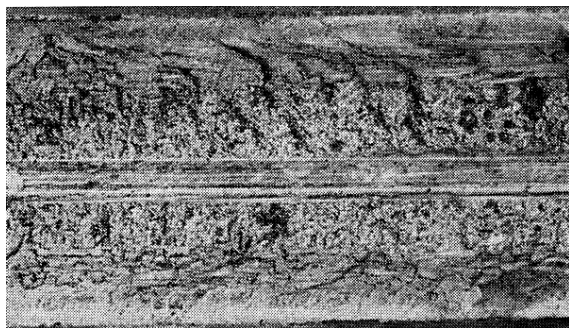


Рисунок 5 – Шиферный излом стали

ненности металла неметаллическими включениями и насыщенности газами.

8) *черный* – характеризуется наличием темных участков на изломе, которые получаются вследствие выделения графита. Последнее связано с рядом факторов: высоким содержанием углерода и кремния в

стали, длительным отжигом при низких температурах, закалкой с последующим отпуском при 700 °С и др.;

**Усталостный излом** (рисунок 6) получается при разрушении изделия в результате повторно-переменного (циклического) многократного нагружения.

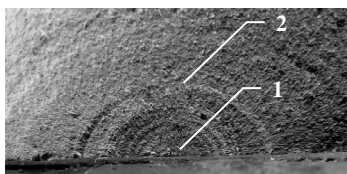
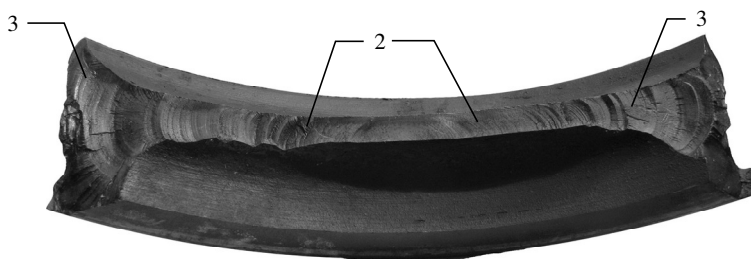


Рисунок 6 – Усталостный излом:

1 – зона зарождения трещины; 2 – зона распространения трещины; 3 – зона долома

*Зона зарождения усталостной трещины* характеризуется наибольшим блеском и мелкозернистым строением поверхности. В очаге разрушения часто образуются радиально расходящиеся складки и рубцы. Ориентация складок и рубцов позволяет определить место зарождения усталостной трещины. Появлению усталостной трещины способствуют концентраторы напряжений (риски, забоины, трещины, прожоги, неметаллические включения, газовые пузыри и др.). Трещина может зародиться как на поверхности, так и внутри детали.

*Зона постепенного развития усталостной трещины* (см. рисунок 6) характеризуется наличием усталостных линий, представляющих волнообразные концентрические следы продвижения усталостного излома, расходящиеся от очага разрушения. Поверхность этой зоны гладкая, часто блестящая.

*Зона долома* – зона окончательного разрушения (см. рисунок 6). Усталостная трещина, развиваясь, постепенно ослабляет поперечное сечение детали. Наступает момент, когда оставшегося, не пораженного трещиной сечения становится недостаточно для восприятия действующих нагрузок. Происходит окончательное разрушение. Оно протекает с большой скоростью. Зона долома имеет обычно признаки хрупкого разрушения. Лишь у

очень пластичных металлов она имеет волокнистое строение. Таким образом, в усталостном изломе объединено несколько видов изломов.

**Излом с флокенами. Флокены** – дефекты в виде трещиновидных нарушений сплошности металла. В продольном изломе эти дефекты обнаруживаются в виде блестящих серебристо-белых пятен овальной или круглой формы размером в поперечнике от 2 до 50 мм. Пятна представляют собой внутреннюю поверхность трещины. На поперечной полированной и протравленной поверхностях эти дефекты видны в виде волосяных трещин. Флокены встречаются в кованных и катаных заготовках некоторых легированных сталей (хромистых, хромоникелевых, хромомарганцовистых и др.). Флокены ухудшают механические свойства стали: предел прочности, пластичность и ударную вязкость.

**Излом с закалочной трещиной** имеет два характерных участка: темный – окисленная поверхность закалочной трещины и светлый – мелкозернистый хрупкий излом, образовавшийся при доломе сечения. Закалочная трещина возникает при нарушении технологии термической обработки, когда внутренние напряжения сильно возрастают, достигая предела прочности. Примером такого нарушения является чрезмерно высокая скорость охлаждения при закалке стали. Образование поперечной закалочной трещины в рельсе связано с местным нагревом рельса до закалочной температуры при буксовании колеса локомотива и последующим очень быстрым отводом тепла в окружающий холодный металл.

## 1.2 Материалы и образцы

Используются: склянка с растворителем для протирки изломов и ветошь. Коллекция изломов, в том числе изломы: крупнозернистый, мелкозернистый, усталостный, с закалочной трещиной, с усадочной рыхлостью (усадочной раковинной), с отбеленным слоем и др.

## 1.3 Порядок выполнения работы

Рассортировать полученные образцы изломов по видам. При необходимости протереть изломы растворителем. Каждый излом зарисовать, выделив на рисунке характерные зоны излома. Дать описание каждого излома.

## Содержание отчета

Цель работы; зарисовки изломов; область применения макроанализа по изломам; выводы по результатам анализа изломов.

## Контрольные вопросы

- 1 Виды изломов.
- 2 Сущность макроанализа по изломам.

3 Излом усталости, его зоны; причина появления излома усталости.

4 Причины появления отбеленной зоны на изломе и закалочной трещины.

## 2 Макроанализ по макрошлифам

Цель работы. Изучить методику приготовления макрошлифов. Оценить макроструктуры на приготовленных макрошлифах.

### 2.1 Краткие сведения из теории

**Макрошлиф** – специально подготовленная поверхность металла для макроисследования. Макроанализ чаще начинают с вырезки *темплета* – образца из исследуемого металла. Приготовление макрошлифа заключается в получении плоской шлифованной поверхности в исследуемой части темплета и последующего ее травления тем или иным реактивом.

Макрошлиф может быть *продольным и поперечным*: продольный – когда шлифованная поверхность расположена в направлении течения металла, поперечный – в перпендикулярном направлении.

На макрошлифе обнаруживаются: рисунок макроструктуры (волокна, линии течения металла, дендриты и др.) и макродефекты (пористость, трещины и т.д.). После травления макрошлиф имеет избирательно протравленную поверхность с различной отражающей способностью отдельных участков. Участки с более развитой и активной поверхностью, например, неоднородные по составу и структуре, с порами и концентрацией напряжений, протравливаются сильнее, становятся более шероховатыми, отражают меньше света и выглядят темными.

Макроанализ по макрошлифам применяется для выявления волокнистого строения штамповок (рисунок 7, а), проката (рисунок 7, б), зон сварного шва и дефектов сварки (рисунок 8), распределения сернистых включений (рисунок 9), дендритного строения металла, различных дефектов структуры, нарушающих оплошность металла: усадочной рыхлости, трещин, шлаковых включений и т.д.

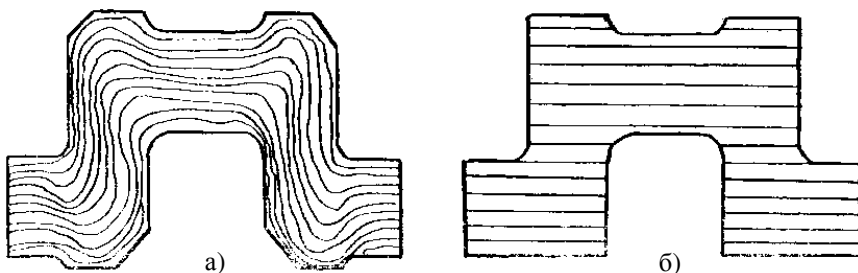


Рисунок 7 – Волокнистое строение коленчатого вала:  
*a* – полученного штамповкой; *б* – полученного из проката обработкой резанием

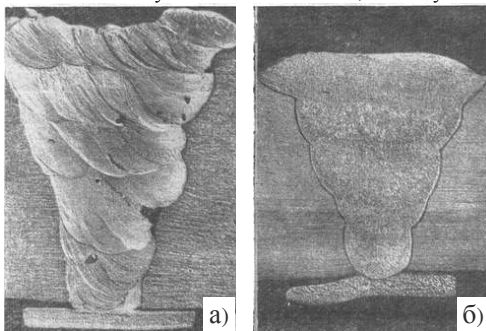


Рисунок 8 – Зона сварного шва:  
*a* – с дефектами; *б* – без дефектов

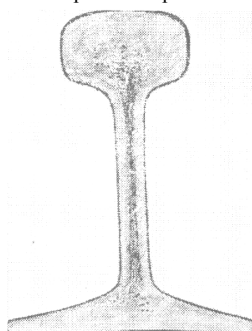


Рисунок 9 – Распределение серы по Бауману

## 2.2 Оборудование и материалы

- 1 Демонстрационные образцы макрошлифов до и после травления.
- 2 Флакон с техническим спиртом для протирки шлифов.
- 3 Бромосеребряная фотобумага для пробы по Бауману.
- 4 Шлифовальная бумага двух номеров для перешлифовки макрошлифов. Материалы, указанные в пп. 1–4, находятся на столе преподавателя.
- 5 Темплет из стального проката для выявления волокнистого строения проката.
- 6 Один темплет из стальной штампованной детали для изготовления продольного макрошлифа с целью выявления искривления волокон при пластической деформации.
- 7 Один темплет из сварного соединения для изготовления поперечного макрошлифа сварного шва с целью выявления границы основного и наплавленного металлов, зоны термического влияния и дефектов сварки.
- 8 Один темплет из рельса для изготовления поперечного макрошлифа с целью выполнения пробы по Бауману.
- 9 Химические реактивы для травления макрошлифов:
  - одна склянка с реактивом Гейне (85 г  $\text{CuCl}_2$  и 53 г  $\text{NH}_4\text{Cl}$  на 1000 мл воды);
  - одна склянка с 15%-ным водным раствором персульфата аммония  $(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8$ ;
  - одна склянка с 25%-ным водным раствором кристаллического сульфита  $(\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{H}_2\text{O})$ ;
  - одна склянка с 5%-ным водным раствором серной кислоты  $\text{H}_2\text{SO}_4$ .

- 10 Две ванночки для травления макрошлифов.
- 11 Две кюветы (для серной кислоты и закрепителя).

### 2.3 Порядок выполнения работы

**I Выявление волокнистого строения проката** (общей ликвации углерода, фосфора и серы). Этот анализ выполняется на темплетях, вырезанных из проката и штампованной детали, в следующем порядке:

- 1 Наполнить ванночку на 2–3 см реактивом Гейне.
- 2 Протереть шлифованную поверхность темплета спиртом.
- 3 Погрузить эту поверхность в реактив на 1–2 с, затем вынуть и посмотреть, равномерно ли смочилась поверхность. Если обнаружатся не смоченные места, то повторными погружениями добиться полного смачивания поверхности и затем держать шлиф в растворе 1,5–2 мин.
- 4 Вынуть шлиф из раствора и под струей воды, пользуясь ветошью, удалить слой меди с исследуемой поверхности.
- 5 Просушить поверхность шлифа фильтровальной бумагой.
- 6 Выявленную макроструктуру зарисовать и объяснить.
- 7 В этом же растворе протравить остальные шлифы, после чего раствор слить в склянку или раковину (по указанию преподавателя).
- 8 Проанализировать результаты. При этом необходимо учесть следующее. На продольных макрошлифах наблюдаются темные полосы в виде волокон. Это ликвационные зоны: участки, обогащенные углеродом, фосфором и серой. При травлении железо переходит с поверхности шлифа в раствор, а на его место из раствора осаждается медь, которая предохраняет поверхность металла от дальнейшего травления хлористыми солями реактива. В результате места, обогащенные углеродом, фосфором и серой, окажутся менее защищенными медью и протравятся сильнее. После снятия слоя меди они выглядят темнее участков с меньшим содержанием этих элементов. Ликвационные зоны в виде волокон наблюдаются на продольных шлифах пластически деформированного металла, т.е. прокате, поковках, штамповках и др. На поперечных шлифах волокон нет.

**II Выявление зон сварного шва и дефектов сварки.** Выполняется на темплете из сварного соединения в следующем порядке:

- 1 Наполнить ванночку на 2–3 см раствором персульфата аммония.
- 2 Погрузить макрошлиф в раствор (не опуская на дно) на 1 мин.
- 3 Вынуть шлиф и ветошью, смоченной тем же раствором, протирать травимую поверхность до выявления макроструктуры.
- 4 Промыть шлиф под струей воды, просушить фильтровальной бумагой.
- 5 Раствор слить в склянку, ванночку промыть водой.
- 6 Выявленную структуру зарисовать, указав зоны наплавленного и основного металла, зону термического влияния и обнаруженные дефекты.

**III Определение ликвации серы** (проба по Бауману). Выполняется на темплете из рельса в следующем порядке:

1 Наполнить на 2–3 см одну кювету 5%-ным раствором серной кислоты, вторую – водным раствором гипосульфита.

2 Положить на 3–5 мин фотобумагу в кювету с раствором кислоты.

3 Положить темплет на стол исследуемой поверхностью кверху и протереть ее спиртом.

4 Извлечь фотобумагу из кюветы и, держа ее за угол над кюветой, дать стечь раствору, после чего подсушить фотобумагу между двумя листами фильтровальной бумаги.

5 Наложить фотобумагу на макрошлиф эмульсионным слоем.

6 Удалить пузырьки воздуха, находящиеся между бумагой и шлифом, для чего, не допуская сдвига бумаги, прикатать ее резиновым валиком.

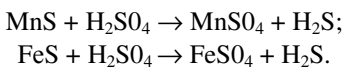
7 После небольшой выдержки (0,5–1,5 мин) снять фотобумагу и, убедившись, что получен четкий отпечаток, промыть в проточной воде.

8 Закрепить отпечаток, поместив его на 5–7 мин в кювету с закрепителем, после чего отпечаток вынуть, промыть в проточной воде, а затем просушить.

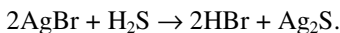
9 Растворы слить в склянки, а кюветы промыть водой.

10 Полученный отпечаток наклеить или зарисовать в отчет, указав ликвационные места и объяснив их происхождение. Сделать заключение о влиянии выявленного распределения сернистых включений на качество рельса.

11 Проанализировать результаты. При этом необходимо учесть следующее. Сера в стали находится в виде сульфидов марганца (MnS) и железа (FeS). При взаимодействии серной кислоты, оставшейся на бумаге, с сульфидами, попавшими в плоскость шлифа, протекают реакции:



Выделяющийся сероводород (H<sub>2</sub>S) непосредственно против очагов своего выделения воздействует на кристаллики бромистого серебра, которые содержатся в эмульсионном слое фотобумаги, по реакции:



Сернистое серебро (Ag<sub>2</sub>S) имеет темно-коричневый цвет, поэтому темные участки, наблюдающиеся на полученном отпечатке, указывают место, форму и характер распределения сернистых включений.

Если на отдельных участках присутствует в повышенном количестве (вследствие ликвации) фосфор, то он, участвуя в реакции с бромистым серебром, образует фосфиды серебра, имеющие более темный (до черного)

цвет. По интенсивности этих участков можно судить о степени загрязненности исследованной стали серой и фосфором.

### **Содержание отчета**

Цель работы. Зарисовки макрошлифов; область применения макроанализа по макрошлифам; выводы по результатам анализа макрошлифов.

### **Контрольные вопросы**

- 1 Что называется макроанализом? Виды микроанализа.
- 2 Как приготавливается макрошлиф?
- 3 Сущность метода Баумана, его назначение.
- 4 Как выявляется макроструктура сварного шва?

## **Лабораторная работа №4**

# **ОСНОВНЫЕ ТИПЫ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ**

Цель работы. Ознакомиться с основными типами диаграмм состояния двойных сплавов и методом их построения.

### **Наглядные пособия**

Плакаты диаграмм состояния I, II, III, IV типов.

## **1 Краткие сведения из теории**

Теоретическое и практическое значение диаграмм состояния сплавов исключительно велико. Они позволяют проследить процессы, протекающие в сплавах при нагревании и охлаждении, судить о структуре, а следовательно, и о свойствах сплава при различных видах термического воздействия, определять температуры начала и конца плавления сплавов.

Между видом (типом) диаграммы состояния и характером изменения физико-механических и технологических свойств сплавов (электросопротивлением, плотностью, твердостью, усадкой и др.) существует определенная связь (правило Курнакова), что является научной основой при разработке новых составов сплавов с заранее заданными свойствами и прогрессивных технологических процессов.

Особенно большое значение имеет диаграмма железо-цементит, поскольку стали и чугуны являются в настоящее время основным конструкционным материалом. Оптимальные режимы термической обработки, горячей обработки давлением, производства отливок, выполнения сварочных и наплавочных работ основаны на данных, получаемых из этой диаграммы.



Изучение основных типов диаграмм облегчит в дальнейшем понимание более сложных диаграмм, в том числе и диаграммы железо-цементит.

Следует иметь в виду, что при всей внешней простоте основных типов диаграмм "чтение" их представляет известную трудность, которая объясняется тем, что помимо сведений о концентрации и температуре сплавов, охватываемых каждой диаграммой, линии диаграммы несут еще дополнительную многообразную информацию: о фазовом и структурном составе каждого сплава, концентрации и количественном соотношении сосуществующих фаз в процессе кристаллизации и др.

Приступая к изучению диаграмм состояния, прежде всего, необходимо ознакомиться с некоторыми вопросами теории сплавов: видами сплавов, кривыми охлаждения, правилом фаз, методом построения диаграмм состояния и правилом отрезков.

## 1.1 Сплавы и их виды

**Сплавы** – сложные кристаллические тела, получаемые сплавлением двух и более компонентов. **Компонент** – составляющая часть сплава. Варьируя весовым количеством сплавляемых компонентов, получают сплавы различных концентраций. Непрерывный ряд сплавов меняющейся концентрации, образованный данными компонентами, называется **системой сплавов**. Различают двойные системы, образованные двумя компонентами, тройные – тремы и т.д. В дальнейшем рассматриваются сплавы двойных систем.

Сплавы системы отличаются друг от друга структурой, т.е. внутренним строением, а следовательно, и свойствами. Структурное состояние сплава зависит также и от температуры.

В зависимости от характера взаимодействия компонентов между собой в процессе сплавления и кристаллизации различают три основных типа металлических сплавов: твердый раствор, химическое соединение и механическая смесь компонентов.

**Твердый раствор** – однородный (гомогенный) сплав, у которого атомы растворимого компонента расположены в кристаллической решетке растворителя. Твердые растворы образуются при различных соотношениях сплавляемых компонентов, т.е. концентрацию их можно менять. В этом отличие твердых растворов от химических соединений. Растворимость одного компонента в другом может быть неограниченной и ограниченной, что зависит от природы компонентов. Например, никель и медь обладают неограниченной взаимной растворимостью, т.е. сплавляются в любых количественных соотношениях, образуя твердый раствор, а  $\gamma$ -железо и углерод – ограниченной в  $\gamma$ -железе углерода может раствориться не более 2,14 %. Это максимальная растворимость. Она наступает при температуре 1147 °С. При снижении температуры растворимость снижается, достигая 0,8 % при 727 °С.

Различают твердые *растворы внедрения* и *замещения*. В первом случае атом растворимого находится (внедряется) в межузельном пространстве кристаллической решетки растворителя, во втором – замещает атом растворителя в узле решетки. Твердые растворы пластичны.

*Химическое соединение* – однородный сплав, представляющий химическое соединение сплавляемых компонентов, имеющее особую (обычно очень сложную) кристаллическую решетку. Химическое соединение образуется при постоянном соотношении компонентов, соответствующем стехиометрическому соотношению, т.е. химическое соединение имеет постоянный химический состав. Например, карбид железа  $Fe_3C$  (цементит) содержит 6,67 % углерода. Химические соединения хрупки и имеют высокую твердость.

*Механическая смесь* – неоднородный (гетерогенный) сплав, представляющий механическую смесь сплавляемых компонентов. Компонентами могут служить как чистые элементы, так и твердые растворы и химические соединения.

## 1.2 Кривые охлаждения

*Кривая охлаждения* – это графическое изображение зависимости температуры металла от времени при охлаждении металла. Она строится *методом термического анализа* в системе координат температура – время. Для получения кривой металл расплавляют в тигле, вводят в него термопару (термопара, а затем охлаждают, записывая через одинаковые промежутки времени температуру металла (рисунок 1). По полученным данным строят кривую охлаждения.

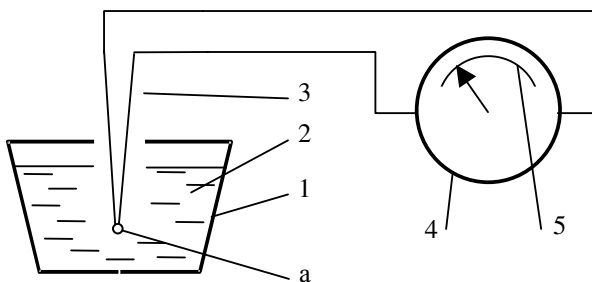


Рисунок 1 – Схема установки для термического анализа: 1 – тигель; 2 – металл; 3 – термопара; 4 – гальванометр; 5 – шкала гальванометра для отсчета температуры металла; а – горячий спай термопары

Кривые охлаждения чистых металлов и металлических сплавов, как это видно из рисунка 2, имеют разные очертания. Но во всех случаях они пред-

ставляют собой ломаную линию, переломы которой соответствуют **критическим точкам**, т.е. температурам фазового перехода.

**Фаза** – однородная по химическому составу и строению часть системы, отделенная от других частей (фаз) системы поверхностью раздела. Фазы могут быть твердыми, жидкими и газообразными. В дальнейшем рассматриваются жидкие и твердые фазы. При фазовом превращении изменяется теплосодержание металла, в результате чего в нем выделяется внутреннее тепло, которое изменяет ход кривой охлаждения.

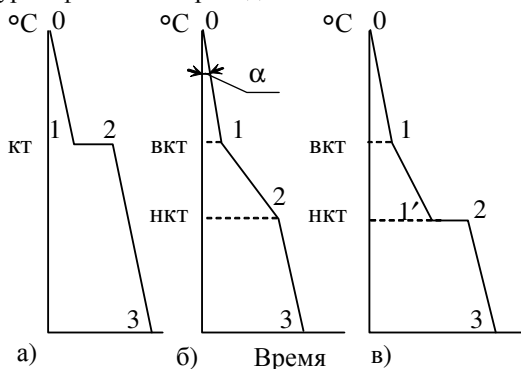


Рисунок 2 – Кривые охлаждения:

*а* – чистого металла;

*б* – твердого раствора; *в* – механической смеси

На кривых охлаждения наблюдаются участки быстрого и медленного охлаждения и участки постоянной температуры (горизонтальные участки, т.е. температурные остановки).

