

ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО РЫБОЛОВСТВУ

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования

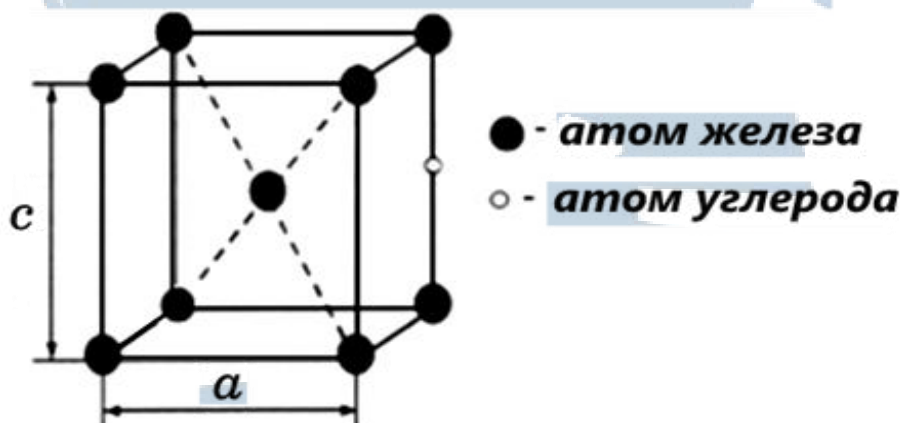
«Калининградский государственный технический университет»

Балтийская государственная академия рыбопромыслового флота

Е.М. Зеброва

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Методические указания
по выполнению лабораторных работ
для курсантов и студентов технических специальностей
всех форм обучения



БГАРФ

Калининград
Издательство БГАРФ
2018

УДК 621.7:669(07)

Материаловедение: метод. указания / сост.: *Е.М. Зеброва.* – Калининград: Изд-во БГАРФ, 2018. – 97 с.

Методические указания разработаны в соответствии с рабочими программами дисциплины «Материаловедение и технология конструкционных материалов» для студентов технических специальностей всех форм обучения.

Методические указания рассмотрены и одобрены кафедрой «Инженерная механика и технология материалов» БГАРФ 05.09. 2018 г., протокол № 1.

Табл. 10, рис. 44, прилож. 4, библиогр. – 8 назв.

Печатается по решению редакционно-издательского совета Балтийской государственной академии рыбопромыслового флота.

Рецензент: *Игушев В.Ф.*, канд. техн. наук, доцент кафедры ИМиТМ БГАРФ

БГАРФ

© БГАРФ ФГБОУ ВО «КГТУ», 2018

ОГЛАВЛЕНИЕ

Общие организационно-методические указания	4
<i>Лабораторная работа № 1. Определение твердости металлов и сплавов. Методы Бринелля и Роквелла.....</i>	<i>5</i>
<i>Лабораторная работа № 2. Наклеп и рекристаллизация</i>	<i>23</i>
<i>Лабораторная работа № 3. Исследование процессов кристаллизации и построение диаграммы состояния сплавов методом термического анализа.....</i>	<i>33</i>
<i>Лабораторная работа № 4. Изучение диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов</i>	<i>41</i>
<i>Лабораторная работа № 5. Изучение структуры и свойств углеродистых сталей в равновесном состоянии</i>	<i>49</i>
<i>Лабораторная работа № 6. Изучение структуры и свойств чугунов.....</i>	<i>56</i>
<i>Лабораторная работа № 7. Исследование процессов формирования структур при непрерывном охлаждении аустенита.....</i>	<i>64</i>
<i>Лабораторная работа № 8. Исследование влияния температуры отпуска на твердость и микроструктуру сталей.....</i>	<i>75</i>
<i>Лабораторная работа № 9. Микроанализ цветных металлов и сплавов.....</i>	<i>79</i>
Список рекомендуемой литературы.....	97

БГАРФ

ОБЩИЕ ОРГАНИЗАЦИОННО-МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ

Каждая работа состоит из теоретической и исследовательской части.

При подготовке к занятию следует внимательно ознакомиться с теоретической частью лабораторной работы.

Вводная и теоретическая части отчета оформляются студентами и курсантами на листах формата А4 (ГОСТ 2.301-68) по ГОСТ 2.105-95 «Общие требования к текстовым документам» и ГОСТ 2.106-96 «Текстовые документы» до начала выполнения работ.

Основным условием безопасности при выполнении лабораторных работ является строгое соблюдение следующих правил:

- подготовку к работе твердомеров, термических печей, образцов и микроскопов проводит учебный мастер;
- выполнение всех лабораторных работ осуществлять только под наблюдением учебного мастера;
- образцы на твердомерах устанавливать в соответствии с рекомендациями учебного пособия;
- не работать на приборах и оборудовании при наличии какой-либо неисправности.

В процессе выполнения лабораторной работы полученные экспериментальные данные должны быть внесены в таблицы отчета и обработаны. Необходимо сделать выводы по результатам экспериментов.

По окончании работы рабочее место должно быть приведено в порядок, инструменты и образцы – сданы учебному мастеру.

Защита отчета включает:

- объяснение сущности и методики выполнения лабораторной работы;
- ответы на контрольные вопросы преподавателя по теме работы;
- объяснение проводимых исследований и окончательных результатов;
- обоснование выводов и заключений.

БГАРФ

Лабораторная работа № 1

Определение твердости металлов и сплавов. Методы Бринелля и Роквелла

Цель работы: ознакомление с основными способами определения твердости металлов, освоение методики измерения твердости на приборах Бринелля и Роквелла.

1. Теоретическая часть

1.1. Основные сведения о твердости металлов и методах ее определения

Твердость характеризует способность металла сопротивляться деформации при внедрении в него другого более твердого тела. Определение твердости является наиболее широко распространенным методом, позволяющим без разрушения изделия судить о прочности материала, его износостойкости, режущих свойствах и других характеристиках.

При испытании на твердость определяется сопротивление металла деформации при вдавливании индентора (твердого шарика, алмазного конуса или пирамиды), поэтому между твердостью и характеристиками прочности существует определенная зависимость. Приближенная связь между твердостью, определенной по методу Бринелля, и пределом прочности выражается следующими соотношениями:

$$\sigma_B = 0,36 \cdot \text{НВ кг/мм}^2 \text{ (для углеродистой стали);}$$

$$\sigma_B = \frac{\text{НВ-40}}{6} \text{ кг/мм}^2 \text{ (для серого чугуна);}$$

где НВ – число твердости по Бринеллю, кг/мм²;

σ_B – предел прочности, кг/мм².

Применяемые на практике методы определения твердости весьма просты, что позволило их широко применять в производстве для контроля качества изделий после различных технологических операций,ковки, прокатки, термической обработки и т. д.

Наиболее распространенными методами определения твердости являются следующие:

– вдавливание стального закаленного шарика при статическом нагружении (метод Бринелля);

- вдавливание алмазного конуса или стального шарика диаметром 1/16 дюйма (метод Роквелла);
- вдавливание стального шарика одновременно в испытуемое изделие и эталон при ударном нагружении (метод Польди);
- вдавливание алмазной пирамиды (метод Виккерса).

1.2. Измерение твердости методом Бринелля

Метод измерения твердости металлов по Бринеллю регламентирует ГОСТ 9012 - 59 (ИСО 6506 - 81, ИСО 410 - 82).

Сущность метода заключается во вдавливании стального закаленного шарика в образец (изделие) под действием силы, приложенной перпендикулярно поверхности образца в течение определенного времени, и измерении диаметра отпечатка после снятия нагрузки. Схема определения твердости по методу Бринелля показана на рис. 1.1.

Число твердости по Бринеллю, обозначаемое символом **НВ**, определяется как отношение нагрузки P к площади сферической поверхности отпечатка F :

$$HB = P/F = 2P/\pi D(D - \sqrt{D^2 - d_{отп}^2}); \text{ кг/мм}^2,$$

где D – диаметр шарика, мм;

$d_{отп}$ – диаметр отпечатка, мм;

P – нагрузка на шарик, кг.

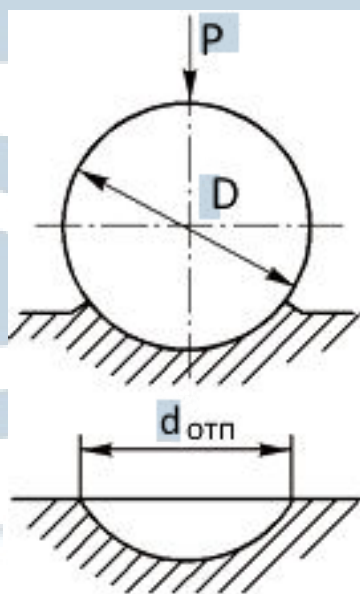


Рис. 1.1. Схема определения твердости по методу Бринелля

Для измерения твердости по этому методу пользуются твердомером типа ТШ (рис. 1.2).

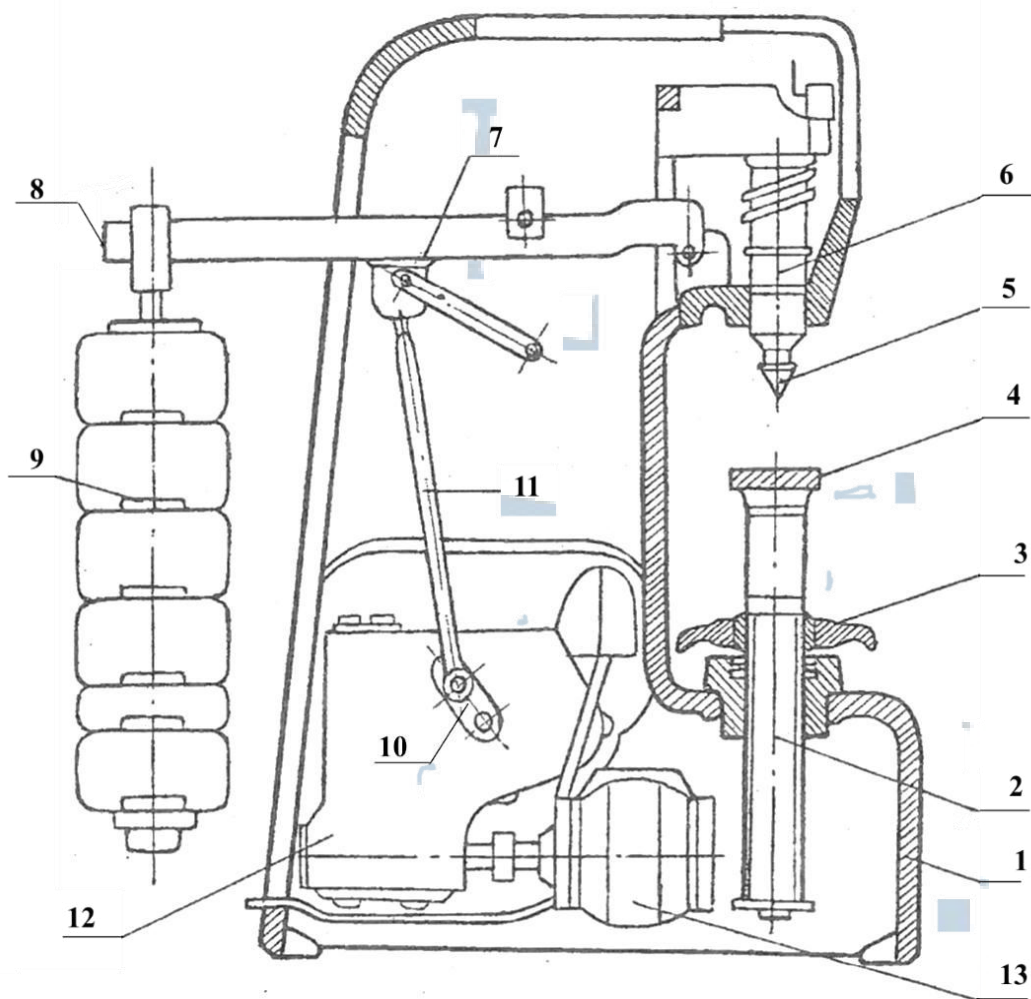


Рис 1.2. Общий вид прибора ТШ с механическим приводом для измерения твердости по методу Бринелля

Прибор состоит из станины (1), в нижней части которой помещен винт (2) со сменными столиками (4) для испытуемых образцов.

Перемещение винта осуществляется вручную маховиком (3). В верхней части станины находится шпindel (6) со сменными инденторами (5). Основная нагрузка прикладывается к образцу посредством рычажной системы. На длинном плече основного рычага (7) имеется подвеска (8) с грузами (9). Комбинацией грузов можно создать нагрузки: 15,6; 62,5; 187,5; ..., 3 000 кг.

Нагрузка происходит автоматически от электродвигателя (13) при нажатии кнопки. Движение от электродвигателя через редуктор (12) сообщается кривошипному механизму (11). При опускании шатуна нагрузка передается на шпindel прибора.

Для установки продолжительности нагружения служит передвижной упор переключателя (10), устанавливаемый до начала испытаний в положение, соответствующее требуемой выдержке 10; 30; 60 секунд.

При работе шатун, доходя до упора, переключает вращение электродвигателя в обратное направление, вследствие чего шатун поднимается, снимая нагрузку со шпинделя. После возвращения шатуна в начальное положение электродвигатель автоматически отключается.

Выбор диаметра шарика, нагрузки и времени выдержки производится в зависимости от материала и толщины испытуемого образца (табл. 1.1). В таблице приведены установленные по ГОСТ 9012-59 нормы испытаний по Бринеллю.

Таблица 1.1

Выбор диаметра шарика и нагрузки в зависимости от твердости и толщины испытываемого образца

<i>Материал</i>	<i>Интервал твердости в числах Бринелля, кгс/мм²</i>	<i>Толщина испытуемого образца, мм</i>	<i>Соотношение между нагрузкой P и диаметром шарика D (P = kD²)</i>	<i>Диаметр шарика, D, мм</i>	<i>Нагрузка, P, кгс</i>	<i>Время выдержки под нагрузкой t, с</i>
Черные металлы	> 140	> 6-3 4-2 < 2	$P = 30D^2$	10 5 2,5	3000 750 187,5	10
Черные металлы	< 140	> 6 6-3 < 3	$P = 10D^2$	10 5 2,5	1000 250 62,5	10
Цветные металлы	> 130	6-3 4-2 < 2	$P = 30D^2$	10 5 2,5	3000 750 187,5	30
Цветные металлы	35-130	9-3 6-3 2-3	$P = 10D^2$	10 5 2,5	1000 250 62,5	30
Цветные металлы	8-35	> 6 6-3 < 3	$P = 2,5D^2$	10 5 2,5	250 62,5 15,6	60

1.2.1. Измерение отпечатков

Для измерения отпечатков пользуются переносным микроскопом (рис. 1.3), который дает увеличение от 10 до 50 раз. Размерность деления шкалы 0,05 мм. Во время измерения диаметра отпечатка микроскоп устанавливается опорной рамкой на плоскость образца таким образом, чтобы отпечаток располагался в центре отверстия. Поворачивая окуляр, необходимо добиться резкости краев отпечатка. Передвигая микроскоп по поверхности образца, необходимо совместить край отпечатка с нулевой отметкой шкалы, так, чтобы ось шкалы совпала с диаметром отпечатка (рис. 1.3,б). Величина d_{omn} определяется как среднее арифметическое результатов двух замеров отпечатка во взаимно перпендикулярных направлениях.

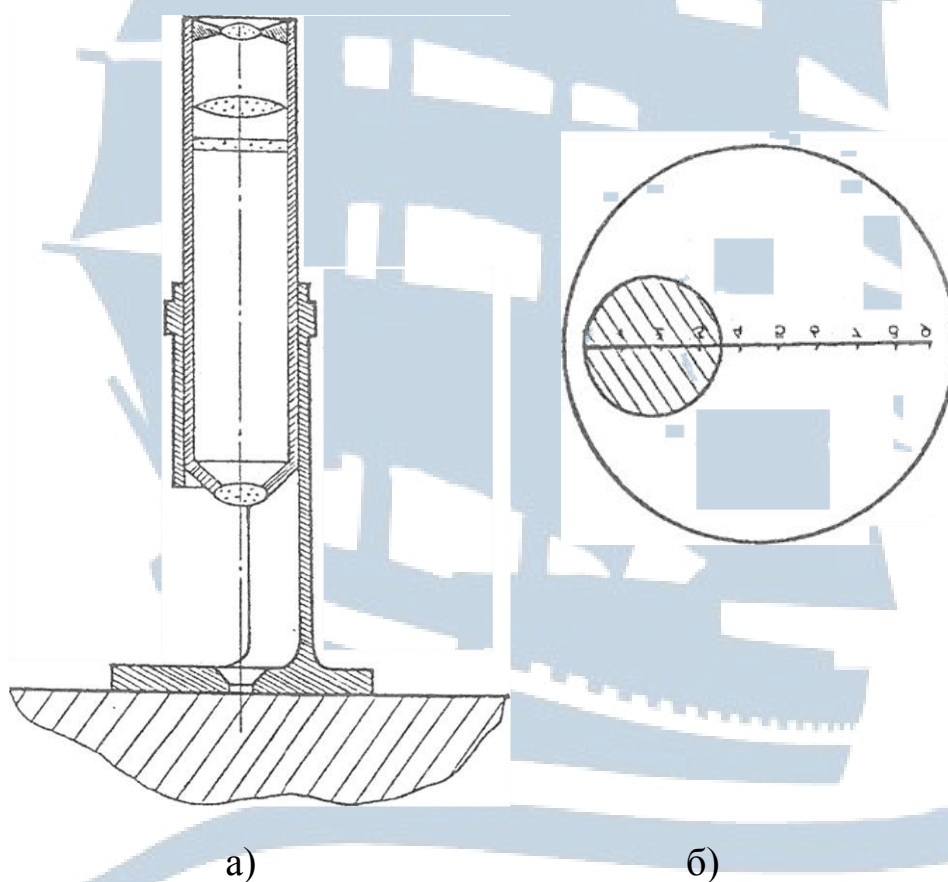


Рис. 1.3. Микроскоп для замера отпечатка:
а – внешний вид микроскопа; б – схема замера диаметра отпечатка

Диаметр отпечатка при правильно выбранном диаметре шарика и нагрузке должен составлять:

$$0,2D < d_{omn} < 0,6D.$$

С целью упрощения определения твердости на практике пользуются таблицами, которые дают перевод диаметра отпечатка в число твердости НВ (прилож.1.1).

1.3. Измерение твердости методом Роквелла

Твердость по этому методу определяется путем вдавливания в испытуемый образец индентора под действием двух последовательно прилагаемых нагрузок: предварительной $P_0 = 10$ кг и общей P , равной сумме предварительной P_0 и основной P_1 нагрузок:

$$P = P_0 + P_1.$$

Согласно ГОСТ 3013-59, общая нагрузка P при определении твердости вдавливанием стального шарика составляет 100 кг, а при вдавливании алмазного конуса – 150 кг или 60 кг. Алмазный конус имеет угол при вершине 120° с радиусом закругления $R = 0,2$ мм. Стальной шарик имеет диаметр 1/16 дюйма (1,59 мм).

Измерение твердости по методу Роквелла производится на приборе ТК-2 (рис. 1.4).

Испытуемый образец (1) устанавливается на столик (2), который перемещается вверх и вниз с помощью штурвала (3). Индентор (4) крепится в зажимном приспособлении шпинделя. Вращением штурвала (3) образец прижимается к индентору, который через шпиндель и рычаг (6) воздействует на измерительное устройство индикаторного прибора (7).

Образец поднимают до тех пор, пока малая стрелка индикатора не совместится с красной точкой, а большая не займет положение «0» С шкалы. Несовпадение большой стрелки с указанным положением не должно превышать 2-3 делений, в противном случае предварительная нагрузка P_0 будет отличаться от 10 кг. Для удобства отсчета после приложения предварительной нагрузки шкала прибора (7) путем вращения кольца (8) устанавливается на нулевое положение (по большой стрелке).

После включения электродвигателя (10) нажимом на клавишу (11) через штырь (12) включают муфту редуктора (13), вследствие чего шток (14), опускаясь вниз, позволяет грузам (15) через рычаг (6) воздействовать на индентор. В этот момент прикладывается основная нагрузка.

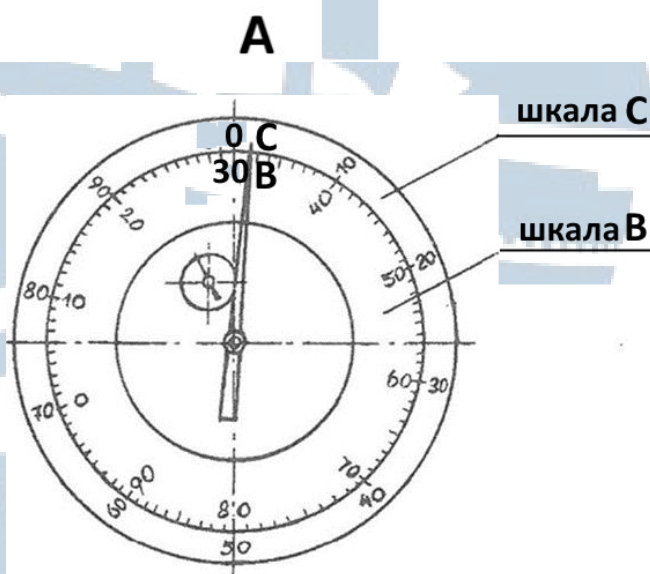
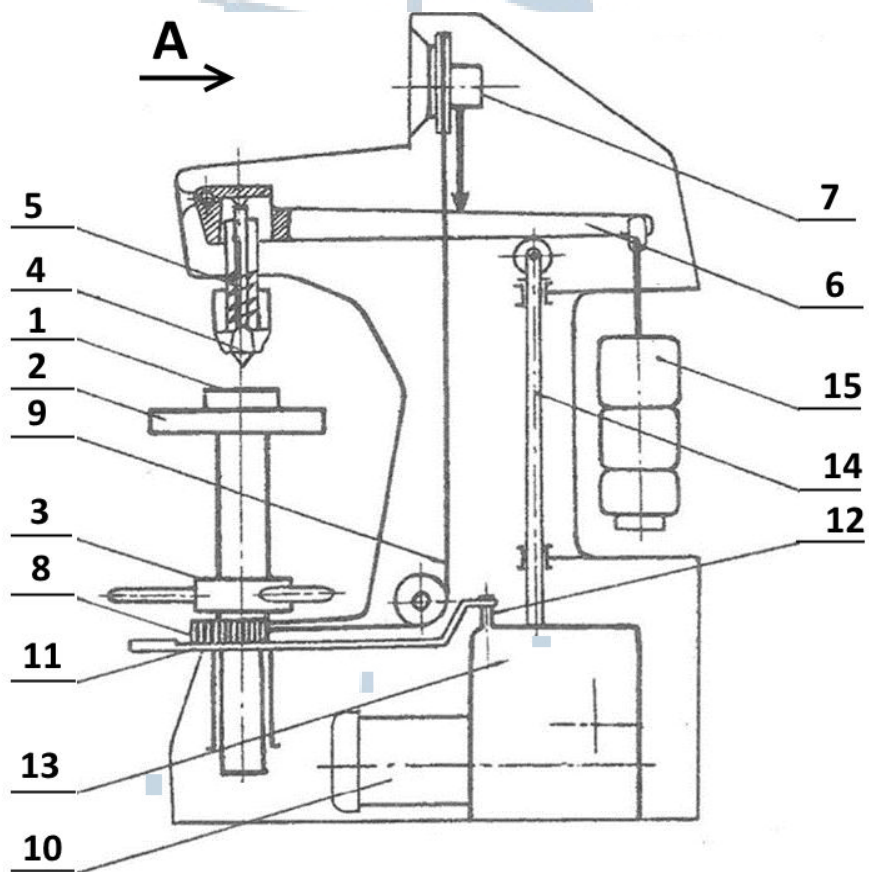


Рис. 1.4. Принципиальная схема прибора ТК-2

Схемы определения твердости по методу Роквелла приведены на рис. 1.5.

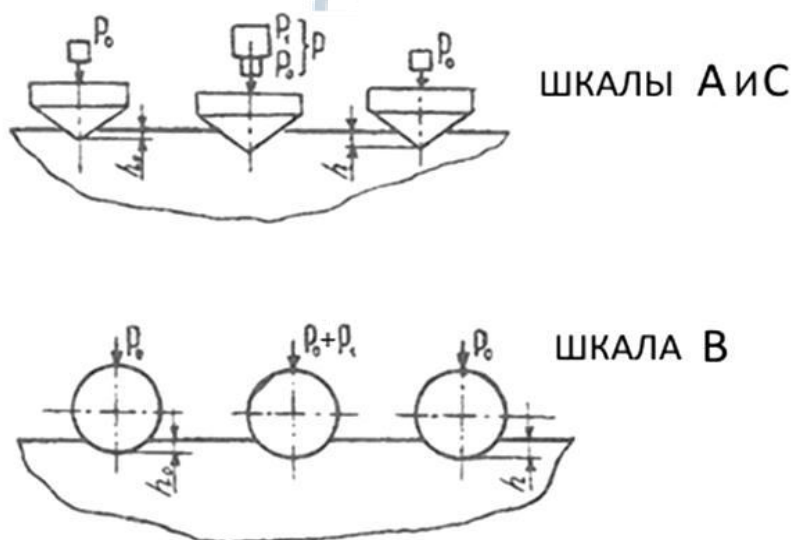


Рис. 1.5. Схемы определения твердости методом Роквелла:
 а) измерение твердости вдавливанием алмазного конуса при нагрузке 60 кг – шкала А, нагрузке 150 кг – шкала С;
 б) измерение твердости вдавливанием стального шарика при нагрузке 100 кг – шкала В

Алмазный конус применяется для испытания твердых металлов толщиной не менее 0,8 мм, стальной шарик – для мягких материалов толщиной не менее 1,5 мм. Циферблат индикатора имеет две шкалы (рис. 1.4). Красная шкала, обозначаемая В, применяется при определении твердости мягких материалов вдавливанием шарика. Черная шкала, обозначаемая А и С, применяется для твердых металлов при вдавливании алмазного конуса. Эти шкалы смещены относительно друг друга на 30 делений. Размерность шкалы индикатора является условной, а единица измерения соответствует глубине проникновения шарика или конуса на 0,002 мм. Число твердости по Роквеллу обозначается в соответствие со шкалами **HRA**, **HRB**, **HRC** из соотношения:

$$HR = k - \frac{h-h_0}{c},$$

где h_0 – глубина вдавливания индентора под действием предварительной нагрузки, мм;

h – глубина вдавливания индентора после нагружения и снятия основной нагрузки, мм;

k – постоянная величина: для шарика – 130, для алмазного конуса – 100;

s – цена деления шкалы 0,002 мм.

Число твердости по Роквеллу отсчитывается по шкале индикатора в процессе испытания. По методу Роквелла можно испытывать металлы практически любой твердости.

Выбор индентора и нагрузки производится в соответствии с табл. 1.2.

Таблица 1.2

Выбор индентора и нагрузки в зависимости от твердости испытываемого образца

<i>Примерная твердость по Бринеллю, HB</i>	<i>Шкала прибора Роквелла</i>	<i>Индентор</i>	<i>Нагрузка, кг</i>	<i>Обозначение твердости</i>	<i>Допускаемые пределы шкалы</i>
60-250	В	стальной шарик	100	HRB	25-100
250-700	С	алмазный конус	150	HRC	20-67
700	А	алмазный конус	60	HRA	70-90

Шкалой **В** пользуются для измерения твердости незакаленных сталей.

Шкалой **С** – для измерения твердости закаленных сталей.

Шкалой **А** – для измерения твердости твердых сплавов, поверхностного слоя, получившегося при химико-термической обработке (цементации, азотирования, борирования и т. д.).

2. Задание

2.1. Изучить принципиальные схемы приборов ТШ и ТК-2. Освоить методики измерения твердости.

2.2. Выбрать режимы испытаний по методам Бинелля и Роквелла для образцов из сплавов цветных металлов, незакаленных и закаленных сталей. Измерить твердость образцов.

3. Оборудование, приборы, материалы

- 3.1. Прибор ТШ для определения твердости методом Бринелля.
- 3.2. Прибор ТК-2 для определения твердости методом Роквелла.
- 3.3. Микроскоп для замера отпечатков.
- 3.4. Комплект образцов.

4. Методика проведения работы

4.1. Получить образцы и подготовить их к испытанию. Опорная и испытываемая поверхности должны быть параллельными и не иметь окалины, ржавчины или загрязнений. При необходимости поверхность образца зачистить наждачной бумагой.

4.2. В соответствии с табл. 1 выбрать режим испытания образцов по Бринеллю. Результаты занести в таблицу протокола испытаний.

4.3. Под руководством учебного мастера подготовить к испытанию прибор ТШ.

4.4. Провести испытания по методу Бринелля. Расстояние между краем образца и отпечатком должно быть не менее $2 d_{отп}$, расстояние между отпечатками – не менее $d_{отп}$.

4.5. Замерить диаметр отпечатка и вычислить твердость образцов НВ. Результаты занести в протокол испытаний.

4.6. По диаметру отпечатка определить табличное значение НВ (прилож. 1.1). Сравнить расчетные данные с таблицей.

4.7. По полученным значениям твердости НВ образцов подсчитать предел прочности σ_B (прилож. 1.2) и марку стали (прилож. 1.3).

4.8. В соответствии с табл. 2 выбрать условия испытаний образцов по методу Роквелла.

4.9. Под руководством учебного мастера подготовить к испытанию прибор ТК-2.

4.10. Произвести измерение твердости по методу Роквелла. Твердость НR образцов подсчитывается как среднее арифметическое результатов трех замеров. Результаты занести в протокол испытаний. Перевести значение твердости НR в НВ (прилож. 1.4), занести в протокол.

4.11. Составить отчет по работе.

5. Контрольные вопросы

- 5.1. Что такое твердость?
- 5.2. С какой целью определяется твердость материалов?
- 5.3. В чем сущность метода Бринелля?
- 5.4. Как производится измерение твердости на приборе Бринелля?
- 5.5. В чем сущность метода Роквелла?
- 5.6. Как производится измерение твердости на приборе Роквелла?
- 5.7. Какие шкалы применяются для определения твердости по методу Роквелла?
- 5.8. В каких единицах измеряется твердость HR и HB?
- 5.9. Как обозначается твердость по Бринеллю и Роквеллу?

6. Содержание отчета

- 6.1. Задание.
- 6.2. Схема определения твердости по методу Бринелля.
- 6.3. Схема замера диаметра отпечатка.
- 6.4. Схема определения твердости по методу Роквелла.
- 6.5. Приборы и материалы.
- 6.6. Протоколы испытаний.
- 6.7. Выводы по работе.

Таблица 1.3

Протокол испытаний по Бринеллю

№ n/n	Материал	Режим испытания			Диаметр отпечатка, $d_{отп}$ мм	Твердость, HB		Предел прочности, σ_b кг/мм ²	Примечание (марка стали)
		Нагрузка P, кг	Диаметр шарика, D, мм	Время нагружения t, с		Расчетная, кг/мм ²	Табличная, кг/мм ²		

Протокол испытаний по Роквеллу

<i>№ n/n</i>	<i>Материал</i>	<i>Режим испытания</i>			<i>Среднее значение твёрдости HR</i>	<i>Твёрдость, HB кг/мм²</i>	<i>Примечание</i>
		<i>Индентор</i>	<i>Нагрузка P, кг</i>	<i>Шкала</i>			

БГАРФ

Определение чисел твердости НВ (по ГОСТ 9012-59)

Диаметр отпечатка, мм, d_{10} или $2d_{5}$ или $4d_{2,5}$	Число твердости при нагрузке P , кгс			Диаметр отпечатка, мм, d_{10} или $2d_{5}$ или $4d_{2,5}$	Число твердости при нагрузке P , 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	368	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	23,7	5,20	131	43,7	10,8
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	41,0	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

1	2	3	4	5	6	7	8
4,25	201	67,1	16,8	5,85	101	33,7	8,43
4,30	197	65,5	16,4	5,90	99,2	33,1	8,26
4,35	192	63,9	16,0	5,95	97,3	32,4	8,11
4,40	187	62,4	15,6	6,00	95,5	31,8	7,96
4,45	183	60,9	15,2				

Примечания к таблице (прилож. 1.1):

1) Индекс 10; 5; 2,5 у буквы *d* означает диаметр шарика в миллиметрах.

2) Обозначения $2d_5$ и $4d_{2,5}$ указывают, что для отыскания по таблице числа твердости при испытании шариком в 5 мм диаметр отпечатка надо умножить на 2, а при испытании шариком в 2,5 мм – на 4. Например, для отпечатка диаметром 1,65 мм, полученного при испытании шариком в 5 мм под нагрузкой 750 кгс, число твердости следует искать в таблице для отпечатка 3,30 мм ($2 \times 1,65 = 3,30$); оно равно 341.

3) При испытании черных металлов число твердости следует находить в графе с индексом $30D^2$, при испытании цветных металлов – в графе $10D^2$ и $2,5D^2$.

Приложение 1.2

Примерная зависимость между пределом прочности σ_B и числом твердости НВ (по данным Н.А. Минкевича, И.А. Одингга, Н.В. Гевелинга)

<i>Наименование сплава</i>	<i>Зависимость между σ_B и НВ</i>
Сталь твердостью 120-175 НВ	$\sigma_B = 0,34 \cdot \text{НВ}$
Сталь твердостью 175-450 НВ	$\sigma_B = 0,35 \cdot \text{НВ}$
Медь, латунь, бронза (отожженные)	$\sigma_B = 0,55 \cdot \text{НВ}$
Медь, латунь, бронза (наклепанные)	$\sigma_B = 0,40 \cdot \text{НВ}$
Алюминий и его сплавы твердостью (20-45) НВ	$\sigma_B = (0,33-0,36) \cdot \text{НВ}$
Дюралюмин отожженный	$\sigma_B = 0,36 \cdot \text{НВ}$
Дюралюмин после закалки и старения	$\sigma_B = 0,35 \cdot \text{НВ}$

**Механические свойства углеродистой конструкционной
качественной горячекатаной стали (ГОСТ 1050-74)**

Марка стали	Содержание углерода, %	Механические свойства в нормализованном состоянии				НВ, кг/мм ²	
		Временное сопротивление разрыву, σ_b кг/мм ²	$\sigma_{тв}$ кг/мм ²	δ , %	ψ , %	отожженной	горячекатаной
						не менее	не более
1	2	3	4	5	6	7	8
08 кп	0,05-0,10	33-41	20	35	60	-	131
10	0,07-0,13	36-45	22	32	55	-	137
15	0,12-0,18	40-49	24	29	55	-	143
20	0,17-0,24	44-54	26	26	55	-	156
25	0,22-0,29	48-58	28	24	50	-	170
30	0,27-0,34	52-62	30	22	50	-	179
35	0,32-0,39	56-66	32	21	45	-	187
40	0,37-0,44	60-72	34	19	45	187	217

1	2	3	4	5	6	7	8
45	0,42-0,49	64-76	36	17	40	197	229
50	0,47-0,55	68-80	38	15	40	207	241
55	0,52-0,60	71-83	40	13	35	217	255
60	0,57-0,65	73-85	42	12	35	229	255
65	0,62-0,70	76-88	43	11	35	229	255
70	0,67-0,75	78-90	44	10	30	229	269

Приложение 1.4

**Соотношения между значениями твердости,
измеренной различными методами**

<i>Твердость по Бринеллю HB</i>		<i>Твердость по Роквеллу</i>			<i>Твердость, определяемая вдавливанием алмазной пирамиды, HV, кгс/мм²</i>
		<i>шкалы</i>			
<i>Диаметр отпечатка, мм</i>	<i>Число твердости, кгс/мм²</i>	<i>C</i>	<i>A</i>	<i>B</i>	
		<i>HRC</i>	<i>HRA</i>	<i>HRB</i>	
1	2	3	4	5	6
2,20	780	72	89	-	1224
2,25	745	70	87	-	1116
2,30	712	68	86	-	1022
2,35	682	66	85	-	941
2,40	653	64	84	-	868
2,45	627	62	83	-	804
2,50	601	60	82	-	746
2,55	578	58	81	-	694
2,60	555	56	79	-	649
2,65	534	54	78	-	606
2,70	514	52	77	-	587
2,75	495	50	76	-	551
2,80	477	49	76	-	534

1	2	3	4	5	6
2,85	461	48	75	-	502
2,90	444	46	74	-	473
2,95	429	45	73	-	460
3,00	415	44	72	-	435
3,02	409	43	72	-	423
3,05	409	42	71	-	412
3,10	388	41	71	-	401
3,15	375	40	70	-	390
3,20	363	39	70	-	380
3,25	352	38	69	-	361
3,30	341	37	68	-	344
3,35	331	36	68	-	355
3,40	321	35	67	-	320
3,45	311	34	67	-	312
3,50	302	33	67	-	305
3,55	293	31	66	-	291
3,60	286	30	66	-	285
3,65	277	29	65	-	278
3,70	269	28	65	-	272
3,75	262	27	64	-	261
3,80	255	26	64	-	255
3,85	248	25	63	-	250
3,90	241	24	63	100	240
3,95	235	23	62	99	235
4,00	228	22	62	98	226
4,05	223	21	61	97	221
4,10	217	20	61	97	217
4,15	212	19	60	96	213
4,20	207	18	60	95	209
4,25	202	16	59	94	201
4,30	196	15	58	93	197
4,35	192	14	58	92	190
4,40	187	13	57	91	186
4,45	188	-	56	89	183
4,50	179	-	56	88	177
4,55	174	-	55	87	174
4,60	170	-	-	86	171

1	2	3	4	5	6
4,65	166	-	-	85	165
4,70	163	-	-	84	162
4,75	159	-	-	83	159
4,80	156	-	-	82	154
4,85	153	-	-	81	155
4,90	149	-	-	80	149
4,95	146	-	-	78	147
5,00	143	-	-	76	144
5,05	140	-	-	76	-
5,10	137	-	-	75	-
5,15	134	-	-	74	-
5,20	131	-	-	72	-
5,25	128	-	-	71	-
5,30	126	-	-	69	-
5,35	124	-	-	69	-
5,40	121	-	-	67	-
5,45	118	-	-	66	-
5,50	116	-	-	65	-
5,55	114	-	-	64	-
5,60	112	-	-	62	-
5,65	109	-	-	61	-
5,70	107	-	-	59	-
5,75	105	-	-	58	-
5,80	103	-	-	57	-
5,85	101	-	-	56	-
5,90	99	-	-	54	-
5,95	97	-	-	53	-
6,00	96	-	-	52	-
6,10	92	-	-	49,5	-
6,20	88	-	-	47	-
6,36	84	-	-	43,5	-
6,48	80	-	-	40,5	-
6,56	78	-	-	38,5	-

Примечание: числа твердости по Бринеллю получены при нагрузке 3 000 кг и шарике диаметром 10 мм.

Лабораторная работа № 2

Наклеп и рекристаллизация

Цель работы: изучение влияния холодной пластической деформации на упрочнение малоуглеродистой стали. Изучение влияния температуры рекристаллизации на свойства холоднодеформированной стали.

1. Теоретическая часть

1.1. Сущность процессов пластической деформации и рекристаллизации металлов. Механизм пластической деформации

Деформацией называется изменение первоначальной формы и размеров объекта при приложении к нему внешней нагрузки. Различают два вида деформации: упругую и пластическую.

Упругая деформация состоит только в изменении межатомных расстояний в кристаллической решетке металла и исчезает после снятия нагрузки, *пластическая* же деформация протекает при напряжениях выше предела упругости и вызывает необратимые изменения формы и размеров тела (сохраняется после снятия нагрузки). При этом происходит смещение одной части кристалла по отношению к другой.

Пластическая деформация используется в технологических процессах: штамповке, ковке, волочении, прессовании и др.

Пластическая деформация в металле осуществляется путем: скольжения, двойникования и межзеренного перемещения.

Скольжение происходит путем перемещения (скольжения) одной части кристалла относительно другой под действием касательных напряжений τ (рис. 2.1.).

Легче всего скольжение идёт по плоскостям, наименее густо усеянными атомами, так как они наиболее удалены друг от друга и поэтому их легче сдвинуть друг относительно друга.

БГАРФ

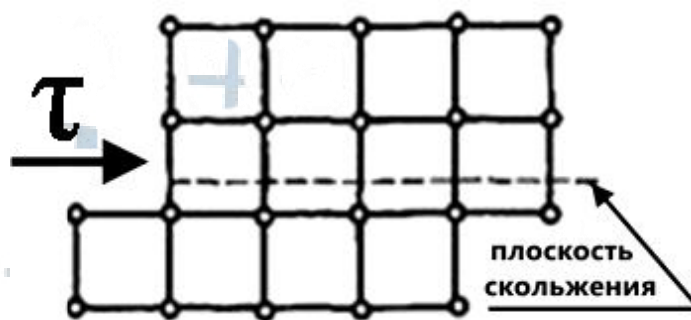


Рис. 2.1. Схема пластической деформации скольжением

Большую роль в скольжении играют *дислокации* – они облегчают скольжение (рис. 2.2). Дислокация – линейный дефект или нарушение кристаллической решётки твёрдого тела.

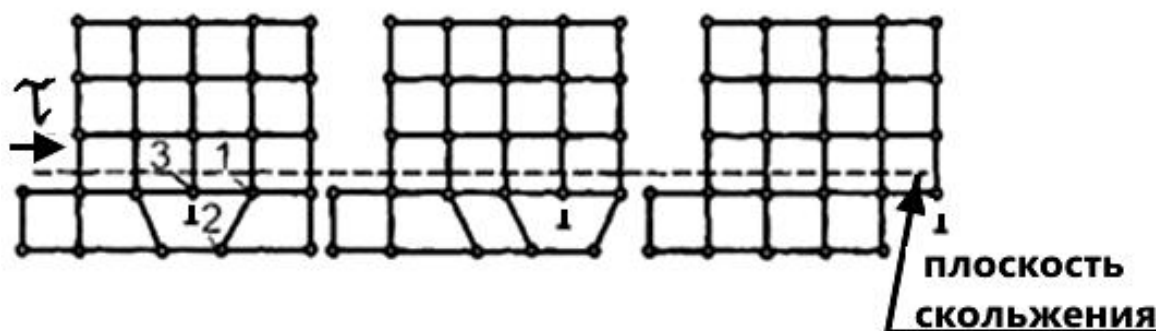


Рис. 2.2. Движение линейной дислокации, приводящее к образованию ступеньки единичного сдвига на поверхности кристалла

Под действием τ разрывается связь между атомами 1 и 2 в плоскости скольжения и возникает связь между атомами 2 и 3. В результате дислокация продвигается вперед на одно межатомное расстояние и т. д. – это элементарный акт пластической деформации. При выходе дислокации из кристалла на поверхности его образуется уступ (ступенька) в один период решетки. Под действием τ срываются новые атомные плоскости и образуются новые ступеньки единичного сдвига на поверхности кристалла. Следовательно, для продвижения дислокации не нужно разрывать связь между всеми атомами в плоскости скольжения, разрывается связь между атомами только у края дислокации. Этим и объясняется, что реальная прочность металла значительно ниже теоретической прочности.

Двойникование – это зеркальное перемещение одной части кристалла относительно другой под действием касательных напряжений (рис. 2.3).

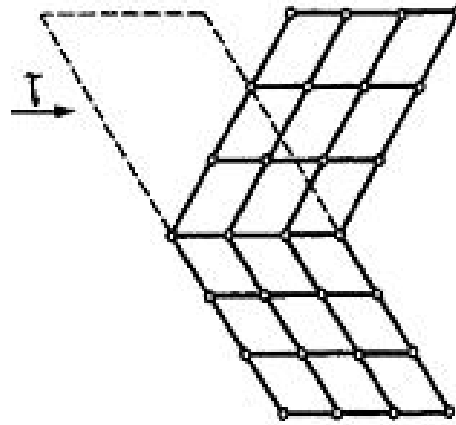


Рис. 2.3. Схема пластической деформации двойникованием

Межзёрное перемещение (рис. 2.4). Под действием растягивающего усилия P деформация пойдёт прежде всего в 1 зерне, где направление легкого скольжения совпадает с действием силы P . Оно вытягивается, а соседние зёрна при этом поворачиваются до тех пор, пока направление легкого скольжения не совпадет с P , а затем пойдет и в них деформация и т. д.

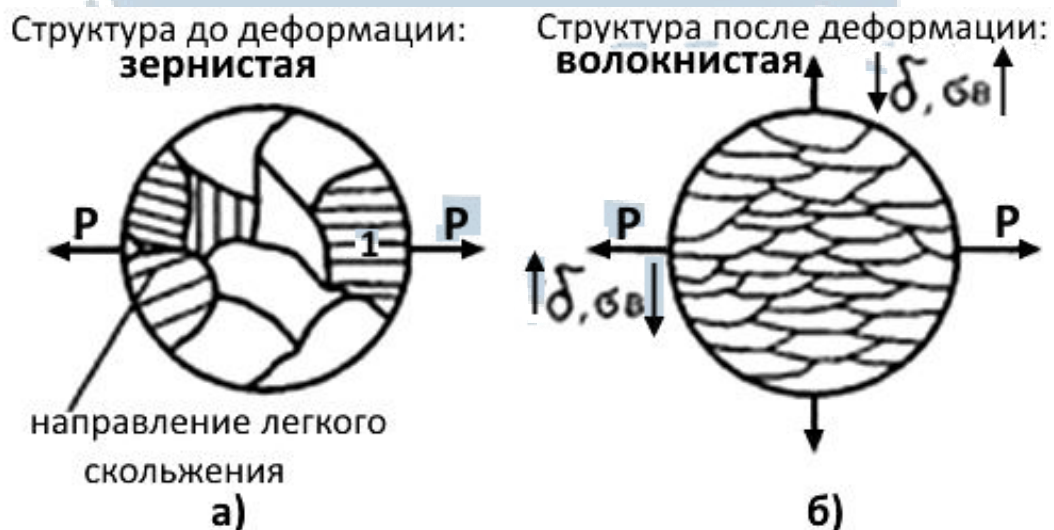


Рис. 2.4. Схема изменения структуры в металле под действием пластической деформации

В результате после деформации получим волокнистую структуру (*текстуру*), и механические свойства в разных направлениях будут неодинаковы (рис. 2.4, б). Вдоль действия силы P пластичность будет выше, а поперек – ниже, при этом прочность σ_b будет меняться наоборот. Различие механических свойств, вдоль действия силы (прокатки) и поперек – это *анизотропия* механических свойств.

1.2. Наклеп при пластической деформации

Если предварительно деформированный металл вновь подвергнуть нагружению, то его способность к пластической деформации уменьшится, т. е., чтобы вызвать дальнейшую пластическую деформацию, надо приложить большие напряжения. Это значит, что металл стал прочнее.

Упрочнение металла под действием пластической деформации называется *наклепом* или *нагартовкой*.

Под действием пластической деформации меняется структура, а, следовательно, должны меняться и свойства (рис. 2.5).



Рис. 2.5. Влияние степени деформации на механические свойства металла

Наклеп объясняется: повышением плотности дислокаций; искажением кристаллической решетки; дроблением зерен; образованием мелкоячеистой субструктуры; повышением плотности вакансий.

У ферромагнитных же металлов, например, у железа, возрастает коэрцитивная сила, а магнитная проницаемость, напротив, становится меньше.

Упрочнение металла при наклепе используется как метод повышения прочности конструкционных материалов и применяется при производстве высокопрочной проволоки, листов проката, накатке резьб, обкатке шеек валов твердыми роликами и т. д.

1.3. Отдых (возврат), первичная и собирательная рекристаллизация. Рекристаллизационный отжиг

Если всю энергию, затраченную на деформацию, принять за 100 %, то около 90 % уходит в тепло, а ≈ 10 % остается в металле. Поэтому структура после деформации неустойчива и в определенных температурных условиях, когда появляется диффузионная подвижность атомов, идет переход к более устойчивой зернистой структуре, происходит *рекристаллизация*.

При нагреве в металле идут следующие процессы: отдых металла (возврат), первичная рекристаллизация, собирательная рекристаллизация.