Участок быстрого охлаждения, например 0–1 на рисунке 2, соответствует времени, когда в охлажденном металле не выделяется внутреннее тепло кристаллитами, так как в это время фазовый состав металла не изменяется, он остается жидким. Наклон участка 0–1 определяется скоростью отвода тепла в окружающую среду. С увеличением теплоотвода угол  $\alpha$  уменьшается, и наоборот (см. рисунок 2, б). При постоянной скорости отвода тепла участки кривой охлаждения прямолинейны, а при неравномерной – имеют вид кривых линий. В дальнейшем для удобства изображения кривой охлаждения в виде сочетания прямолинейных отрезков будем считать, что скорость отвода тепла от металла остается постоянной в процессе его кристаллизации.

Если фазовое превращение происходит, но внутреннего тепла кристаллизации при этом выделяется меньше, чем отводится тепла в окружающую среду, то темп падения кривой охлаждения замедляется, наклон ее становится меньше (угол  $\alpha$  увеличивается): на кривой охлаждения появляется участок медленного охлаждения (например, участок 1–2 на рисунке 2, б или участок 1–1' на рисунке 2, в).

При равенстве отводимого тепла выделяющемуся внутри металла на кривой охлаждения появляется горизонтальный участок – участок постоянной температуры (например, участок 1'–2 на рисунке 2, в).

На рисунке 2 показаны кривые охлаждения чистого металла и двух сплавов: твердого раствора и механической смеси. Точка 0 на этих кривых соответствует температуре, до которой перегрет расплав. В интервале точек 0–1 в расплаве фазовых превращений не происходит, он только охлаждается, оставаясь жидким. В точке 1 начинается первичная кристаллизация: из расплава выпадают первые кристаллы твердой фазы. В точке 2 закристаллизовывается последняя капля жидкости. Таким образом, точка 1 – начало, а точка 2 – конец первичной кристаллизации. Выше точки 1 существует только жидкая фаза, ниже точки 2 – твердая, а в интервале точек 1–2 сосуществуют одновременно жидкая и твердая фазы.

Рассмотрим процессы кристаллизации чистого металла и сплавов.

**Кристаллизация чистого металла** (рисунок 2, а). Первичная кристаллизация чистого металла протекает на участке 1–2. В точке 1 выпадает первый кристалл металла. По мере отвода тепла количество твердой фазы увеличивается, а жидкой уменьшается. В точке 2 закристаллизовывается последняя капля жидкости. Ниже точки 2 металл находится в твердом состоянии. При кристаллизации твердой фазы выделяется внутреннее тепло кристаллизации в количестве, равном теплу, отводимому от металла в окружающее пространство, т.е. имеет место полная компенсация отводимого тепла внутренним теплом. Поэтому участок 1–2 горизонтален – чистый металл кристаллизуется при постоянной температуре.

Если металл обладает свойством аллотропии, то ниже точки 2 на кривой охлаждения появляется снова площадка (температурная остановка), так как при аллотропическом превращении выделяется внутреннее тепло перекристаллизации в количестве, равном отводимому теплу. Аллотропическое превращение протекает в твердой фазе. Такое превращение относится к вторичной кристаллизации.

**Кристаллизация твердого раствора** состоит в следующем (см. рисунок 2, б). В верхней критической точке (ВКТ) 1 выпадает первый кристалл твердого раствора. По мере движения к точке 2 количество твердой фазы увеличивается, а жидкой – уменьшается. В нижней критической точке (НКТ) 2 закристаллизовывается последняя капля жидкости, превращаясь в кристалл твердого раствора. На этом первичная кристаллизация заканчивается, так как весь металл затвердел. Твердые растворы кристаллизуются в интервале температур: кристаллизация началась при температуре точки 1 и завершилась при температуре точки 2.

При выпадении кристаллов твердого раствора на участке 1–2 внутреннего тепла выделяется меньше, чем отводится, т.е. имеет место неполная компенсация отводимого тепла внутренним. Благодаря этому участок 1–2 более полог, чем участок 0–1.

**Кристаллизация механической смеси** протекает по более сложной схеме (см. рисунок 2, в). На участке 1–1' идет кристаллизация только одного компонента. Он выпадает, начиная с точки 1, в виде крупных кристаллов и называется избыточной фазой. В точке 1' заканчивается выпадение кристаллов избыточной фазы и начинается кристаллизация оставшегося жидкого сплава, концентрация которого по сравнению с начальной изменилась благодаря выпавшей избыточной фазе. Из оставшейся жидкости одновременно кристаллизуются оба компонента в виде самостоятельных, сросшихся между собой мелких кристаллов. В точке 2 первичная кристаллизация заканчивается, весь металл затвердел.

Из рисунка 2, в видно, что оставшийся жидкий сплав закристаллизовался на участке 1–2 при постоянной температуре. Сплавы, которые кристаллизуются не в интервале температур, а при постоянной температуре (подобно чистым металлам), называются *эвтектическими* (греч. *eutektos* – легко плавящийся). Структура таких сплавов после затвердевания называется **эвтектикой** и представляет собой механическую смесь кристаллов компонентов, составляющих сплав.

При кристаллизации механической смеси (см. рисунок 2, в) на участке 1–1' при выпадении избыточной фазы внутреннего тепла выделяется меньше, чем отводится, а на участке 1'–2, когда кристаллизуется эвтектический сплав, внутреннего тепла выделяется столько, сколько отводится. Этим объясняется замедленный темп охлаждения сплава на участке 1–1' и температурная остановка на участке 1'–2 (эвтектический сплав кристаллизуется при постоянной температуре).

Ниже точки 2 (см. рисунок 2, а–в) фазовых изменений нет, внутреннее тепло кристаллизации не выделяется. Поэтому участок 2–3 имеет такой же наклон, как и участок 0–1.

Следует иметь в виду, что фазовые превращения начинаются при некотором переохлаждении металла.

### 1.3 Правило фаз

**Правило фаз (закон Гиббса)** представляет собой математическое выражение общего закона равновесия, которому подчиняются процессы, протекающие при равновесной кристаллизации в любой системе, в том числе и металлических сплавах. Правило фаз справедливо только для равновесного состояния системы, когда она не стремится ни к каким изменениям, обладает

минимумом свободной энергии, все изменения в ее состоянии (превращения) совершаются обратимо при отсутствии перенагрева или переохлаждения.

Для металлических систем правило фаз имеет вид:

$$C = K + 1 - \Phi,$$

где  $C$  – число степеней свободы (*вариантность*) системы, т. е. число внешних и внутренних факторов, которые можно изменять без изменения числа фаз в системе. В общем случае этих факторов три: температура, давление и концентрация, а у металлических сплавов – два: температура и концентрация, так как все превращения в них происходят при неизменном давлении;

$K$  – число компонентов, образующих систему;

$\Phi$  – число сосуществующих фаз при данных условиях, например, при данной температуре сплава.

Применим правило фаз для отдельных участков кривой охлаждения двухфазных ( $K = 2$ ) сплавов.

В твердом растворе на участке 1–2 (см. рисунок 2, б) протекает кристаллизация. В этом случае  $K = 2$ ,  $\Phi = 2$  (две фазы – жидкость и кристаллы твердого раствора),  $C = 2 + 1 - 2 = 1$ . Число степеней свободы равно 1 (*моновариантная система*), следовательно, при изменении температуры в интервале точек 1–2 равновесие системы не нарушается, продолжают сосуществовать обе фазы.

У механической смеси на участке 1–1' (см. рисунок 2, в) имеем:  $K = 2$ ,  $\Phi = 2$  (жидкость и кристаллы избыточного компонента),  $C = 2 + 1 - 2 = 1$ . Система *моновариантная*, равновесие ее не нарушается, продолжают сосуществовать две фазы, если изменять температуру в интервале точек 1–1'.

На участке 1'–2 (см. рисунок 2, в) кристаллизуется эвтектика. В этом случае  $K = 2$ ,  $\Phi = 3$  (жидкость, кристаллы первого компонента и кристаллы второго компонента),  $C = 2 + 1 - 3 = 0$ . Число степеней свободы равно нулю (*инвариантная система*). Это значит, что три фазы находятся в равновесии только при строго определенной температуре (в данном случае – при температуре кристаллизации эвтектического сплава). Изменение любого переменного фактора (температуры или концентрации) приведет к нарушению фазового равновесия. Поэтому участок 1'–2 должен быть горизонтальным.

С помощью правила фаз проверяют опытные кривые охлаждения и правильность построения диаграмм состояния.

#### 1.4 Построение диаграмм состояния

Диаграмма состояния сплавов строится в прямоугольных координатах: по оси ординат откладывают температуру, по оси абсцисс – концентрацию. Общее содержание обоих компонентов в любом сплаве равно 100 %.

Для построения диаграммы необходимо взять серию сплавов разной концентрации, определить их верхние и нижние критические точки и перенести последние на координатную плоскость диаграммы. Соединив одноименные критические точки, т. е. точки одинаковых превращений, получают линии диаграммы. Следовательно, линии на диаграммах состояния представляют собой геометрическое место одноименных критических точек.

Любая вертикаль, проведенная на диаграмме, называется *линией сплава*, так как она отмечает на оси абсцисс вполне определенное содержание каждого компонента, т.е. соответствует конкретному сплаву. Каждая точка на диаграмме характеризует состояние сплава при данной температуре.

При построении диаграммы берут ограниченное число сплавов, позволяющее выявить закономерность изменения положения критических точек при изменении химического состава сплава.

На рисунке 3 представлена диаграмма состояния сплавов системы медь – никель. Для ее построения взято четыре сплава: K1, K2, K3 и K4 и методом термического анализа определены их критические точки. У каждого сплава оказалось по две таких точки: верхняя (B1, B2, B3, B4) и нижняя (H1, H2, H3, H4). Затем эти сплавы (в виде линий сплавов K1, K2, K3 и K4) наносят на координатную плоскость диаграммы и на них отмечают верхние и нижние критические точки. Четырех сплавов оказалось достаточно для выявления закономерности: с увеличением содержания никеля значения критических точек монотонно возрастают. Если бы закономерность оказалась неясной, то пришлось бы взять еще несколько промежуточных сплавов. Соединив одноименные критические точки, получили две линии диаграммы. На диаграммах состояния сплавов других систем число линий может быть больше.

Крайние ординаты диаграммы соответствуют компонентам сплава: левая – чистой меди, температура плавления которой равна 1083 °С, правая – чистому никелю, который плавится при температуре 1453 °С.

На диаграммах состояния различают линии первичной и вторичной кристаллизации. *Первичная кристаллизация* – переход сплава из жидкого в твердое состояние. *Вторичной*

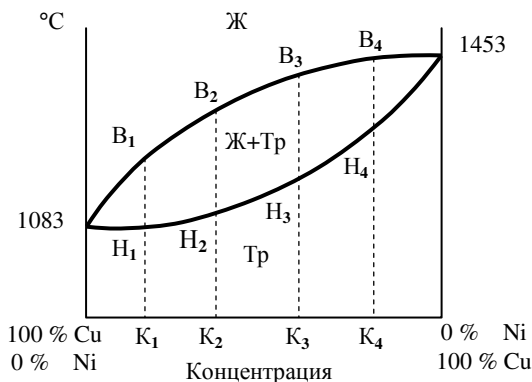


Рисунок 3 – Диаграмма состояния сплава медь – никель

*кристаллизацией* называются превращения, протекающие в некоторых сплавах, когда они находятся уже в затвердевшем состоянии.

В рассматриваемом примере (см. рисунок 3) диаграмма имеет только линии первичной кристаллизации: верхняя соответствует началу первичной кристаллизации и называется *линией ликвидуса*, нижняя соответствует концу первичной кристаллизации и называется *линией солидуса*.

Линии диаграммы делят ее на фазовые области. На рассматриваемой диаграмме таких областей три: область жидкого сплава (Ж) – выше линии ликвидуса, область затвердевшего сплава (Тр) – ниже линии солидуса и область одновременного существования твердой и жидкой фаз (Ж + Тр) – в интервале ликвидус – солидус. Выше линии ликвидуса все сплавы находятся в жидком состоянии, ниже линии солидуса – в твердом.

Диаграммы состояния соответствуют равновесным условиям кристаллизации, т.е. медленному охлаждению (нагреванию), и позволяют проследить за всеми процессами, протекающими при нагревании и охлаждении любого сплава.

### 1.5 Правило отрезков

В процессе кристаллизации меняется фазовый состав сплава. Двойные диаграммы позволяют определить количество фаз в двухфазных областях диаграммы для каждой *фигуративной точки* сплава. Это делают с помощью *правила отрезков (правила рычага)*. Фигуративная точка характеризует состояние сплава в зависимости от температуры и концентрации.

Например, чтобы определить массу каждой из фаз, которые сосуществуют в точке *a* сплава К (рисунок 4), необходимо через заданную точку *a* провести горизонтальный отрезок *b–c*. Линией сплава К отрезок *b–c* делится на два отрезка: *b–a* и *a–c*. Если масса сплава принята равной единице и изображается на диаграмме состояния отрезком *bc*, то масса твердой фазы в фигуративной точке *a* равна отношению  $a-b/b-c$ , а жидкой –  $a-c/c-b$ . Количество твердой и жидкой фаз в процентах определяется следующими отношениями отрезков:

$$T = \frac{ab}{bc} \cdot 100 \% ; \quad Ж = \frac{ac}{cb} \cdot 100 \%$$

а их соотношение

$$\frac{T}{Ж} = \frac{ab}{ac}$$

где Т и Ж – массы твердой и жидкой фаз при температуре точки *a*.



Таким образом, отрезок  $b-c$  определяет все количество сплава, отрезок  $b-a$  – количество твердой фазы, выпавшей в интервале точек  $e-a$ , а отрезок  $a-c$  – количество оставшейся жидкой фазы.

Аналогично применяется правило отрезков для других фигуративных точек сплава К.

### 1.6 Концентрация сопряженных фаз

В процессе кристаллизации сплавов изменяется концентрация фаз. Диаграмма состояния позволяет определить концентрацию сопряженных фаз в любой момент кристаллизации сплава. Для этого через точку, взятую на линии сплава в интересующей нас фазовой области диаграммы, проводят **каноду** – горизонтальную линию, соединяющую составы фаз, находящиеся в равновесном состоянии при данной температуре. Проекции точек пересечения каноды с линиями диаграммы, ограничивающими фазовую область, на ось концентраций показывают составы фаз. Например, у сплава К (см. рисунок 4) горизонталь – канода, проведенная через точку  $a$ , пересекаясь с линиями ликвидуса и солидуса, дает точки  $b$  и  $c$ . Проекция этих точек на ось концентраций указывает состав сопряженных фаз при температуре точки  $a$ : концентрация оставшейся жидкости определяется точкой  $g$ , а твердого раствора – точкой  $m$ . Аналогично находят концентрации сопряженных (сосуществующих) фаз при других температурах.

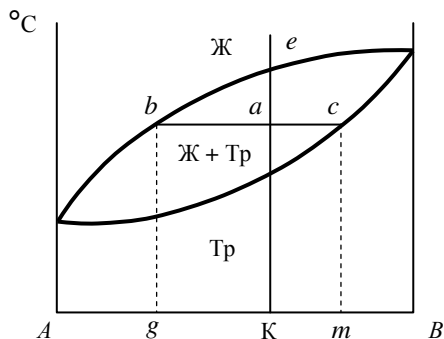


Рисунок 4 – Правило отрезков и способа определения концентрации сопряженных фаз на диаграмме II типа

## 2 Диаграммы состояния I, II, III и IV типов

Каждая диаграмма соответствует системе, образующей при кристаллизации какой-либо характерный вид сплава, например механическую смесь компонентов, твердые растворы с неограниченной и ограниченной растворимостью и др. Нумерация диаграмм условна, служит удобству их описания.

### 2.1 Диаграмма I типа

По диаграмме I типа кристаллизуются сплавы, компоненты которых по своей природе имеют следующие свойства:

1) в жидком состоянии обладают неограниченной взаимной растворимостью: в расплавленном состоянии их можно смешивать друг с другом в любых пропорциях, при этом образуется однородный жидкий раствор;

2) не образуют твердых растворов: при переходе сплава из жидкого состояния в твердое, компоненты не растворяются друг в друге, а разделяются и выпадают в виде самостоятельных, сросшихся между собой включений (кристаллитов), образуя механическую смесь компонентов;

3) не образуют химических соединений: при расплавлении и последующей кристаллизации сплава компоненты не входят друг с другом в химическое взаимодействие.

Таким образом, **диаграмма состояния I типа** соответствует сплавам, компоненты которых в жидком состоянии неограниченно растворяются друг в друге, а в твердом – образуют механическую смесь.

В соответствии с этой диаграммой плавятся и затвердевают многие металлические сплавы, например системы Pb – Sb, Sn – Zn, Ag – Al и др. На рисунке 5 приведена диаграмма состояния I типа, соответствующая сплавам системы свинец – сурьма.

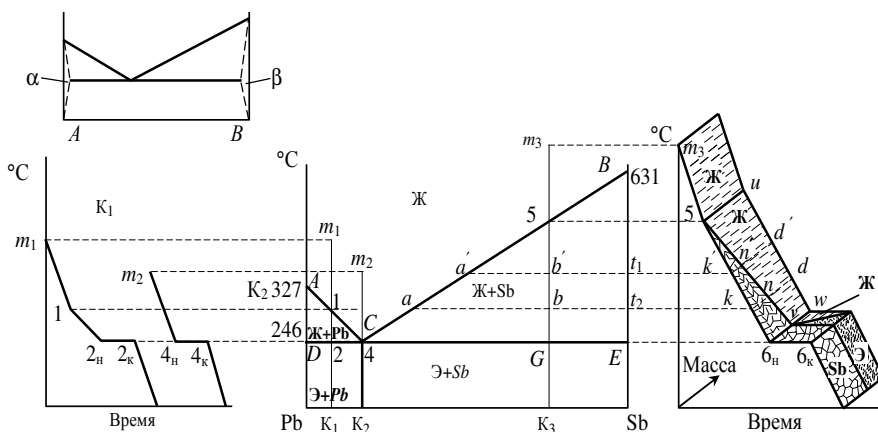


Рисунок 5 – Диаграмма состояния сплавов свинец – сурьма

Левая вертикаль диаграммы соответствует чистому свинцу, а правая – чистой сурьме. Все промежуточные вертикали на диаграмме – линии конкретных сплавов. Рассмотрим линии и фазовые области этой диаграммы.

*ACB* – **линия ликвидуса** (начало затвердения сплавов). Выше ликвидуса сплавы находятся в жидком состоянии (Ж).

*DCE* – **линия солидуса** (конец затвердения сплава). Ниже солидуса сплавы находятся в твердом состоянии.

В интервале ликвидус – солидус в сплаве одновременно находятся жидкая и твердая фазы.

Сплав, соответствующий точке *C* (13 % Sb, 87 % Pb), называется **эвтектическим**. Из диаграммы видно, что температура плавления эвтектического сплава самая низкая и равна 246 °С. Точка *C* называется **эвтектической**. Сплавы расположенные левее точки *C*, называются **доэвтектическими**, а правее – **заэвтектическими**.

Доэвтектические сплавы при охлаждении претерпевают следующие превращения. По достижении линии *AC* (ликвидус) из каждого доэвтектического сплава начинают выделяться первые кристаллы свинца. По мере снижения температуры их становится больше, а жидкого сплава меньше; при этом свинец выпадает в виде крупных кристаллов. Выпадение свинца приводит к обогащению остающейся жидкости сурьмой. Достигнув линии *DE*, сплав будет состоять из крупных кристаллов свинца и некоторого количества жидкости эвтектической концентрации (13 % Sb и 87 % Pb). При дальнейшем отводе тепла эта жидкость кристаллизуется с образованием механической смеси мелких кристаллитов сурьмы и свинца, прочно сцепленных между собой. Такая механическая смесь называется **эвтектикой** (Э). Ниже линии *DC* сплав состоит из крупных кристаллов Pb и Э. Крупные кристаллы Pb, выпадающие в интервале ликвидус-солидус, носят название избыточного свинца.

Эвтектический сплав (сплав точки *C*) затвердевает при температуре точки *C* (246 °С) с образованием одной эвтектики.

Заэвтектические сплавы на линии *CB* начинают и при дальнейшем охлаждении продолжают выделять крупные кристаллы сурьмы (избыточная сурьма). Остающаяся жидкость при этом обогащается свинцом. По достижении линии *CE* оставшаяся жидкость будет иметь эвтектическую концентрацию (13 % Sb и 87 % Pb); при дальнейшем отводе тепла она кристаллизуется в эвтектику. Ниже линии *CE* сплав состоит из крупных (избыточных) кристаллов сурьмы и эвтектики.

Избыточные свинец и сурьма, выпадение которых приводит оставшуюся жидкость к эвтектической концентрации, называют **избыточными фазами**.

Таким образом, при кристаллизации любого до- и заэвтектического сплава в интервале ликвидус – солидус выделяется избыточная фаза (крупные кристаллы свинца или сурьмы), а остающаяся жидкость стремится к эвтектической концентрации. На линии *DE* эта жидкость превращается в эвтектику, поэтому линия *DE* называется **линией эвтектического превращения** или **эвтектической горизонталью**.

Весовое соотношение твердой и жидкой фаз в процессе кристаллизации до- и заэвтектических сплавов непрерывно меняется и может быть определено с помощью правила отрезков.

При изучении внутреннего строения металлов различают фазы и структурные составляющие. Структурные составляющие – более сложные образования, состоящие из нескольких фаз. В связи с этим на диаграммах состояния кроме фазовых областей различают еще структурные области.

В рассматриваемых сплавах свинец и сурьма являются одновременно фазами и структурными составляющими, а эвтектика – только структурной составляющей, поскольку она состоит из двух фаз: сурьмы и свинца и не может быть самостоятельной фазой. Жидкость обычно рассматривается как фаза, хотя в некоторых случаях, например при анализе структуры сплава в интервале ликвидус – солидус, жидкость выступает в роли структурной составляющей.

При строгой постановке эксперимента эвтектическая линия  $D - E$  (см. рисунок 5) не доходит до вертикалей компонентов  $A$  и  $B$  (в данном случае свинца и сурьмы). Это связано с тем, что взаимная растворимость компонентов  $A$  и  $B$  (свинца и сурьмы) фактически существует, и на диаграмме получаются области гомогенных твердых растворов  $\alpha$  и  $\beta$  ( $\alpha$  – твердый раствор  $B$  в  $A$ ,  $\beta$  –  $A$  в  $B$ ), которые показаны на схеме в верхнем левом углу рисунка 5 (на схеме эти области частично очерчены штриховыми линиями). Однако взаимная растворимость компонентов  $A$  и  $B$  (свинца и сурьмы) настолько мала, что ею при изучении основных типов диаграмм пренебрегают и проводят эвтектическую линию  $D - E$  (см. рисунок 5), считая, что компоненты  $A$  и  $B$  (свинец и сурьма) в твердом состоянии не обладают взаимной растворимостью.