Отдых металла (*возврат*). Наблюдается при $(0,2-0,3) T_{пл}$ ($T_{пл}$ – температура плавления). При этом подвижность приобретают точечные дефекты (вакансии и дислоцированные атомы) и происходит уменьшение плотности этих дефектов. При этом подвижность приобретают и дислокации. Это вызывает снятие искажений кристаллической решетки и ведет к частичному (на 20 ... 30 %) разупрочнению стали и восстановлению электропроводности.

Рекристаллизация – это процесс зарождения и (или) роста новых зерен в деформированном поликристаллическом металле или сплаве при нагреве за счет других зерен той же фазы, сопровождающийся уменьшением суммарной зернограницной энергии и повышением их структурного совершенства. Рекристаллизация – это диффузионный процесс, и поэтому сильно зависит от температуры.

Температура начала рекристаллизации определяется по формуле:

$$T_{нр} = \alpha \cdot T_{пл},$$

где α – коэффициент, зависящий от химического состава и структуры, для чистых металлов, $\alpha = 0,3 \dots 0,4$; для сплавов $\alpha = 0,6 \dots 0,8$;

$T_{\text{нр}}$ – температура начала рекристаллизации, °С;

$T_{\text{пл}}$ – температура плавления, °С.

Образование и рост равноосных зерен с более совершенным кристаллическим строением за счет деформированных зерен той же фазы называется *первичной рекристаллизацией*. Первичная рекристаллизация наблюдается при более высоких температурах. При этом приобретают диффузионную подвижность атомы и наблюдаются изменения в микроструктуре, то есть наряду с вытянутыми деформированными зёрнами появляются равноосные рекристаллизованные зёрна, количество которых увеличивается, а деформированных уменьшается. Температура, когда полностью исчезают деформированные зёрна, называется температурой конца первичной рекристаллизации.

После первичной рекристаллизации мы получаем мелкозернистую структуру. При дальнейшем нагреве эти зёрна самопроизвольно растут более или менее равномерно, наступает стадия *собирательной рекристаллизации*. При этом сокращается суммарная поверхность границ зёрен, а, следовательно, и зернограничная (поверхностная) энергия, уменьшается. Границы перемещаются так, чтобы приблизить углы в стыках к углу 120° . Рост зерен замедляется или приостанавливается, когда их форма приближается к правильному шестиграннику, которая соответствует минимальному значению поверхностной энергии зерна.

На рис. 2.6 показано изменение механических свойств наклепанного металла при нагреве.

БГАРФ

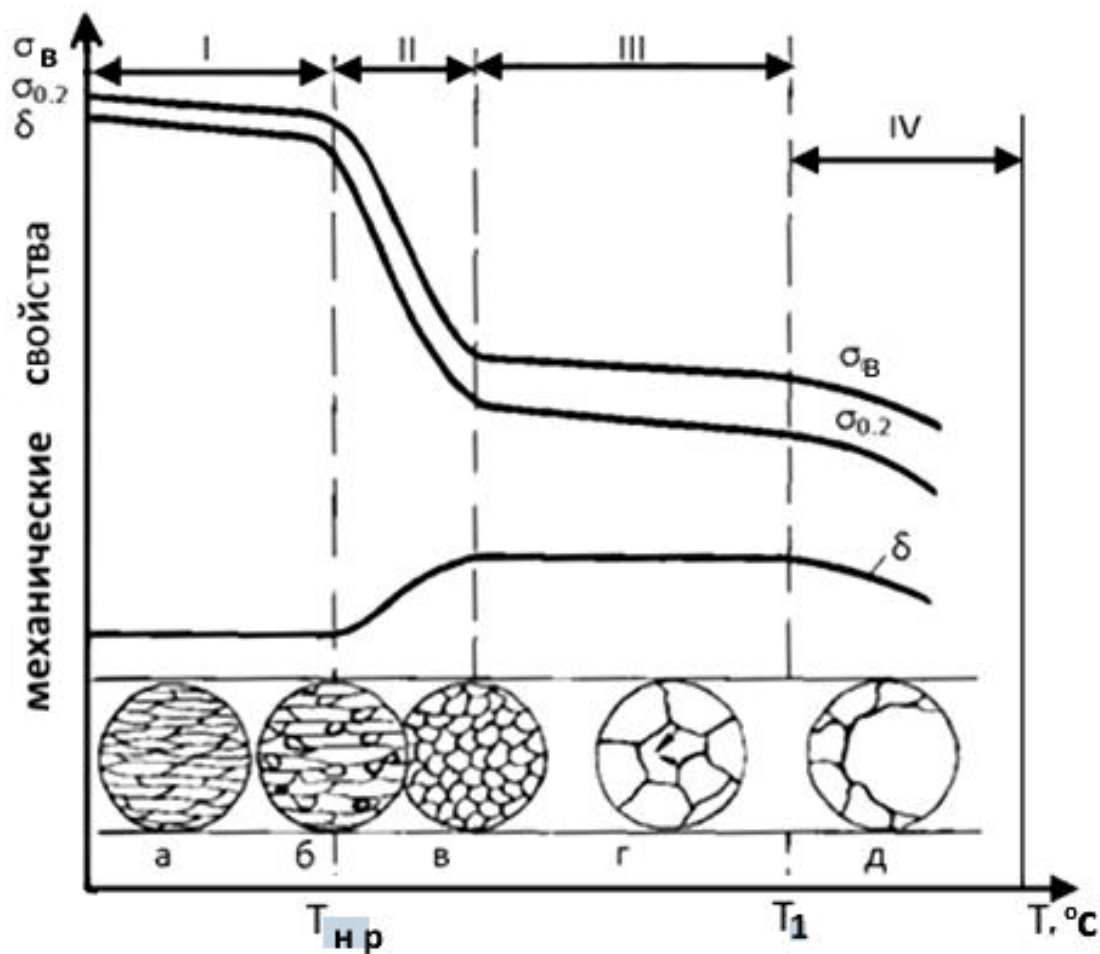


Рис. 2.6. Схема изменения свойств и структуры наклепанного металла при нагреве: I – возврат; II – первичная рекристаллизация; III – собирательная рекристаллизация; IV – вторичная рекристаллизация (а – наклепанный металл; б – начало первичной рекристаллизации; в – завершение первичной рекристаллизации; г – собирательная рекристаллизация; д – вторичная рекристаллизация)

При T_1 (рис. 2.6) происходит *перегрев* за счет собирательной рекристаллизации. Зерна укрупняются, и при этом резко падает ударная вязкость; далее – *пережог*, идет процесс окисления по границам зерен, и механические свойства ухудшаются катастрофически.

В производстве изделий методом холодной деформации (волоочение, штамповка, холодная прокатка) явление наклепа с технологической точки зрения нежелательно, так как он снижает способность металла к дальнейшему деформированию. Поэтому для снятия наклепа перед последующей деформацией и обработкой резанием заготов-

ку подвергают рекристаллизационному отжигу с целью получения исходной высокой пластичности металла.

2. Задание

2.1. Определить степень упрочнения стали после холодной деформации осадкой на прессе.

2.2. Определить твердость образцов после возврата и рекристаллизационного отжига.

3. Оборудование, приборы, материалы

3.1. Комплект стальных образцов с различной степенью деформации.

3.2. Твердомер ТК-2.

3.3. Штангенциркуль ШЦ-I.

3.4. Термические печи.

3.5. Наждачная бумага.

4. Методика проведения работы

4.1. Произвести замеры высот недеформированного образца и деформированных (с различной степенью осадки).

4.2. Вычислить степень деформации (ϵ) для каждого из образцов по формуле:

$$\epsilon = \frac{h_0 - h_d}{h_0} \cdot 100\% ,$$

где h_0 – высота недеформированного образца, мм;

h_d – высота образца после деформации, мм.

Результаты замера высоты образца и расчета степени деформации занести в протокол испытаний.

4.3. На приборе Роквелла измерить твердость исследуемых образцов.

Измерения производить шариком $\text{Ø}1/16''$ (дюйма), нагрузка 100 кг, шкала В. В протокол заносится среднее арифметическое значение трех замеров.

4.4. Построить график зависимости твердости от степени деформации.

4.5. Образцы с максимальной степенью деформации поместить с помощью щипцов в термические печи (один образец из стали 12X18H10T в печь с температурой ≈ 450 °С, другой образец – в печь с температурой ≈ 690 °С). Время выдержки ≈ 15 минут. После выдержки образец вынуть щипцами из печи и охладить до комнатной температуры. Время охлаждения $\approx 5-7$ минут.

4.6. Произвести зачистку поверхности образцов от окалины с двух сторон наждачной бумагой. После зачистки образцы протереть простой бумагой для удаления абразивных частиц.

4.7. Произвести замеры твердости образцов на приборе Роквелла. Измерения производить шариком $\varnothing 1/16''$ (дюйма), нагрузка 100 кг, шкала В. Результаты измерений занести в протокол.

4.8. Построить график зависимости твердости от температуры нагрева.

4.9. Составить отчет по работе.

5. Контрольные вопросы

5.1. Какая деформация называется пластической и чем она отличается от упругой?

5.2. Что называется наклепом?

5.3. Какие основные факторы вызывают упрочнение металла при наклепе?

5.4. Что такое отдых (возврат) металла?

5.5. Что такое рекристаллизация?

5.6. От чего зависит температура рекристаллизации?

5.7. Назовите основные стадии рекристаллизации и объясните их сущность.

5.8. Какое практическое значение имеют явления наклепа и рекристаллизации?

6. Содержание отчета

6.1. Задание.

6.2. Схемы деформации металла скольжением и двойникованием.

6.3. Схема изменения структуры в металле под действием пластической деформации.

6.4. Схема изменения структуры наклепанного металла при нагреве.

6.5. Приборы, оборудование, материалы.

6.6. Протоколы испытаний.

6.7. График упрочнения стали при деформации.

6.8. График разупрочнения стали при нагреве.

6.9. Выводы по работе.

Таблица 2.1

Протокол испытаний № 1

<i>№ образца</i>	<i>Материал</i>	<i>Высота образца, h, мм</i>	<i>Степень деформации, ε, %</i>	<i>Твердость</i>

Таблица 2.2

Протокол испытаний № 2

<i>№ образца</i>	<i>Материал</i>	<i>Твердость (после нагрева)</i>			<i>Примечание (состояние образца)</i>
		<i>+ 20 °C</i>	<i>+ 450 °C</i>	<i>+ 690 °C</i>	

БГАРФ

Лабораторная работа № 3

Исследование процессов кристаллизации и построение диаграммы состояния сплавов методом термического анализа

Цель работы: освоение методики экспериментального построения диаграммы состояния сплавов методом термического анализа. Исследование закономерностей кристаллизации и строения сплавов.

1. Теоретическая часть

1.1. Основы теории сплавов

При переходе металлов из жидкого состояния в твердое образуется кристаллическая решетка, возникают кристаллы. Этот процесс называется *кристаллизацией*.

Сплавом называется вещество, полученное сплавлением двух или более элементов. Строение сплава зависит от того, в какое взаимодействие вступают элементы (компоненты), образующие сплав.

Компонентами называют вещества, образующие систему. Компонентами могут быть элементы (металлы и неметаллы), а также химические соединения, которые устойчивы в исследуемых интервалах температур.

Если в твердом состоянии сплавливаемые компоненты не взаимодействуют друг с другом, то такой сплав образует *механическую смесь*, состоящую из зерен обоих элементов.

Составляющие сплав элементы могут также образовывать *химические соединения и твердые растворы* (ограниченные и неограниченные).

Диаграмма состояния – это графическое изображение фазовых (или структурных) превращений сплавов в зависимости от температуры и концентрации. Диаграммы строят в условиях равновесия, которое соответствует минимальному значению свободной энергии, которое достигается очень малыми скоростями охлаждения (нагрева). По диаграммам можно установить температуру кристаллизации (плавления) сплава, его структуру и т. д. Велико практическое значение диаграмм при разработке режимов литья, горячей обработки металлов, термообработки и т. д.

Диаграммы состояния строятся экспериментально с помощью различных методов. Наиболее простым и достаточно точным является

метод термического анализа, разработанный русским ученым Н.С. Курнаковым.

Этот метод основан на явлении «*теплового эффекта*», заключающегося в том, что в момент перехода металла (сплава) из одного фазового состояния в другое, например, из жидкого в твердое (или наоборот), происходит значительное выделение (или поглощение) тепла.

Если произвести наблюдение за изменением температуры сплава при охлаждении (из жидкого состояния) с постоянной скоростью до полного затвердения и построить кривую охлаждения в координатах «температура – время», то «тепловой эффект» будет виден на этой кривой как перегиб или площадка, так как выделяющееся в момент фазового перехода тепло частично или полностью компенсирует падение температуры сплава при его охлаждении.

Точки, соответствующие перегибам или площадкам, называются «*критическими точками*», а соответствующие температуры – «*критическими температурами*».

Таким образом, для экспериментального построения диаграммы состояния термическим методом необходимо построить кривые охлаждения для серии сплавов различной концентрации компонентов какой-либо системы, найти на этих кривых критические температуры и перенести их значения на координаты «температура – концентрация». В данной работе исследуются сплавы системы *Pb-Sn*.

Системой называется совокупность фаз, находящихся в равновесии. *Фазой* называется однородная часть системы, отделенная от других частей системы поверхностью раздела, при переходе через которую состав и структура сплава изменяются скачком.

Точка начала кристаллизации жидкости называется *ликвидус*, точка конца кристаллизации – *солидус*. Выше точки ликвидуса сплавы находятся в жидком состоянии, а ниже точки солидус – в твердом.

1.2. Правило отрезков

В процессе кристаллизации изменяются концентрации фаз. Например, если из жидкого выделяются кристаллы одного компонента, то его концентрация в жидкой фазе должна уменьшаться, одновременно изменяются объемы жидкой и твердой фаз. В любой точке диаграммы, когда в сплаве одновременно существуют две фазы, можно определить объемы, занимаемые фазами, и концентрацию в них компонентов, для этого применяется правило отрезков в точке «*а*», показывающей состояние сплава с концентрацией «*к*» (рис. 3.1).

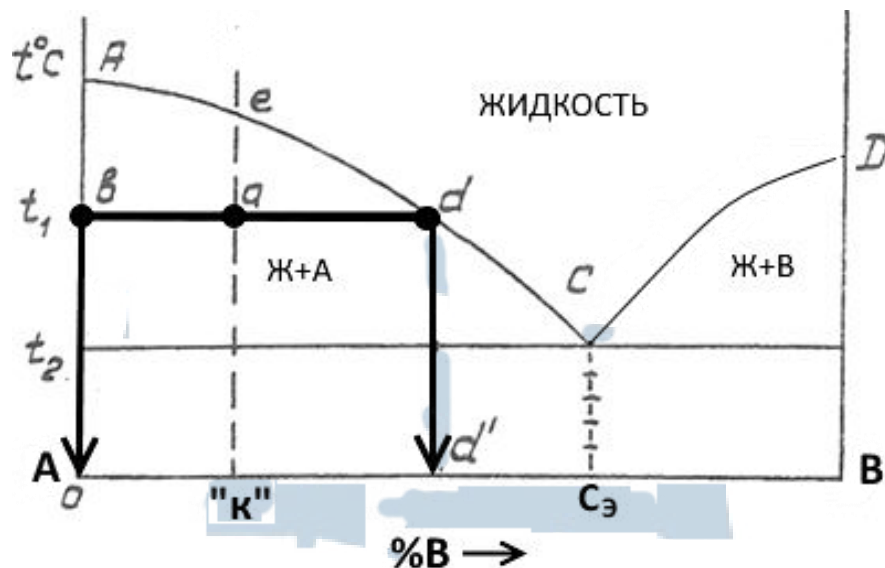


Рис. 3.1. Диаграмма состояния сплава
(к применению на ней правила отрезков)

При температуре t_1 сплав состоит из кристаллов А и жидкости (А+Ж). При выделении из сплава кристаллов компонента А состав жидкости изменяется в сторону уменьшения в ней компонента А. При температуре t_1 концентрация компонента А в жидкости определяется проекцией точки «d»; это максимальное количество компонента В, которое может содержать жидкость при t_1 . По достижении эвтектической температуры – t_2 , жидкость принимает эвтектическую концентрацию «С_э». Следовательно, при охлаждении сплава концентрация жидкости меняется по кривой «ec». Выделяющиеся кристаллы А имеют постоянный состав – это чистый компонент А, концентрация которого лежит на вертикальной оси «ОА».

Первое положение правила отрезков формулируется следующим образом:

Чтобы определить концентрацию компонентов в фазах, через данную точку, характеризующую состояние сплава, проводят горизонтальную линию до пересечения с линиями, ограничивающими данную область. Проекция точек пересечения на ось концентраций показывают составы фаз.

$$K_{Ж}^{t_1} = d^I; \quad K_{ТВ}^{t_1} = 100\%A.$$

Объем фаз (в процентном отношении) можно также определить по правилу отрезков. Если точка «а» определяет состояние сплава, точка «d» – состав жидкой фазы, а точка «в» – состав твердой фазы,

то отрезок « vd » определяет все количество сплава, отрезок « va » – количество жидкости и отрезок « ad » – количество твердой фазы.

$$V_{\text{Ж}}^{t_1} = \frac{va}{vd} \cdot 100\%; \quad V_{\text{ТВ}}^{t_1} = \frac{ad}{vd} \cdot 100\%.$$

Второе положение правила отрезков формулируется так:

Для того, чтобы определить количественное соотношение фаз, через заданную точку проводят горизонтальную линию. Отрезки этой линии между заданной точкой и точками, определяющими составы фаз, обратно пропорциональны количествам этих фаз.

Правило отрезков в бинарных диаграммах состояния можно применять только в двухфазных областях. В однофазной области любая точка внутри области характеризует ее концентрацию.

1.3. Методика работы на лабораторной установке

Для определения критических точек в сплаве используется специальная установка. Температура металла измеряется обычно при помощи термопары. Принцип измерения температуры следующий: термопара состоит из двух проволок разных металлов, соединенных одним концом в спай, два других конца подключены к потенциометру, позволяющему измерить ток очень малой разности потенциалов. При нагревании спая термопары возникает ток, величина которого прямо пропорциональна температуре, предварительно проградуировав шкалу потенциометра, этим прибором можно определять температуру металла.

Установка для определения критических точек в сплавах приведена на рис. 3.2. Установка включает: печь (электроплитка) – 1, тигель с расплавленным металлом – 2, термопару – 3, потенциометр – 4 и штатив – 5.

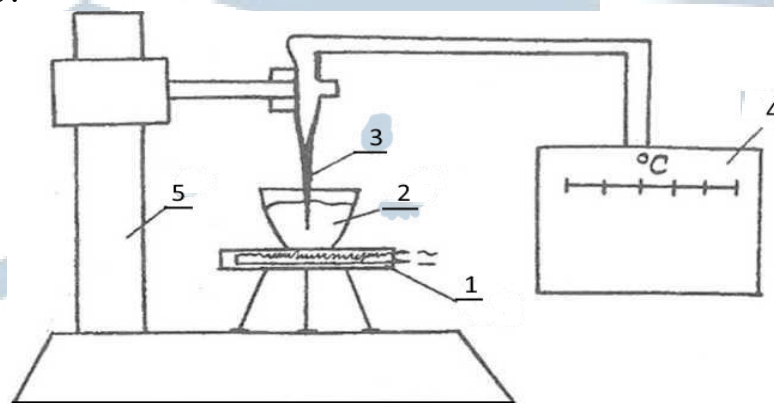


Рис. 3.2. Схема установки для изучения процесса кристаллизации термическим методом

При охлаждении расплава на диаграммной ленте потенциометра фиксируется температура.

Появление изменений в агрегатном состоянии сплава в связи с выделением скрытой теплоты кристаллизации и фазовые превращения отражаются в виде перегибов и площадок на кривой «температура–время».

Имея достаточное количество сплавов с различной концентрацией компонентов и определив в каждом сплаве температуры превращений, можно построить диаграмму состояния. Температуры сплавов с низкими температурами плавления могут быть определены термометрами.

1.4. Методика построения диаграммы по критическим точкам и закономерности кристаллизации сплавов по диаграмме

Диаграмма строится следующим образом: по оси абсцисс откладывается в масштабе процентное содержание исследуемых сплавов (рис. 3.3), а на осях ординат, соответствующие этим сплавам, наносятся найденные критические температуры. На ординатах, соответствующих 100 % Pb и 100 % Sn, откладываются критические температуры чистых металлов. Все верхние точки (точки начала кристаллизации) соединяются между собой и образуют линию ликвидус ACD. Все нижние (точки конца кристаллизации) образуют линию солидус ECF. В случае небольших отклонений температур линии проводятся как средние между этими отклонениями.

Основной особенностью в кристаллизации сплавов Pb-Sn является образование в конце кристаллизации *эвтектики*, представляющей собой структуру тонкой механической смеси кристаллов Pb и Sn, получающуюся путем одновременной кристаллизации обоих компонентов при постоянной температуре и определенной концентрации (60 % Sn + 40 % Pb).

У данной системы сплавов образование эвтектики происходит на линии ECF (солидус) при 180 °С, ввиду чего эту линию называют *линией эвтектического превращения*.

БГАРФ

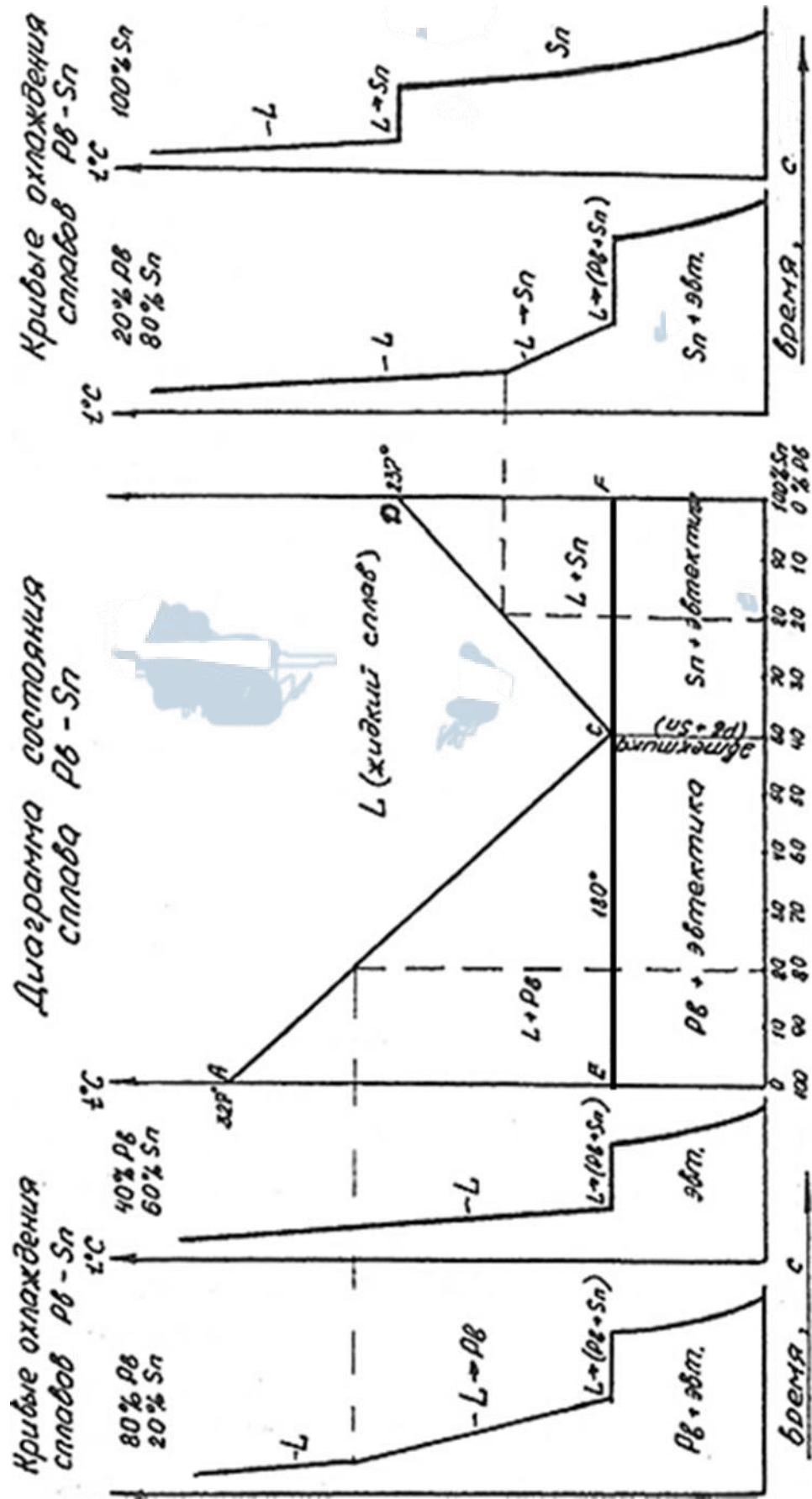


Рис. 3.3. Диаграмма состояния сплава Pb-Sn и кривые охлаждения (термические кривые)

Состав эвтектики в данной системе равен: 60 % Sn и 40 % Pb. Соответственно, сплав, имеющий такой состав, называют *эвтектическим сплавом*; после затвердения он имеет структуру эвтектики. Сплавы, имеющие концентрацию более 40 % Pb (а следовательно, менее 60 % Sn), называются *доэвтектическими*; их кристаллизация, согласно диаграмме, начинается по линии AC с выпадения кристаллов того компонента, которого в жидком растворе больше, чем в эвтектике, т. е. с кристаллов Pb. При $t = 180\text{ }^{\circ}\text{C}$ (линия ECF) состав оставшейся жидкой фазы (вследствие выпадения избыточного Pb) станет равным 40 % Pb и 60 % Sn и происходит окончательная кристаллизация – образуется эвтектика.

Таким образом, структура доэвтектических сплавов будет состоять из кристаллов Pb и эвтектики.

Сплавы с содержанием Pb менее 40 % называются *заэвтектическими*. Их кристаллизация начинается с выпадения кристаллов Sn, избыточных по отношению к эвтектическому составу; затем идет образование эвтектики, и после окончательного затвердевания их структура будет состоять из кристаллов Sn + эвтектика.

2. Задание

2.1. Экспериментально определить температуру кристаллизации заданного сплава.

2.2. По данным термического анализа построить диаграмму состояния системы сплавов Pb-Sn.

2.3. Исследовать процессы кристаллизации в системе Pb-Sn.

3. Приборы, оборудование, материалы

3.1. Установка для изучения процесса кристаллизации.

3.2. Шихтовые составы свинца и олова.

3.3. Секундомеры.

4. Методика проведения работы

4.1. Ознакомиться с методикой работы на установке по изучению процесса кристаллизации.

4.2. Построить экспериментальные термические кривые охлаждения сплава и определить критические точки.

4.3. По полученной кривой охлаждения определить критические точки заданного сплава и соответствующие им критические темпера-

туры и по этим экспериментальным данным составить протокол исследований (табл. 3.1).

4.4. По данным для всех составов сплавов построить диаграмму состояния «свинец – олово».

4.5. Указать на диаграмме и соответствующей кривой охлаждения структурные составляющие сплавов.

4.6. Пользуясь диаграммой состояния «свинец-олово», дать схему структуры сплава при комнатной температуре, определить концентрацию компонентов в фазах и объемы фаз.

4.7. Составить отчет по работе.

Таблица 3.1

Протокол исследований

Состав сплава	100 % Pb	80 % Pb + 20 % Sn	60 % Pb + 40 % Sn	40 % Pb + 60 % Sn	20 % Pb + 80 % Sn	100 % Sn
Точка ликвидус						
Точка солидус						

5. Содержание отчета

5.1. Задание.

5.2. Приборы и материалы.

5.3. Схема установки для изучения процесса кристаллизации.

5.4. Экспериментальная термическая кривая охлаждения сплава.

5.5. Схема структуры сплава при температуре 20 °С.

5.6. Оформить протокол исследований (табл. 3.1).

5.7. Диаграмма состояния сплавов Pb-Sn.

5.8. Концентрация компонентов в фазах и объемы фаз при температуре, заданной преподавателем.

5.9. Выводы по работе.

6. Контрольные вопросы

- 6.1. На каком физическом явлении основан метод термоанализа?
- 6.2. Для какой цели служит этот метод в металловедении?
- 6.3. Что такое кривая охлаждения?
- 6.4. Что такое критическая точка?
- 6.5. Что такое критическая температура?
- 6.6. Как экспериментально определяются критические точки?
- 6.7. Как построить диаграмму состояния системы сплавов, если известны критические точки?
- 6.8. Каковы закономерности кристаллизации сплавов по диаграмме?
- 6.9. Что такое эвтектика; эвтектическое превращение?
- 6.10. Как происходит кристаллизация?
- 6.11. Каковы структуры сплавов эвтектического, доэвтектического, заэвтектического?
- 6.12. Как определить по диаграмме количественное соотношение фаз в сплаве? Как пользоваться правилом отрезков?

Лабораторная работа № 4

Изучение диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов

Цель работы: изучить фазовые превращения, происходящие в железоуглеродистых сплавах в равновесных условиях; фазы и структуры, образующиеся в этой системе сплавов.

1. Теоретическая часть

1.1. Значение диаграммы, ее особенности

Диаграмма железоуглеродистых сплавов имеет большое теоретическое и практическое значение, так как по ней изучаются фазовые превращения и структуры двух больших классов сплавов, широко применяемых в технике – сталей и чугунов. Она позволяет проследить, как меняются структуры сталей и чугунов в зависимости от содержания в них углерода, а также при нагреве и охлаждении этих сплавов. Диаграмма позволяет также определить критические точки сталей и чугунов, что важно при разработке технологических режимов литья, обработки давлением, термообработки, сварки и т. д.

Общий вид диаграммы представлен на рис. 4.1.

Следует отметить, что изучение диаграммы Fe-C ограничивается концентрацией C = 6,67 %, так как сплавы с большим содержанием углерода ввиду их хрупкости практически не применяют.

При содержании углерода 6,67 % образуется первое химическое соединение железа с углеродом – Fe₃C (карбид железа), называемый цементитом и принимаемый за второй компонент системы Fe-Fe₃C.

Начальная точка оси абсцисс соответствует 100 % Fe и 0 % Fe₃C, конечная – 6,67 % C, т. е. 100 % Fe₃C; по оси ординат откладывается температура.

1.2. Характеристика компонентов и фаз диаграммы

Первым компонентом системы Fe-Fe₃C является **железо**.

Температура кристаллизации железа – 1539 °C (точка A).

Кристаллизуясь, железо может существовать в двух полиморфных (аллотропных) модификациях: **Fe_α** (α-железо) в интервалах температур: от 1 539 °C до 1 392 °C и от 911 °C и ниже, с объемно-центрированной кристаллической решеткой (ОЦК) и **Fe_γ** (γ-железо) - в интервале температур от 1 392 °C до 911 °C с гранецентрированной решеткой (ГЦК).

Взаимодействуя с углеродом, Fe_α и Fe_γ могут образовывать ограниченные твердые растворы:

Аустенит – ограниченный твердый раствор углерода в Fe_γ, т. е. Fe_γ(C).

Максимальная растворимость углерода в аустените 2,14 %, при t = 1 147 °C (точка E). При снижении температуры от 1 147 °C до 727 °C растворимость углерода в этой фазе уменьшается по линии ES до 0,8 % C (т. S).

Феррит – ограниченный твердый раствор углерода в Fe_α, т. е. Fe_α(C).

Максимальная растворимость углерода в феррите ≈ 0,02 %, при t = 727 °C (точка P). При понижении температуры от 727 °C до комнатной растворимость углерода уменьшается по линии PQ до ≈ 0,006 %.

Цементит – второй компонент системы (карбид железа с химической формулой Fe₃C), имеющий температуру кристаллизации ≈ 1 250 °C, обладающий орторомбической кристаллической решёткой, очень твёрд и хрупок, слабо магнитен до 210 °C, содержащей **6,67 % C** по массе (остальное железо).

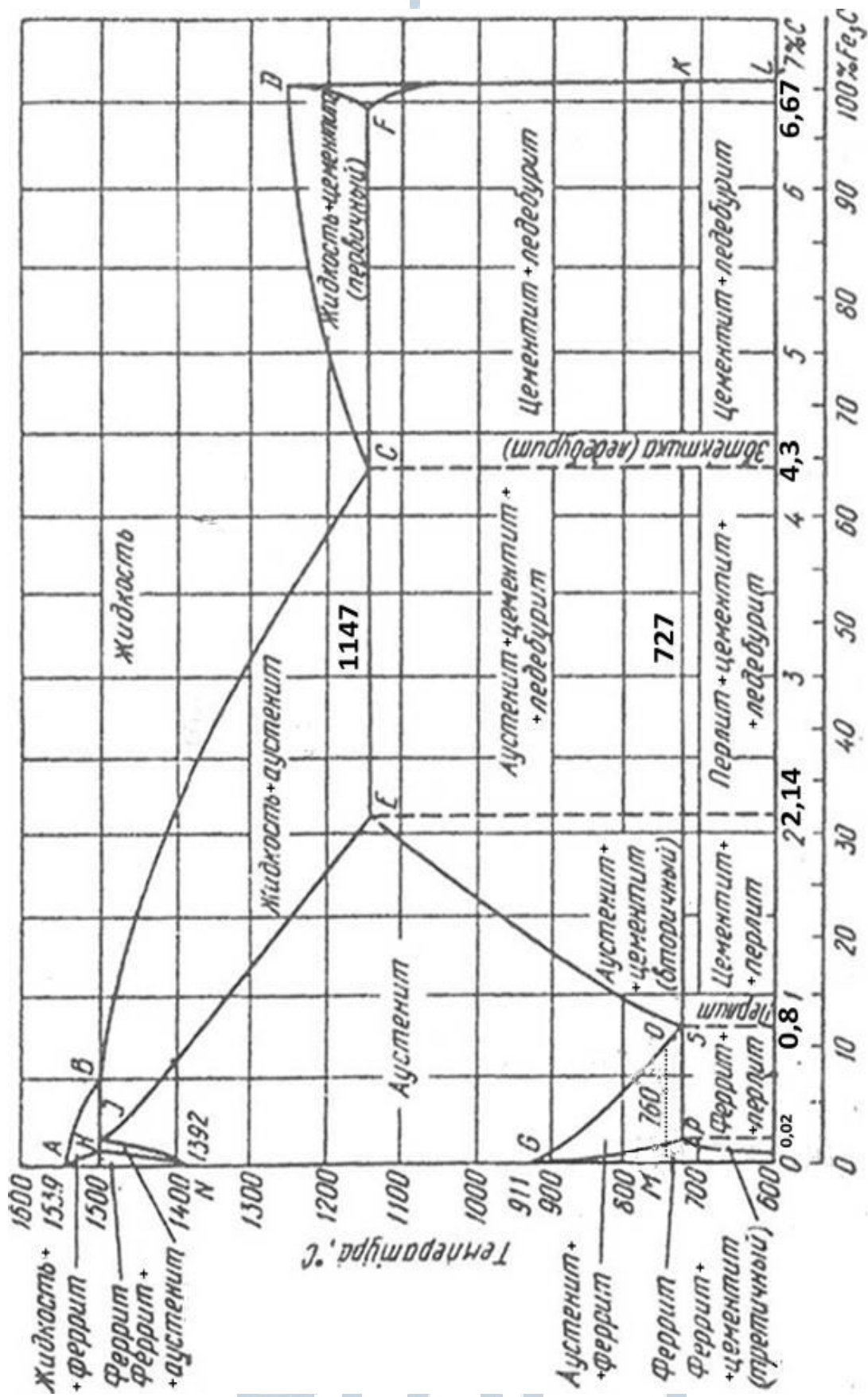


Рис. 4.1. Диаграмма Fe-C

Так как цементит не взаимодействует, т. е. не растворяет в себе ни железо, ни углерод, то является одновременно и компонентом и одной из фаз системы сплавов Fe - Fe₃C.

Таким образом, в системе железо – углерод существуют следующие фазы:

жидкая фаза – Ж (L);
аустенит – А; Fe_γ(C); γ;
феррит – Ф; Fe_α(C); α;
цементит – Ц; Fe₃C.

1.3. Фазовые превращения и формирование структур по диаграмме Fe - Fe₃C

Фазовые превращения, происходящие в системе Fe-Fe₃C, можно подразделить на первичные (первичная кристаллизация – переход из жидкого состояния в твердое) и вторичные (перекристаллизация из одного твердого состояния в другое – твердое).

Первичная кристаллизация идет по линиям ABCD – ликвидус и ANJESF – солидус. При температурах, отвечающих линии ABCD (начало кристаллизации), из жидкого сплава начинают выделяться кристаллы твердой фазы, и при температурах, соответствующих линии ANJESF, кристаллизация заканчивается.

В сплавах с содержанием углерода до 4,3 % кристаллизация начинается с выделения кристаллов аустенита, а в сплавах с содержанием углерода более 4,3 % – кристаллов цементита.

В сплавах, содержащих углерода до 2,14 % (**в сталях**), первичная кристаллизация заканчивается на участке линии солидус и в результате стали получают однородную структуру – аустенит.

При охлаждении сплавов с содержанием углерода 2,14-4,3 % в интервале температур ликвидус – солидус, вследствие образования фазы – аустенит, содержащей углерода меньше средней концентрации его сплавах, остающаяся часть жидкой фазы обогащается углеродом до концентрации 4,3 % при достижении температуры 1 147 °С.

В сплавах, содержащих углерода более 4,3 %, вследствие выпадения высокоуглеродистого цементита (6,67 %), остающаяся в процессе охлаждения жидкая фаза обедняется углеродом до 4,3 % при температуре 1 147 °С.

Таким образом, во всех сплавах, содержанием углерода более 2,14 % (**в чугунах**), правее точки E, оставшаяся после выделения избыточных фаз, жидкая фаза при температуре 1 147 °С (линия ECF)

имеет концентрацию 4,3 % С, называемую *эвтектической концентрацией* (или составом).

Согласно закономерностям кристаллизации по диаграмме с эвтектическим превращением, жидкая фаза эвтектического состава должна перейти в твердую фазу – аустенит, но так как состав жидкой фазы – 4,3 %, а в аустените предельно может раствориться только 2,14 % С (точка E), избыточный углерод (2,16 %) расходуется на образование цементита (Fe_3C). Поэтому на линии ECF кристаллизация происходит с одновременным выпадением кристаллов *аустенита* и *цементита*. Эта механическая смесь называется **эвтектикой** или **ледбуритом**; превращение называется *эвтектическим* (1); происходит оно у всех сплавов при одной и той же температуре (1 147 °С), и на диаграмме, и на кривых охлаждения соответствует горизонтальному участку



Сплавы с содержанием углерода от 2,14 % до 4,3 % называются *доэвтектическими*; сплав, имеющий С = 4,3 %, – *эвтектическим*, а сплавы, содержащие С > 4,3 %, – *заэвтектическими* сплавами.

Вторичная кристаллизация (перекристаллизация в твердом состоянии) происходит по линиям: GS, SE, PSK и PQ. Она обусловлена существованием полиморфного превращения $\text{Fe}_\gamma \leftrightarrow \text{Fe}_\alpha$, а также изменением растворимости углерода в Fe_γ и в Fe_α с понижением температуры. Наиболее характерным является наличие эвтектоидного превращения, происходящего по линии PSK (727 °С). Рассмотрим эти превращения.

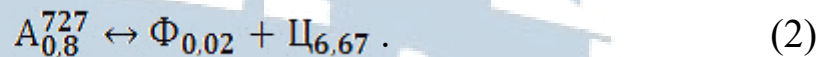
Аустенит устойчив только при высоких температурах. При температурах, соответствующих линии PSK, начинается перекристаллизация $\text{Fe}_\gamma \rightarrow \text{Fe}_\alpha$ и ниже 727 °С аустенит в равновесных условиях существовать не может. При этом у сплавов, содержащих углерода менее 0,8 %, при температурах, соответствующих линии GS, начинается переход аустенита в феррит. Вследствие выпадения феррита, растворимость углерода в котором значительно меньше, чем в аустените, последний обогащается углеродом и при температуре 727 °С достигает 0,8 %.

Максимальная растворимость углерода в аустените составляет 2,14 % (точка E при $t = 1\,147$ °С). С понижением температуры растворимость углерода в аустените уменьшается по линии ES и поэтому из аустенита всех сплавов, лежащих правее точки S (т. е. имеющих концентрацию углерода > 0,8 %), с понижением температуры от 1 147 °С

до 727 °С (линия ES), выделяется углерод в виде *цементита вторичного*, и при $t = 727$ °С аустенит получает концентрацию, равную 0,8 % С.

Таким образом, у любого сплава, начиная с содержания углерода 0,02 % (правее точке Р) на линии PSK (727 °С), аустенит имеет концентрацию углерода – 0,8 %, называемую *эвтектоидной* концентрацией (или *эвтектоидным* составом).

Аустенит эвтектоидного состава при температуре PSK (727 °С) должен перейти в феррит, но поскольку в феррите при этой температуре может раствориться только 0,02 % углерода, то избыточный углерод (0,78 %) расходуется на образование цементита. Поэтому превращение на линии PSK происходит с одновременным выпадением кристаллов *феррита* и *цементита*, механическая смесь которых называется **перлитом**, а превращение называется *эвтектоидным* (2). Эвтектоидное превращение, подобное эвтектическому, происходит при постоянной температуре и на диаграмме и кривых охлаждения соответствует горизонтальной линии.



Таким образом, можно сказать, что образование структурных составляющих **эвтектики (ледебурита)** и **эвтектоида (перлита)** объясняется разной растворимостью углерода в исходной фазе и фазе, которая должна образоваться в результате превращения; избыточный углерод расходуется на образование цементита, в результате чего и получают механические смеси: эвтектика и эвтектоид.

Сплавы с содержанием углерода до 0,8 % называются *доэвтектоидными*, а более 0,8 % (до 2,14 %) называются *заэвтектоидными*, сплав, содержащий $C = 0,8\%$, – *эвтектоидным*.

Предельная растворимость углерода в феррите составляет 0,02 % при 727 °С (точка Р). При дальнейшем охлаждении растворимость углерода уменьшается по линии PQ до 0,006 % (при комнатной температуре). Избыточный углерод выделяется из феррита ниже температур, соответствующих линии PQ, в виде кристаллов *третичного цементита*.

У сплавов с содержанием углерода более 2,14 % (в чугунах) в результате эвтектоидного превращения ледебурит будет состоять из смеси эвтектоида (перлита) и цементита.

Диаграмма состояния дает возможность дать количественную оценку соотношения фаз в процессе кристаллизации любого сплава, описываемого диаграммой. Для этого применяют правило отрезков.

Применение правила отрезков для определения состава и количественного соотношения фаз иллюстрируется на рис. 4.2.

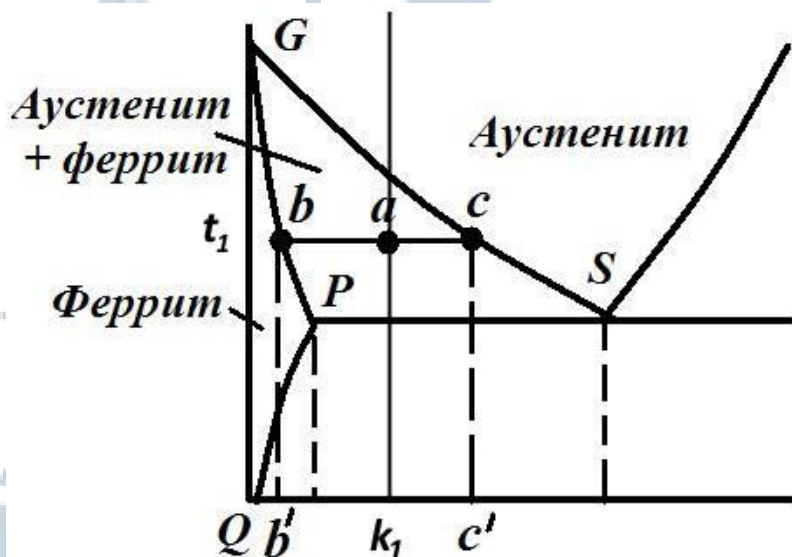


Рис. 4.2. Часть диаграммы Fe - Fe₃C с применением правила отрезков

Концентрация фаз для сплава k_1 при температуре t_1 характеризуется абсциссами точек пересечения горизонтальной линии, проведенной через точку a , до пересечения с ближайшими линиями диаграммы. Точка c характеризует состав аустенита, точка b – состав феррита. Объемы фаз пропорциональны отрезкам, противолежащим данным фазам. Отрезок ab пропорционален объему аустенита, отрезок ac – объему феррита. Отрезок bc определяет все количество сплава. Объемы, занимаемые фазами, определяются из соотношения:

$$V_A^{t_1} = \frac{ab}{bc} \cdot 100\%; \quad V_F^{t_1} = \frac{ac}{bc} \cdot 100\%.$$

2. Оборудование, приборы, материалы

2.1. Стенд с диаграммой Fe-Fe₃C.

2.2. Стенды с диаграммами различных видов сплавов и примерами применения правила отрезков.

3. Исследовательская часть

3.1. Разработать превращения при охлаждении заданных сплавов из области расплавов.

3.2. Построить термические кривые (кривые охлаждения) для заданных сплавов.

3.3. Зарисовать структурные схемы превращений.

3.4. Пользуясь правилом отрезков, определить концентрацию компонентов в фазах при заданной температуре.

3.5. Пользуясь правилом отрезков, рассчитать фазовый состав сплавов при заданной температуре.

3.6. По результатам работы составить отчет.

4. Контрольные вопросы

4.1. Каково значение диаграммы железоуглеродистых сплавов?

4.2. Какие полиморфные (аллотропные) модификации имеет железо, что они собой представляют и в каких температурных интервалах существуют?

4.3. Какие фазы образуются на основе этих модификаций, что собой представляют эти фазы?

4.4. Что собой представляет цементит, какова его роль в системе Fe-Fe₃C?

4.5. Назовите линии первичной кристаллизации по диаграмме Fe-Fe₃C и характеризуйте, какие структуры получаются в сплавах в результате первичной кристаллизации.

4.6. Назовите линию эвтектического превращения, ее температуру и образующуюся на ней структуру.

4.7. Назовите линию эвтектоидного превращения, ее температуру и образующуюся на ней структуру.

5. Содержание отчета

5.1. Изложить кратко теоретическую часть.

5.2. Изобразить диаграмму Fe-Fe₃C.

5.3. Построить термические кривые для заданных сплавов.

5.4. Указать фазовые и структурные состояния во всех областях диаграммы для сплавов (сталей и чугунов) заданных составов.

5.5. Изобразить структурные схемы превращений.

5.6. Определить концентрацию компонентов в фазах при заданной температуре.

5.7. Рассчитать фазовый состав сплавов при заданной температуре в %.

5.8. Изобразить структуры, которые будут иметь заданные сплавы при + 20 °С и опишите их.

5.9. Выводы по работе.

Лабораторная работа № 5

Изучение структуры и свойств углеродистых сталей в равновесном состоянии

Цель работы: изучить микроструктуры и свойства углеродистых сталей в равновесном состоянии, классификацию сталей по назначению и маркировку.

1. Теоретическая часть

1.1. Микроструктуры углеродистых сталей

Сплавы железа с углеродом и другими примесями при содержании углерода до 2,14 % называются **сталями**. Основой сталей является *железо*. *Углерод*, являясь вторым компонентом, влияет на структуру и свойства этих сплавов. В сталях могут находиться и другие элементы; если их количество мало, они являются примесями, сталь называется **углеродистой**.

Стабильные или равновесные структуры стали получают при медленном охлаждении аустенита и соответствуют диаграмме Fe - Fe₃C. При этом, в зависимости от содержания углерода, стали по структуре классифицируются на следующие группы:

а) при содержании $C \leq 0,02$ % сплав называют *техническим железом*; его микроструктура состоит из зерен феррита, с вкраплениями цементита третичного. Феррит под микроскопом виден в форме светлых зерен (рис. 5.1, а);

б) при содержании $0,02 \% \leq C < 0,8$ % стали называют *доэвтектоидными* (рис. 5.1, б), их структура состоит из феррита (светлые зерна) и перлита (темные зерна);

в) при содержании 0,8 % сталь называется *эвтектоидной* (рис. 5.1, в), ее структура состоит полностью из перлита. Перлит, представляющий собой механическую смесь феррита и цементита, может иметь пластинчатое или зернистое строение;

г) при содержании углерода выше 0,8 % и до 2,14 % стали называют *заэвтектоидными*, в их структуре по границам зерен перлита появляется цементит вторичный в виде светлой сетки. Количество цементита вторичного в стали увеличивается с увеличением содержания углерода (рис. 5.1, г).