На рисунке 6 показаны фазовые и структурные области диаграммы I типа, компоненты сплавов –  $A$  и  $B$ .

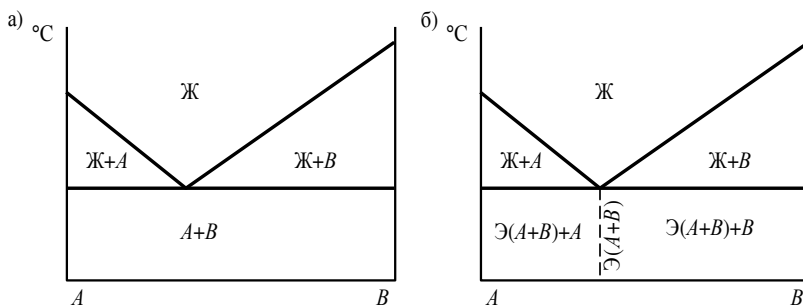


Рисунок 6 – Области диаграмм I типа:  
 а – фазовые, б – структурные

Рассмотрим процесс кристаллизации доэвтектического  $K_1$ , эвтектического  $K_2$ , заэвтектического  $K_3$  сплавов, кривые охлаждения которых в сочетании с диаграммой состояния представлены на рисунке 5.

Для сплавов  $K_1$  и  $K_2$  на рисунке 5 показаны кривые охлаждения в координатах температура – время, а для сплава  $K_3$  показана пространственная кривая охлаждения в координатах температура – время – масса сплава.

**Пространственная кривая охлаждения** строится в системе координат температура – время – масса сплава в виде ломаной ленты, каждый перегиб которой соответствует критической точке, а промежутки между перегибами – температурным интервалам, в которых начинаются и завершаются различные этапы кристаллизации. Перегибы параллельны между собой. Ширина ленты соответствует массе взятого металла, на всем протяжении кривой она остается постоянной, поскольку масса металла в процессе кристаллизации не изменяется.

Участки пространственной кривой, на которых сплав состоит из нескольких фаз, разделены линиями на фазовые области (см. рисунок 5).

Например, линия  $5-v$  делит участок кривой в интервале точек  $5-6_n$  на область жидкого сплава  $5-u$  –  $w-v$  и область избыточной сурьмы  $5-v-6_n$ , выпавшей в интервале точек  $5-6$ . Линия  $5-v$  – граница указанных фазовых областей. С изменением температуры фазовые области расширяются или сужаются, что свидетельствует об изменении количества сосуществующих фаз при различных температурах сплава. Границы фазовых областей строятся с учетом правила отрезков. Пространственная кривая охлаждения позволяет в более наглядной форме судить о процессе кристаллизации и количестве каждой фазы в любой момент кристаллизации.

Кристаллизация доэвтектического сплава  $K_1$  протекает следующим образом. При температуре точки  $m_1$  сплав находится в жидком перегретом состоянии. Охлаждаясь, сплав остается жидким до точки 1. Наклон участка  $m_1-1$  на кривой охлаждения, характеризующий темп падения температуры, определяется интенсивностью отвода тепла от сплава в окружающее пространство. От точки 1 до точки  $2_n$  из жидкого сплава выпадают крупные кристаллы избыточного свинца. При этом наклон участка  $1-2_n$  уменьшается, так как выпадение свинца сопровождается выделением внутреннего тепла кристаллизации, которое частично компенсирует отводимое от сплава тепло.

С понижением температуры количество свинца увеличивается, а жидкости (Ж) – уменьшается. Однако в точке  $2_n$  в сплаве остается жидкая фаза концентрации точки  $C$ .

Количество твердой (Т) и жидкой (Ж) фаз в момент подхода к точке 2 на диаграмме (точка  $2_n$  на кривой охлаждения) определяется по правилу отрезков из следующих отношений отрезков:

$$T = \frac{2-C}{4-D} \cdot 100 \% ; \quad Ж = \frac{2-D}{D-4} \cdot 100 \%$$

а их отношение

$$\frac{T}{Ж} = \frac{2 - C}{2 - D}.$$

По мере охлаждения от точки 1 до точки  $2_n$ , соответствующей  $246^\circ\text{C}$ , остающийся жидкий сплав обогащается сурьмой, что связано с выделением избыточного свинца. Изменение концентрации жидкости происходит согласно линии диаграммы 1–С. В точке  $2_n$  оставшийся жидкий сплав содержит 13 % Pb и 87 % Sb начинает кристаллизоваться в эвтектику. Этот процесс протекает на участке  $2_n$ – $2_k$ : по мере отвода тепла жидкости становится меньше, а эвтектики (Э) – больше. В точке  $2_k$  последняя капля жидкости превращается в эвтектику. На этом эвтектическое превращение заканчивается. Оно сопровождается выделением внутреннего тепла кристаллизации, которое полностью компенсирует отводимое тепло, поэтому участок  $2_n$ – $2_k$  горизонтален. Эвтектическое превращение протекает при постоянной температуре, равной  $246^\circ\text{C}$ . Ниже точки  $2_k$  превращений нет.

Применим правило фаз для характеристики участков кривой охлаждения. На участке 1– $2_n$  система моновариантна:  $K = 2$  (Pb, Sb),  $\Phi = 2$  (Ж и Pb),  $C = 2 + 1 - 2 = 1$ . Поэтому кристаллизация протекает в температурном интервале точек 1 и  $2_n$  без нарушения равновесия фаз: в сплаве сосуществуют жидкость и кристаллы избыточного свинца. На участке  $2_n$ – $2_k$  вариантность системы (т.е. оставшегося жидкого сплава, так как ранее выпавший избыточный свинец в эвтектическом превращении не участвует) равна нулю:  $K = 2$  (Pb и Sb),  $\Phi = 3$  (Ж, Pb и Sb),  $C = 2 + 1 - 3 = 0$ . Это условие соблюдается только в случае, когда превращение совершается при постоянной температуре.

Ниже точки  $2_k$  в сплаве превращений не происходит, и внутреннее тепло не выделяется. Поэтому кривая охлаждения снова идет вниз. Угол ее наклона определяется интенсивностью отвода тепла от сплава в окружающую среду.

Кристаллизация эвтектического сплава  $K_2$  (13 % Sb и 87 % Pb) состоит в следующем. Охлаждаясь от точки  $m_2$  точки 4, сплав остается в жидком состоянии. В точке  $4_n$  начинается, а в точке  $4_k$  заканчивается эвтектическое превращение. Участок  $4_n$ – $4_k$  горизонтален, так как эвтектическое превращение идет с выделением тепла, полностью компенсирующим отводимое от сплава тепло. Ниже точки  $4_k$  превращений в сплаве нет. Структура затвердевшего сплава – эвтектика (тонкая механическая смесь сросшихся между собой кристалликов Pb и Sb). Участок  $4_n$ – $4_k$  соответствует температуре  $246^\circ\text{C}$ .

Кристаллизация заэвтектического сплава  $K_3$  (см. рисунок 5) идет следующим образом. Точка  $m_3$  соответствует температуре перегрева жидкого сплава. Охлаждаясь, до точки 5 сплав остается жидким (Ж). В точке 5 вы-

деляется первый крупный кристалл избыточной сурьмы, количество которой по мере снижения температуры увеличивается, а жидкости – уменьшается. Например, в точке  $b'$  (температура  $t_1$ ) количество избыточной фазы и оставшейся жидкости характеризуется отрезками  $k'-n'$  и  $n'-d'$ , а в точке  $b$  (температура  $t_2$ ) – отрезками  $k-n$  и  $n-d$ .

Выделение избыточной сурьмы приводит к непрерывному изменению состава остающейся жидкости. Это изменение происходит по линии  $BC$  (ликвидусу), по которой можно проследить изменение состава жидкого раствора в процессе непрерывного охлаждения сплава: по мере снижения температуры жидкий раствор стремится к эвтектической концентрации. Например, концентрация жидкости в точке  $b'$  определяется проекцией точки  $a'$  на ось концентраций, а в точке  $b$  – проекцией точки  $a$ . Нетрудно видеть, что при температуре 246 °С оставшаяся жидкость любого сплава будет иметь эвтектическую концентрацию, т.е. 13 % Sb и 87 % Pb (подобные рассуждения справедливы и для доэвтектических сплавов). Следовательно, в точке  $b_n$  в сплаве содержатся крупные кристаллы избыточной сурьмы и жидкий сплав эвтектической концентрации. Количество твердой и жидкой фаз определяется соответственно отрезками  $b_n-v$  и  $v-w$ .

Участок  $b_n - b_k$  соответствует эвтектическому превращению. В точке  $b_k$  затвердевает последняя капля жидкости. Ниже точки  $b_k$  в сплаве превращений нет. Участок  $b_n - b_k$  горизонтален: эвтектическое превращение идет при постоянной температуре, так как внутреннее тепло кристаллизации, выделяющееся при образовании эвтектики, полностью компенсирует отводимое тепло.

Переход из жидкого состояния в твердое до- и заэвтектических сплавов происходит в интервале температур, а эвтектического сплава – при постоянной температуре, как у чистых металлов.

## 2.2 Диаграмма II типа

По диаграмме состояния II типа кристаллизуются сплавы, компоненты которых по своей природе имеют следующие свойства:

- 1) в жидком и твердом состояниях обладают неограниченной взаимной растворимостью;
- 2) не образуют химических соединений;
- 3) не образуют эвтектик.

Таким образом, **диаграмма состояния II типа** соответствует сплавам с неограниченной растворимостью компонентов как в жидком, так и в твердом состояниях. В соответствии с этой диаграммой затвердевают и плавятся такие системы, как Cu – Ni, Cu – Au, Cu – Pt, Fe – Ni, Fe – Cr, Fe – V и др. После затвердевания эти сплавы имеют структуру твердого раствора (рисунок 7). Выше линии  $A-1-3-B$  (линия ликвидуса) сплавы находятся в жид-

ком состоянии. Ниже линии  $A-2-4-B$  (линия солидуса) сплавы находятся в твердом состоянии. При охлаждении по достижении ликвидуса из сплава выделяется первый кристалл твердого раствора (Тр). По мере снижения температуры твердого раствора становится больше, а жидкого сплава (Ж) – меньше. Между линиями ликвидуса и солидуса сплавы находятся в двухфазном состоянии, они состоят из жидкости и кристаллов твердого раствора. По достижении солидуса последняя капля жидкости закристаллизовывается, превращаясь в твердый раствор.

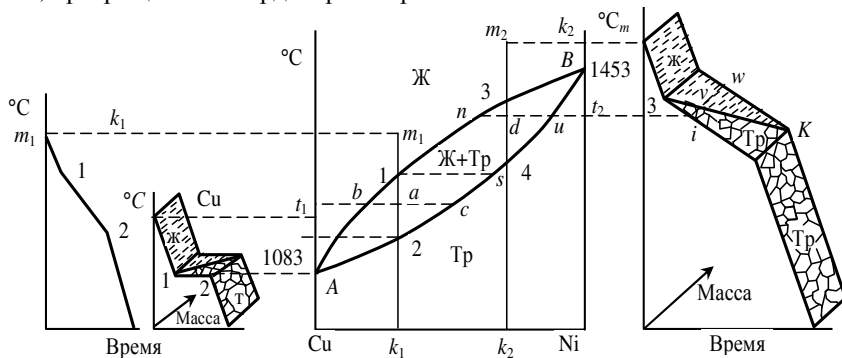


Рисунок 7 – Диаграмма II типа

Соотношение количества жидкости и твердого раствора, сосуществующих при любой температуре в интервале ликвидус – солидус, определяется по правилу отрезков. Например, для сплава  $K_2$  в точке  $d$ , т. е. при температуре  $t_2$ , имеет место соотношение

$$\frac{T}{Ж} = \frac{nd}{du},$$

где  $T$  – масса твердой фазы (Тр) в сплаве при температуре  $t_2$ ;

$Ж$  – масса жидкой фазы при температуре  $t_2$ .

Отрезки  $n-d$  и  $d-u$  характеризуют массу твердой и жидкой фаз. Линия  $ni$  соответствует массе сплава.

Концентрация выпадающего твердого раствора и остающейся жидкости непрерывно меняется в процессе кристаллизации сплава. Это изменение рассмотрим на примере кристаллизации сплава  $k_1$  (см. рисунок 7). В точке 1 выпадают кристаллы твердого раствора концентрации точки  $S$ , а в точке  $a$  – концентрации  $C$ . Таким образом, в интервале температур точек 1 и  $a$  состав твердого раствора меняется по участку  $S-C$  солидуса. Состав остающейся жидкости рассматриваемого сплава меняется по участку ликвидуса  $1-b$ . Например, в точке  $a$  состав жидкой фазы определяется точкой  $b$ . Таким об-



разом, в интервале ликвидус – солидус состав твердого раствора меняется по линии солидуса, а остающейся жидкости – по линии ликвидуса.

Особенность сплавов, кристаллизующихся по диаграмме II типа, состоит в том, что вначале выпадают кристаллы твердого раствора, более богатые тугоплавким компонентом. Например, в сплаве  $k_1$  кристаллы твердого раствора, выпавшие в интервале точек 1 и 2, более богаты никелем, чем исходный сплав. В результате растущие кристаллы (дендриты) твердого раствора по объему имеют неодинаковый химический состав: в центре дендрита концентрация никеля выше, чем в наружных слоях, затвердевших при более низкой температуре. Однако в условиях медленного охлаждения эта неоднородность химического состава не сохраняется: протекающей диффузией состав кристалла по объему выравнивается и в точке 2 он имеет концентрацию исходного сплава  $k_1$ . Если охлаждение ведется быстро и диффузия не успевает завершиться, то химическая неоднородность остается. Явление химической неоднородности дендрита называется **дендритной ликвацией**.

Кристаллизация сплава  $k_1$  протекает следующим образом. При температуре точки  $m_1$  сплав находится в жидком состоянии (Ж). При охлаждении до точки 1 он остается жидким. Наклон участка  $m_1-1$  определяется скоростью отвода тепла от сплава в окружающую среду. В точке 1 выпадает первый кристалл твердого раствора (Тр), а в точке 2 – последний, т.е. на участке 1–2 начинается и завершается кристаллизация сплава. Наклон этого участка меньше, чем предыдущего, потому что кристаллизация сопровождается выделением внутреннего тепла, которое частично компенсирует отводимое от сплава тепло. В точке 2 кристаллизация завершается, внутреннее тепло больше не выделяется, и кривая снова падает более круто. В получившемся твердом растворе атомы Ni рассеяны в кристаллической решетке Cu.

Состав сосуществующих фаз в интервале точек 1–2 непрерывно меняется: твердого раствора – по солидусу, а жидкости – по ликвидусу. Это явление закономерно и может быть объяснено правилом фаз. На участке 1–2 система моновариантная:  $K = 2$  (Ni и Cu),  $\Phi = 2$  (Ж и Тр),  $C = 2 + 1 - 2 = 1$ . Поэтому при изменении температуры (переменный фактор) должен меняться состав фаз. Только в этом случае равновесие системы не нарушится.

Рассмотрим сплав  $k_2$ . Его кристаллизация не имеет принципиальных отличий от рассмотренного случая кристаллизации сплава  $k_1$ . У сплава  $k_2$  температурный интервал затвердевания 3–4 лежит выше, чем у сплава  $k_1$ , что связано с более высоким содержанием в сплаве  $k_2$  тугоплавкого компонента (Ni). Охлаждаясь от точки  $m_2$  до точки 3, сплав остается жидким. В точке 3 (ликвидус) начинается, а в точке 4 (солидус) заканчивается первичная кристаллизация, т.е. переход металла из жидкого в твердое состояние. В интервале ликвидус– солидус количественное соотношение жидкой и твер-

дой фаз меняется. Соотношение сосуществующих фаз на пространственной кривой определяется фазовой границей 3–К, построенной с учетом правила отрезков. Например, при температуре  $t_2$  количество твердой фазы определяется величиной отрезка  $i-v$ , а жидкой – отрезком  $v-w$ . В получившемся твердом растворе атомы Cu рассеяны в кристаллической решетке Ni.

Кристаллизация меди показана на пространственной кривой охлаждения (см. рисунок 7) Охлаждаясь до 1083 °С, медь остается жидкой. По достижении этой температуры в точке 1 начинается, а в точке 2 заканчивается первичная кристаллизация. Переход меди из жидкого состояния в твердое сопровождается выделением внутреннего тепла кристаллизации, которое полностью компенсирует отводимое от металла тепло. Поэтому кристаллизация меди протекает при постоянной температуре и на кривой охлаждения ей соответствует горизонтальный участок 1–2. После кристаллизации последней капли жидкости внутреннего тепла больше не выделяется и кривая снова идет вниз, поскольку тепло от металла продолжает отводиться. Структура затвердевшей меди – однородные, сросшиеся между собой зерна меди. Появление участка постоянной температуры вытекает из правила фаз: на горизонтальном участке 1–2 кривой охлаждения  $K = 1$ ,  $\Phi = 2$  (жидкость и кристаллы меди),  $C = 1 + 1 - 2 = 0$ , т. е. система невариантная. Поскольку вариантность равна нулю, то переход из жидкого состояния в твердое совершается при постоянной температуре. Аналогично протекает кристаллизация никеля. Только переход из жидкого в твердое состояние происходит при 1453 °С.

### 2.3 Диаграмма III типа

**Диаграмма состояния III типа** – диаграмма ограниченных твердых растворов. Она соответствует сплавам, компоненты которых имеют неограниченную растворимость в жидком и ограниченную – в твердом состоянии.

Образование твердых растворов может происходить двумя путями: непосредственно из жидкого сплава или путем взаимодействия жидкой и твердой фаз по перитектической реакции. Поэтому различают две разновидности диаграмм состояния сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии: 1) диаграмму состояния эвтектического типа, 2) диаграмму состояния перитектического типа.

**Диаграмма состояния эвтектического типа.** По этой диаграмме кристаллизуются сплавы, компоненты которых имеют следующие свойства:

- 1) в жидком состоянии неограниченно взаимно растворяются;
- 2) в твердом состоянии обладают ограниченной растворимостью: один компонент растворяется в другом не в любых количествах, а только до некоторого предела;
- 3) не образуют между собой химических соединений;
- 4) образуют эвтектику.

В реальных сплавах подобное взаимодействие компонентов встречается очень часто, например, в сплавах Cu – Ag, Cu – Sb, Al – Mg, Pb – Sn, Sn – Sb, а также Al – CuAl<sub>2</sub>, Mg – Mg<sub>2</sub>Pb, Al – Mg<sub>2</sub>Si, Mg – MgZn<sub>2</sub> и др.

Возможны два случая: 1) оба компонента взаимно ограниченно растворяются друг в друге; 2) первый компонент растворяется во втором, а второй – не растворяется в первом.

Рассмотрим диаграмму состояния системы *A–B* для случая ограниченной растворимости компонента *B* в компоненте *A* и отсутствия растворимости компонента *A* в компоненте *B* (случай односторонней растворимости) (рисунок 8). Обозначим твердый раствор компонента *B* в компоненте *A* буквой *α*.

Эвтектическая диаграмма III типа представляет собой сочетание двух диаграмм (см. левый верхний угол рисунка 8): правее вертикали *E–E'* – диаграмма I типа, левее – диаграмма II типа (точнее – часть этой диаграммы). На диаграмме III типа дополнительной линией является линия *SE*. Точка *S* соответствует комнатной температуре.

*KCD* – линия ликвидуса, *KECF* – линия солидуса. Выше ликвидуса все сплавы находятся в жидком состоянии (1), ниже солидуса – в твердом. В интервале ликвидус – солидус происходит первичная кристаллизация сплава – переход из жидкого в твердое состояние.

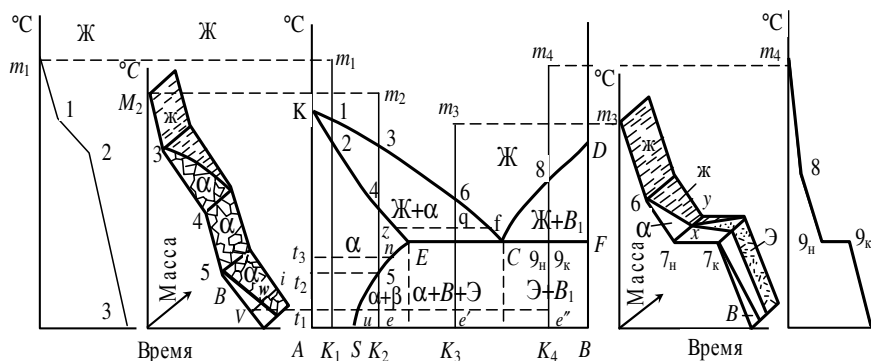


Рисунок 8 – Диаграмма III типа (эвтектическая)

*ECF* – эвтектическая линия, по достижении которой жидкость состава точки *C* кристаллизуется, образуя эвтектику, состоящую из кристаллов твердого раствора *α* и кристаллов компонента *B*. На диаграмме начало и конец эвтектического превращения сливаются в одну точку. Поэтому точка пересечения линии сплава с эвтектической линией имеет двойное обозначение, например 9<sub>н</sub> и 9<sub>к</sub>; индексы "н" и "к" означают начало и конец эвтектического превращения. На кривых охлаждения эти точки ограничивают горизонтальные участки, соответствующие эвтектическому превращению.

Точка  $E$  характеризует максимальную растворимость компонента  $B$  в компоненте  $A$ . Такая растворимость наступает при эвтектической температуре. Точка  $S$  соответствует предельной растворимости компонента  $B$  в компоненте  $A$  при температуре точки 3 (комнатной температуре). Линия  $SE$  характеризует растворимость компонента  $B$  в компоненте  $A$  при изменении температуры: с повышением температуры растворимость растёт, с понижением – падает. Например, при температурах  $t_1, t_2, t_3$  максимальная растворимость компонента  $B$  в  $A$  определяется соответственно проекциям точек  $n, 5, u$  на ось концентраций. При эвтектической температуре наступает предельно возможная растворимость компонента  $B$  в  $A$ , соответствующая точке  $E$ .

Итак, левее линии  $SE$  будут находиться ненасыщенные кристаллы твердого раствора  $\alpha$ , на самой линии  $SE$  – насыщенные и правее линии  $SE$  – одновременно насыщенные кристаллы  $\alpha$  и кристаллы компонента  $B$  в качестве избыточной фазы. Рассмотрим процесс кристаллизации некоторых сплавов.

Сплав  $K_1$  кристаллизуется аналогично сплавам диаграммы II типа. От точки  $m_1$  до точки 1 сплав остается жидким (Ж). При температуре ликвидуса (точка 1) образуются первые кристаллы твердого раствора  $\alpha$ . От точки 1 до точки 2 идет кристаллизация: кристаллов становится больше, а жидкости меньше. При температуре точки 2 последняя капля жидкости превращается в твердый раствор  $\alpha$ , сплав полностью затвердевает. От температуры точки 2 до полного охлаждения в сплаве не происходит изменений. Структура охлажденного сплава состоит из однородных зерен раствора  $\alpha$ . Так кристаллизуется любой сплав, концентрация которого не превышает точки  $S$ .