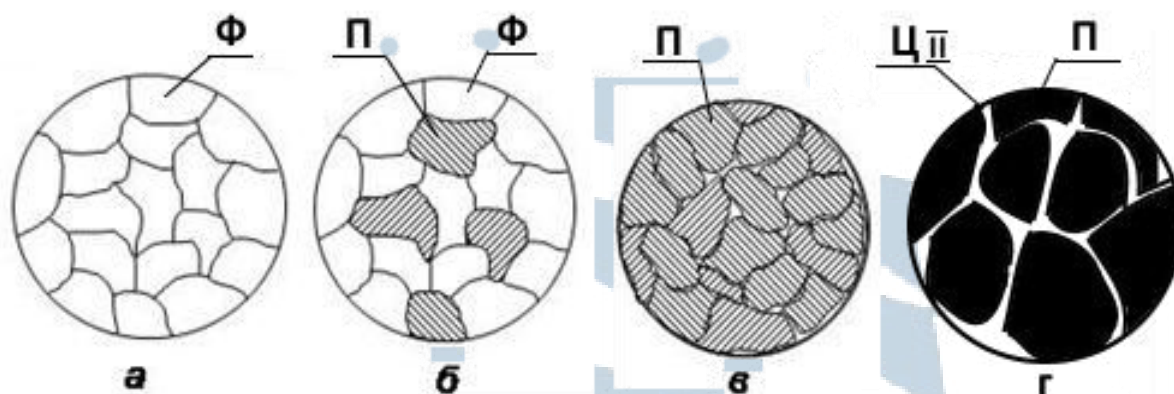


Рис. 5.1. Схемы микроструктур:
 а) технического железа; б) доэвтектоидной стали;
 в) эвтектоидной стали; г) заэвтектоидной стали

1.2. Механические свойства сталей

Механические свойства углеродистых сталей в основном зависят от содержания в них углерода.

Как уже рассматривалось выше, увеличение содержания углерода приводит к изменению структуры сталей, в частности, к уменьшению количества феррита, увеличению количества перлита и появлению в заэвтектоидных сталях цементита вторичного, по границам зерен перлита.

Каждая из этих структурных составляющих имеет определенные механические свойства: для феррита характерны высокая пластичность (δ , ψ), низкая прочность (σ_B) и низкое значение твердости ($HВ$); для цементита, наоборот, очень высокая твердость, но низкие значения пластичности, он хрупок; перлит, состоящий из мелкодисперсных частиц феррита и цементита, имеет наиболее высокое значение прочности, а пластичность и твердость – средние.

В табл. 5.1 приведены численные значения механических свойств этих структурных составляющих сталей.

Таблица 5.1

Механические свойства структурных составляющих сталей

<i>Название структурной составляющей</i>	<i>Твердость НВ, МПа</i>	<i>Предел прочности σ_B, МПа</i>	<i>Относительное удлинение δ, %</i>
Феррит	800	300	40
Перлит	2 000	800	10
Цементит	8 000	0	0

Зная количество каждой структурной составляющей и ее механические свойства, можно, пользуясь правилом аддитивности, приблизительно рассчитать механические свойства стали.

Количество структурных составляющих при этом определяется визуально под микроскопом по площади, занимаемой структурной составляющей, в поле зрения микроскопа. Например, если при рассмотрении структуры 60 % площади занимает феррит и 40 % – перлит, то механические свойства стали определяются так:

$$HB = 0,6 \cdot 800 + 0,4 \cdot 2000 = 1\,280 \text{ МПа};$$

$$\sigma_B = 0,6 \cdot 300 + 0,4 \cdot 800 = 500 \text{ МПа};$$

$$\delta = 0,6 \cdot 40 + 0,4 \cdot 10 = 28 \text{ \%} .$$

Учитывая, что феррит, перлит и цементит имеют вполне определенное содержание углерода:

$$\text{феррит} \approx 0 \text{ \%};$$

$$\text{перлит} = 0,8 \text{ \%};$$

$$\text{цементит} = 6,67 \text{ \%},$$

можно, пользуясь тем же правилом, по виду микроструктуры определить содержание углерода в стали. Для рассмотренного примера:

$$\% C = 0,6 \cdot 0 + 0,4 \cdot 0,8 = 0,32 \text{ \%}.$$

Влияние углерода на механические свойства сталей подтверждается экспериментальным графиком, приведенным на рис. 5.2, из которого следует, что чем больше углерода в стали, тем она тверже, но менее пластична. Прочность у доэвтектоидных сталей возрастает с увеличением в ней углерода, достигает наибольших значений в ста-

лях, с содержанием $C = 0,8 \dots 1 \%$, а затем с дальнейшим увеличением углерода снижается, так как по границам зерен перлита появляется хрупкий цементит вторичный, что и ослабляет сопротивление стали разрыву (σ_B); твердость при этом продолжает увеличиваться.

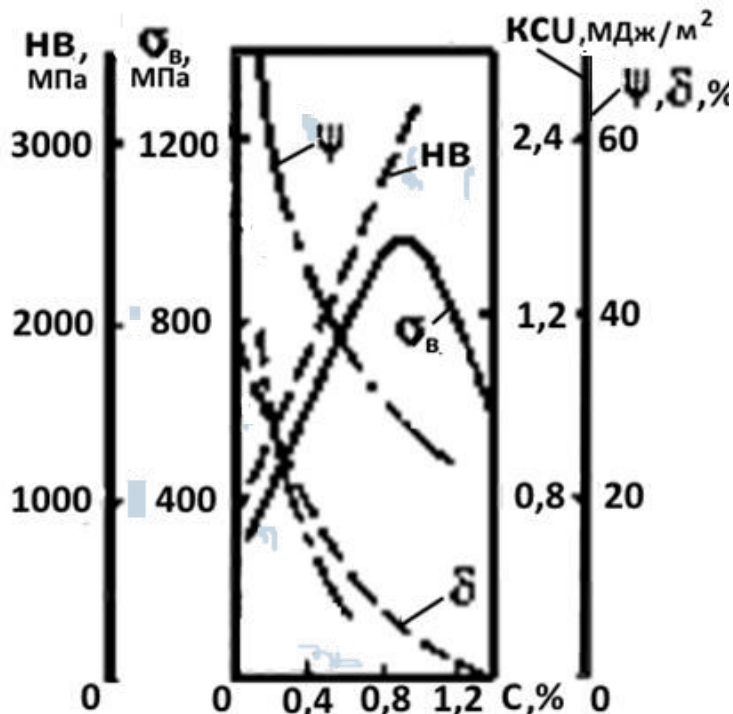


Рис. 5.2. График влияния углерода на механические свойства горячекатанных сталей

1.3. Классификация углеродистых сталей по назначению и их маркировка

По назначению углеродистые стали подразделяются на *конструкционные* и *инструментальные*.

Конструкционные стали – это стали, предназначенные для изготовления различного вида сооружений, конструкций и деталей машин. Основные требования, предъявляемые к этим сталям: хорошая пластичность в сочетании с достаточной прочностью. По содержанию углерода и структуре это доэвтектоидные стали. Их подразделяют на:

1. *Низкоуглеродистые* (строительные стали), содержащие углерода до 0,3 %. Механические свойства этих сталей: σ_B не превышает 400 МПа, $\delta < 40 \%$, $HV < 1300$ МПа. Их применяют, главным образом, в виде листового, профильного и сортового проката, в качестве строительного материала для изготовления конструкций, сооружений ме-

тодом сварки. К этой группе сталей относятся и корпусные судостроительные стали. Все они обладают хорошей пластичностью.

2. *Среднеуглеродистые* – содержащие углерода 0,3-0,6 %. Эти стали имеют: $\sigma_B = 400 \dots 800$ МПа, $\delta = 19 \dots 10$ % и НВ = 1 400...2 000 МПа. Применяются в виде листового и сортового проката, штамповок и поковок в качестве машиностроительных сталей для изготовления деталей машин, и, как правило, подвергаются упрочняющей термической обработке.

3. *Высокоуглеродистые* – содержащие углерода 0,7-0,8 %. Эти стали после термической обработки имеют высокую твердость и прочность.

Конструкционные углеродистые стали маркируются согласно существующим ГОСТам:

Углеродистые стали обыкновенного качества (ГОСТ 380-71) имеют марки: Ст0, Ст1, Ст2, Ст3, Ст4, Ст5, Ст6. Значок Ст указывает на принадлежность стали к данному ГОСТу; а цифры – порядковый номер, чем больше №, тем больше в стали углерода (число не соответствует среднему содержанию углерода, как это часто считают). Иногда на конце марки ставят буквы, например, Ст3сп, Ст3пс или Ст3кп. Эти буквы указывают на степень раскисления стали: сп – спокойная, пс – полуспокойная и кп – кипящая.

Конструкционные углеродистые качественные стали (ГОСТ 1050-74) маркируются только цифрами, указывающими среднее содержание углерода в сотых долях процента – это марки 05, 08, 10, 15, 20, 25, ... 45, 50, 60, ... 80. Группа с повышенным содержанием марганца (1-1,2 %) обозначается 60Г, 65Г, 70Г.

Инструментальные стали – используются при изготовлении различного вида инструментов (режущих, штамповочных, мерительных). Так как эти стали большей частью работают на истирание, испытывают большие удельные нагрузки, наиболее важным свойством их должна быть высокая твердость в сочетании с прочностью (пластичность понижена). Как известно, такими свойствами обладают высокоуглеродистые стали, содержащие углерода 0,7-1,3 %, т. е. по структуре в основном эвтектоидные и заэвтектоидные. Инструментальные углеродистые стали, согласно ГОСТ 1435-74, обозначаются буквой У и цифрой, показывающей среднее содержание углерода в

десятых долях процента: это марки У7, У8, ..., У13 или У7А, У8А, У8ГА. Буква А на конце означает, что сталь *высококачественная* (содержание S и P минимально), а Г – повышенное содержание марганца (1-1,2 %).

2. Исследовательская часть

2.1. Исследовать под микроскопом комплект шлифов, зарисовать микроструктуры.

2.2. Определить:

- а) название стали по структурному признаку;
- б) примерное количество структурных составляющих;
- в) рассчитать содержание углерода и механические свойства сталей; данные свести в табл. 5.2;
- г) построить график изменения механических свойств в зависимости от содержания углерода.

2.3. Сделать выводы и определить примерную область применения исследованных сталей.

2.4. Составить отчет.

3. Оборудование, приборы, материалы

3.1. Металлографические микроскопы.

3.2. Набор микрошлифов углеродистых сталей с различным содержанием углерода.

3.3. Стенд с фотографиями микроструктур сталей.

4. Контрольные вопросы

4.1. Как изменяется структура сталей с повышением содержания в них углерода?

4.2. Как классифицируются стали по структурному признаку? Назовите характерные признаки структур каждой из групп сталей и содержание в них углерода.

4.3. Как изменяются механические свойства сталей с повышением содержания углерода? Свяжите эти изменения свойств с изменением структуры.

4.4. Как классифицируются углеродистые стали по назначению?

4.5. Как маркируются конструкционные и инструментальные стали?

5. Содержание отчета

- 5.1. Краткая теоретическая часть.
- 5.2. Приборы и материалы.
- 5.3. Протокол исследования сталей (табл. 5.2).
- 5.4. Эскизы микроструктур заданных сталей.
- 5.5. График изменения механических свойств сталей в зависимости от содержания углерода.
- 5.6. Стальная часть диаграммы Fe-Fe₃C.
- 5.7. Термические кривые (кривые охлаждения) для заданных сталей.
- 5.8. Выводы, с указанием областей применения исследованных сталей.

Таблица 5.2

Протокол исследования сталей

№ п/п	Структура стали	Площадь структурной составляющей, %			Механические свойства			Количество углерода	Марка стали
		Ф	П	Цп	НВ, МПа	σ _B , МПа	δ, %		

БГАРФ

Лабораторная работа № 6

Изучение структуры и свойств чугунов

Цель работы: изучить виды чугунов, их микроструктуру, свойства и маркировку.

1. Теоретическая часть

1.1. Основные сведения о чугунах

Чугун представляет собой сплав железа с углеродом при содержании углерода от 2,14 % до 6,67 %. Технические чугуны являются сложными сплавами, содержащими, кроме железа и углерода, обязательные примеси кремния, марганца, серы и фосфора в количествах больших, чем в стали, эти примеси оказывают существенное влияние на процесс структурообразования чугунов и их свойства.

В зависимости от условий кристаллизации и состояния углерода чугуны делятся на два класса:

– *белый чугун*, в котором углерод находится в химически связанном состоянии в виде цементита; имеет излом белого цвета (неграфитизированный чугун);

– *серый чугун*, в котором углерод находится полностью или частично в свободном состоянии в виде графита; имеет излом пепельно-серого цвета (графитизированный чугун).

По форме графитовых включений серые чугуны подразделяются на *обыкновенный серый чугун* с пластинчатой формой графита; *высокопрочный* модифицированный чугун – с шаровидной формой графита и *ковкий* чугун – с хлопьевидной формой графита.

1.2. Белые чугуны

В соответствии с диаграммой (рис. 4.1, рис. 6.1) белые чугуны по структуре делятся на:

дозэвтектические – при содержании углерода от 2,14 % до 4,3 %. Структура: перлит, ледебурит, цементит;

эвтектический – при содержании углерода = 4,3 %. Структура – ледебурит;

заэвтектические – при содержании углерода от 4,3 % до 6,67 %. Структура – ледебурит и цементит первичный.

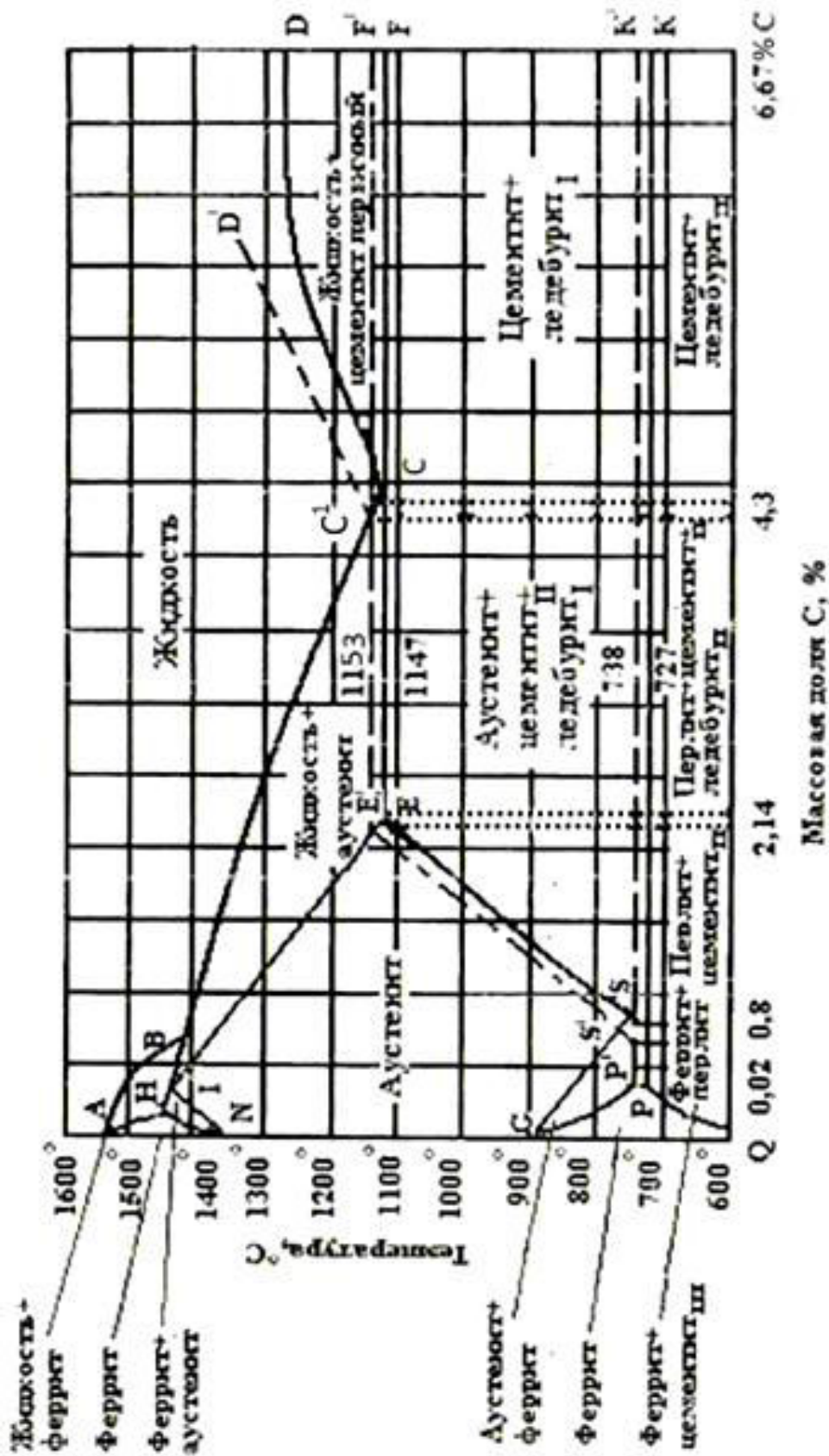


Рис.6.1. Диаграмма Fe-Fe₃C с нанесением сплошных линий цементитной системы и пунктирных линий графитной системы

Характерные структуры белых чугунов приведены на рис. 6.2. Белые чугуны содержат от 30 до 100 % цементита, поэтому обладают высокой твердостью ($HV = 5\ 000-8\ 000$ МПа) и высокой хрупкостью, практически не поддаются обработке резанием. Поэтому основная область их применения – получение тонкостенных отливок с последующим отжигом на ковкий чугун.

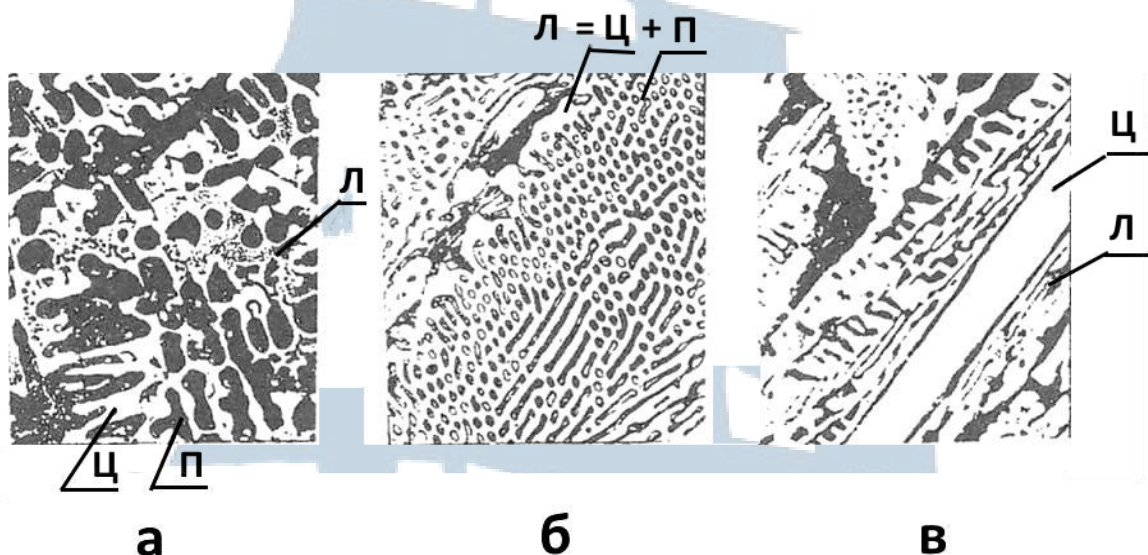


Рис. 6.2. Микроструктуры белых чугунов: а – доэвтектического; б – эвтектического; в – заэвтектического

1.3. Серые чугуны (литейные) обыкновенные

Выделение углерода в серых чугунах в виде графита связано с двумя факторами: химическим составом и скоростью охлаждения. Повышенное содержание углерода и кремния, а также медленное охлаждение отливок способствует процессу графитизации. В зависимости от химического состава и скорости охлаждения углерод может выделяться в виде графита полностью или частично (другая часть выделяется в виде цементита). Вследствие этого серые чугуны могут иметь различную *структуру металлической основы*.

Различают серые чугуны:

- на перлитной основе;
- на перлитно-ферритной основе;
- на ферритной основе, когда углерода в виде цементита в основе нет, т. е. он находится только в виде графита.

Структура металлической основы просматривается на травленых микрошлифах (рис. 6.3).

Характерной особенностью обыкновенных серых чугунов является то, что графитовые включения имеют *пластинчатую форму*. Графит обладает ничтожно малой прочностью и хрупок, поэтому он представляет как бы трещины или пустоты в чугуне, играет роль острых надрезов при растяжении, поэтому механические свойства чугуна в значительной степени зависят не только от структуры металлической основы, но и от количества, формы и взаимного расположения графитовых включений.

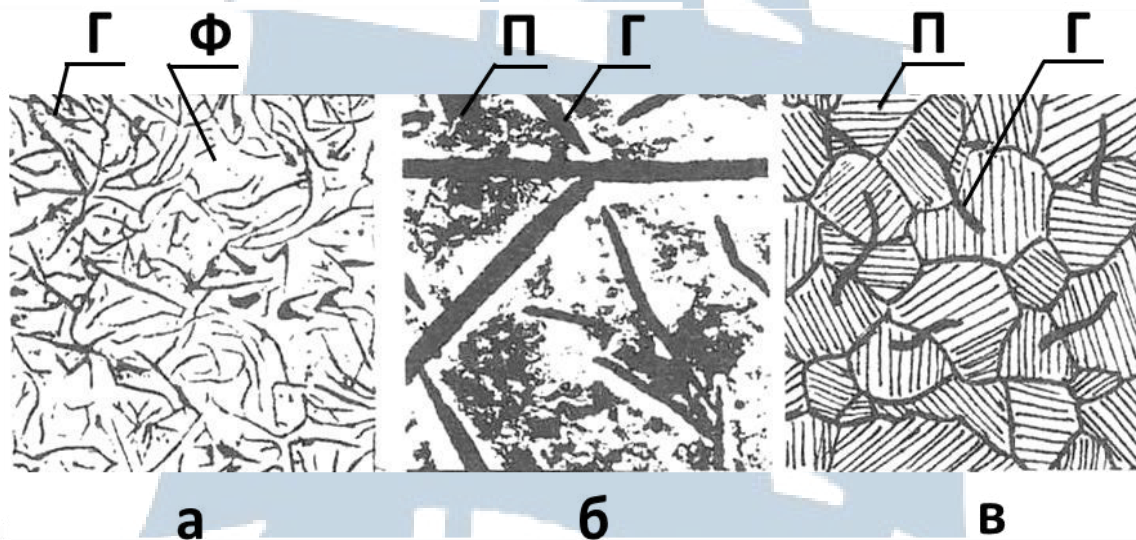


Рис. 6.3. Микроструктура обыкновенных серых чугунов: а – ферритного; б – ферритно-перлитного; в – перлитного

Наличие пластинчатого графита практически приводит к снижению пластичности и прочности при растяжении серых чугунов (они значительно ниже, чем у стали).

Однако серые чугуны имеют целый ряд преимуществ перед сталями, что обуславливает их широкое применение в технике как конструкционного материала: дешевизна; хорошие литейные свойства; лучшая, чем у стали, обрабатываемость резанием; большой декремент затухания вибраций; меньшая, чем у сталей, чувствительность к надрезам, резким переходам сечений; более высокая износостойкость.

Из серых обыкновенных чугунов отливают крупногабаритные конструкции, не испытывающие больших динамических нагрузок (станины, корпуса редукторов, фундаментные рамы и т. п.).