У сплава  $K_2$  до точки 5 в ходе кристаллизации принципиальных отличий с предыдущим сплавом нет. В интервале точек  $m_3-3$  сплав остается жидким. В точке 3 начинается и в точке 4 заканчивается первичная кристаллизация, при этом из жидкости выделяются кристаллы  $\alpha$ . От точки 4 до точки 5 изменений в сплаве не происходит, он состоит из однородных кристаллов  $\alpha$ . Далее ход кристаллизации меняется. В точке 5 начинается вторичная кристаллизация: из твердого раствора  $\alpha$  выделяются первые кристаллы компонента  $B$ . По мере снижения температуры количество этих кристаллов увеличивается, а раствора  $\alpha$  уменьшается. Соотношение сосуществующих фаз (раствора и кристаллов  $B$ ) можно определить по правилу отрезков или на пространственной кривой охлаждения. Например, при температуре  $t_1$  (в точке  $e$ ) количество выделившихся кристаллов  $B$  соответствует отрезку  $v-w$ ; а оставшегося раствора  $\alpha$  – отрезку  $w-i$ .

Выделение из раствора кристаллов  $B$  происходит благодаря ограниченной растворимости  $B$  в  $A$ , которая уменьшается по закону, описываемому линией  $ES$ . Например, в точке  $e$  (при температуре  $t_1$ ) раствор  $\alpha$  может растворить только 12 % компонента  $B$  (проекция точки  $u$  на ось концентрации), а при комнатной температуре – 11 % (состав точки  $S$ ). Таким образом, ниже точки 5 растворимость  $B$  в  $A$  уменьшается по линии  $5-S$ . Поэтому при ох-

лаждении раствор не может удержать в себе столько компонента  $B$ , сколько его содержится в рассматриваемом сплаве  $K_2$ . В результате избыточная часть компонента  $B$  выделяется в виде избыточной фазы – кристаллов  $B$ . Кристаллы, которые выпадают из раствора  $\alpha$ , принято называть вторичными (в отличие от первичных, выпадающих из жидкости). Избыточная фаза часто выпадает по границам твердого раствора  $\alpha$ .

Выпадение из раствора  $\alpha$  избыточных кристаллов  $B$  сопровождается выделением внутреннего тепла, которое частично компенсирует тепло, отводимое от сплава. Поэтому темп падения температуры ниже точки 5 замедляется и участок кривой охлаждения ниже точки 5 опускается менее круто по сравнению с участком 4–5, на котором внутреннего тепла не выделялось.

Сплав  $K_3$  – доэвтектический. От точки  $m_3$  до точки 6 он находится в жидком состоянии. В точке 6 начинается первичная кристаллизация: из жидкости выделяются первые кристаллы твердого раствора  $\alpha$ . По мере снижения температуры выпадающие кристаллы раствора  $\alpha$  и остающаяся жидкость меняют свою концентрацию: раствор  $\alpha$  – по линии солидуса  $KE$ , а жидкость – по линии ликвидуса  $KC$ . Например, выделившийся в точке  $q$  кристалл твердого раствора  $\alpha$  будет иметь концентрацию, соответствующую точке  $z$ , а оставшаяся жидкость – точке  $f$ . Ранее выпавшие кристаллы раствора  $\alpha$ , насыщаясь из жидкости компонентом  $B$ , в точке  $q$  получают концентрацию, соответствующую точке  $z$ . При эвтектической температуре (точка  $T_n$ ) кристаллы раствора  $\alpha$ , выделившиеся между точками 6– $T_n$ , получают максимальное насыщение компонентом  $B$  и будут иметь состав точки  $E$ , а жидкая часть сплава примет эвтектический состав точки  $C$ . Кристаллы твердого раствора  $\alpha$ , выделившиеся в интервале ликвидус–солидус, называются избыточными.

О количественном соотношении фаз при различных температурах можно судить по пространственной кривой охлаждения. Например, количество избыточного раствора  $\alpha$  в точке  $T_n$  соответствует отрезку  $T_n-x$ , а оставшейся жидкости – отрезку  $x-y$ .

При дальнейшем отводе тепла начинается эвтектическое превращение. Оставшаяся жидкость на участке  $T_n-T_k$  затвердевает, превращаясь в эвтектику (Э), состоящую из кристаллов раствора  $\alpha$  состава точки  $E$  и кристаллов  $B$ .

При снижении температуры ниже точки  $T_k$  начинается вторичная кристаллизация: из избыточных и эвтектических кристаллов твердого раствора  $\alpha$  (которые имеют максимальную концентрацию компонента  $B$ , соответствующую точке  $E$ ) выделяются вторичные кристаллы  $B$ , так как при снижении температуры растворимость компонента  $B$  в растворе  $\alpha$  уменьшается. В остающемся растворе  $\alpha$  концентрация компонента  $B$  будет падать по линии  $ES$ . Для определения концентрации раствора  $\alpha$  при какой-либо температуре необходимо через эту температурную точку провести горизонталь до пересечения с линией  $ES$ . Проекция точки пересечения на ось абсцисс и будет

искомым составом твердого раствора. Например, в точке  $e'$  (температура  $t_1$ ) составы избыточного раствора  $\alpha$  и твердого раствора  $\alpha$ , входящего в состав эвтектики, равны и соответствуют точке  $u$ . По аналогии состав избыточного и эвтектического растворов при комнатной температуре будет соответствовать точке  $S$ .

Структура сплава после полного охлаждения будет состоять из избыточных кристаллов раствора  $\alpha$  (концентрации точки  $S$ ), эвтектики (состоящей из мелких кристаллов  $B$  и раствора  $\alpha$  концентрации точки  $S$ ) и избыточной фазы  $B$  (выпавшей из избыточного и эвтектического твердого растворов  $\alpha$  на участке ниже точки  $7_k$ ).

Кристаллизация эвтектики происходит при постоянной температуре. На кривой охлаждения это отмечено горизонтальным участком  $7_n-7_k$ , т.е. температурной остановкой. Угол наклона участка  $m_3-6$  соответствует скорости отвода тепла в окружающее пространство. Замедленное падение температуры на участках  $6-7_n$  и ниже точки  $7_k$  объясняется выделением внутреннего тепла при выпадении избыточного раствора  $\alpha$  (на участке  $6-7_n$ ) и избыточной фазы  $B$  (на участке кривой, ниже точки  $7_k$ ), которое только частично компенсирует отводимое от сплава тепло.

С п л а в  $K_4$  – заэвтектический. При охлаждении на участке  $m_4-8$  он остается жидким. В точке 8 начинается первичная кристаллизация – выделение из жидкого расплава крупных кристаллов  $B_1$ . Эти кристаллы называются первичными, поскольку они выделяются в процессе первичной кристаллизации непосредственно из жидкого расплава. По мере снижения температуры кристаллов  $B_1$  становится больше, а жидкого сплава (Ж) – меньше, при этом жидкость непрерывно меняет свою концентрацию, так как из жидкости всё время выпадают кристаллы  $B_1$ . В точке  $9_n$  количество выпавших кристаллов  $B_1$  и оставшейся жидкости определяется по правилу отрезков из соотношений

$$B_1 = \frac{9_n - C}{C - F} \cdot 100 \% ; \quad Ж = \frac{9_n - F}{F - C} \cdot 100 \% .$$

Оставшаяся жидкость имеет эвтектическую концентрацию точки  $C$ .

При дальнейшем отводе тепла в точке  $9_n$  начинается эвтектическое превращение: оставшаяся жидкость кристаллизуется в эвтектику, состоящую из мелких кристаллов  $B_1$  твердого раствора  $\alpha$ , имеющего состав точки  $E$  (максимальную концентрацию компонента  $B$ ). Точка  $9_k$  соответствует концу эвтектического превращения, она же является и концом первичной кристаллизации: сплав полностью закристаллизовался и состоит из крупных избыточных кристаллов  $B_1$  и эвтектики. Ниже точки  $9_k$  начинается вторичная кристаллизация: из раствора  $\alpha$ , входящего в состав эвтектики, начинает выпадать избыточная фаза – кристаллы  $B$  (вторичные кристаллы; индекс "2" не ставят). Состав остающегося  $\alpha$  раствора будет меняться по линии  $ES$ ,

например, в точке  $e''$  (температура  $t_1$ ) состав твердого раствора будет соответствовать точке  $n$ , а при комнатной температуре – точке  $S$ .

Таким образом, после полного охлаждения сплав будет состоять из первичных кристаллов  $B_1$ , выпавших на участке  $8-9_n$ , и эвтектики, образовавшейся на участке  $9_n-9_k$ . Структура охлажденного сплава – крупные первичные кристаллы  $B_1$ , окруженные эвтектикой.

Избыточные первичные кристаллы обычно достигают крупных размеров, так как они растут в жидкости свободно, не встречая на своем пути значительного сопротивления.

Замедленное падение температуры на участках  $8-9_n$  и ниже точки  $9_k$  по сравнению с участком  $m_4-8$  происходит вследствие выделения внутреннего тепла кристаллизации при выделении первичных и вторичных кристаллов  $B$ , которое только частично компенсирует отводимое от сплава тепло.

На рисунке 9 показаны фазовые и структурные области рассмотренной диаграммы

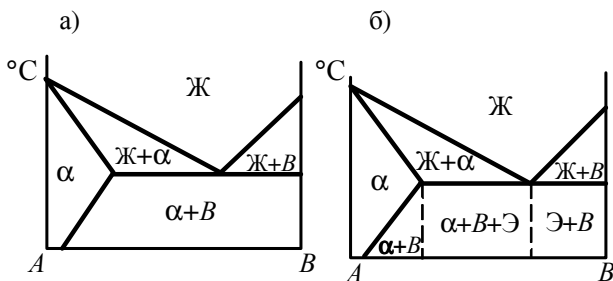


Рисунок 9 – Области диаграммы III типа (эвтектической):  
а – фазовые; б – структурные

## 2.4 Диаграмма IV типа

По этой диаграмме кристаллизуются сплавы, компоненты которых имеют следующие свойства:

- 1) в жидком состоянии обладают неограниченной взаимной растворимостью;
- 2) образуют одно устойчивое химическое соединение, которое не диссоциирует при нагреве до расплавления;
- 3) чистые компоненты и образующееся химическое соединение, затвердевая, не дают твердых растворов.

В соответствии с диаграммой IV типа плавятся и затвердевают системы Mg – Sn, Mg – Pb и др.

Диаграмма состояния сплавов из компонентов  $A$  и  $B$ , образующих устойчивое химическое соединение  $X$  типа  $A_nB_m$ , не растворяющее в себе компоненты, приведена на рисунке 10,  $a$ . Левая вертикаль диаграммы соответствует компоненту  $A$  (100 %), правая – компоненту  $B$  (100 %).

Поскольку получаемое химическое соединение  $X$  ( $A_nB_m$ ) устойчиво, то его можно считать за самостоятельный компонент. В этом случае диаграмму IV типа (см. рисунок 10,  $a$ ) можно представить в виде двух диаграмм I типа: системы  $A-X$  (рисунок 10,  $б$ ) и системы  $X-B$  (рисунок 10,  $в$ ). Процесс кристаллизации характерных сплавов, кристаллизующихся по диаграмме I типа, был рассмотрен в п. 2.1.

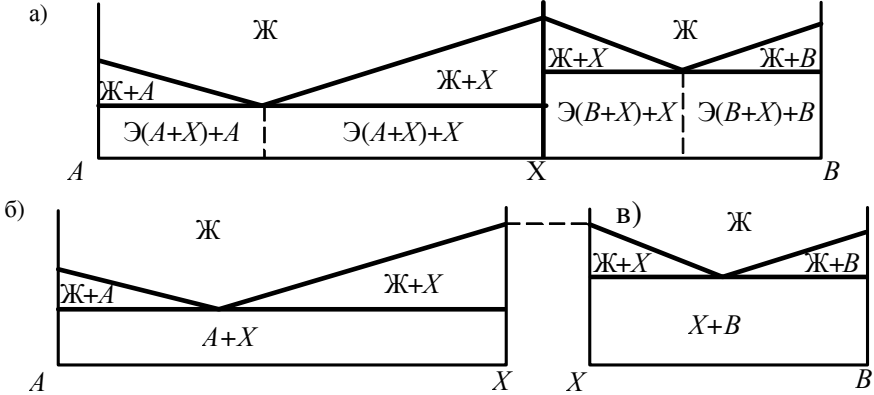


Рисунок 10 – Диаграмма IV типа:  
 $a$  – структурная;  $б, в$  – фазовые

Таким образом, устойчивое химическое соединение  $X$  представляет собой самостоятельную фазу.

**Содержание отчета**

Построить кривые охлаждения заданных сплавов; описать процессы, протекающие на отдельных участках вычерченных кривых охлаждения; применить правило фаз и отрезков для заданных участков кривых охлаждения.

**Контрольные вопросы**

1 Что называется сплавом? Основные виды сплавов.



- 2 Вид кривых охлаждения чистого металла, твердого раствора и механической смеси.
- 3 Кривая охлаждения эвтектического сплава.
- 4 Правило фаз и правило отрезков (привести примеры применения).
- 5 Какие сплавы кристаллизуются по диаграммам состояния I, II, III и IV типов?
- 6 Какова взаимная растворимость сплавляемых компонентов и состав фаз выше (ниже) линии ликвидуса?
- 7 Какова взаимная растворимость сплавляемых компонентов и состав фаз ниже (выше) линии солидуса?
- 8 Состав фаз и структура в различных областях диаграмм I, II, III и IV типов.

## **ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ СВИНЕЦ – СУРЬМА МЕТОДОМ ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА**

Цель работы. Ознакомиться с методикой построения диаграммы состояния бинарных сплавов методом термического анализа.

Задание. Выполнить термический анализ сплавов свинец – сурьма. По полученным данным построить кривые охлаждения исследованных сплавов и определить их критические точки. По критическим точкам построить диаграмму состояний свинец – сурьма. Просмотреть микроструктуру эвтектического, до- и заэвтектического сплавов.

### **1 Краткие сведения из теории**

Линии диаграммы состояния представляют собой геометрическое место одноименных критических точек. Чтобы построить диаграмму состояния, необходимо определить критические точки нескольких сплавов различной концентрации и нанести их на координатную плоскость диаграммы. Соединяя затем одноименные точки, получают линии диаграммы.

Критические точки сплавов различной концентрации могут быть установлены методом термического анализа, который основан на явлении теплового эффекта, имеющего место в сплаве при его охлаждении. Данный эффект связан с изменением теплосодержания сплава, в результате чего происходит выделение тепла. Схема и работа установки для проведения термического анализа рассмотрена в лабораторной работе № 4 данного учебно-методического пособия.

### **2 Оборудование, инструмент, материалы**

Для выполнения работы необходимы: установка для проведения термического анализа; сплавы свинца с сурьмой различной концентрации; секундомер; высокотемпературный термометр или термопара.

### **3 Порядок выполнения работы**

При выполнении работы учебная группа делится на бригады по числу исследуемых сплавов. Каждая бригада выполняет термический анализ одного какого-либо сплава. Результаты термического анализа, выполненного каждой бригадой, сводятся в одну таблицу, после чего строится диаграмма состояния. Необходимо:

- 1) ознакомиться с установкой для термического анализа;
- 2) нагреть полученный сплав до расплавления, затем перегреть полученный расплав на 50–60 °С выше температуры плавления;

- 3) ввести в перегретый сплав термопару;
- 4) приступить к охлаждению сплава, записывая через определенное время (например, через каждые 20 с) температуру сплава;
- 5) по полученным данным построить кривую охлаждения;
- 6) по кривой охлаждения найти критические точки исследованного сплава;
- 7) свести в таблицу значения критических точек всех исследованных сплавов;
- 8) на координатную плоскость диаграммы состояния нанести линии исследованных сплавов и отложить на них значения найденных критических точек (верхних и нижних);
- 9) соединить линией одноименные критические точки, в результате чего получится диаграмма состояния сплавов свинец – сурьма;
- 10) заполнить структурные области полученной диаграммы;
- 11) построить кривые охлаждения заданных (преподавателем) сплавов;
- 12) заполнить отчет по работе.

### **Содержание отчета**

Построить кривые охлаждения заданного сплава, найти критические точки, свести в таблицу значения критических точек всех исследованных сплавов, на координатную плоскость диаграммы состояния нанести линии исследованных сплавов и отложить на них значения найденных критических точек (верхних и нижних), построить диаграмму состояний свинец – сурьма, сравнить с диаграммой, приведенной на рисунке 5 в лабораторной работе № 4.

### **Контрольные вопросы**

- 1 Сущность термического анализа.
- 2 Порядок построения диаграммы по критическим точкам.
- 3 Структура и кривая охлаждения доэвтектического сплава.
- 4 Структура и кривая охлаждения заэвтектического сплава.
- 5 Структура и кривая охлаждения эвтектического сплава.
- 6 Фазовые и структурные составляющие различных сплавов в системы свинец – сурьма.

### **Лабораторная работа № 6**

### **ДИАГРАММА Fe – C (Fe – Fe<sub>3</sub>C)**

**Цель работы.** Научиться читать диаграмму железо – углерод.

**За д а н и е .** По диаграмме Fe – C (Fe – Fe<sub>3</sub>C) определить структурный и фазовый состав для заданных преподавателем сплавов в различных областях диаграммы.

## 1 Краткие сведения из теории

На рисунке 1 представлена диаграмма железо – углерод (железо – цементит). Левая ордината соответствует чистому железу (0 % С, 100 % Fe). Температуры, отмеченные на этой ординате, – критические точки железа. Правая ордината – сплав с содержанием углерода 6,67 %, т. е. цементит. Сплавы с большим содержанием углерода (> 5 %) практического применения не находят.

Структура стали и чугуна состоит из отдельных, прочно сцепленных между собой составляющих, отличающихся друг от друга химическим составом, внутренним устройством и свойствами. Так как эти составляющие имеют микроскопические размеры и обнаруживаются только с помощью микроскопа, они получили название микроструктурных составляющих. В целях сокращения их иногда называют структурными составляющими, опуская слово «микро».

При медленном затвердевании и дальнейшем медленном охлаждении в железоуглеродистых сплавах образуется шесть видов микроструктурных составляющих: аустенит, феррит, цементит, перлит, ледебурит и графит.

**Аустенит** – твердый раствор углерода в гамма-железе ( $Fe_\gamma$  имеет гранцентрированную кубическую решетку). Растворимость углерода в гамма-железе зависит от температуры. В соответствии с этим аустенит имеет переменную растворимость: с повышением температуры растворимость углерода в аустените увеличивается, с понижением – падает. Максимальная растворимость углерода в аустените наступает при 1147 °С и составляет 2,14 %. Аустенит немагнитный, имеет высокую вязкость, хорошо куется (твердость 160–200 НВ;  $\delta \leq 40\text{--}50\%$ ). В железоуглеродистых сплавах аустенит наблюдается при температурах выше 723 °С.

**Феррит** – твердый раствор углерода в альфа-железе ( $Fe_\alpha$  имеет объемцентрированную кубическую решетку). Растворимость углерода переменная и зависит от температуры: с повышением температуры растворимость увеличивается, с понижением – падает. Максимальная растворимость углерода в феррите имеет место при 723 °С и составляет всего 0,025 %. С понижением температуры растворимость падает и при 0 °С составляет только 0,008 %. Столь ничтожное содержание углерода в феррите позволяет определить его как почти чистое железо. Феррит пластичен, мягок, это самая мягкая структурная составляющая железоуглеродистых сплавов (твердость 80–90 НВ;  $\delta = 50\%$ ).

**Цементит** (карбид железа  $Fe_3C$ ) – химическое соединение железа с углеродом (6,67 %). Он хрупок, очень тверд. Это самая твердая микроструктурная составляющая (820 НВ,  $\delta < 1\%$ ).

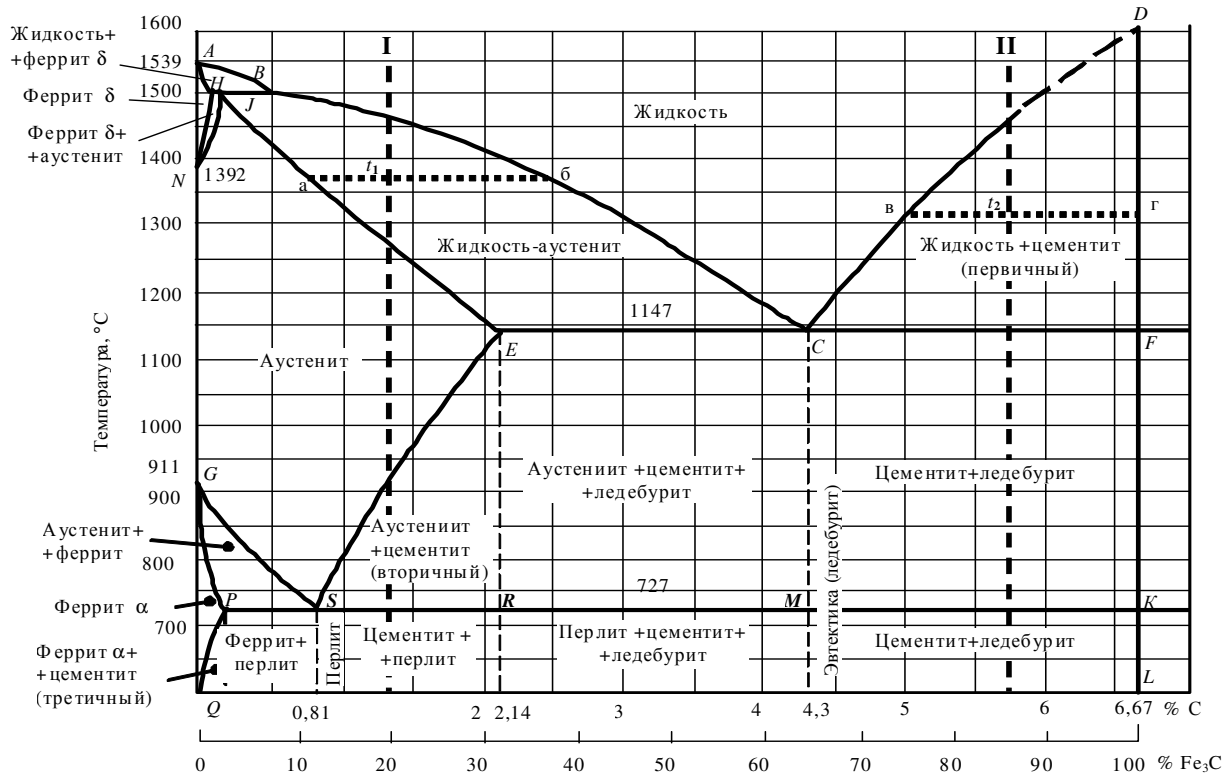


Рисунок 1 – Диаграмма железо – углерод (железо – цементит)

Различают три вида цементита: *первичный* – выпадающий из охлаждаемого жидкого сплава, при температурах 1147 °С и выше; *вторичный* – выпадающий из охлаждаемого аустенита при температурах ниже линии SE; *третичный* – выпадающий из охлаждаемого феррита при температурах ниже 727 °С. По химическому составу все три вида цементита одинаковы и описываются формулой Fe<sub>3</sub>C. Поэтому указанное деление цементита на три вида – условно. Оно необходимо для удобства описания структур и превращений, протекающих в железуглеродистых сплавах.

**Перлит** – механическая смесь феррита и цементита, содержащая 0,8 % углерода. Перлит прочен и упруг, образуется в результате распада аустенита, содержащего 0,8 % углерода. Этот распад происходит при 727 °С. В зависимости от формы цементитных включений перлит бывает двух видов: пластинчатый и зернистый. В *пластинчатом* перлите цементит имеет форму пластинок, в *зернистом* – зерен (глобул) (250 НВ,  $\delta = 20\%$ ).

**Ледебурит** – механическая смесь аустенита и цементита при температуре более 727 °С или перлита и цементита – при меньшей температуре. В ледебурите 4,3 % углерода, он очень тверд и хрупок (620 НВ,  $\delta > 50\%$ ).

**Графит** – свободный углерод. Механические свойства графита очень низки. Включения графита наблюдаются в чугунах и графитизированных сталях.

В процессе перехода из жидкого в твердое состояние и дальнейшего охлаждения железуглеродистые сплавы претерпевают два вида превращений: первичную и вторичную кристаллизации. Первичная кристаллизация – переход из жидкого в твердое состояние, вторичная – перекристаллизация уже затвердевшего сплава. Поэтому на диаграмме различают два вида линий: первичной и вторичной кристаллизации.

Линии первичной кристаллизации. *ABCD* – линия ликвидуса и *AHJECF* – линия солидуса. Выше ликвидуса все сплавы находятся в жидком состоянии (Ж), ниже солидуса – в твердом, а в интервале ликвидус – солидус – в двухфазном состоянии. В сплавах, по достижении отдельных элементов ликвидуса и солидуса, наблюдаются следующие превращения:

*AB* – из жидкости начинает выделяться дельта-феррит ( $\Phi_8$ ), представляющий твердый раствор углерода в дельта-железе. Ниже этой линии сплавы состоят из жидкости и дельта-феррита.

*BC* – из жидкости начинает выделяться аустенит (А). Ниже линии *BC* сплавы состоят из жидкости и аустенита.

*CD* – из жидкости начинает выделяться первичный цементит ( $\text{Ц}_1$ ). Ниже этой линии сплавы состоят из жидкости и первичного цементита.

*AH* – последняя капля жидкости превращается в феррит  $\Phi_8$ . Ниже линии *AH* сплавы состоят из одного дельта-феррита.

*HV* – линия перитектического превращения; на линии *HJ* оставшийся жидкий сплав, взаимодействуя с частью ранее выпавшего  $\Phi_8$ , превращается

в аустенит А; ниже этой линии сплавы состоят из дельта-феррита  $\Phi_8$  и аустенита.

*JB* – линия, на которой ранее выпавший дельта-феррит, взаимодействуя с частью жидкого сплава, превращается в аустенит. Ниже линии *JB* сплавы состоят из жидкости и аустенита.

*JE* – последняя капля жидкости превращается в аустенит. Ниже этой линии сплавы состоят из одного аустенита.

*EF* – линия ледебуритного (эвтектического) превращения: жидкий сплав, содержащий 4,3 % С, превращается в ледебурит (Л). На линии *EC* оставшийся жидкий сплав, обогащенный углеродом до 4,3 %, превращается в ледебурит. При этом аустенит, выпавший в интервале ликвидус – солидус, и аустенит ледебурита содержат 2,14 % С. При снижении температуры ниже 1147 °С растворимость углерода в аустените падает, в результате чего из последнего выделяется вторичный цементит (Ц). Индекс «2» у вторичного цементита можно не ставить. Следовательно, ниже линии *EC* сплавы состоят из аустенита, вторичного цементита и ледебурита.

*CF* – линия, на которой оставшийся жидкий сплав, обедненный углеродом до 4,3 %, превращается в ледебурит, аустенит которого содержит 2,14 % С. Итак, ниже линии *CF* сплавы состоят из ледебурита и первичного цементита. В составе ледебурита находится вторичный цементит, выпавший из аустенита ледебурита, вследствие падения растворимости углерода в аустените при понижении температуры ниже 1130 °С.

Линии вторичной кристаллизации описывают превращения, протекающие в затвердевших сплавах, вследствие аллотропических превращений железа.

*HN* – из раствора  $\Phi_8$  начинают выделяться первые кристаллы аустенита. Ниже этой линии сплавы состоят из дельта-феррита и аустенита.

*NJ* – последний кристалл раствора  $\Phi_8$  превращается в аустенит. Ниже линии *NJ* сплавы состоят только из аустенита.

*GS* – из аустенита начинает выделяться феррит (Ф). Ниже этой линии сплавы состоят из аустенита и феррита. С понижением температуры количество аустенита в сплаве будет уменьшаться, а феррита увеличиваться.

*SE* – из аустенита начинает выделяться вторичный цементит. Ниже линии *SE* сплавы состоят из аустенита и вторичного цементита. С дальнейшим понижением температуры количество цементита увеличивается, а аустенита остается меньше. Эта линия характеризует растворимость углерода в аустените при различных температурах. Например, при температуре 1147 °С (точка *E*) имеет место максимальная растворимость углерода в аустените – 2,14 %. С понижением температуры растворимость падает и при 727 °С (точка *S*) составляет 0,8 %.

*PG* – последний кристалл аустенита превращается в феррит. Ниже линии *PG* сплавы состоят из одного феррита.

*PS* – оставшийся аустенит, обогащенный углеродом до 0,8 %, превращается в перлит (П). Указанное обогащение произошло вследствие выпадения из аустенита феррита при охлаждении от линии *GS* до линии *PS*. Так как растворимость углерода в феррите незначительна ( $< 0,025 \%$ ), то при выпадении последнего остающийся аустенит обогащается углеродом. Ниже линии *PS* сплавы состоят из перлита и феррита.

*SR* – остающийся аустенит, обедненный углеродом до 0,8 %, превращается в перлит. Обеднение связано с предшествующим выпадением (в интервале линий *SE* – *SR*) из аустенита цементита, богатого углеродом (6,67 %). Ниже *SR* сплавы состоят из перлита и цементита.

*RM* – оставшийся аустенит, содержащий 0,8 % С, превращается в перлит. Ниже этой линии сплавы состоят из ледебурита, перлита и цементита.

*MK* – аустенит ледебурита, содержащий 0,8 % С, превращается в перлит. Ниже линии *MK* сплавы состоят из ледебурита и первичного цементита.

Обеднение аустенита углеродом до 0,8 %, при подходе к линиям *RM* и *MK* происходит вследствие того, что в интервале линий *EF* – *PK* из него выпадает цементит.

Таким образом, достигая линии *PK*, аустенит любого сплава содержит 0,8 % С и превращается в перлит. Поэтому линию *PK* называют линией *перлитного превращения*.

Линия *PQ* – из феррита начинает выделяться третичный цементит. Ниже этой линии сплавы состоят из феррита и третичного цементита. Линия *PQ* характеризует растворимость углерода в феррите в зависимости от температуры. Например при 727 °С (точка *P*) в феррите растворяется 0,025 % С. Это максимальная растворимость углерода в феррите. При падении температуры растворимость уменьшается и в точке *Q* составляет 0,008 %.

Особые точки диаграммы – это точки *E*, *C* и *S*. Сплавы, соответствующие этим точкам, являются граничными при классификации железоуглеродистых сплавов.

Точка *E* соответствует сплаву, содержащему 2,14 % С. Правее точки *E* в структуре сплавов появляется составляющая ледебурита, которая делает их хрупкими, неподдающимися ковке. Левее точки *E* в сплавах ледебурита нет. Такие сплавы пластичны, поддаются ковке. Таким образом, в точке *E* железоуглеродистые сплавы резко меняют свои механические свойства, в связи с чем делятся на два вида: стали и чугуны. **Стали** – железоуглеродистые сплавы, содержащие не более 2,14 % углерода. На диаграмме они лежат левее точки *E*. **Чугуны** – железоуглеродистые сплавы, содержащие более 2,14 % углерода. На диаграмме им соответствует участок правее точки *E*. Стали пластичны, чугуны хрупки. Участок диаграммы, относящийся к сталям, называют иногда стальным, а к чугунам – чугунным.



Точка *C* соответствует чугуну, имеющему минимальную температуру плавления (затвердевания). Чугун, соответствующий точке *C* (содержит 4,3 % *C*), называется эвтектическим; чугуны, лежащие на диаграмме левее точки *C*, – доэвтектическими, правее – заэвтектическими.

Точка *S* соответствует стали, имеющей минимальную температуру полного аустенитного превращения. Сталь, соответствующая точке *S* (содержит 0,8 % *C*), называется эвтектоидной. Стали, содержащие углерода менее 0,8 %, называются доэвтектоидными, а более 0,8 % – заэвтектоидными.

Таким образом, различают три вида сталей (доэвтектоидные, эвтектоидная и заэвтектоидные) и три вида чугунов (доэвтектические, эвтектический и заэвтектические).

**Определение весового количества фаз.** Весовое соотношение сосуществующих фаз в процессе кристаллизации непрерывно меняется. Оно может быть определено с помощью правила отрезков. Например, для сплавов I и II (см. рисунок 7, лабораторная работа № 4) при температурах  $t_1$  и  $t_2$  имеют место соотношения:

$$\frac{Q_T}{Q_{Ж}} = \frac{bt_1}{at_1}; \quad \frac{Q_T}{Q_{Ж}} = \frac{bt_2}{gt_2},$$

где  $Q_T$ ,  $Q_{Ж}$  – веса твердой и жидкой фаз в сплаве при данной температуре.

Аналогично можно установить весовое соотношение сосуществующих фаз для других температур и сплавов.

**Определение состава фаз.** С изменением температуры состав сосуществующих фаз изменяется. Диаграмма железо – углерод позволяет определить концентрацию фаз в любой момент кристаллизации сплава. Для этого достаточно через данную температурную точку сплава провести горизонталь так, чтобы она пересекла линии, ограничивающие рассматриваемую фазовую область. Точки пересечения и определяют концентрацию фаз при данной температуре. Рассмотрим пример применения данного правила.

Сплав II, содержащий 5,7 % *C*. В интервале температур, соответствующих точкам на линиях ликвидус и солидус, сплав состоит из жидкости и цементита первичного. Между этими точками количество твердой фазы (цементита) в сплаве увеличивается, а жидкой – уменьшается. При этом состав фаз непрерывно меняется. Например, при температуре  $t_2$  концентрация выпадающего аустенита определяется точкой *в*, а оставшегося жидкого сплава – точкой *г*. При охлаждении от точки  $t_2$  до линии солидус концентрация остающейся жидкости меняется по ликвидусу, а выпадающего цементита будет постоянной. Количественное соотношение фаз в любой момент кристаллизации таково, что среднее содержание углерода в сплаве остается постоянным, равным концентрации сплава II.

## 2 Наглядные пособия

Диаграмма Fe – C (Fe – Fe<sub>3</sub>C), кривые охлаждения.

## 3 Порядок выполнения работы

Для различных сплавов по диаграмме Fe – C определить структурный и фазовый состав при разных температурах и, применив правило отрезков, определить степень свободы сплавов в этих точках.

## Содержание отчета

Цель работы: начертить диаграмму железо-углерод (цементит); начертить кривые охлаждения для заданных сплавов.

## Контрольные вопросы

- 1 Что представляет собой диаграмма железо – цементит?
- 2 Что называется линиями ликвидус, солидус?
- 3 Сущность правила фаз, правила отрезков.
- 4 Что такое перлит, ледебурит, феррит, аустенит, цементит?
- 5 В каких координатах строится диаграмма?

Лабораторная работа № 7

# МИКРОСТРУКТУРА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ

Цель работы. Исследовать микроструктуру технического железа, доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной сталей, находящихся в равновесном состоянии.

## 1 Краткие сведения из теории

Механические свойства металлических конструкционных материалов зависят не только от химического состава, но и от микроструктуры. Зная микроструктуру, можно судить о свойствах материала. Например, крупное зерно снижает ударную вязкость стали, при обезуглероживании поверхностного слоя стальной детали в нем наблюдается мягкая ферритная структура и т.д.

Микроструктура формируется в процессе технологических обработок, которым подвергается металл при изготовлении из него изделия: ковке, штамповке, термической обработке и др. Исследуя с помощью металлографического микроскопа микроструктуру металла, можно оценить его качество, выявить различные нарушения технологии его обработки, например пе-

регрев, недостаточную температуру жидкого металла, залитого в литейную форму при получении отливки, и принять оперативные меры для устранения возникшего брака. В этом практическое значение знания структуры металла. Особенно важно знать микроструктуру сталей и чугунов, так как в современном машиностроении, в том числе и на железнодорожном транспорте, углеродистые сплавы – наиболее распространенный конструкционный материал.

**Стали** – железоуглеродистые сплавы, содержащие менее 2,14 % углерода (практически 0,1–1,6 %). В настоящее время выплавляются сотни марок сталей. Для удобства их классифицируют по различным признакам.

По *химическому составу* стали делят на углеродистые и легированные.

По *способу выплавки* стали делят на мартеновские, конвертерные, электростали и стали, полученные особыми методами выплавки.

По *структуре* стали делят на перлитные, аустенитные, ферритные и карбидные.

По *назначению* различают стали конструкционные, инструментальные и стали с особыми свойствами. Из конструкционных сталей изготавливают колонны, фермы, мосты, детали машин и т. п., из инструментальных – различные инструменты: режущие (резцы, сверла, фрезы, зубила и др.), штамповые (штампы для холодной и горячей штамповки) и измерительные (штангенциркули, микрометры, линейки, калибры и др.). К сталям с особыми свойствами относятся жаропрочные, окалиностойкие, нержавеющие (коррозионностойкие) и стали с особыми физическими свойствами: магнитные (магнитотвердые и магнитомягкие), с высоким электрическим сопротивлением, с особыми тепловыми и упругими свойствами.

По *качеству* стали делят на стали обыкновенного качества, качественные, высококачественные и особовысококачественные. Качество стали определяется содержанием в ней вредных примесей (серы и фосфора), неметаллических включений и др. Например, в сталях обыкновенного качества допускается содержание серы – не более 0,06 %, фосфора – 0,07 %, качественных – соответственно 0,035 и 0,025 % и высококачественных – 0,025 и 0,015 %.

По *степени раскисления* стали изготавливаются кипящими, спокойными и полуспокойными.

## **1.1 Углеродистые стали, их виды и марки**

По условиям выплавки в углеродистых сталях содержатся следующие примеси: углерод, кремний, марганец, сера, фосфор, кислород, водород и азот. Эти примеси называются постоянными (или неизбежными). На свойства углеродистых сталей решающее влияние оказывает углерод. Например, с повышением содержания углерода твердость и прочность стали повышаются, а пластичность и ударная вязкость снижаются.

В соответствии с ГОСТами выплавляются следующие основные виды углеродистых сталей: низкоуглеродистые (менее 0,3 % С), среднеуглеродистые (0,3–0,7 % С) и высокоуглеродистые (более 0,7 % С); по назначению: конструкционные обыкновенного качества и качественные (в том числе цементируемые, улучшаемые, высокопрочные и рессорно-пружинные), инструментальные для режущего и измерительного инструмента, а также штампов холодного (менее 200 °С) и горячего прессования.

Конструкционными называют стали, применяемые для изготовления деталей машин и механизмов, конструкций и сооружений. Эти стали могут быть как углеродистыми, так и легированными. Содержание углерода в сталях этой группы обычно не превышает 0,5–0,6 %.

Конструкционная сталь должна обладать и хорошими технологическими свойствами – легко обрабатываться давлением (прокатка, ковка, штамповка) и резанием, хорошо свариваться, максимально прокаливаться, иметь малую склонность к деформации и трещинообразованию при закалке и др.

Конструкционные стали поставляют в виде заготовок и сортовой горячекатаной, калиброванной и шлифованной стали. Некоторые стали поставляют в виде листов.

В зависимости от технологии получения различают несколько видов конструкционных сталей.

**Спокойные стали.** Эти стали, получаемые полным раскислением металла в печи, а затем в ковше, содержат минимальное количество закиси железа FeO, что обеспечивает «спокойное» застывание металла в изложнице, происходящее с уменьшением объема (см. раздел «Строение металлического слитка»). В верхней части слитка образуются усадочная раковина и околоусадочная рыхлость, удаляемые отрезкой или отрубкой при прокатке.

**Кипящие стали.** К этому виду относятся стали, полностью нераскисленные (без ферросилиция) и содержащие поэтому до затвердевания повышенное количество FeO. При застывании в изложнице закись железа FeO реагирует с углеродом металла, образуя газ CO. Выделение этих пузырьков в металле создает впечатление, что он кипит. В слитке кипящей стали образуется большое количество газовых пузырей, вследствие чего практически отсутствует усадочная раковина. Если пузырьки имеют чистые неокисленные стенки, то они завариваются при горячей прокатке. Кипящие стали являются более дешевыми, так как при их производстве отходы минимальны. Но вместе с тем кипящие стали обладают высокой пластичностью и хорошо принимают вытяжку в холодном состоянии.

**Полуспокойные стали.** Это стали промежуточного типа. Они получают все более широкое применение.

Кипящие стали при маркировке дополнительно обозначают **кп**, полуспокойные **пс** и спокойные – **сп**.

Углеродистые конструкционные стали подразделяют на два класса: обыкновенного качества и качественные стали.

**Стали обыкновенного качества**, наиболее дешевые, получили широкое применение в процессе выплавки они по сравнению с качественными сталями меньше очищаются от вредных примесей и содержат больше **серы и фосфора**.

Стали обыкновенного качества используют для менее ответственного назначения, из них изготавливают горячекатаный рядовой прокат: балки, прутки, швеллеры, уголки, а также листы, трубы и поковки, работающие при относительно невысоких напряжениях. Их широко применяют для строительных и других сварных, клепаных и болтовых конструкций, а также для малонапряженных деталей машин.

Изготавливают углеродистую сталь обыкновенного качества изготавливают следующих марок (ГОСТ 380-2005): Ст0, Ст1кп, Ст1пс, Ст1сп, Ст2кп, Ст2пс, Ст2сп, Ст3кп, Ст3пс, Ст3сп, Ст3Гпс, Ст3Гсп, Ст4кп, Ст4пс, Ст4сп, Ст5кп, Ст5пс, Ст5сп, Ст5Гпс, Ст6пс, Ст6сп.

Буквы «Ст» обозначают «Сталь», цифры – условный номер марки в зависимости от химического состава, буква «Г» – марганец при его массовой доле в стали 0,80 % и более.

Массовая доля серы в стали всех марок, кроме Ст0, должна быть не более 0,050 %, фосфора – не более 0,040 %. В стали марки Ст0 массовая доля серы должна быть не более 0,060 %, фосфора – не более 0,070 %.

Содержание углерода в сталях обыкновенного качества изменяется от 0,06–0,12 % в Ст1 до 0,38–0,49 % в Ст6.

По требованию потребителя либо при наличии в нормативных документах на прокат требований по цветной маркировке ее дополнительно наносят несмываемой краской цветами, указанными в таблице 1.

*Таблица 1 – Цветная маркировка стали обыкновенного качества*

Марка стали	Цвет маркировки
Ст0	Красный и зеленый
Ст1	Желтый и черный
Ст2	Желтый
Ст3	Красный
Ст3Гпс	Красный и коричневый
Ст3Гсп	Синий и коричневый
Ст4	Черный
Ст5	Зеленый
Ст5Гпс	Зеленый и коричневый
Ст6	Синий

Область применения:

- ж.-д. колеса, валы, шкивы, шестерни;
- детали грузоподъемных машин;
- слабонагруженные детали машин и приборов;
- сварные фермы, различные рамы; железобетонные конструкции.

**Сталь качественная конструкционная** выплавляется по ГОСТ 1050–88, поставляется по химическому составу и механическим свойствам следующих марок: 08, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55, 60. Марка означает среднее содержание (массовую долю) углерода в сотых долях процента. Помимо указанных, поставляются стали марок 05 и 58 (55 пп – сталь пониженной прокаливаемости).

По *раскисленности* выплавляются стали: кипящие (кп) – 05 кп, 08 кп, 10 кп, 15 кп, 20 кп; полуспокойные (пс) – 08 пс, 10 пс, 15 пс, 20 пс (листовая сталь для холодной штамповки); спокойные (сп) – 08, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55, 60 (индекс сп в марке не ставится).

По *состоянию* сталь изготавливается без термической обработки, термически обработанная Т (отожженная, высокоотпущенная или нормализованная) и нагартованная Н (калиброванная, серебрянка).

По *назначению* различают подгруппы стали: а – для горячей обработки давлением; б – для холодной механической обработки (обточки, фрезерования, строжки и т. д.); в – для холодного волочения.

Область применения:

- для холодной штамповки и глубокой вытяжки (0,5–20);
- вагоно- и автомобилестроение;
- слабонагруженные зубчатые колеса и кулачки;
- емкости, трубы, консервные банки.

Рессоры и пружины изготавливаются из сталей, выплавляемых по ГОСТ 14959–79 (сталь рессорно-пружинная углеродистая и легированная). Углеродистая рессорно-пружинная сталь поставляется в виде прутков круглого, квадратного и профильного сечения, полос и мотков следующих марок: 65, 70, 75, 80 и 85.

**Сталь инструментальная углеродистая** выплавляется по ГОСТ 1435–90, поставляется по химическому составу и механическим свойствам (твердости). По химическому составу сталь делится на качественную и высококачественную. Качественные стали содержат вредные примеси серы (не более 0,03) и фосфора (0,035 %). В высококачественных сталях серы не более 0,02 % и фосфора 0,03 %, меньше чем в качественных сталях неметаллических включений, а также более сужены пределы содержания, кремния и марганца. Сталь поставляется в отожженном состоянии твердостью HB 187–217. Твердость после закалки HRC 62.

Марки сталей: качественных – У7, У8, У9, У10, У11, У12, У13; высококачественных – У7А, У8А, У9А, У10А, У11А, У12А, У13А. Выпускаются также стали с повышенным содержанием марганца марок У8Г и У8ГА, в которых содержание марганца находится в пределах 0,35–0,60 %.

В обозначении марки буква У означает углеродистую инструментальную сталь, цифры – среднее массовое содержание углерода в десятых долях процента, буква А – сталь высококачественную, буква Г – повышенное содержание марганца.