Марки этих чугунов обозначаются буквами **СЧ** и числом, показывающим предел прочности на разрыв, например, **СЧ15**, **СЧ35**, **СЧ40** (ГОСТ 1412-85).

1.4. Высокопрочные чугуны

Высокопрочный чугун (модифицированный чугун с шаровидной формой графита) получают путем модифицирования жидкого чугуна по составу, аналогичному серому чугуну. Перед разливкой в них добавляют модификаторы – магний (Mg) и церий (Ce). Модифицирование позволяет получить *шаровидную форму* графита (рис. 6.4).

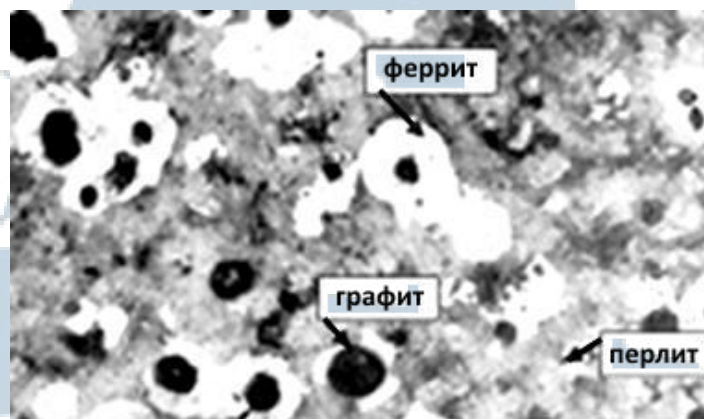


Рис. 6.4. Микроструктура высокопрочного чугуна

Шаровидные включения графита в этом чугуне не играют роли острых надрезов в металлической основе и не создают резкой концентрации напряжений, поэтому чугун с шаровидной формой графита имеет более высокие значения прочности и пластичности. Его механические свойства приближаются к свойствам стали.

Сочетание в высокопрочном чугуне ценных свойств обуславливает его широкое применение в качестве конструкционного материала для изготовления ответственных отливок: коленчатых валов, гребных винтов, цилиндров высокого давления, шатунов, картеров и др. деталей.

Маркируются высокопрочные чугуны по ГОСТ 7293-85 буквами – **ВЧ**, затем следуют цифры, показывающие среднее значение предела прочности при растяжении, например, **ВЧ40**, **ВЧ50**, **ВЧ80** и др.

1.5. Ковкие чугуны

Ковкий чугун получают длительным нагревом при высоких температурах (отжигом) отливок из белого чугуна.

В результате отжига образуется графит *хлопьевидной формы*. Наибольшая пластичность у ферритного ковкого чугуна. Такой чугун имеет пониженное содержание углерода и кремния.

При получении из чугунов тонкостенных отливок, вследствие ускоренной кристаллизации, отливки приобретают структуру белого чугуна. Поскольку такие отливки не могут эксплуатироваться при ударных нагрузках, их подвергают графитизирующему отжигу на ковкий чугун. При отжиге в результате процесса графитизации происходит распад цементита белого чугуна с образованием графита хлопьевидной формы. График отжига приведен на рис. 6.5.

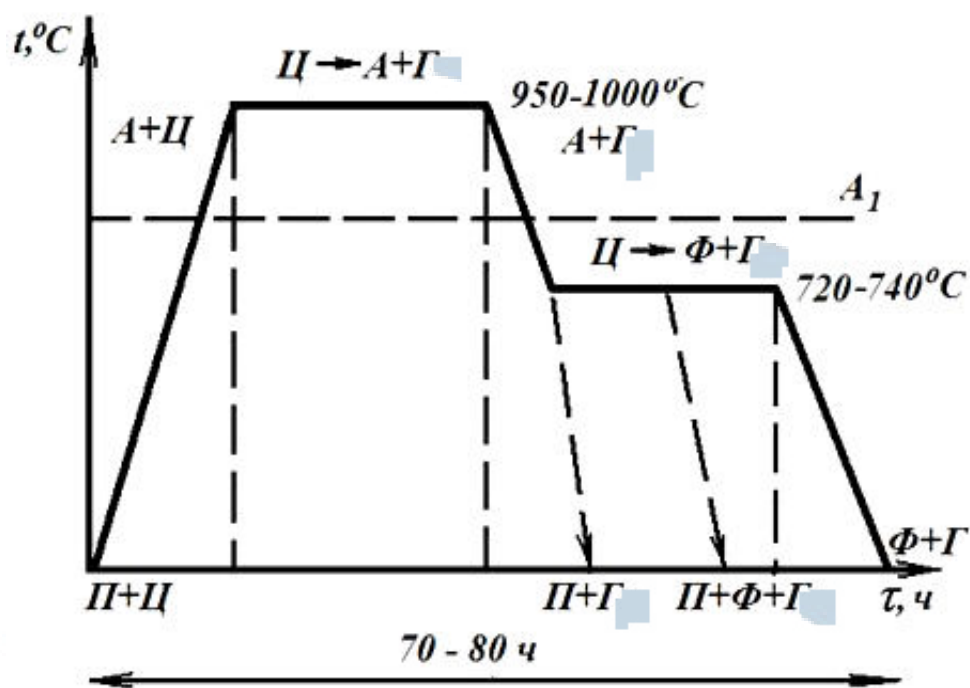


Рис. 6.5. График отжига ковкого чугуна:

A – аустенит; П – перлит; Ф – феррит; Г – графит; Ц – цементит

Отжиг проводят в две стадии. Исходная структура отливки – белый доэвтектический чугун: $\text{П} + \text{Л} + \text{Ц}_{\text{II}}$.

I стадия графитизации. Отливка, упакованная в ящике, нагревается и выдерживается при $950-1000^\circ\text{C}$. Выше линии PSK фазовый состав сплава: $\text{А} + \text{Ц}$, цементит при этих температурах распадается диффузионным путем, образуя хлопьевидный графит (углерод отжига).

II стадия графитизации. Если отливку охладить несколько ниже линии PSK и сделать длительную выдержку, то цементит вторичный и цементит перлитный также распадутся, что приведет к росту хлопьевидных графитных включений. После окончания II стадии графитизации структура чугуна состоит из феррита и хлопьевидного графита.

Если не проводить выдержки ниже эвтектоидной температуры (PSK), то образуется перлитный ковкий чугун со структурой $\text{П} + \text{Г}$,

имеющий светлый излом. При промежуточной скорости охлаждения и выдержке, структура ковкого чугуна будет П + Ф + Г. Ковкий чугун маркируют буквами – КЧ (ГОСТ 1215-79) и цифрами. Первые две цифры указывают предел прочности при растяжении и вторые – относительное удлинение (%). Отливки из КЧ применяют для деталей, работающих при ударных вибрационных нагрузках.

Ковкий чугун на *ферритной* основе (**КЧ37-12; КЧ35-10; КЧ37-12**). Применяют для изготовления деталей, работающих при высоких динамических и статистических нагрузках (картеры редукторов, ступицы, крюки, скобы и т. д.). **КЧ30-6, КЧ33-8** – менее ответственные детали (головки, хомутики, гайки, глушители, фланцы, муфты и т. п.). Твердость ферритного ковкого чугуна – **НВ163**.

Ковкий чугун на *феррито-перлитной* основе (**КЧ45-6**). Применяют для изготовления тонкостенных отливок.

Антифрикционные КЧ на феррито-перлитной основе маркируются: **АКЧ-1, АКЧ-2**.

Ковкий чугун на *перлитной* основе (**КЧ50-4; КЧ56-4; КЧ60-3; КЧ63-2; КЧ63-2**). Применяют для изготовления деталей, которые обладают высокой прочностью, умеренной пластичностью, хорошими антифрикционными свойствами. Изготавливают: вилки карданных валов, звенья и ролики цепей конвейера, втулки, муфты, тормозные колодки и т. д.

Микроструктура ковкого чугуна на ферритной основе приведена на рис. 6.6.

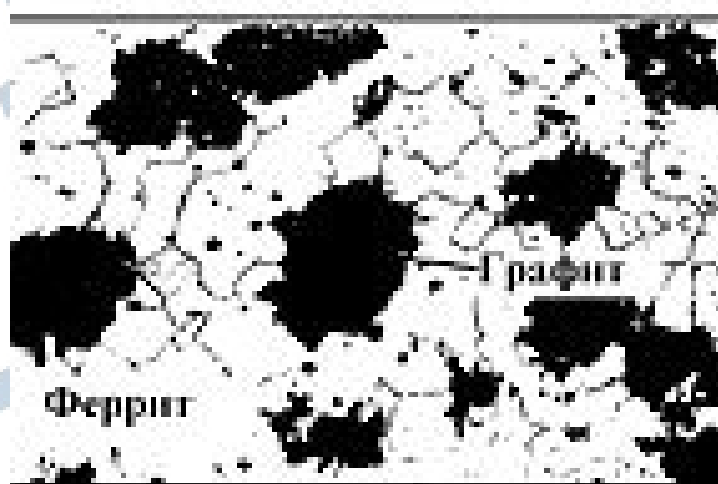


Рис. 6.6. Микроструктура ковкого чугуна

2. Исследовательская часть

- 2.1. Исследовать под микроскопом комплект шлифов чугунов.
- 2.2. Определить вид чугуна и зарисовать структуру.
- 2.3. Дать описание структур.
- 2.4. Составить отчет.

3. Оборудование, приборы, материалы

- 3.1. Металлографические микроскопы.
- 3.2. Набор микрошлифов чугунов.
- 3.3. Стенд с фотографиями микроструктур белых и серых чугунов.

4. Содержание отчета

- 4.1. Задание.
- 4.2. Приборы, материалы, оборудование.
- 4.3. Диаграмма железо-цементит (с нанесением линий цементитной и графитной систем).
- 4.4. Характеристика белых, серых, ковких и высокопрочных чугунов.
- 4.5. Сущность процессов графитизации в чугунах. График графитизирующего отжига для получения ковких чугунов.
- 4.6. Эскизы микроструктур травленных шлифов чугунов.
- 4.7. Рассчитать содержание связанного углерода в чугунах. Результаты занести в табл. 6.1.
- 4.8. Построить кривые охлаждения доэвтектического, эвтектического и заэвтектического белых чугунов.
- 4.9. Выводы по работе.

Таблица 6.1

Протокол исследования

<i>№ n/n</i>	<i>Вид чугуна</i>	<i>Структура металлической основы</i>	<i>Площадь перлита, %</i>	<i>Расчетное содержание связанного углерода, %</i>

5. Контрольные вопросы

- 5.1. Чем отличаются по химическому составу чугуны и стали?
- 5.2. Как классифицируется чугуны: а) по состоянию углерода; б) по форме графитных включений?
- 5.3. Каковы характерные структуры и свойства белых чугунов?
- 5.4. Каковы характерные структуры у обыкновенных серых чугунов, высокопрочных и ковких? Какова форма графита у них?
- 5.5. Как влияет на свойства чугуна графит; его форма, количество и величина частиц?
- 5.6. Каковы характерные свойства чугунов, в чем их преимущество перед сталями и в чем недостаток?
- 5.7. Приведите примеры марок и изделий, изготавливаемых из чугунов: серого обыкновенного; высокопрочного; ковкого.

Лабораторная работа № 7

Исследование процессов формирования структур при непрерывном охлаждении аустенита

Цель работы: исследование влияния скорости охлаждения аустенита на структуру и свойства продуктов распада.

1. Теоретическая часть

1.1. Основы термической обработки сталей

Термической обработкой называется технологический процесс нагрева и охлаждения изделий из сталей (или других сплавов) в твердом состоянии, с целью изменения их структуры и получения за счет этого необходимых свойств (например, повышение твердости или придания большей пластичности и т. д.).

Термообработка занимает в машиностроительном и ремонтном производствах одно из ведущих мест; ей подвергают заготовки (отливки, штамповки, поковки и др. полуфабрикаты), а также готовые детали машин, инструмент и т. д.

Основными видами термообработки являются – отжиг, нормализация, закалка и отпуск.

Отжигу и нормализации обычно подвергают заготовки изделий; эти виды термообработки являются *предварительными*, позволяющими подготовить сталь к обработке резанием или к дальнейшим

видам термообработки. В результате этих операций сталь приобретает однородную, равновесную структуру, становится пластичнее, легче обрабатывается резанием.

Закалка и отпуск – являются *окончательными* видами термообработки, применяются для готовых изделий с целью повышения их прочности, твердости.

Теоретические основы термообработки были заложены в трудах великого русского ученого – металлурга Д.К. Чернова, открывшим в 1868 г. «критические» точки сталей, при переходе через которые при нагреве и охлаждении изменяется ее структура, а, следовательно, и свойства.

Согласно диаграмме Fe-Fe₃C, существуют следующие *критические точки* сталей:

точка **A_{C1}** – линия *PSK* ($t = 727\text{ °C}$), при нагреве любой стали выше t_{AC1} перлит переходит в аустенит (**П→А**);

точка **A_{C3}** – линия *GS* ($911-727\text{ °C}$), при нагреве доэвтектоидных сталей выше t_{GS} феррит переходит в аустенит (**Ф→А**);

точка **A_{cm}** – линия *SE* ($727-1147\text{ °C}$), при нагреве заэвтектоидных сталей выше t_{cm} цементит вторичный растворяется в аустените (**Ц_{II}→А**).

После нагрева и получения структуры аустенита стали охлаждаются. Охлаждение при различных видах термообработки может происходить с разными скоростями. Охлаждающие способности сред приведены в табл. 7.1.

Таблица 7.1.

Охлаждающие способности сред

Охлаждающая среда	Примерное положение векторов скорости на рис. 7.1	Скорость охлаждения, °C/c
Охлаждение вместе с печью	V_{II}	0,3
Спокойный воздух	V_C	3
Минеральное масло	V_T	150
Вода при $t = 18\text{ °C}$	V_{KP}	600
10 % раствор NaCl в воде при $t = 18\text{ °C}$	V_3	1 200

При этом, если условия охлаждения близки к равновесным (очень медленное охлаждение), то распад аустенита и получаемые

при этом структуры соответствуют диаграмме Fe-Fe₃C, однако, чаще всего, при термообработке условия охлаждения сталей значительно отличаются от равновесных, а, следовательно, в основе термической обработки лежат закономерности фазовых превращений и формирование структур в неравновесных условиях.

Рассмотрим структурные превращения при охлаждении стали на примере эвтектоидной стали У8.

Если охладить аустенит ниже 727 °С, то распад аустенита происходит не сразу, какое-то время он ещё существует и, в отличие от аустенита устойчивого, или равновесного, существующего при температуре выше 727 °С, называется аустенитом неустойчивым. Время до начала распада аустенита называется инкубационным периодом.

Различные скорости охлаждения, также, как и C-диаграмма изотермического распада, строятся в координатах «температура – время» (*t-τ*). Поэтому их можно изобразить на одном и том же графике (рис. 7.1), где вектора скоростей охлаждения *V* будут представлять собой лучи с разным наклоном, так как $V_{\text{охл}} = \frac{\Delta t}{\Delta \tau}$.

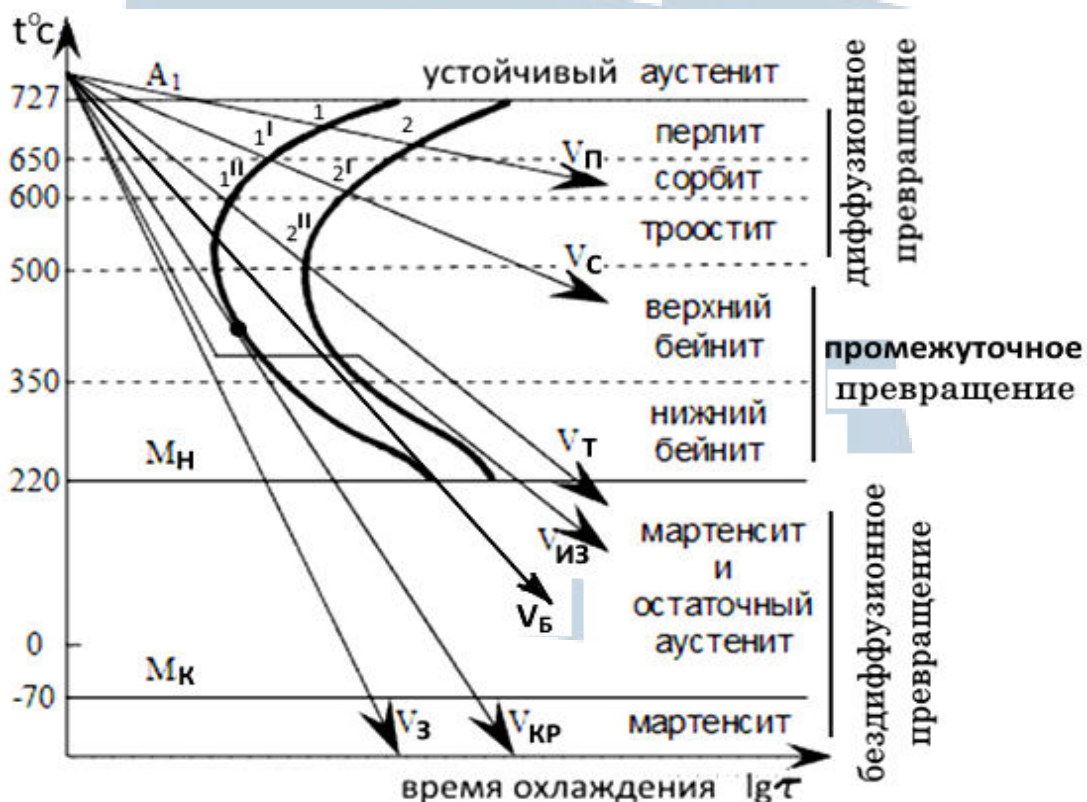


Рис. 7.1. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита эвтектоидной стали У8

Пересечение кривых скоростей охлаждения с С-кривой в точках 1, 1', 1'' означает, что при этих температурах начинается распад аустенита, а в точках 2, 2', 2'' заканчивается.

Так, например, при скорости охлаждения V_{II} – распад аустенита идет при температурах $\approx 700 \dots 680$ °С, а значит, образуется **перлит** (Ф + Ц). При охлаждении аустенита ниже температуры 727 °С происходит распад последнего на феррит, почти не содержащий углерода, и цементит, содержащий 6,67 %С. Этот процесс сопровождается диффузионным перераспределением углерода.

Далее при $V_{охл} = V_C$ превращение происходит в интервале температур $\approx 680 \dots 650$ °С, образуется **сорбит** и т. д.

Таким образом, чем больше скорость охлаждения стали при термообработке, тем распад аустенита происходит при более низких температурах и, соответственно, образующиеся структуры ферритно-карбидной смеси становятся все более дисперсными (*перлит, сорбит, троостит*). С увеличением *степени дисперсности* структуры (уменьшается толщина цементитных частиц и расстояние между ними) твердость и прочность возрастают, а пластичность и ударная вязкость уменьшаются (рис. 7.2).

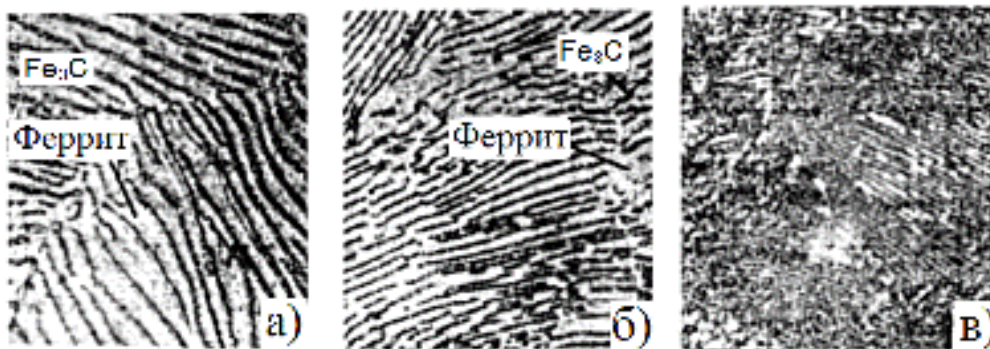


Рис. 7.2. Структура феррито-цементитной смеси пластинчатого строения: а) перлит; б) сорбит; в) троостит

Процесс распада аустенита на феррито-цементитную смесь является диффузионным. При перлитном превращении происходит перераспределение углерода: образуются пластинки феррита, содержащие крайне мало углерода, и пластинки цементита, содержащие 6,67 % углерода.

Ниже температуры, соответствующей минимальной устойчивости аустенита, происходит бейнитное превращение. **Бейнит** представляет собой игольчатую структуру, состоящую из *несколько пересыщенного углеродом феррита и частиц цементита* (рис. 7.3, а). Бейнит тверже и прочнее продуктов перлитного превращения.

Определяющей особенностью бейнитного превращения является тот факт, что оно протекает в интервале температур, когда затрудняется диффузия углерода. Механизм бейнитного превращения совмещает черты диффузионного перлитного и бездиффузионного мартенситного. Поэтому бейнитное превращение называют ещё промежуточным. Происходит бейнитное превращение при охлаждении аустенита со скоростью V_B (для углеродистых сталей) или $V_{из}$ (изотермическая закалка проводится для легированных сталей).

При переохлаждении аустенита до температуры ниже критической точки M_n диффузионные процессы полностью подавляются. Происходит бездиффузионное превращение аустенита в **мартенсит**.

Мартенсит – пересыщенный твёрдый раствор углерода в Fe_α (рис. 7.3, б).

Если в равновесном состоянии растворимость углерода в Fe_α при 20 °С не превышает 0,006 %, то его содержание в мартенсите может быть таким же, как в исходном аустените. Атомы углерода сильно искажают ОЦК решётку. Мартенсит имеет *тетрагональную* решётку (рис. 7.4), в которой один параметр решетки «с» больше другого «а».

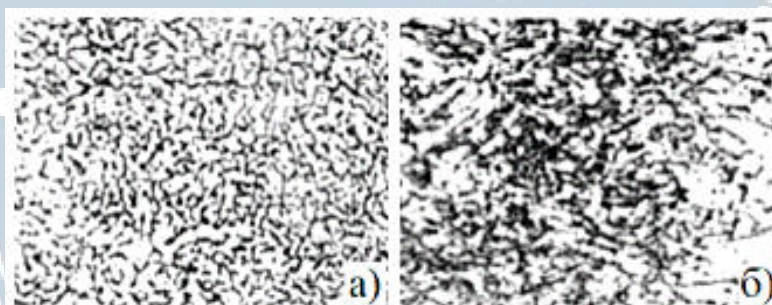


Рис. 7.3. Микроструктура бейнита (а) и мартенсита (б)

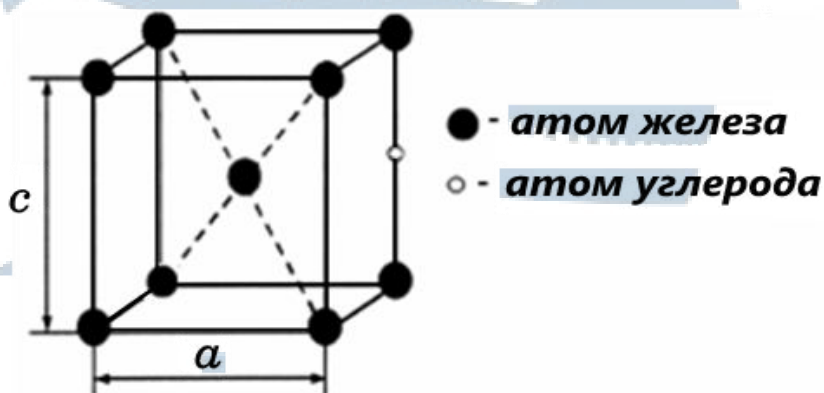


Рис. 7.4. Тетрагональная решетка мартенсита

Особенностью *мартенситного превращения* является тот факт, что оно происходит в диапазоне температур $M_n - M_k$ (M_n – начало мартенситного превращения, M_k – конец мартенситного превращения). Поэтому в интервале температур $M_n - M_k$, кроме мартенсита, будет присутствовать аустенит, который в данном случае называют остаточным.

Характерным для мартенситного превращения является измельчение блочной структуры, повышение плотности дислокаций, что наряду с образованием пересыщенного углеродом твёрдого раствора обуславливает высокую твёрдость мартенсита (≈ 60 HRC).