Область применения:

- зубила, молотки, отвертки, центры токарных станков (У7, У7А);
- пуансоны, матрицы, ножницы, пилы (У8, У8А);
- керны, деревообрабатывающий инструмент (У9, У9А);
- резцы, метчики, развертки, фрезы (У10, У10А);
- штампы вырубные, пилы, пресс-формы (У11, У11А);
- резцы, сверла, фрезы, метчики (У12, У13, У13А).

**Сталь автоматная** выплавляется по ГОСТ 1414–75 следующих марок: А11, А12, А20, А30, А35Е, А40Г. Стали содержат вредные добавки серы (0,08–0,25 %) и фосфора (0,06–0,15 %). Для улучшения обрабатываемости резанием в стали вводят свинец (до 0,3 %), марганец (до 1,5 %) и селен (до 0,1 %) (АС14, АС35Г и А35Е).

Область применения:

- детали крепежа (болты, гайки);
- втулки, валики, детали двигателя.

**Сталь литейная** выплавляется по ГОСТ 977–79 следующих марок: 15Л, 20Л, ..., 55Л.

Область применения:

- отливки мелких и крупных машиностроительных деталей;
- литые коленчатые валы;
- детали подвижного состава.

## 1.2 Легированные стали, их виды и марки

Легированные стали отличаются от углеродистых сталей:

- повышенной жаростойкостью, сопротивлением коррозии;
- значительной ударной вязкостью;
- высокими значениями  $\sigma_r$  и  $\gamma$ ;
- большим электросопротивлением;
- обладают лучшей прокаливаемостью;
- увеличивают количество остаточного аустенита.

В диаграмме состояния Fe – легирующий элемент Ni и Mn – расширяют область существования  $\gamma$ -фазы; Mo, Ti – сужают область существования  $\gamma$ -фазы; Si, Al, W, Sn, Mo и Ti – расширяют область  $\alpha$ -фазы. Основными

легирующими элементами в стали являются Cr, Ni, Si, Mn. **Никель** – увеличивает пластичность и вязкость стали; уменьшает температуру порога хладноломкости [1 % Ni – на 60–80 °С]; уменьшает чувствительность стали к концентрации напряжения. **Хром** увеличивает жаростойкость и коррозионную стойкость стали; увеличивает электрическое сопротивление; уменьшает коэффициент линейного расширения; увеличивает прокаливаемость стали; замедляет распад мартенсита. **Кремний** увеличивает жаростойкость стали [5 % Cr + 1 % Si → 12 % Cr]; затрудняет формирование и рост цементитных частиц; используется как раскислитель при плавке стали.

W, Mo, V, Ti, B – дополнительно улучшают свойства стали. Mo и W – увеличивают прокаливаемость стали (+ Ni); способствуют измельчению зерна; подавляют отпускную хрупкость стали.

V, Ti, Ni, Zr – образуют труднорастворимые в аустените карбиды; (до 0,15 %) измельчают зерна; снижают порог хладноломкости.

B – повышает прочность и прокаливаемость стали (0,001–0,005 %).

Эффективность легируемых элементов достигается при их оптимальном содержании в стали.

Легируемые стали классифицируют:

- по типу равновесной структуры;
- структуре после нормализации;
- химическому составу;
- назначению.

Легируемые стали относят: к доэвтектоидным (феррит + легируемый перлит); заэвтектоидным (легируемый перлит + карбиды); эвтектоидным.

Разделяют стали на 3 основных класса:

- перлитный (сорбит, тростит и бейнит);
- мартенситный (в легируемых);
- аустенитный (в высоколегируемых).

Легируемые стали делятся:

- по *химическому составу*: на хромистые; марганцовистые; хромоникелевые; хромоникельмолибденовые и т.д.;
- по *общему количеству легирующих элементов в них*: на низколегируемые (до 2,5 %); легируемые (2,5–10 %); высоколегируемые (свыше 10 %);
- по *назначению*: на конструкционные (цементуемые, улучшаемые); инструментальные; с особыми свойствами («автоматные» пружинные, шарикоподшипниковые, износостойкие, коррозионностойкие, теплоустойчивые, жаропрочные, электротехнические и др. стали).

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



**Машиностроительные цементируемые улучшаемые стали** содержат 0,1–0,3 % углерода и 0,2–4,4 % легирующих элементов. После насыщения углеродом, закалки и низкого отпуска детали из таких сталей имеют высокую поверхностную твердость (до 58–63 HRC) при вязкой центральной части. Стали 15ХФ, 15Х, 20Х (с пределом текучести до 700 МПа) используют для изготовления небольших нагруженных деталей, испытывающих средние по величине знакопеременные и ударные нагрузки. Стали 12ХНЗА, 20ХНЗА, 20ХН4А (с пределом текучести более 700 МПа) используют для изготовления деталей средних и больших размеров, работающих в условиях интенсивного изнашивания, при повышенных нагрузках. Особо ответственные детали, например зубчатые колеса авиационных и судовых двигателей, изготавливают из сталей 18Х2Н4МА, 18Х2Н4ВА. Экономно легированные стали 18ХГТ, 30ХГ, 25ХГТ имеют наследственную мелкозернистую структуру, что позволяет сократить технологический цикл обработки детали. Такие стали применяют для изготовления ответственных деталей крупносерийного и массового производства.

**Машиностроительные улучшаемые легированные стали** содержат 0,3–0,5 % углерода и до 5 % легирующих элементов. Используются преимущественно после улучшения (закалки и высокого отпуска при температуре 500–600 °С на сорбит). Основное применение – ответственные детали машин, эксплуатируемые при воздействии циклических или ударных нагрузок. Для изготовления средненагруженных небольших деталей машин и механизмов без значительных динамических нагрузок применяют хромистые стали 30Х, 38Х, 40Х, 50Х. С увеличением содержания углерода возрастает прочность этих сталей, но несколько снижается их вязкость и пластичность. Из хромоникелевых сталей 40ХН, 50ХН, а также из хромокремнемарганцевых сталей 30ХГСА, 35ХГСА, которые обладают высокими прочностными и вязкостными свойствами, изготавливают ответственные детали, работающие при воздействии динамических нагрузок.

**Хромоникельмолибденовые стали** 40ХНМА, 38ХМЗМА обладают повышенными механическими свойствами при температуре до 450 °С.

**Мартенситостареющие высокопрочные стали** (с пределом прочности 1800–2000 МПа) – безуглеродные (не более 0,03 % С) сплавы железа с никелем, легированные кобальтом, молибденом, титаном и другими элементами. Высокие механические свойства сталей Н18К9М5Т, Н12К15М10 достигаются за счет совмещения мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, старения мартенсита и легирования твердого раствора. Эти стали сохраняют высокие механические характеристики при низких температурах вплоть до температур сжиженных газов. Такие стали теплоустойчивы до температур 500–700 °С. Находят применение для ответственных деталей в авиации, судостроении.

**Износостойкие конструкционные стали** обладают высоким сопротивлением контактной усталости и истиранию за счет высокой твердости, однородности структуры, минимального содержания неметаллических включений и металлургических дефектов. Термическая обработка (закалка и низкий отпуск) стали ШХ15ГС обеспечивает их твердость HRC 60–66. Для деталей, работающих в агрессивных средах (морской воде, слабых растворах кислот, щелочах), применяют коррозионностойкую высокоуглеродную сталь 95X18. Детали, эксплуатируемые при воздействии ударных нагрузок, вызывающих их поверхностный наклеп, а следовательно, снижение износостойкости обычных сталей, изготавливают из аустенитной высокомарганцевистой стали Г13Л. Для изготовления деталей, эксплуатируемых в условиях трения скольжения, применяют графитизированную сталь, имеющую структуру ферритно-цементитной смеси и графита. Последний играет роль смазочного материала, предотвращающего схватывание контактирующих деталей.

**Коррозионно-стойкие стали и сплавы** устойчивы к коррозии на воздухе, в воде (в т. ч. морской), в ряде кислот, солей и щелочей. Из хромистых сталей X25Т, X28, имеющих ферритную структуру, изготавливают детали, эксплуатируемые в высокоагрессивных средах, например в кипящей азотной кислоте. Хромоникелевые стали 04X18Н10, 08X18Н10, 12X12Н10Т, имеющие аустенитную структуру, используют в авиа- и судостроении.

**Жаропрочные стали и сплавы** обеспечивают эксплуатацию деталей при температуре свыше 500 °С. Для деталей, эксплуатируемых в среде с температурой 500–580 °С, используют низкоуглеродистые стали, имеющие структуру пластинчатого перлита, легированные кобальтом, молибденом, ванадием, в частности 16М, 25ХМ, 12Х1МФ. Нагруженные детали, эксплуатируемые в среде с температурой до 450–470 °С, изготавливают из высокохромистых сталей 15Х11НМФ, 1ХКВНМФ, имеющих в зависимости от температуры отпуска структуру сорбита или троостита.

### **1.3 Микроструктура углеродистых сталей в равновесном состоянии**

Сплавы достигают равновесного состояния, т. е. минимума свободной энергии, в случае кристаллизации при очень медленном охлаждении – не более 1 °С/ч. Представление о микроструктуре железоуглеродистых сплавов – сталей и чугунов – в равновесном состоянии дает диаграмма железо – цементит. Рассмотрим кристаллизацию доэвтектоидных, эвтектоидных и заэвтектоидных сплавов.

**Кристаллизация доэвтектоидной стали.** На рисунке 1 изображен стальной участок диаграммы Fe – С и пространственная кривая охлаждения сплава К – доэвтектоидной стали, содержащей 0,63 % С. Кривая охлажде-

ния  $m-1-2-3-4_{\text{H}}-4_{\text{K}}$  и ниже построена по критическим точкам сплава К. На ней построена пространственная кривая охлаждения;

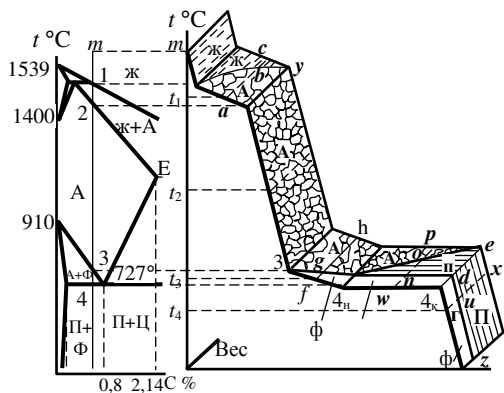


Рисунок 1 – Пространственная кривая охлаждения доэвтектоидной стали.

ниты и жидкости. С понижением температуры количество аустенита растет, а жидкости – соответственно уменьшается. Например, при температуре  $t_1$  количество аустенита в сплаве определяется отрезком  $a-b$ , а оставшегося жидкого сплава – отрезком  $b-c$ . С изменением температуры величина отрезков, а следовательно, весовое соотношение твердой и жидкой фазы в сплаве изменяется. В точке 2 последняя капля жидкости превращается в аустенит. Структура сплава при  $t_1$  представляет собой жидкость, в которой плавают кристаллы аустенита. Таким образом, в точке 2 (солидус) заканчивается первичная кристаллизация: весь сплав затвердел, превратившись в аустенит.

От точки 2 до точки 3 в сплаве изменения не происходят. Структура сплава – сросшиеся между собой зерна аустенита. Аналогичная однофазная структура будет при любой температуре в интервале точек 2–3.

В интервале точек 3– $4_{\text{H}}$  начинается и завершается вторичная кристаллизация. В точке 3 из аустенита выпадает первый кристалл феррита (Ф). По мере охлаждения выпадают новые кристаллы феррита, а ранее выпавшие растут. Участок 3– $4_{\text{H}}$  пространственной кривой линией 3– $l$  делится на две области: феррита и аустенита. С понижением температуры количество выпавшего феррита определяется отрезком  $f-g$ , а оставшегося аустенита – отрезком  $g-h$ . Структура сплава при температуре  $t_1$  представляет зерна аустенита, по границам которых в виде прослоек расположен феррит. Аналогичная структура будет и при других температурах, только соотношение

областей нанесены с использованием правила отрезков.

При температуре точки  $m$  сплав находится в жидком перегретом состоянии. Охлаждаясь, он остается жидким до точки 1. В точке 1 (ликвидус) из жидкого сплава (Ж) выпадает первый кристалл аустенита (А). По мере снижения температуры происходит выпадение новых и рост ранее выпавших кристаллов.

Участок 1–2 пространственной кривой линией 1– $y$  делится на две области: аустенита и жидкости.

феррита и аустенита получится иное, так как по мере перехода от точки 3 к точке  $4_H$  количество феррита в структуре непрерывно увеличивается.

В точке  $4_H$  ( $727^\circ\text{C}$ ) сплав состоит из феррита и аустенита. Количество феррита соответствует отрезку  $4_H-l$ , а аустенита – отрезку  $l-k$ . При этом в аустените содержится  $0,8\%$  С. Обогащение аустенита углеродом произошло вследствие выпадения феррита, который по своей природе беден углеродом.

В точке  $4_H$  начинается эвтектоидное превращение: оставшийся аустенит (содержащий  $0,8\%$  С) начинает превращаться в перлит (эвтектоид). Превращение заканчивается в точке  $4_K$ , когда последний кристалл аустенита превратится в перлит (П). Эвтектоидное превращение протекает при постоянной температуре, равной  $727^\circ\text{C}$ .

Участок  $4_H-4_K$  пространственной кривой линиями  $l-d$  и  $l-e$  делится на три области: феррита (постоянная по ширине), перлита (расширяющаяся) и аустенита (сужающаяся). Следовательно, при движении от точки  $4_H$  к  $4_K$  количество аустенита уменьшается, перлита – увеличивается, а феррита – остается постоянным. В момент времени  $w$  количество  $\Phi$  в сплаве пропорционально отрезку  $w-n$ , перлита – отрезку  $n-o$  и оставшегося аустенита – отрезку  $o-p$ . Структура сплава: зерна аустенита, окруженные каймой перлита, между которыми расположены прослойки феррита, выпавшего в интервале точек  $3-4_H$ . Аналогичную структуру, только с различным количественным соотношением аустенита и перлита, сплав будет иметь на всем участке  $4_H-4_K$ .

В точке  $4_K$  последний кристалл аустенита превращается в перлит. В этой точке количество феррита определяется величиной отрезка  $4_K-d$ , а перлита – отрезком  $d-e$ . В точке  $4_K$  заканчивается вторичная кристаллизация. Ниже точки  $4_K$  превращений в сплаве нет.

Участок пространственной кривой ниже точки  $4_K$  линией  $d-z$  делится на две постоянные по ширине области: феррита и перлита. Сбоку кривой для температуры  $t_4$  показана структура сплава: зерна перлита, разобщенные ферритными прослойками, образующими в плоскости шлифа сетку. Количество феррита определяется отрезком  $r-u$ , перлита –  $u-x$ .

**Кристаллизация эвтектоидной стали.** На рисунке 2 показана пространственная кривая охлаждения эвтектоидной стали ( $0,8\%$  С) в сочетании с диаграммой Fe – С. От точки  $m$  до точки 1 сплав остается жидким (Ж). В точке 1 (ликвидус) начинается, а в точке 2 (солидус) заканчивается первичная кристаллизация. В точке 1 из жидкого сплава выделяется первый кристалл аустенита, а в точке 2 – последняя капля жидкости превращается в аустенит. Структура сплава при температуре  $t_1$ : кристаллы аустенита плавают в жидкости. От точки 2 до точки  $3_H$  в сплаве изменений нет. Структура сплава при температуре  $t_2$  – сросшиеся между собой зерна аустенита. В точ-

ке  $Z_H$  начинается эвтектоидное превращение: переход аустенита в перлит. В точке  $Z_K$  это превращение заканчивается – последний кристалл аустенита превращается в перлит, Структура в момент  $w$  представляет зёрна аустенита, окруженные перлитом. Ниже точки  $Z_K$  превращений в сплаве не происходит. Структура сплава при температуре  $t_3$  представляет зерна перлита, сросшиеся между собой.

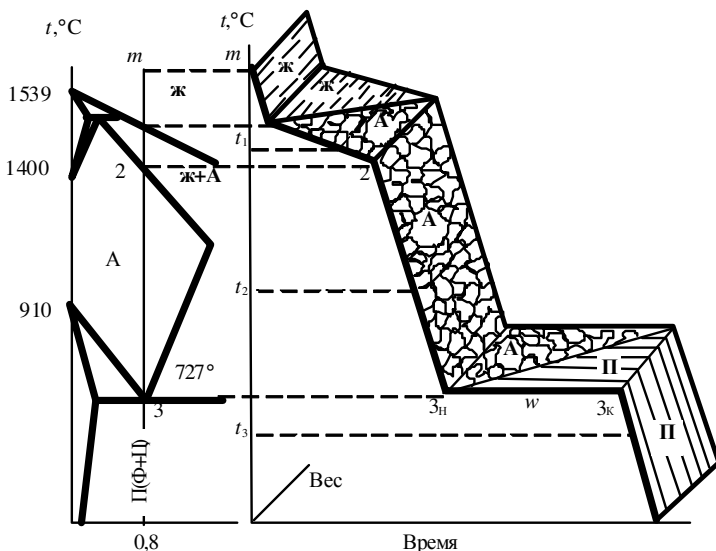


Рисунок 2 – Пространственная кривая охлаждения эвтектоидной стали

**Кристаллизация заэвтектоидной стали.** Процесс кристаллизации заэвтектоидной стали показан на рисунке 3.

Однако диаграмма не дает прямого ответа о форме зёрен, составляющих структуру, и как они расположены друг относительно друга. На этот вопрос отвечает металлографическое исследование. Необходимо из сплава изготовить микрошлиф и выполнить по нему на металлографическом микроскопе микроструктурный анализ. Современные оптические металлографические микроскопы (МИМ-7 и МИМ-8) позволяют сфотографировать при различных увеличениях микроструктуру любого участка микрошлифа. В некоторых случаях, например при предварительном микроисследовании, в учебных целях, ограничиваются зарисовкой наблюдаемой микроструктуры. На рисунке 4 приведены зарисованные микроструктуры различных сплавов при комнатной температуре.

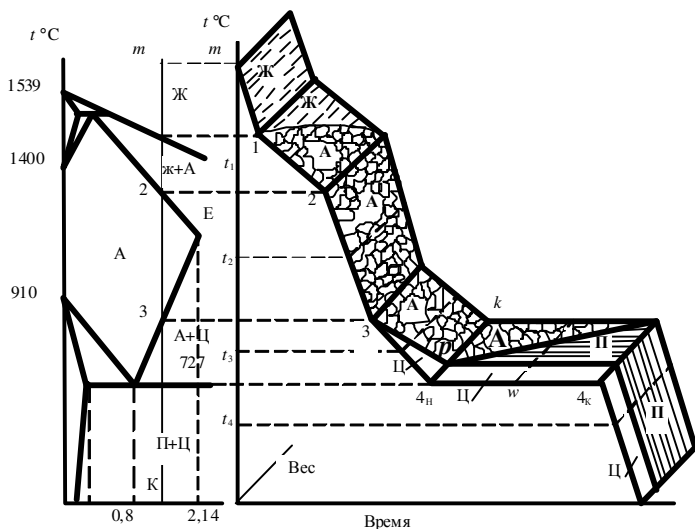


Рисунок 3 – Пространственная кривая охлаждения заэвтектоидной стали (приводится для самостоятельного изучения)

Микроструктура сплава а (техническое железо) представляет собой зерна феррита, по границам которых в виде прослоек располагается третичный цементит  $\text{Ц}_3$  (рисунок 4, а). Концентрация углерода в зернах феррита соответствует точке  $Q$  (см. рисунок 1, лабораторная работа № 6). Третичный цементит выпал после ее пересечения линии  $PQ$ . Последняя показывает растворимость углерода в феррите при различных температурах. Например, при  $727^\circ\text{C}$  растворимость углерода в феррите соответствует точке  $P$  (0,025 %), а при нулевой температуре – точке  $Q$  (0,008 %).

Некоторые травители окрашивают цементит в черный цвет. Травление микрошлифа 3–4%-ным раствором азотной кислоты в спирте (наиболее употребительный реактив для травления сталей и чугунов) не окрашивает цементит, он остается светлым и структурно под микроскопом (на микрофотографии) не дифференцируется, сливаясь со светлыми зернами феррита.

В структуре доэвтектоидных сталей марок 10, 20 и 50 (рисунок 4, б–г) наблюдаются темные зерна пластинчатого перлита и светлые зерна феррита. С повышением содержания углерода микроструктура темнеет, так как возрастает площадь перлитной составляющей  $F_{\text{П}}$ , а феррита становится меньше. При содержании 0,6–0,7 % С феррит выделяется не в виде отдельных зерен, а оторочкой вокруг зерен перлита и наблюдается в плоскости шлифа как ферритная сетка, неравномерная по толщине (рисунок 4, д).

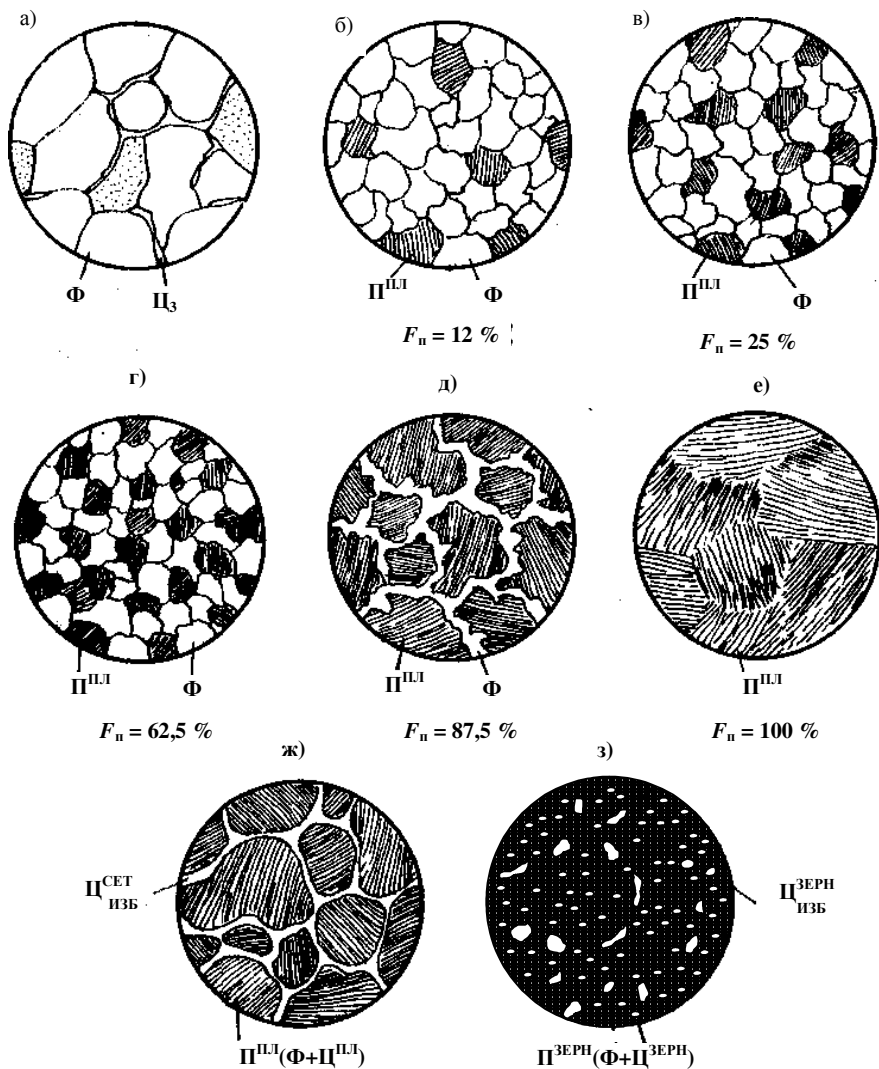


Рисунок 4 – Микроструктура углеродистых сталей:

*a* – 0,01 % С (техническое железо); *б* – 0,1 % С; *в* – 0,2 % С; *г* – 0,5 % С; *д* – 0,7 % С (ферритная сетка); *е* – 0,8 % С; *ж* – 1,2 % С (пластинчатый перлит, избыточный цементит в виде цементитной сетки); *з* – 1,2 % С (зернистый перлит, избыточный цементит в виде отдельных зерен),  $F_{II}$  – площадь перлитной составляющей, %

У эвтектоидной стали (0,8 % С) микроструктура становится совсем темной, поскольку состоит только из зерен пластинчатого перлита (перлитных колоний), сросшихся между собой (см. рисунок 4, е). По ориентировке пластин различают зерна (колонии) перлита.