Мартенсит может образовываться из аустенита только при определённых условиях охлаждения – со скоростью критической или больше. **Критическая скорость закалки стали ($V_{кр}$)** – наименьшая скорость охлаждения аустенита, при которой образуется мартенсит.

Графически эта скорость выглядит касательной к линии, соответствующей началу распада аустенита (рис. 7.1).

Мартенсит является характерной структурой *закаленной* стали. Чем больше углерода в стали, тем более пересыщен твердый раствор, тем выше твёрдость мартенсита.

Необходимое условие (критерий) закалки на мартенсит будет: $V_{охл} \geq V_{кр}$ ($V_{охл}$ – скорость охлаждения стали).

Критическая скорость закалки является одной из важных характеристик стали; она определяет выбор той или иной охлаждающей среды при закалке сталей.

1.2. Краткая характеристика основных видов термообработки

Отжиг. Существует несколько разновидностей отжига: полный, неполный, диффузионный, изотермический и т. д. При *полном* отжиге стали нагревают до температуры $t = A_{C3} + (30...50) ^\circ C$ (доэвтектоидные стали), при *неполном* – до $t = A_{C1} + (30...50) ^\circ C$ (заэвтектоидные стали) дают выдержку, а затем *медленно* охлаждают (обычно вместе с печью).

После отжига стали получают *равновесную структуру*, соответствующую диаграмме Fe-Fe₃C, более мелкое зерно; снимаются все внутренние напряжения и сталь становится менее твердой и прочной, более пластичной, лучше обрабатывается резанием.

Нормализация – нагрев сталей до $t = A_{C3} + (50...60) \text{ }^\circ\text{C}$ (доэвтектоидных сталей) и до $t = A_{Cm} + (50...60) \text{ }^\circ\text{C}$ (заэвтектоидных), затем выдержка и последующее охлаждение *на спокойном воздухе*. При нормализации, так же, как при отжиге, формируется (в углеродистых сталях) равновесная структура, соответствующая диаграмме Fe-Fe₃C, но так как скорость охлаждения на воздухе больше, чем при отжиге, пластинки перлита получают более тонкое, мелкодисперсное строение, за счет чего твердость нормализованной стали несколько выше, чем у отожженной. Для конструкционных, углеродистых сталей нормализацию производят взамен отжига, как более экономически выгодную, более производительную операцию.

Для высокоуглеродистых – инструментальных сталей применяют неполный отжиг.

Закалка – вид термообработки, состоящий в нагреве сталей до $t = A_{C3} + (30...50) \text{ }^\circ\text{C}$ (доэвтектоидных) и до $t = A_{C1} + (30...50) \text{ }^\circ\text{C}$ (заэвтектоидных), с последующей выдержкой и *быстрым* охлаждением в какой-либо закалочной среде (воде, масле и т. п.)

Цель закалки – придать стали наибольшую твердость (т. е. получить структуру мартенсита).

Закалка применяется к готовым изделиям.

Недостатком закаленной стали является низкая пластичность, наличие закалочных внутренних напряжений. Поэтому после закалки стали необходимо подвергать *отпуску*. Этот последний заключительный вид термообработки формирует окончательные эксплуатационные свойства готовых изделий, он имеет очень большое значение и будет рассмотрен в следующей работе.

Как уже указывалось выше, при отжиге, нормализации и закалке нагрев производят выше соответствующих критических температур, с целью получения аустенита (рис. 7.5).

БГАРФ

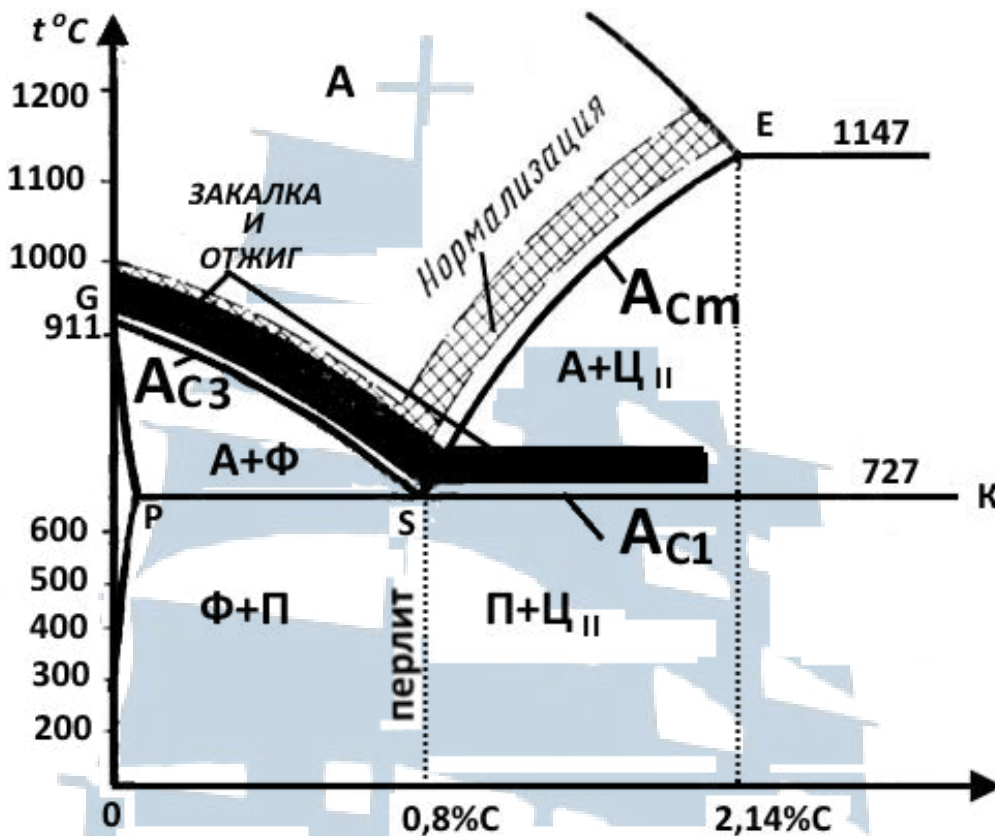


Рис. 7.5. Стальная часть диаграммы Fe-Fe₃C с нанесением полос (интервалов температур) режимов термообработки

2. Исследовательская часть

2.1. По диаграмме Fe-Fe₃C (рис. 7.5) определить режимы нагрева заданной стали при термообработке.

2.2. Измерить твердость образцов до термообработки на приборе Роквелла и Бринелля.

2.3. Рассчитать время пребывания образцов в печи (время нагрева и выдержки):

$$\tau_{\text{общ}} = \tau_{\text{нагр}} + \tau_{\text{выд}},$$

где $\tau_{\text{нагр}}$ – время нагрева образца до заданной температуры. Практически определяется из расчета 1 мин на 1 мм круглого сечения или 1,5 мм на 1 мм прямоугольного сечения;

$\tau_{\text{выд}}$ – время, необходимое для завершения перехода исходной структуры в аустенит; для углеродистых сталей принимают $\tau_{\text{выд}} = 20\% \tau_{\text{нагр}}$.

2.4. Произвести отжиг, нормализацию и закалку в различных охлаждающих средах образцов из углеродистой стали.

2.4.1. Загрузить образцы в лабораторные печи, предварительно разогретые до выбранных температур и выдержать необходимое время.

2.4.2. Охладить образцы в различных средах:

- на спокойном воздухе;
- в масле;
- в холодной воде ($t^{\circ} \approx 18...20^{\circ}\text{C}$);
- вместе с печью.

Охлаждающая способность сред приведена в табл. 7.1.

Образец, взятый из печи щипцами, быстро переносится в охлаждающую жидкость и интенсивно перемещается в ней до полного охлаждения.

Образцы, проходящие нормализацию, укладывают на специальную подкладку и охлаждают на спокойном воздухе.

2.5. Охлажденные образцы с помощью наждачной бумаги зачистить от окалины с двух сторон и измерить их твердость на приборе Роквелла алмазным наконечником. Образцы, прошедшие нормализацию и отжиг, испытывают шариковым наконечником. Значение твердости по Роквеллу переводят в значение твердости по Бринеллю с помощью переводной таблицы (Приложение 1.4. «Соотношения между значениями твердости, измеренной различными методами»).

2.6. По результатам проделанной работы составить протокол исследований (см. табл. 7.2) и построить график изменения твердости НВ в зависимости от скорости охлаждения (по ординате – НВ, по абсциссе – скорость охлаждения согласно табл. 7.1).

2.7. Изучить под микроскопом микроструктуры сталей из коллекции микрошлифов, термообработанных аналогичными способами, и сопоставить их с полученными результатами по твердости. Зарисовать микроструктуру сталей, полученных при различных видах термообработки. Под рисунками сделать соответствующие надписи.

2.8. Провести анализ полученных результатов, сделать выводы по работе.

2.9. Составить отчет.

БГАРФ

Протокол исследований

№ n/n	Наименование термообработки стали	Температура нагрева, °С	Время нагрева и выдержки в печи, мин	Охлаждающая среда	Твердость				Микроструктура
					до термо- обработки		после термо- обработки		
					НВ	HRC	HRC	НВ	

3. Оборудование, приборы, материалы

- 3.1. Комплект стальных образцов.
- 3.2. Штангенциркуль ШЦ-I.
- 3.3. Твердомер ТК-2.
- 3.4. Твердомер ТШ.
- 3.5. Щипцы.
- 3.6. Термические печи.
- 3.7. Наждачная бумага.
- 3.8. Коллекция микрошлифов.
- 3.9. Ёмкости с различными охлаждающими средами.
- 3.10. Специальная подкладка.

4. Содержание отчета

- 4.1. Задание.
- 4.2. Оборудование, приборы, материалы.
- 4.3. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита эвтектоидной стали У8.

4.4. Стальная часть диаграммы Fe-Fe₃C с нанесением полос (интервалов температур) режимов термообработки.

4.5. Краткая характеристика перлитного, промежуточного и мартенситного превращений.

4.6. Краткая характеристика основных видов термообработки.

4.7. Протокол исследований (табл. 7.2).

4.8. График изменения твердости НВ в зависимости от скорости охлаждения.

4.9. Эскизы микроструктур сталей.

4.10. Выводы по работе.

5. Контрольные вопросы

5.1. Какие структуры формируются при непрерывном охлаждении аустенита, при малых скоростях охлаждения ($V_{\text{охл}} \leq V_{\text{кр}}$)? Как это показать с помощью с-диаграммы?

5.2. Как влияет скорость охлаждения аустенита на формирование структур и свойства сталей?

5.3. При каких условиях происходит бездиффузионный переход аустенита в мартенсит и как идет образование этой структуры, что представляет собой мартенсит?

5.4. Что такое критическая скорость закалки стали, каков критерий закалки на мартенсит?

5.5. Что такое отжиг, как и для каких целей он производится? Каковы структура и свойства у сталей после отжига?

5.6. Что такое нормализация? В чем сходство и различие отжига и нормализации?

5.7. Что такое закалка, какова ее цель? Каковы структура и свойства закаленной стали?

5.8. Как определить температуру нагрева при нормализации, закалке для сталей с разным содержанием углерода?

БГАРФ

Лабораторная работа № 8

Исследование влияния температуры отпуска на твердость и микроструктуру стали

Цель работы: ознакомиться с практикой проведения отпуска. Исследовать влияние температуры нагрева при отпуске на изменение структуры и свойств закаленных сталей.

1. Теоретическая часть

Отпуском называется операция термообработки, заключающаяся в нагреве закаленной стали до температур *ниже* A_{C1} , выдержке и последующем охлаждении на воздухе. При отпуске неравновесная структура закаленной стали переходит в более устойчивое состояние. Этот переход связан с диффузионным распадом мартенсита и остаточного аустенита, с образованием феррито-цементитной смеси. Структурные изменения в стали и связанные с этим изменения механических свойств сильно зависят от температуры отпуска.

В практике термообработки различают три вида отпуска: низкий, средний и высокий.

Низкий отпуск – нагрев до 150...200 °С, вызывает частичное выделение углерода из мартенсита, что снижает искажения в его кристаллической решетке. При этом уменьшаются внутренние напряжения и немного повышается пластичность при небольшом снижении твердости. Образующаяся структура называется *отпущенный мартенсит*.

Низкотемпературный отпуск применяют для инструментальных сталей и для группы цементуемых сталей.

Средний отпуск – нагрев до 350...450 °С. При этом заканчивается выделение углерода из пересыщенного раствора, в результате мартенсит распадается на ферритно-цементитную смесь высокой степени дисперсности. Одновременно происходит распад остаточного аустенита также на ферритно-карбидную смесь. Образовавшаяся структура называется *трооститом отпуска*, такая структура обеспечивает высокий предел упругости, твердость 40...50 HRC.

Средний отпуск используют для конструкционных сталей, в частности, для обработки элементов конструкций, деталей машин, у которых основным требованием является наличие высокого предела упругости (рессоры, пружины, штампы и яр.).

Высокий отпуск – нагрев изделий до 550...650 °С – вызывает укрупнение частиц ферритно-цементитной смеси. Образующаяся структура получила название *сорбита отпуска*.

Высокий отпуск почти полностью снимает внутренние напряжения и значительно повышает ударную вязкость и пластичность стали. Прочность и твердость снижаются, но остаются более высокими, чем после отжига. Термическая обработка, состоящая из *закалки и высокого отпуска*, часто называется **улучшением**. Улучшению подвергают главным образом ответственные тяжело нагруженные детали машин, испытывающие знакопеременные и ударные нагрузки (зубчатые колеса, валы, шатуны и т. п.).

Таким образом, структуры троостита и сорбита могут быть получены не только из аустенита, непосредственно при охлаждении с различными скоростями, но и путем отпуска мартенсита.

При непрерывном охлаждении аустенита в образующейся ферритно-карбидной смеси цементит имеет пластинчатое строение, а при отпуске закаленной стали цементитные частицы имеют *зернистую форму*, чем объясняется различие свойств подобных структур закалки и отпуска. Так, сорбит закалки более тверд и прочен, чем сорбит отпуска и т. д.

Время нагрева до температуры отпуска определяется так же, как и для других видов термообработки: 1 мин на 1 мм круглого сечения и 1,5 мм на 1 мм прямоугольного сечения.

Выдержку при отпуске берут 50 % $\tau_{нагр}$.

Таким образом, $\tau_{общ} = \tau_{нагр} + 50 \% \tau_{нагр}$.

2. Исследовательская часть

2.1. По методике, изложенной в работе № 7, закалить в воде четыре стальных образца и измерить твердость на приборе Роквелла алмазным наконечником.

2.2. Рассчитать время пребывания образцов в печи (время нагрева и выдержки) $\tau_{общ}$.

2.3. Провести отпуск закаленных образцов при температурах: 250 °С, 450 °С, 650 °С, для чего поместить образец каждой стали в печи, нагретые до указанных температур, и выдержать их рассчитанное время. Охлаждение образцов провести на воздухе.

2.4. Образцы зачистить от окалины с двух сторон с помощью наждачной бумаги и измерить их твердость на приборе Роквелла.

2.5. По результатам проделанной работы составить протокол исследований (см. табл. 8.1) и построить график изменения твердости HRC в зависимости от скорости охлаждения (по ординате – HRC, по абсциссе – температура отпуска).

2.6. По коллекции микрошлифов изучить под микроскопом и зарисовать микроструктуру сталей, полученных при различных видах отпуска. Под рисунками сделать соответствующие надписи.

2.7. Сделать выводы по работе и заключение по рекомендации режима (вида) отпуска для конструкционных сталей.

2.8. Составить отчет.

Таблица 8.1

Протокол исследований

№ n/n	Марка стали	Температура нагрева при отпуске, °C	Вид отпуска	Твердость HRC		Микро- структура
				после закалки	после отпуска	

3. Оборудование, приборы, материалы

- 3.1. Комплект стальных образцов.
- 3.2. Штангенциркуль ШЦ-I.
- 3.3. Твердомер ТК-2.
- 3.4. Твердомер ТШ.
- 3.5. Щипцы.
- 3.6. Термические печи.
- 3.7. Наждачная бумага.
- 3.8. Коллекция микрошлифов.
- 3.9. Ёмкость с холодной водой.

4. Содержание отчета

- 4.1. Задание.
- 4.2. Оборудование, приборы, материалы.

4.3. Краткая характеристика основных видов отпуска и их назначение.

4.4. Протокол исследований (табл. 8.1).

4.5. График изменения твердости НРС в зависимости от температуры отпуска.

4.6. Эскизы микроструктур сталей после отпуска.

4.7. Выводы по работе.

5. Контрольные вопросы

5.1. Что такое отпуск стали? Его цель?

5.2. Какие превращения происходят при отпуске? Какие структуры образуются?

5.3. Как изменяются механические свойства сталей в зависимости от температуры нагрева при отпуске?

5.4. Какие виды отпуска существуют в практике термообработки?

5.5. Какой вид отпуска применяется:

а) для инструментальных сталей;

б) для рессорно-пружинных сталей;

в) для конструкционных сталей, работающих в условиях динамических нагрузок.

5.6. Как называют вид термообработки, состоящий из закалки и высокого отпуска? Какова цель этого вида термообработки, структура, свойства и в каких случаях применяется этот вид термообработки?



БГАРФ

Лабораторная работа № 9

Микроанализ цветных металлов и сплавов

Цель работы: изучить структуры, свойства и применение цветных металлов и их сплавов.

1. Теоретическая часть

1.1. Медь и ее сплавы

Медь – металл красного цвета, имеет кристаллическую решетку гранцентрированного куба, температуру плавления – 1 083 °С, плотность – 8,9 Мг/м³ (М1). Аллотропических превращений медь не имеет.

Состав и назначение технической меди регламентируется ГОСТ 859-2001, включающим марки меди чистотой от 99,99 до 99,0 % (М00, М0, М1, М2, М3, М4).

Микроструктура прокатанной и отожженной меди представляет собой неправильно ограниченные кристаллы с наличием двойников.

Кристаллы имеют розовую окраску, но вследствие анизотропии и разной кристаллографической ориентации кристаллов одни из них кажутся темнее.



*Рис. 9.1. Медь марки М1 (99,9 % Cu).
Зерна меди и включения примесей (Pb, Bi, O)*

Наиболее ценными техническими свойствами меди, которые обуславливают ее широкое применение, являются:

– высокая электропроводность (второе место после серебра). (Это свойство делает ее важнейшим материалом в электротехнике. Важное значение имеет степень чистоты меди, поскольку при наличии даже небольшого количества примесей электрические свойства меди существенно понижаются. Поэтому в качестве проводникового материала используют электролитическую медь марок М1 (99,9 %), М0 (99,95 %) и особо чистую медь М00 (99,99 %));

– высокая теплопроводность (Вследствие этого медь служит ценным материалом для изготовления корпусов холодильно- и теплообменных аппаратов);

– достаточно высокая коррозионная стойкость (Техническая медь устойчива против атмосферной коррозии и коррозии в пресной воде).

В связи с этим медные трубы применяются для трубопроводов забортной воды, топливных и масляных систем.

Медь хорошо деформируется в горячем и холодном состоянии. При холодной деформации, а также после обработки резанием медь сильно наклепывается, что приводит к резкому увеличению предела текучести, к снижению пластических свойств. Для снятия наклепа и увеличения предела текучести (перед дальнейшей обработкой: протяжкой, калибровкой, развальцовкой и т. п.) рекомендуется полный отжиг при температурах 500-700 °С с последующим охлаждением в воде или на воздухе.

Медь сваривается удовлетворительно всеми известными в настоящее время способами сварки и хорошо паяется мягкими и твердыми припоями.

В качестве конструкционного материала чистая медь в технике практически не применяется. Легирование меди позволяет получать на ее основе различные технические сплавы, обладающие хорошими механическими, технологическими и эксплуатационными свойствами. В качестве легирующих добавок используют цинк, олово, свинец, алюминий, марганец, бериллий, никель и другие элементы.

Наиболее распространенными конструкционными сплавами на основе меди являются **латуни** и **бронзы**.

Латуни – сплавы меди с цинком. Они дешевле и прочнее меди при достаточно высокой пластичности.

В промышленности применяются латуни, содержащие Zn до 44 %. Сплавы с большим содержанием Zn, ввиду их малой пластичности, не применяются.

Многие ценные свойства латуней зависят от их структуры. Как видно из диаграммы Си - Zn (рис. 9.2), сплавы, содержащие до 39 % Zn, состоят из однородного твердого раствора цинка в меди – α -фазы. Эти сплавы называют α -латунями. Сплавы, содержащие от 39 % до 44 % Zn соответственно диаграмме, имеют двухфазную структуру $\alpha+\beta$. Их называют двухфазными или $\alpha+\beta$ – латунями.

Микроструктура двухфазной $\alpha+\beta$ – латуни состоит из светлых зерен α -твердого раствора и расположенных по границам этих зерен темных образований, β -фазы; α -фаза обладает хорошими пластическими свойствами, β -фаза менее пластична. Поэтому α -латуни обладают лучшей пластичностью. На рис. 9.3 приведен график зависимости механических свойств латуней с повышением содержания в них Zn.

Как видно из графика, при возрастании содержания Zn до 39 % (область α -фазы) увеличиваются и пластичность, и прочность латуней; при содержании Zn более 39 % (область $\alpha+\beta$) прочность продолжает увеличиваться, а пластичность резко падает, что объясняется появлением и ростом количества твердой и хрупкой β -фазы.

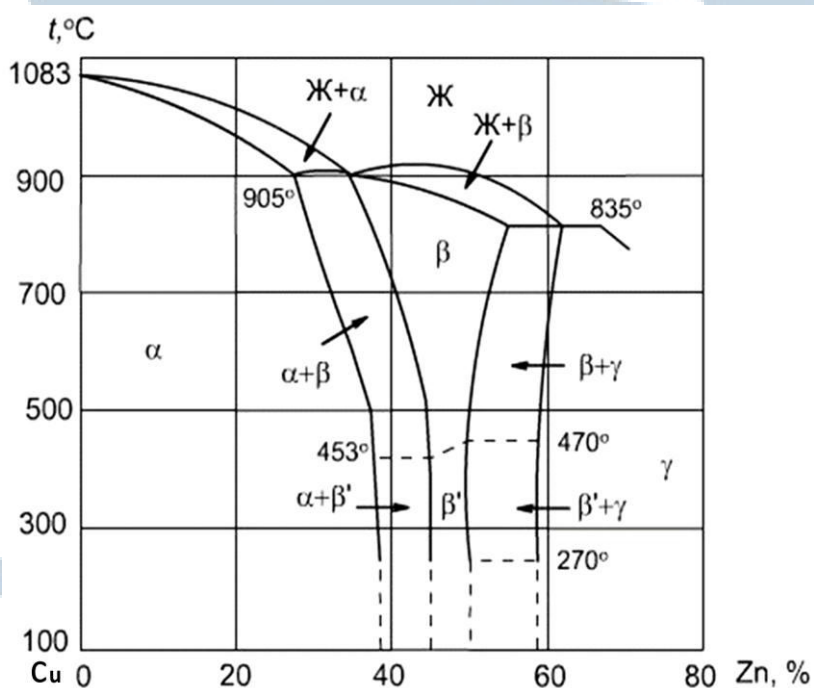


Рис. 9.2. Диаграмма состояния Си - Zn

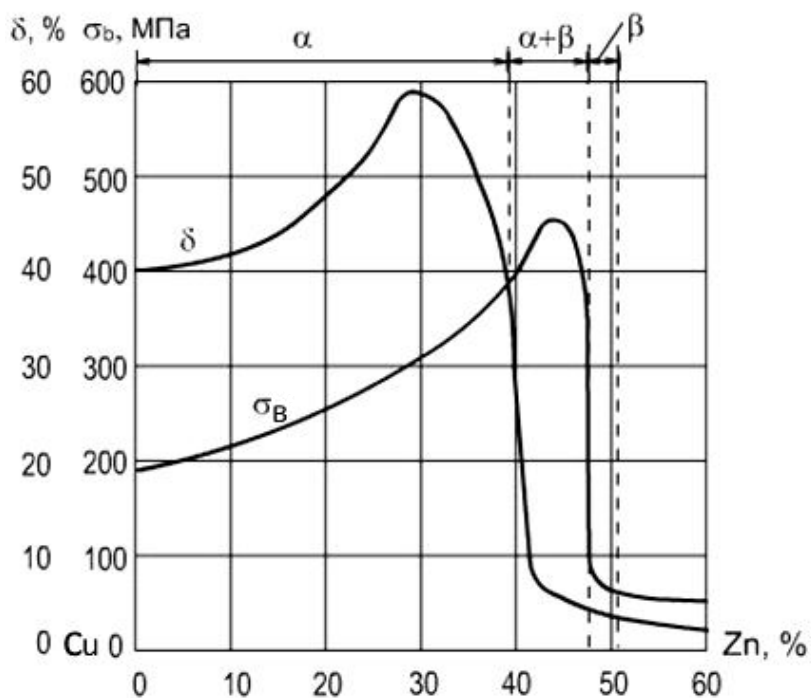


Рис. 9.3. Влияние Zn на механические свойства латуни

Микроструктура α -латуни представляет собой однородные кристаллы в форме многогранников (зерна твердого раствора цинка в меди). Кристаллы имеют желтую окраску, но вследствие анизотропии одни кристаллы кажутся светлыми, другие темными (рис. 9.4).