Микроструктура заэвтектоидной стали (см. рисунок 4, ж) представляет зерна пластинчатого перлита, разобщенные прослойками избыточного вторичного цементита, которые в совокупности образуют в плоскости шлифа цементитную (карбидную) сетку  $\text{Ц}_{\text{изб}}^{\text{сет}}$ . Вторичный цементит выпал как избыточная фаза в интервале точек 3–4 (см. рисунок 3) из зерен аустенита, образовав вокруг них сплошную оболочку (рубашку).

Цементитная сетка и пластинчатый перлит неблагоприятно влияют на механические и технологические свойства: снижается ударная вязкость и ухудшается обрабатываемость резанием. Наилучшей структурой заэвтектоидной стали является зернистый перлит и разорванная цементитная сетка. Такую структуру получают, подвергая сталь, в структуре которой имеется цементитная сетка, вначале нормализации, а затем отжигу на зернистый перлит (сферотизации).

При нормализации избыточный вторичный цементит выпадает не в виде сетки, а в виде отдельных включений  $\text{Ц}_{\text{изб}}^{\text{зерн}}$ . В процессе сферотизирующего отжига пластинчатый цементит перлита коагулирует, превращаясь в мелкие зерна  $\text{Ц}_{\text{п}}^{\text{зерн}}$ , которые в совокупности с окружающим их ферритом образуют зернистый перлит  $\text{П}^{\text{зерн}}$  (см. рисунок 4, з).

По микроструктуре можно определить содержание углерода в стали. Например, в доэвтектоидных сталях содержание углерода %, определяется по площади перлитной составляющей  $F_{\text{П}}$ , %:

$$C = 0,8F_{\text{П}} / 100.$$

## 1.4 Оборудование, материалы, наглядные пособия

Для выполнения работы необходимы: оптические металлографические микроскопы с набором оптики, микрошлифы отожженных углеродистых доэвтектоидных, эвтектоидной и заэвтектоидных сталей и технического железа, фотографии микроструктур углеродистых сталей.

## 1.5 Порядок выполнения работы

Настроить микроскоп на заданное увеличение ( $\times 240$ ). Выполнить микроисследование сталей различных марок с зарисовкой наблюдаемых структур и определить площадь перлитной составляющей  $F_{\text{П}}$ , %. Сравнить рисунки структур с микрофотографиями структур различных сталей, поме-



щенных в "Атласе микроструктур металлов". Определить содержание углерода в стали, а по нему – марку стали.

### Содержание отчета

Цель работы; начертить стальной участок диаграммы железо-цементит с указанием исследованных сталей; представить рисунки микроструктур исследованных сталей и дать их описание; привести формулу для определения содержания углерода в доэвтектоидной стали по площади перлитной составляющей и определить марку стали по найденному значению содержания, углерода.

### Контрольные вопросы

- 1 Какая структура называется равновесной? Условие ее получения.
- 2 Как изменяется содержание перлита в доэвтектоидной стали с увеличением содержания углерода?
- 3 Как определить содержание углерода в доэвтектоидной стали по ее микроструктуре?
- 4 Из каких микроструктурных составляющих состоят техническое железо, доэвтектоидные, заэвтектоидные стали и эвтектоидная сталь?
- 5 Почему в заэвтектоидной стали предпочтительно выделение избыточного цементита в виде изолированных зерен, а не карбидной сетки?

## Лабораторная работа № 8

### МИКРОСТРУКТУРА ЧУГУНОВ

Ц е л ь р а б о т ы . Исследовать микроструктуру белых, серых, ковких и высокопрочных чугунов.

З а д а н и е . По готовым микрошлифам выполнить микроанализ белых (доэвтектического, эвтектического и заэвтектического), серых (перлитного, феррито-перлитного и ферритного), ковкого и высокопрочного (феррито-перлитного) чугунов. На структурных диаграммах чугунов определить области, соответствующие исследованным чугунам.

### 1 Краткие сведения из теории

**Чугуны** – железоуглеродистые сплавы, содержащие более 2,14 % углерода.

Углерод в чугунах бывает двух видов: **химически связанный** (в *цементите*) и **свободный** (*графит*). Выделение углерода в свободном состоянии, т.е. в виде графита, называется **графитизацией**.

В чугунах графит выделяется в форме: пластин (пластинчатый графит), хлопьев (хлопьевидный графит), или шариков (шаровидный графит) (рисунок 1). Графитовые включения окружены так называемой металлической

основой, например, ферритом, перлитом и другими структурными составляющими, основную массу которых составляет металл (железо). По структуре металлической основы различают ферритные, перлитные и ферритно-перлитные чугуны.

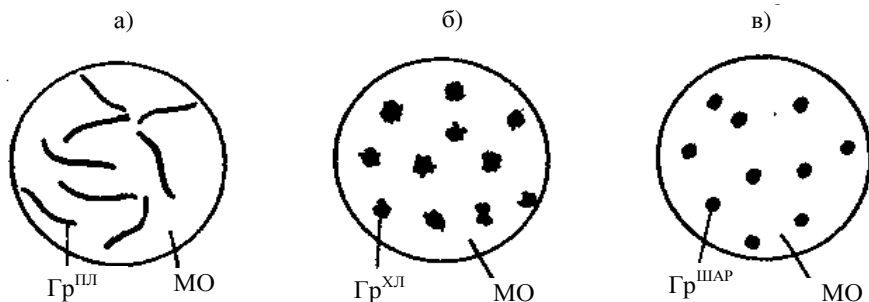


Рисунок 1 – Формы графитовых включений:  
*a* – пластинчатый графит  $\text{Гр}^{\text{пл}}$ ; *б* – хлопьевидный графит  $\text{Гр}^{\text{хлоп}}$ ;  
*в* – шаровидный графит  $\text{Гр}^{\text{шар}}$ ; МО – металлическая основа

Графит имеет низкие механические свойства. Поэтому графитовые включения в чугуне рассматриваются как пустоты, разобщающие металлическую основу. При данном объеме включений пластинчатого, хлопьевидного и шаровидного графита включение пластинчатого графита будет иметь наибольшую поверхность. Поэтому пластинчатый графит разобщает металлическую основу значительно больше, чем хлопьевидный и шаровидный. Разобщение металлической основы приводит к снижению прочности чугуна. Очевидно, при переходе его от пластинчатого к хлопьевидному, а затем к шаровидному графиту прочность чугуна будет возрастать.

Включения графита являются концентраторами напряжений.

Пластинчатый графит, будучи острым надрезом (трещиной) внутри металла, является более активным концентратом, чем хлопьевидный или шаровидный, так как по мере скругления графитовых включений их активность (острота) как концентраторов напряжений понижается, что благоприятно сказывается на пластичности чугуна.

Чугуны относятся к наиболее распространенным литейным сплавам. Изделия из них получают методом литья в виде отливок. Детали машин, изготовленные из чугуновых отливок, значительно дешевле деталей, изготовленных из стальных заготовок (проката, поковок и штамповок).

В зависимости от вида углерода и формы графитовых включений различают *белый, серый, ковкий и высокопрочный* чугуны.

## 1.1 Белый чугун

Чугун, в котором весь углерод находится в химически связанном состоянии в виде цементита, называется *белым*. Цементит придает излому такого чугуна светлый блестящий вид.

Представление о структуре белых чугунов дает диаграмма железо – цементит (рисунок 2).

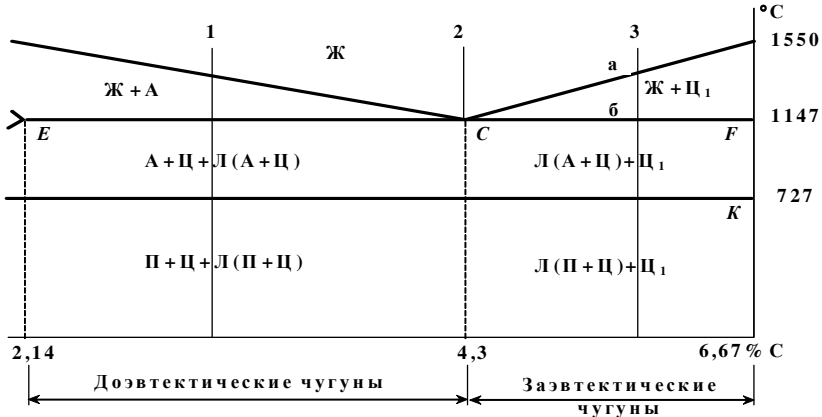


Рисунок 2 – Диаграмма железо – цементит (участок чугунов):

Ж – жидкий металл; Ц<sub>1</sub> – первичный цементит, выпавший из жидкости;

Л – ледебурит (механическая смесь аустенита и цементита или перлита и цементита)

На диаграмме проведены линии трех сплавов: 1-й – доэвтектический, 2-й – эвтектический, 3-й – заэвтектический чугун. Диаграмма показывает, что в охлажденном состоянии при комнатной температуре структура доэвтектического чугуна составлена перлитом, вторичным цементитом и ледебуритом; эвтектического – только ледебуритом; заэвтектического – ледебуритом и первичным цементитом. Каково же в действительности взаимное расположение этих микроструктурных составляющих в структуре чугунов, выявляется микроисследованием. На рисунке 3 представлена микроструктура чугунов в плоскости шлифа, наблюдаемая с помощью оптического микроскопа.

**Микроструктура доэвтектического чугуна** показана на рисунке 3, а. Крупные зерна пластинчатого перлита П<sup>пл</sup>, отороченные каймой вторичного избыточного цемента Ц<sub>изб</sub> окружены ледебуритом Л. Ледебурит представляет мелкую механическую смесь перлита и цементита. Перлит ледебурита П<sub>л</sub><sup>пл</sup> имеет пластинчатое строение и наблюдается в виде мелких темных зерен, а цементит Ц<sup>плд</sup> – в виде светлого поля, окружающего эти зерна. Перлитные зерна П<sup>пл</sup> и П<sub>л</sub><sup>пл</sup> имеют различную форму: круглые и вытянутые, с

ровными и волнистыми очертаниями. При анализе наблюдаемой структуры необходимо иметь в виду следующее:

а) в интервале ликвидус – солидус выделяется избыточный аустенит в виде крупных трехмерных дендритов, которые сохраняют свою форму при дальнейшем охлаждении;

б) кристаллизация эвтектики – ледебурит (при 1147 °С) – протекает путем кооперативного прорастания дендритов цементита и аустенита, в результате чего образуется ледебуритная колония, т. е. бикристаллитное образование, представляющее сросшиеся между собой дендриты аустенита и цементита (эвтектического);

в) при температуре солидуса (1147 °С) избыточный аустенит и аустенит ледебурита содержат 2 % углерода. При снижении температуры растворимость углерода в аустените падает, благодаря чему из аустенита выпадает (как внутри дендритов избыточного аустенита, так и на периферии) избыточный вторичный цементит. Содержание углерода в остающемся аустените снижается, достигая 0,8 % при 727 °С, и он превращается в пластинчатый перлит:  $P_{пл}$  и (рисунок 3, а).

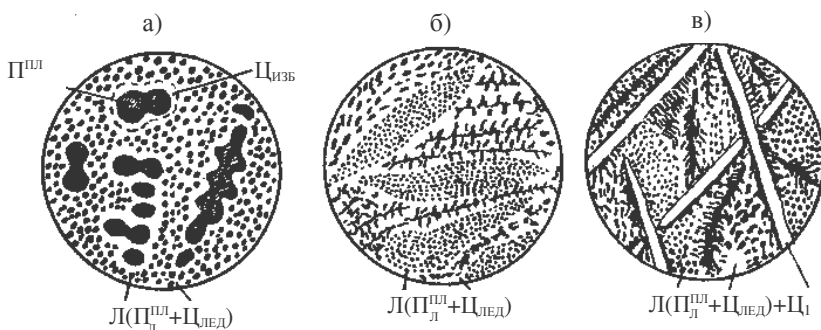


Рисунок 3 – Микроструктура белых чугунов:

а – доэвтектического, б – эвтектического, в – заэвтектического;  $P_{пл}^{III}$  – пластинчатый перлит;  $C_{II}^{II}$  – вторичный цементит; Л – ледебурит;  $C_{лед}$  – цементит, входящий в состав ледебурита;  $P_{д}^{III}$  – перлит ледебурита

Таким образом, зерна перлита  $P_{пл}$  и  $P_{д}^{III}$ , изображенные на рисунке 3, а, являются сечениями дендритов избыточного аустенита и аустенита ледебурита. На рисунке 3, а показаны зерна перлита ( $P_{пл}$  и  $P_{д}^{III}$ ), представляющие продольные сечения дендритов (вытянутые с волнистыми очертаниями) и поперечные сечения ветвей дендритов (округлые и вытянутые с ровными очертаниями).

Эвтектический цементит и вторичный цементит (выделившийся из избыточного аустенита и аустенита ледебурита в интервале линий ледебурит-

ного и перлитного превращения) после травления имеют светлый вид и под микроскопом не дифференцируются, так как сливаются вместе в одно целое. Поэтому на рисунке 3, а граница между  $P_{\text{пл}}$  и  $C_{\text{изв}}$ , проведенная штриховой линией, фактически не наблюдается.

**Микроструктура эвтектического чугуна** показана на рисунке 3, б. В структуре наблюдается только ледебурит Л: мелкие темные зерна перлита  $P_{\text{л}}$  различной формы (круглые, вытянутые), окруженные цементитом  $C_{\text{лед}}$ . В зависимости от размера перлитных зерен различают ледебурит грубого и тонкого строения.

**Микроструктура заэвтектического чугуна** (рисунок 3, в) содержит крупные кристаллы первичного цемента  $P_1$ , выпавшего в интервале точек а–б (ликвидус – солидус, см. рисунок 2), окруженные ледебуритом тонкого и более грубого строения: в первом случае перлитные зерна мелкие, во втором – более крупные.

Наблюдаемые в эвтектическом и заэвтектическом чугунах перлитные зерна также следует рассматривать, как продольные и поперечные сечения дендритов и их ветвей.

При частичной графитизации цементита ледебурита в структуре белого чугуна появляется графит. Чугун, в структуре которого одновременно присутствуют ледебурит и графит, называется *половинчатым*.

Большое количество цементита делает белый чугун очень твердым, трудно обрабатываемым резанием и хрупким. Вследствие этого белый чугун имеет ограниченное применение для деталей простой конфигурации, работающих в условиях повышенного абразивного износа. Например, применяются отливки с отбеленной поверхностью: прокатные валки, лемеха плугов, шары размольных мельниц и др. По тем же причинам не получил широкого распространения и половинчатый чугун. Он применяется в качестве фрикционного материала, работающего в условиях сухого трения (тормозные колодки), а также для изготовления деталей повышенной износостойкости (прокатные, бумагоделательные, мукомольные валки). Маркировка белых и половинчатых чугунов ГОСТом не предусмотрена.

## 1.2 Серые литейные чугуны

Серым называется чугун, в котором часть или весь углерод находится в свободном состоянии в виде графита, имеющего в плоскости микрошлифа форму прямолинейных или слегка изогнутых пластин, а также разветвленных розеток с пластинчатыми лепестками (см. рисунок 1, а). В серых чугунах кроме железа и углерода содержится кремний, а также марганец, фосфор и сера как неизбежные примеси. Графит придает излому чугуна темно-серый цвет.

В машиностроении наиболее широкое применение получили доэвтектические чугуны, содержащие 2,4–3,8 % углерода. С повышением содержания углерода графита образуется больше, что снижает механические свойства чугуна. По этой причине количество углерода в серых чугунах обычно не более 3,8 %. Уменьшение содержания углерода снижает **жидкотекучесть чугуна** – способность хорошо заполнять литейную форму. Поэтому в серых чугунах содержится углерода не менее 2,4 %.

Кремний способствует графитизации, он – обязательная присадка в серых чугунах. Графитизации способствуют также увеличенное содержание углерода, введение в чугун меди и никеля.

Марганец затрудняет графитизацию, способствует отбелу чугуна, т. е. увеличению в структуре связанного углерода. Содержание марганца в серых чугунах не превышает 1,4 %. Аналогичное влияние оказывают сера и хром.

Фосфор оказывает двойное влияние на чугун. Фосфор связан с железом и углеродом в "фосфидной" эвтектике, высокая твердость и хрупкость которой делает чугун твердым и хрупким. По этой причине – содержание фосфора в сером чугуне не должно превышать 0,2 %. Но фосфидная эвтектика, имея низкую температуру плавления (950 °С), улучшает литейные свойства чугуна: он становится более жидкотекучим, хорошо заполняет литейную форму. Чугуны с повышенным содержанием фосфора (до 1,0 %) применяются для художественного литья.

Высокая твердость фосфидной эвтектики делает чугун износоустойчивым. Отливки, от которых требуется высокая износоустойчивость, изготавливаются из чугунов с повышенным содержанием фосфора (до 0,7 %).

Сера – вредная примесь. Помимо отбеливающего влияния, она ухудшает литейные свойства чугуна: снижает жидкотекучесть, увеличивает усадку и склонность к образованию трещин. Содержание серы – не более 0,12 %.

Структура серых чугунов показана на рисунке 4. Она состоит из металлической основы и графитовых включений пластинчатой формы. Свойства серого чугуна зависят от структуры металлической основы, формы, величины, количества и характера распределения включений графита.

Наибольшей прочностью обладает чугун с перлитной металлической основой, наименьшей – с ферритной. Чугуны с ферритно-перлитной металлической основой занимают промежуточное положение. Твердость чугуна определяется твердостью металлической основы и колеблется в пределах 143–289 НВ.

Решающее влияние на механические свойства чугуна оказывает графитная составляющая структуры. Как уже указывалось, пластинчатый графит сильно разобщает металлическую основу, снижая тем самым механические свойства чугуна. Особенно сильно снижают прочность прямолинейные крупные графитовые включения. Такой чугун имеет грубозернистый излом. Прочность серого чугуна увеличивается при уменьшении количества графита, мелком и завихренном графите, увеличении изолированности графитовых включений друг от друга.

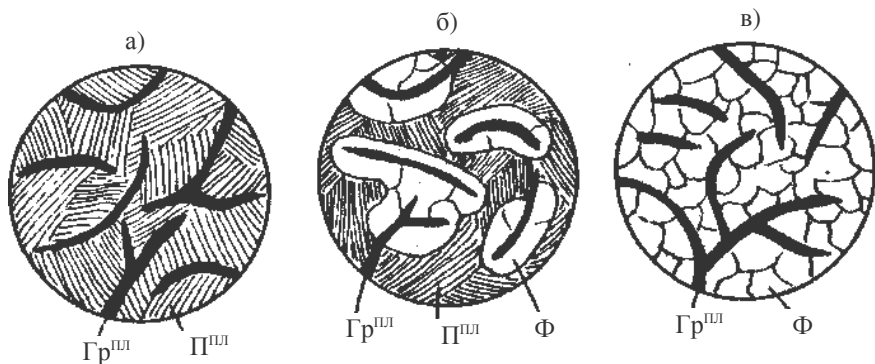


Рисунок 4 – Микроструктура серого литейного чугуна:  
*a* – перлитного; *б* – феррито-перлитного; *в* – ферритного

Пластинки графита сильно уменьшают сопротивление чугуна отрыву и мало влияют на снижение предела прочности при сжатии. Поэтому чугун более целесообразно использовать для изделий, работающих на сжатие.

Кроме отрицательного графит оказывает и положительное влияние на свойства чугуна. Серый чугун мало чувствителен к внешним концентраторам напряжений (надразам, дефектам поверхности и др.), что связано с тем, что графит нарушает сплошность металлической основы. Графит, обладая "смазывающим" действием, повышает износостойкость и антифрикционные свойства чугуна, улучшает обрабатываемость резанием, делая стружку ломкой.

Структура серого чугуна зависит не только от химического состава, но и от скорости охлаждения в процессе первичной кристаллизации. Эту скорость на практике удобно характеризовать толщиной стенки отливки; чем тоньше стенка, тем скорость охлаждения отливки больше, и наоборот.

При данном содержании углерода и кремния в чугуне графитизация его структуры тем полнее, чем медленнее отводится тепло (чем толще стенка отливки). Увеличение скорости охлаждения (тонкая стенка) снижает степень графитизации. Следовательно, в чугунах, из которых отливаются тонкостенные отливки, надо увеличивать содержание кремния. Толстостенные отливки охлаждаются медленно, содержание кремния в них может быть меньше. Наглядное представление о влиянии углерода, кремния и скорости охлаждения (толщины стенки отливки) на степень графитизации чугуна дают структурные диаграммы чугунов.

Серые чугуны получают название по металлической основе. Различают три вида серых чугунов: перлитный, феррито-перлитный и ферритный чугуны. В структуре перлитного чугуна наблюдается перлит (металлическая основа) и включения пластинчатого графита (см. рисунок 4, *a*); феррито-

перлитного чугуна – феррито-перлитная металлическая основа и пластинчатый графит (см. рисунок 4, б); ферритного чугуна – феррит (металлическая основа) и включения пластинчатого графита (см. рисунок 4, в).

Стандартные марки серых чугунов обозначаются по ГОСТ 1412–85 буквами С – серый и Ч – чугун. После букв следует число, означающее предел прочности при растяжении в кгс/мм<sup>2</sup>. Например: СЧ 20 – серый чугун, предел прочности при растяжении 20 кгс/мм<sup>2</sup> (200 МПа).

Согласно ГОСТ 1412–85 различают следующие марки серых чугунов: СЧ 10; СЧ 15; СЧ 20; СЧ 25; СЧ 30; СЧ 35; СЧ 40; СЧ 45. Кроме этих марок указанный ГОСТ содержит марки: СЧ 18; СЧ 21; СЧ 24. Марки СЧ 21 и СЧ 24 предназначены для автомобильной промышленности.

Характеристика и примеры применения отливок из серого чугуна: СЧ 10 – неответственное литье (плиты, грузы, корыта, крышки и т.п.); СЧ 15 – малоответственное литье с толщиной стенки 8–15 мм (шкивы, маховики, арматура, тонкостенные отливки, блоки цилиндров и компрессоров, радиаторы, трубы, ванны, детали счетных, швейных, текстильных машин и т. п.); СЧ 20 – ответственное литье с толщиной стенки 10–30 мм, работающие при температуре до 300 °С (блоки цилиндров, зубчатые колеса, станины с направляющими большинства металлорежущих станков, тормозные барабаны); СЧ 25 – ответственное сложное литье с толщиной стенки 20–60 мм (детали, работающие при температуре до 300 °С: корпуса насосов и гидроприводов, поршни и гильзы дизелей, цилиндры и головки дизелей, рамы, блоки цилиндров, головки блоков, зубчатые колеса и т.п.); СЧ 30 – ответственное высоконагруженное литье с толщиной стенки 20–100 мм; детали, работающие при температуре до 300 °С (маховики, тормозные барабаны, картеры и др.); СЧ 35 – ответственное тяжело нагруженное литье с толщиной стенки 200 мм и более (крупные толстостенные втулки, зубчатые колеса, крупные коленчатые валы; цепные звездочки, зубчатые и червячные колеса, тормозные барабаны, муфты, диски сцепления, клапаны, поршневые кольца).

Для повышения механических свойств серого чугуна применяют модифицирование. **Модифицирование** состоит в том, что в расплав серого чугуна в желобе вагранки или в ковше вводят измельченные ферросилиций или силикокальций. Вводят также комплексные модификаторы: кремний, алюминий, цирконий и др. Модификаторы измельчают структурные составляющие чугуна. В модифицированных чугунах распределение графитовых включений более равномерное. Чугуны марок СЧ 30, СЧ 35, СЧ 40, СЧ 45 относятся к модифицированным.

### 1.3 Ковкие чугуны

Ковкими называются чугуны, в которых графит имеет хлопьевидную форму. Такой чугун получают в отливках, изготовленных из белого доэвтектического чугуна и подвергнутых последующему графитизирующему



отжигу, в результате чего цементит распадается, образуя при этом графит хлопьевидной формы. Графит ковких чугунов называют также *углеродом отжига*.

Механические свойства ковкого чугуна определяются структурой металлической основы, количеством и степенью компактности включений графита. В зависимости от режима отжига металлическая основа может быть ферритной, феррито-перлитной и перлитной. На рисунке 5, а представлена структура ферритного ковкого чугуна: включения хлопьевидного графита  $\text{Гр}^{\text{ХЛ}}$  окружены зернами феррита, составляющего металлическую основу этого чугуна.

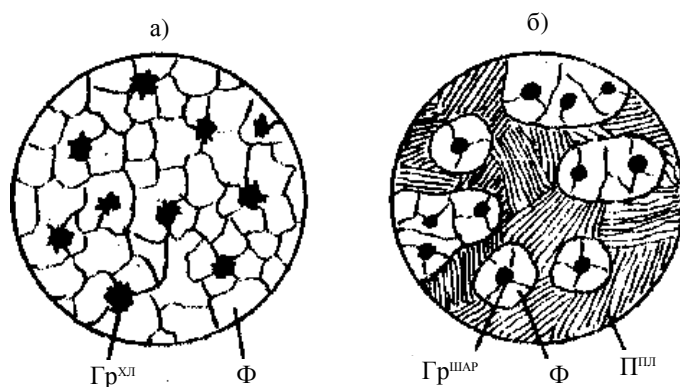


Рисунок 5 – Микроструктура чугуна:  
а – ковкого; б – высокопрочного

Наиболее высокими свойствами обладает ковкий чугун, имеющий металлическую основу (матрицу) со структурой зернистого перлита.

Когда требуется повышенная пластичность, применяют ковкий чугун с ферритной металлической основой. Твердость ковких чугунов колеблется в пределах  $HB\ 163-269$ .

Количество графита и степень его компактности в ковком чугуне зависят от содержания углерода и кремния в белом чугуне. Более низкое содержание углерода (2,5–2,8 %) уменьшает количество графита, выделяющегося при отжиге; пониженное содержание кремния (0,7–1,5 %) предупреждает выделение пластинчатого графита.

Отсутствие литейных напряжений, которые полностью снимаются во время графитизирующего отжига, благоприятная форма и изолированность графитовых включений обуславливают высокие механические свойства ковких чугунов.

Ковкие чугуны нашли широкое применение в машиностроении. Из них изготавливают детали высокой прочности, работающие в тяжелых условиях износа, способные воспринимать ударные и знакопеременные нагрузки.

Стандартные марки ковких чугунов обозначаются по ГОСТ 26358–84 буквами: К – ковкий, Ч – чугун. После букв следуют числа. Первое – предел прочности при растяжении в кгс/мм<sup>2</sup>, второе – относительное удлинение в %. Например, КЧ 30-6 означает: ковкий чугун, предел прочности при растяжении 30 кгс/мм<sup>2</sup> (300 МПа), относительное удлинение – 6 %.

По ГОСТ 26358–84 различают следующие марки ковких чугунов: КЧ 30-6; КЧ 33-8; КЧ 35-10; КЧ 37-12; КЧ 45-6; КЧ 50-4; КЧ 55-4; КЧ 60-3; КЧ 65-2. Структура металлической основы: у первых четырех марок – феррит и 3–10 % перлита; у остальных – перлит и 0–20 % феррита. Ферритная металлическая основа указывается буквой Ф, перлитная – П (например, КЧ 30-6-Ф, КЧ 60-3-П).

Ковкий чугун применяется в основном для небольших отливок, работающих в условиях динамических нагрузок (тормозные барабаны, картеры, ступицы колес, коленчатые валы и др.). Необходимость длительной, дорогостоящей термической обработки и ограниченные допускаемые размеры сечений (не более 30–40 мм) породили тенденцию к замене ковкого чугуна высокопрочным с шаровидным графитом.

#### 1.4. Высокопрочные чугуны

Высокопрочными называются чугуны, в которых графит имеет шаровидную форму. Высокопрочный чугун получают модифицированием жидкого чугуна присадками магния, церия, иттрия, кальция и некоторых других элементов (в чистом виде или в составе сплавов-лигатур). Чаще применяют магний в количестве 0,03–0,07 %. По содержанию остальных элементов высокопрочный чугун не отличается от серого чугуна. Под действием модификатора, например магния, графит в процессе кристаллизации принимает шаровидную форму.

Стандартные марки высокопрочных чугунов обозначаются по ГОСТ 7293–85 буквами В – высокопрочный, Ч – чугун. После букв следуют числа – такие же, как и при обозначении марок серых чугунов – предел прочности при растяжении, кгс/мм<sup>2</sup>. Например, ВЧ 60 – высокопрочный чугун с шаровидным графитом, предел прочности при растяжении – 60 кгс/мм<sup>2</sup> (600 МПа), относительное удлинение – 2 %.

По ГОСТ 7293–85 различают следующие марки высокопрочных чугунов: ВЧ 35; ВЧ 40 с ферритной металлической основой; ВЧ 45; ВЧ 50 с перлитно-ферритной металлической основой; ВЧ 60; ВЧ 70; ВЧ 80; ВЧ 100, ВЧ 120 с перлитной металлической основой.

Твердость высокопрочных чугунов колеблется в пределах НВ 140–380, ударная вязкость не менее 13 Дж/см<sup>2</sup> (1,3 кгс·м/см<sup>2</sup>). Высокопрочный чугун применяется как новый материал и как заменитель стали, ковкого чугуна и серого чугуна с пластинчатым графитом. По сравнению со сталью высокопрочный чугун обладает большей износостойкостью, лучшими антифрикционными и антикоррозионными свойствами, лучшей обрабатываемостью резанием. В отличие от ковкого, из высокопрочного чугуна можно отливать детали любого сечения, массы и размеров. Например: в станкостроении – суппорты, резцедержатели, тяжелые планшайбы, шпиндели, рычаги и др.; для прокатного и кузнечно-прессового оборудования – прокатные валки, станины прокатных станов и ковочных молотов и др. Из высокопрочных чугунов отливают коленчатые и распределительные валы.

На рисунке 5, б показана микроструктура высокопрочного чугуна с перлитно-ферритной металлической основой: на поле пластинчатого перлита П<sup>пл</sup> наблюдаются включения шарового графита Гр<sup>шар</sup>, окруженные зернами феррита Ф.

К категории высокопрочных чугунов относятся чугуны, имеющие включения *вермикулярного графита* – утолщенные изогнутые пластины со скругленными краями. По своим свойствам эти чугуны занимают промежуточное положение между чугунами с шаровидным и пластинчатым графитом. По ГОСТ 28394–89 изготавливают (из СЧ + 0,1 % Mg) следующие марки: ЧВГ30, ЧВГ35, ЧВГ40, ЧВГ45. Чугун с вермикулярным графитом (ЧВГ) применяется при изготовлении прокатных станов, лопаток паровых турбин, а также в дизелестроении и других областях машиностроения.

### 1.5 Антифрикционные чугуны

Антифрикционные чугуны обладают низким коэффициентом трения и удовлетворительной стойкостью против износа. Они применяются для подшипников, втулок и подобных деталей в качестве заменителей бронзы при легких условиях работы. В выходящих на поверхность детали графитных гнездах масло задерживается, что улучшает условия смазки.

Антифрикционные чугуны изготавливаются по ГОСТ 1518–85. Стандартные марки антифрикционных чугунов обозначаются тремя буквами и условным номером: АЧС-15, АЧК-2, АЧВ-1. Буквенная часть марки означает: АЧ – антифрикционный чугун, С – серый чугун (с пластинчатым графитом), К – ковкий чугун (с хлопьевидным графитом), В – высокопрочный чугун (с шаровидным графитом). Пример маркировки отливки: "Отливка АЧС-1 ГОСТ 1518–85". В зависимости от марки антифрикционные чугуны имеют перлитную, перлитно-ферритную, ферритную и аустенитную металлическую основу. Для получения заданной металлической основы чугуны легируют

хромом, медью, никелем, титаном, сурьмой, марганцем, алюминием, свинцом и другими элементами в различных сочетаниях и соотношениях.

По ГОСТ 1518–85 изготавливают следующие антифрикционные чугуны: АЧС-1, АЧС-2, АЧС-3, АЧС-4, АЧС-5, АЧС-6, АЧВ-1, АЧВ-2, АЧК-1, АЧК-2.

Подшипники из антифрикционных чугунов успешно работают в различных условиях: в паре с валом, в узлах трения с температурой до 300 °С, при повышенных окружных скоростях и т.п.

## 1.6 Легированные чугуны

**Легирование** – введение в процессе выплавки в состав чугуна (чаще серого) хрома, никеля, молибдена, титана, вольфрама и других легирующих элементов. Легированием достигается улучшение прочностных и эксплуатационных характеристик чугуна или придание ему особых свойств: износостойкости, жаропрочности, жаростойкости, коррозионной стойкости, немагнитности и др. Чаще применяется комплексное легирование.

По основному легирующему элементу различают хромистые, никелевые, алюминиевые и другие легированные чугуны. В зависимости от степени легирования легированные чугуны делятся на низколегированные – до 2,5 % легирующих элементов, среднелегированные – от 2,5 до 10 %, высоколегированные – свыше 10 %. Низколегированные чугуны имеют перлитную или бейнитную структуру матрицы (металлической основы), среднелегированные – мартенситную, высоколегированные – аустенитную или ферритную. По назначению различают износостойкие, жаростойкие, жаропрочные и коррозионностойкие чугуны.

Примеры легированных чугунов: силал (5–7 % кремния) – жаростойкий материал; ферросилид (12–18 % кремния) – высокая коррозионная стойкость в растворах солей, кислот (кроме соляной) и щелочей; чугаль (19–25 % алюминия) – высокая жаростойкость.

Обозначение марок легированных чугунов состоит из букв, указывающих, какие легирующие элементы входят в состав чугуна и стоящих непосредственно за каждой буквой цифр, характеризующих среднее содержание в процентах данного легирующего элемента; при содержании легирующего элемента менее одного процента цифра не ставится. Например: ЧН19Х3 – легированный чугун, содержащий примерно 19 % никеля и 3 % хрома. Если в легированном чугуне регламентирована шаровидная форма графита, в конце марки добавляется буква Ш (ЧН19Х3Ш).

Износостойкие чугуны (ЧХ9Н5, ЧХ16М2, ЧХ28Д2 и др.) применяются при изготовлении тормозных барабанов, дисков сцепления, гильз цилиндров и др.

Жаростойкие чугуны (ЧХ2, ЧЮХШ, ЧЮ7Х2, ЧЮ30) применяют при изготовлении роликов прокатных станов, турбокомпрессоров, деталей печного оборудования и др.

Жаропрочные чугуны (ЧНМШ, ЧН11Г7Х2Ш, ЧН14Х2Д7) применяют для изготовления деталей дизелей, газовых турбин и др.

Коррозионно-стойкие чугуны (ЧХНМД, ЧН2Х, ЧХ28, ЧС13, ЧС17) применяют для изготовления поршневых колец, деталей дизелей, компрессоров, химического оборудования и др.

### **1.7 Оборудование, материалы, наглядные пособия**

Для выполнения работы необходимы: оптические металломикроскопы с набором оптики, микрошлифы чугунов, фотографии микроструктур исследуемых чугунов, плакаты “Структурные диаграммы чугунов”.

### **1.8 Порядок выполнения работы**

Настроить микроскоп на заданное увеличение. Выполнить микроисследование чугунов различных марок с зарисовкой наблюдаемых структур. Сравнить рисунок структур с микрофотографиями исследованных чугунов, помещенных в “Атлас микроструктур металлов”. Указать область структурной диаграммы чугуна, которой соответствует исследованный чугун.

### **Содержание отчета**

Цель работы; начертить диаграмму железо – углерод, указав на ней исследованные чугуны, рисунки микроструктур и дать их описание; начертить структурные диаграммы чугунов.

### **Контрольные вопросы**

- 1 Какой углерод называется свободным и химически связанным?
- 2 В чём принципиальное отличие между белыми и серыми чугунами?
- 3 Формы графитовых включений. В каких чугунах они находятся?
- 4 Виды металлической основы в серых, ковких и высокопрочных чугунах.
- 5 Маркировка серых, ковких и высокопрочных чугунов.
- 6 Какой формы включения углерода менее всего ослабляют металлическую основу чугуна?

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1 **Лахтин, Ю. М.** Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – М. : Машиностроение, 1980. – 493 с.
- 2 **Гуляев, А. П.** Металловедение / А. П. Гуляев. – М. : Metallurgia, 1986. – 272 с.
- 3 Материаловедение и конструкционные материалы / Л. С. Пинчук [и др.]. – Минск : Выш. шк., 1989. – 461 с.
- 4 **Мозберг, Р. К.** Материаловедение / Р. К. Мозберг. – М. : Высш. шк., 1991. – 448 с.
- 5 Технология конструкционных материалов / под ред. А. М. Дальского. – М. : Машиностроение, 1985. – 448 с.
- 6 **Васильев, Н. П.** Диаграммы состояния сплавов / Н. П. Васильев. – Гомель : БелИИЖТ, 1971. – 62 с.
- 7 **Попов, А. Н.** Основы материаловедения / А. Н. Попов, В. П. Казаченко. – Минск : Изд. Гривцова, 2010. – 175 с.

**ПРИЛОЖЕНИЕ А**  
(обязательное)

**Определение чисел твердости по Бринеллю**

Диаметр отпечатка $d_{10}$ , или $2d_5$ , или $4d_{2,5}$ мм	Число твердости $HB$ при нагрузке $F$ , кгс			Диаметр отпечатка $d_{10}$ , или $2d_5$ , или $4d_{2,5}$ мм	Число твердости $HB$ при нагрузке $F$ , кгс		
	$30D^2$	$10D^2$	$2,5D^2$		$30D^2$	$10D^2$	$2,5D^2$
1	2	3	4	5	6	7	8
2,90	444	–	–	4,50	179	59,5	14,9
2,95	429	–	–	4,55	174	58,1	14,5
3,00	415	–	34,6	4,60	170	56,8	14,2
3,05	401	–	33,4	4,65	167	55,5	13,9
3,10	388	129	32,3	4,70	163	54,3	13,6
3,15	375	125	31,3	4,75	159	53,0	13,3
3,20	363	121	30,3	4,80	156	51,9	13,0
3,25	352	117	29,3	4,85	152	50,7	12,7
3,30	341	114	28,4	4,90	149	49,6	12,4
3,35	331	110	27,6	4,95	146	48,6	12,2
3,40	321	107	26,7	5,00	143	47,5	11,9
3,45	311	104	25,9	5,05	140	46,5	11,6
3,50	302	101	25,2	5,10	137	45,5	11,4
3,55	293	97,7	24,5	5,15	134	44,6	11,2
3,60	285	95,0	23,7	5,20	131	43,7	10,9
3,65	277	92,3	23,1	5,25	128	42,8	10,7
3,70	269	89,7	22,4	5,30	126	41,9	10,5
3,75	262	87,2	21,8	5,35	123	41	10,3
3,80	255	84,9	21,2	5,40	121	40,2	10,1
3,85	248	82,6	20,7	5,45	118	39,4	9,86
3,90	241	80,4	20,1	5,50	116	38,6	9,66
3,95	235	78,3	19,6	5,55	114	37,9	9,46
4,00	229	76,3	19,1	5,60	111	37,1	9,27
4,05	223	74,3	18,6	5,65	109	36,4	9,10
4,10	217	72,4	18,1	5,70	107	35,7	8,93
4,15	212	70,6	17,6	5,75	105	35,0	8,76
4,20	207	68,8	17,2	5,80	103	34,3	8,59
4,25	201	67,1	16,8	5,85	101	33,7	8,43
4,30	197	65,5	16,4	5,90	99	33,1	8,26
4,35	192	63,9	16,0	6,00	96	31,8	7,96
4,40	187	62,4	15,6	6,10	93	30,5	7,65
4,05	183	60,9	15,2	6,20	92	29	7,34

ПРИЛОЖЕНИЕ Б  
(обязательное)

**Таблица перевода чисел твердости**

Твердость HV	Твердость HB		Твердость HR		
	<i>d</i> , мм	HB 10/3000	шкала C	шкала A	шкала B
1234	2,20	780	72	84	
1116	2,25	745	70	83	
1022	2,30	712	68	82	
941	2,35	682	66	81	
868	2,40	673	64	80	
804	2,45	627	62	79	
746	2,50	601	60	78	
694	2,55	578	58	78	
650	2,60	555	56	77	
606	2,65	534	54	76	
587	2,70	514	52	75	
551	2,75	495	50	74	
534	2,80	477	49	74	
502	2,85	461	48	73	
474	2,90	444	46	73	
460	2,95	429	45	72	
435	3,00	415	43	72	
423	3,05	401	42	71	
401	3,10	388	41	71	
390	3,15	375	40	70	
386	3,20	363	39	70	
361	3,25	352	38	69	
344	3,30	341	36	68	
334	3,35	331	35	67	
320	3,40	321	33	67	
311	3,45	311	32	66	
303	3,50	302	31	66	
292	3,55	293	30	65	
285	3,60	285	29	65	
278	3,65	277	28	64	
270	3,70	269	27	64	
261	3,75	262	26	63	
255	3,80	255	25	63	
249	3,85	248	24	62	
240	3,90	241	23	62	102
235	3,95	235	21	61	101
228	4,00	229	20	61	100
222	4,05	223	19	60	99



Окончание приложения Б

Твердость HV	Твердость HB		Твердость HR		
	<i>d</i> , мм	HB 10/3000	шкала C	шкала A	шкала B
217	4,10	217	17	60	98
213	4,15	212	15	59	97
208	4,20	207	14	59	95
201	4,25	201	13	58	94
197	4,30	197	12	58	93
192	4,35	192	11	57	92
186	4,40	187	9	57	92
183	4,45	183	8	56	90
178	4,50	179	7	56	90
174	4,55	174	6	55	89
171	4,60	170	4	55	88
166	4,65	167	3	54	87
162	4,70	163	2	53	86
159	4,75	159	1	53	85
155	4,80	156			84
152	4,85	152			83
149	4,90	149			82
148	4,95	146			81
143	5,00	143			80
140	5,05	140			79
138	5,10	137			78
134	5,15	134			77
131	5,20	131			76
129	5,25	128			75
127	5,30	126			74
123	5,35	123			73
121	5,40	121			72
118	5,45	118			71
116	5,50	116			70
115	5,55	114			68
113	5,60	111			67
110	5,65	110			66
109	5,70	109			65
108	5,75	107			64

## СОДЕРЖАНИЕ

Общие указания по выполнению лабораторных работ.....	3
<i>Лабораторная работа № 1</i> Определение твердости металлов. Часть 1.....	3
<i>Лабораторная работа № 2</i> Определение твердости металлов. Часть 2.....	16
<i>Лабораторная работа № 3</i> Макроанализ металлов.....	30
<i>Лабораторная работа № 4</i> Основные типы диаграмм состояния двойных сплавов.....	40
<i>Лабораторная работа № 5</i> Построение диаграммы состояния сплавов свинец – сурьма методом термического анализа.....	65
<i>Лабораторная работа № 6</i> Диаграмма Fe – C (Fe – Fe <sub>3</sub> C).....	66
<i>Лабораторная работа № 7</i> Микроструктура углеродистых сталей в равновесном состоянии.....	73
<i>Лабораторная работа № 8</i> Микроструктура чугунов.....	88
Список литературы.....	101
Приложение А Определение чисел твердости по Бринеллю.....	102
Приложение Б Таблица перевода чисел твердости.....	103

Учебное издание

*ЩЕРБАКОВ Сергей Васильевич*  
*ПЕТРОВ Сергей Викторович*  
*САРКИСОВ Олег Армаисович*  
*ПОПОВ Александр Николаевич*

**МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ  
И ТЕХНОЛОГИЯ МАТЕРИАЛОВ**

Учебно-методическое пособие

Редактор *А. А. Павлюченкова*  
Технический редактор *В. Н. Кучерова*

Подписано в печать 02.02.2016. Формат 60x84<sup>1</sup>/<sub>16</sub>.  
Бумага офсетная. Гарнитура Таймс. Печать на ризографе.  
Усл. печ. л. 6,27. Уч.-изд. л. 6,42. Тираж 100 экз.  
Зак. № 408. Изд. № 72

Издатель и полиграфическое исполнение:  
Белорусский государственный университет транспорта.  
Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя,  
распространителя печатных изданий  
№ 1/361 от 13.06.2014.  
№ 2/104 от 01.04.2014.  
Ул. Кирова, 34, 246653, Гомель