Латуни дополнительно легируют различными элементами, например, свинцом – для улучшения обрабатываемости резанием (автоматная латунь), оловом – для повышения сопротивления коррозии в морской воде (морская латунь). Структура двухфазной латуни приведена на рис. 9.5.



Рис. 9.4. Однофазная латунь марки Л68 (68 % Cu, 32 % Zn)



Рис. 9.5. Двухфазная латунь марки ЛС59-1 (59 % Cu, 40 % Zn, 1 % Pb). Светлые зерна твердого раствора Zn в Cu, темные поля – химические соединения CuZn

По способу изготовления изделий различают латуни деформируемые и литейные.

Деформируемые латуни маркируются буквой **Л**, за которой следует число, показывающее содержание меди в процентах, например, в латуни **Л62** содержится 62 % меди и 38 % цинка. Если кроме меди и цинка, имеются другие элементы, то ставятся их начальные буквы (О – олово, С – свинец, Ж – железо, Ф – фосфор, Мц – марганец, А – алюминий, Ц – цинк и др.). Количество этих элементов обозначается соответствующими цифрами после числа, показывающего содержание меди, например, сплав **ЛАЖ60-1-1** содержит 60 % меди, 1 % алюминия, 1 % железа и 38 % цинка.

Литейные латуни также маркируются буквой **Л**. После буквенного обозначения основного легирующего элемента (цинк) и каждого последующего ставится цифра, указывающая его усредненное содержание в сплаве. Например, латунь **ЛЦ23А6Ж3Мц2** содержит 23 % цинка, 6 % алюминия, 3 % железа, 2 % марганца. Наилучшей жидкотекучестью обладает латунь марки **ЛЦ16К4**. Литейные латуни не склонны к ликвации, имеют сосредоточенную усадку, отливки получают с высокой плотностью.

Латуни применяют в тех случаях, когда требуется высокая коррозионная стойкость в атмосферных условиях и в морской воде в сочетании с хорошей теплопроводностью, электропроводностью, антифрикционными свойствами.

Латуни применяют, главным образом, как деформируемые сплавы (листы, ленты, трубки, прутки) и в меньшей степени в качестве литейных сплавов для изготовления фасонных отливок.

Бронзы – двойные или многокомпонентные сплавы меди с оловом, алюминием, свинцом, бериллием, кремнием и другими элементами, среди которых цинк не является основной легирующей добавкой. В зависимости от добавляемого элемента они называются соответственно: с Sn – оловянистые бронзы; с Al – алюминиевые, с Be – бериллиевые и сложные бронзы; с Sn и Pb – оловянно-свинцовые, с Al и Mn – алюминиево-марганцовистые и т. д.

Основные свойства, характерные для всех видов бронз: хорошие литейные и антикоррозионные свойства, хорошая обрабатываемость резанием.

Бронзы подразделяются на деформируемые и литейные.

При маркировке деформируемых бронз на первом месте ставятся буквы **Бр**, затем буквы, указывающие, какие элементы, кроме меди, входят в состав сплава. После букв идут цифры, показывающие процентное содержание компонентов в сплаве. Например, марка **БрОФ10-1** означает, что в бронзу входит 10 % олова, 1 % фосфора, остальное – медь.

– *Деформированные* бронзы – БрОФ6,5-0,4; БрОЦ4-3; БрОЦС4-4-2,5 – используются в качестве пружин, антифрикционных деталей, мембран и др.

– *Литейные* бронзы – БрОЗЦ12С5, БрОЗЦ12С5, БрО4Ц4С17 – используются в антифрикционных деталях, арматуре общего назначения.

Согласно диаграмме состояния Cu – Sn (рис. 9.6) при сплавлении меди с оловом образуются твердые растворы (α -твердый раствор олова в меди и β -твердый раствор на базе соединения CuSn) и химические соединения (Cu_3Sn и $Cu_{31}Sn_8$).

Наибольшее практическое применение в промышленности получили оловянные бронзы, содержащие до 12-14 % Sn. Сплавы, более богатые оловом, очень хрупки (рис. 9.7). При этом с увеличением количества олова предел прочности возрастает, но значительное количество хрупкой δ -фазы приводит к снижению прочности.

Бронзы, содержащие до 4-5 % Sn, и после деформаций и отжига имеют в структуре в основном α -твердый раствор олова в меди. А после литья даже такие низколегированные бронзы в результате ликвации могут иметь включения эвтектоида ($\alpha + Cu_{31}Sn_8$).

Оловянистые бронзы – сплавы меди с оловом, обладают высокими литейными и антифрикционными свойствами, а также хорошей химической стойкостью. На рис. 9.8 приведена микроструктура бронзы БрО10.

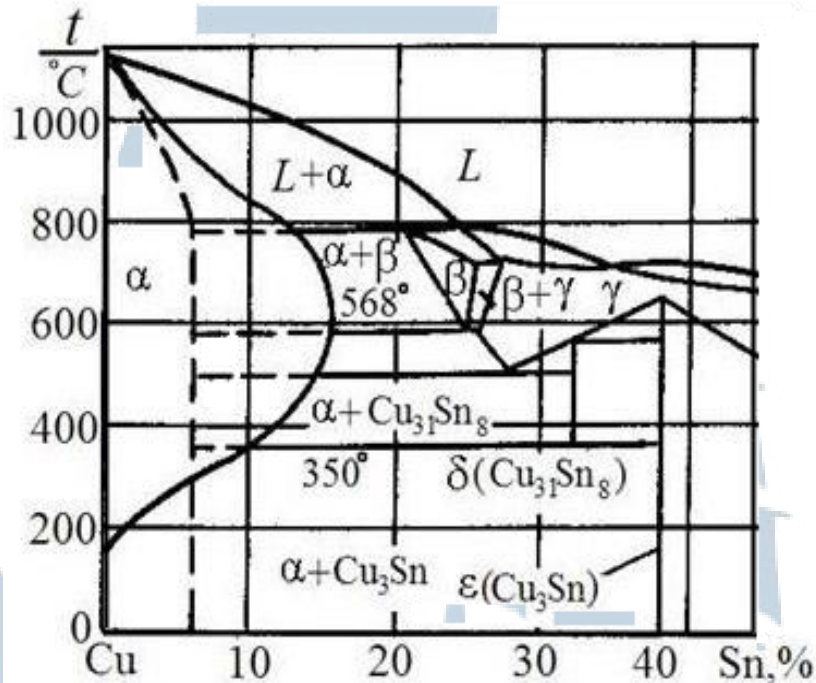


Рис. 9.6. Диаграмма состояния Cu – Sn

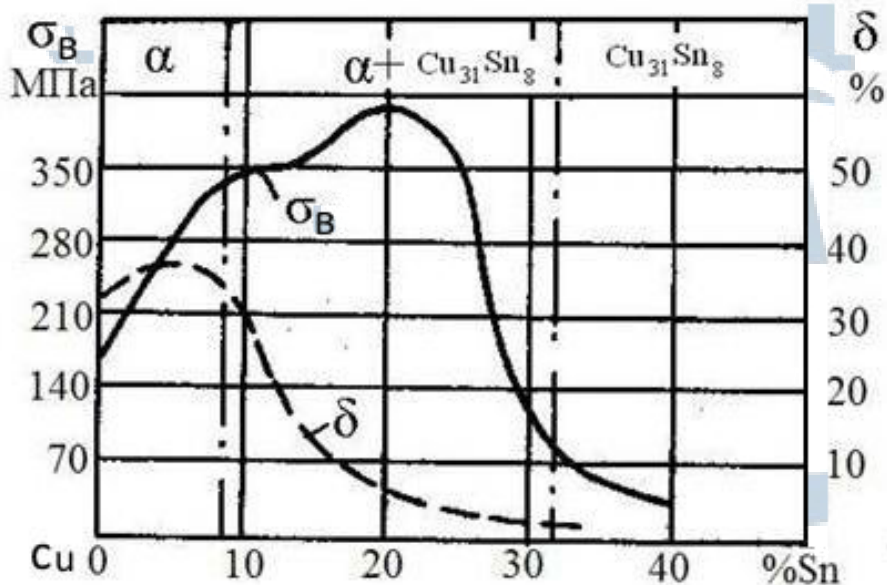


Рис. 9.7. Влияние Sn на механические свойства бронз



Рис. 9.8. Микроструктура бронзы БрО10

Бериллиевая бронза отличается от остальных высокой твердостью и упругостью. Бериллиевая бронза **БрБ2** (содержит 2 % Ве), обладает высокой прочностью и упругостью при одновременно высокой химической стойкости, хорошей свариваемости и обрабатываемости резанием, широко применяется для ответственных пружин, мембран, пружинящих контактов и т. д.

Алюминиевые бронзы, содержащие 5-10 % Al (**БрАЖ9-4**, **БрАЖН10-4-4**), обладают ценными механическими и технологическими свойствами: высокой прочностью и жидкотекучестью, дают концентрированную усадочную раковину. Алюминиевые бронзы применяют для изготовления ответственных деталей: втулок, шестерен, фланцев, направляющих седел и других деталей.

Свинцовые бронзы (БрС30), используют как высококачественный антифрикционный материал. По сравнению с оловянными бронзами имеют более низкие механические и технологические свойства.

1.2. Алюминий и его сплавы

Алюминий – серебристо-белый пластичный металл, имеющий температуру плавления 660 °С, плотность 2,7 Мг/м³, твердость НВ = 200 МПа (20 кгс/мм²), прочность $\sigma_b \approx 100$ МПа, относительное удлинение $\delta \approx 40$ %, высокую тепло- и электропроводность. Кристаллическая решетка ГЦК.

Применяется алюминий в основном в виде сплавов. Технически чистый алюминий имеет от 0,5 до 2 % различных примесей (постоянными являются Fe и Si), микроструктура его имеет вид крупных зерен с наличием примесей в виде темных включений или эвтектики.

ГОСТ 11069-2001 обозначает марки алюминия по цифрам после запятой в процентном содержании алюминия: А999, А995, А99, А85, А8, А7, А6, А5(99,5 % Al) и А0 (99,0 % Al). Наиболее чистый алюминий – алюминий особой чистоты А999 – содержит не менее 99,999 % алюминия, а сумма всех примесей составляет не более 0,001 %. Его применяют в основном для лабораторных опытов. В промышленности применяют также алюминий высокой чистоты (содержание алюминия от 99,95 до 99,995 %) и технической чистоты (содержание алюминия от 99,0 до 99,85 %). Постоянными примесями алюминия являются железо и кремний. Микроструктура технического алюминия представляет собой в основном небольшие количества соединений железа и кремния в алюминиевой матрице.

Алюминий обладает высокой коррозионной стойкостью вследствие образования на его поверхности тонкой прочной пленки Al_2O_3 . Алюминий легко обрабатывается давлением, обработка резанием затруднена, сваривается всеми видами сварки.

Ввиду низкой прочности алюминий применяют для ненагруженных деталей и элементов конструкций, когда от металла требуется легкость, высокая электропроводность. Из него изготавливают трубопроводы, кабели, провода, теплообменники, фольгу, цистерны для перевозки нефти и нефтепродуктов, посуду.

Как конструкционный материал значительно чаще применяются алюминиевые сплавы. Они характеризуются высокой удельной прочностью, способностью сопротивляться инерционным и динамическим нагрузкам, хорошей технологичностью. Предел прочности достигает 500...700 МПа. Большинство обладают высокой коррозионной стойкостью (за исключением сплавов с медью). Основными легирующими элементами алюминиевых сплавов являются Cu, Mg, Si, Mn, Zn, реже Li, Ni, Ti. Многие образуют с алюминием твердые растворы ограниченной переменной растворимости и промежуточные фазы $CuAl_2$, Mg_2Si и др. Это дает возможность подвергать сплавы упрочняющей термической обработке. Она состоит из *закалки* на пересыщенный твердый раствор и естественного или искусственного *старения*.

По технологическому признаку алюминиевые сплавы подразделяются на две группы (рис. 9.9): деформируемые (до 80 % всего выпуска алюминиевых сплавов) и литейные.

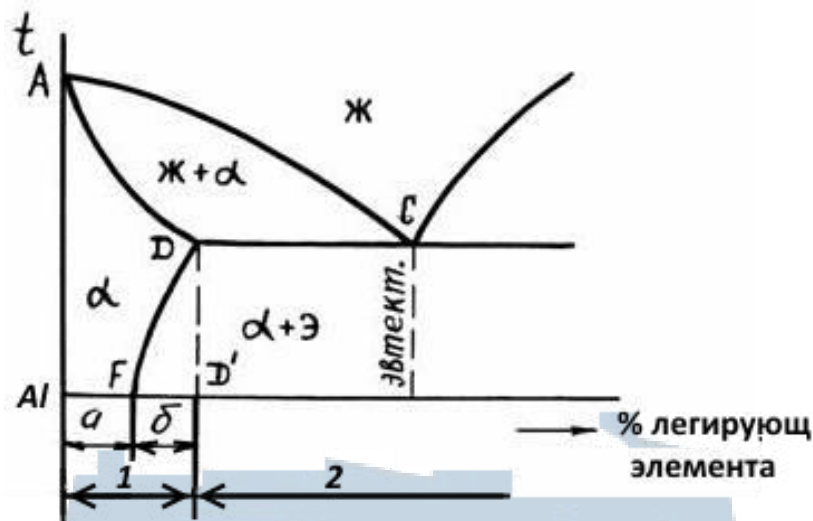


Рис. 9.9. Диаграмма состояния сплавов алюминий – легирующий элемент:

1 – деформируемые: а – не упрочняемые ТО, б – упрочняемые ТО;
2 – литейные

Сплавы левее точки F имеют структуру однофазного α -твердого раствора, который имеет высокую пластичность и не упрочняется термической обработкой (ТО). Упрочнить эти сплавы можно холодной пластической деформацией (наклепом). На участке FD' сплавы имеют предельную растворимость легирующего элемента в алюминии и поэтому упрочняются термической обработкой. Сплавы правее точки D' имеют в структуре эвтектику, которая придает сплавам высокую жидкотекучесть. Поэтому эти сплавы относятся к литейным.

Деформируемые сплавы, не упрочняемые термообработкой. Эти сплавы отличаются высокой пластичностью, хорошей свариваемостью и высокой коррозионной стойкостью. Пластическая деформация упрочняет сплавы почти в 2 раза.

К этой группе сплавов относятся марки **АМц** (1,1...1,6 % Mn), **АМг2**, **АМг3**, **АМг5**, **АМг6** (цифра показывает содержание магния в процентах).

Они применяются для сварных элементов конструкций, испытывающих сравнительно небольшие нагрузки и требующие высокого сопротивления коррозии. Из сплавов АМц, АМг2, АМг3 изготавливают емкости для хранения нефтепродуктов, трубопроводы для масла и бензина, палубные надстройки, в строительстве – витражи, перегородки, двери, оконные рамы и др. Сплавы АМг5, АМг6 применяются

для средненагруженных деталей и конструкций: рамы и кузова вагонов, перегородки зданий, переборки судов, кабины лифтов.

Деформируемые сплавы, упрочняемые термообработкой. Наиболее распространенными представителями группы алюминиевых сплавов, применяемыми в деформированном виде и упрочняемыми термической обработкой, являются **дюралюмины**. К ним относятся сплавы системы Al-Cu-Mg-Mn. Дюралюмины обозначаются буквой Д, затем ставится условный номер сплава.

На рис. 9.10 показана диаграмма системы Al-Cu.

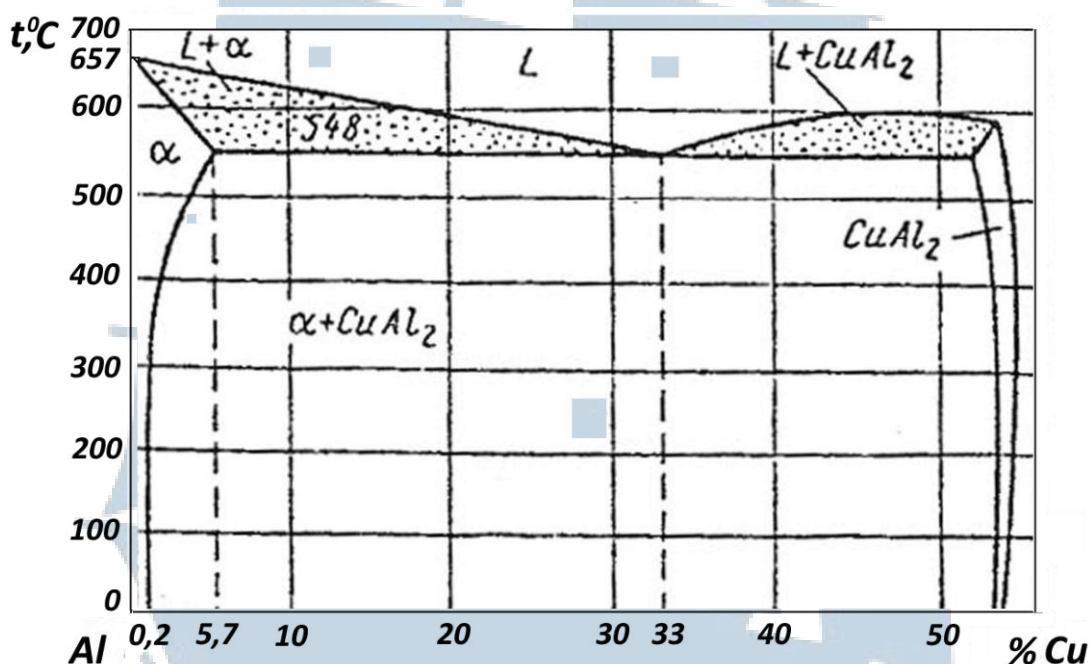


Рис. 9.10. Диаграмма системы Al-Cu

Типичными дюралюминами являются марки Д1 и Д16. Их химический состав приведен в табл. 9.1.

Таблица 9.1

Химический состав дюралюминов, %

Марка	Cu	Mn	Mg	Si	Fe
Д1	3,8...4,8	0,4...0,8	0,4...0,8	< 0,7	< 0,7
Д16	3,8...4,5	0,3...0,9	1,2...1,8	< 0,5	< 0,5

Старение закаленных сплавов. После закалки (для дюралюмина $t_{нагр} \approx 500 \text{ }^\circ\text{C}$, охлаждение в воде) алюминиевые сплавы подвергаются

старению. В процессе старения происходит *распад пересыщенного твердого раствора*. Выдержка в течение нескольких часов приводит к образованию дисперсных частиц фазы CuAl_2 , что приводит к повышению прочности и твердости закаленных алюминиевых сплавов.

В зависимости от условий проведения, различают два вида старения:

– *естественное*, при котором сплав выдерживают при нормальной температуре до 5-7 суток;

– *искусственное*, при котором сплав выдерживается при повышенной температуре (150-170 °С) в течение 10...24 ч.

Структура закаленного и правильно состаренного алюминия состоит из зерен α -твердого раствора с темными включениями нерасстворимых соединений. На рис. 9.11 приведена микроструктура дюралюмина марки Д1 после закалки с 510 °С в воде и старения. Зерна неоднородного твердого раствора меди и магния в алюминии, включения примесей. В результате закалки и старения сплав упрочняется до $\sigma_{\text{в}} = 300...600$ МПа.

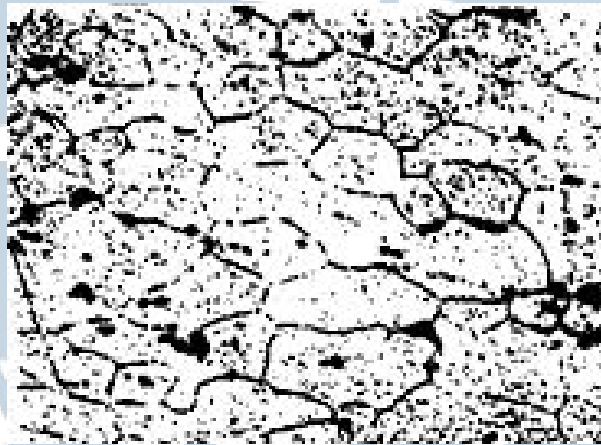


Рис. 9.11. Микроструктура дюралюмина марки Д1

Недостатком дюралюмина является его низкая коррозионная стойкость, особенно в морской воде. Наиболее распространенный способ защиты его от коррозии – плакирование чистым алюминием, т. е. дюралюминовую болванку обертывают алюминиевым листом и прокатывают в горячем состоянии.

Благодаря высокой пластичности дюралюмин можно обрабатывать давлением в холодном состоянии. После холодной прокатки в результате наклепа происходит дальнейшее упрочнение сплава до $\sigma_{\text{в}} \approx 600$ МПа, $\text{HВ} \approx 1600$ МПа, но пластичность при этом падает $\delta \approx 4...6$ %.

Из сплава **Д16** изготавливают обшивки, силовые каркасы, строительные конструкции, кузова грузовых автомобилей, шпангоуты, стрингера, лонжероны и др. детали самолетов и судов и т. д.

У деформируемых *ковочных сплавов* после буквы **А** ставится **К**, а затем условный номер сплава.

Сплав **АК6** используют для деталей сложной формы и средней прочности ($\sigma_b = 360$ МПа) – крыльчатки, крепежные детали.

Сплав **АК8** с повышенным содержанием **Сu** хуже обрабатываются давлением, но более прочный и применяется для изготовления подмоторных рам, лопастей винтов вертолетов и др.

Жаропрочный ковочный сплав марки **АК-4** применяется для деталей, работающих до 300 °С (поршни, головки цилиндров, обшивка самолетов, лопасти и диски осевых компрессоров, крыльчатки и т. д.). Эти сплавы дополнительно легируют **Fe, Ni, Ti**.

Литейные алюминиевые сплавы. Сплавы для фасонного литья должны обладать высокой жидкотекучестью, сравнительно небольшой усадкой, малой склонностью к образованию горячих трещин и пористости в сочетании с хорошими механическими свойствами, сопротивлением коррозии.

Высокие литейные свойства имеют сплавы, содержащие в структуре *эвтектику*. Чаще применяют сплавы **Al-Si, Al-Cu, Al-Mg**. Для измельчения зерна, а, следовательно, улучшения механических свойств, в сплавы вводят *модифицирующие добавки* (**Na, Ti, Zr, В, V** и др.). Многие отливки из алюминиевых сплавов подвергают термической обработке. Например, отжиг при 300 °С в течение 5...10 ч; закалка и естественное старение $t_{\text{зак}} = 510...520$ °С и охлаждение в горячей воде (40...100 °С) выдержка до 20 часов.

Сплавы **Al-Si (силумины)** содержат много эвтектики, поэтому обладают высокими литейными свойствами отливки, более плотные. К ним относятся сплавы **АЛ2, АЛ4, АЛ9**.

Силумины – литейные алюминиевые сплавы, содержащие 10...13 % кремния. При повышенной прочности ($\sigma_b = 140...200$ МПа) они обладают очень хорошими литейными свойствами (высокой жидкотекучестью, малой усадкой) и используются для изготовления отливок сложной формы со средней прочностью: корпуса компрессоров, головки цилиндров бензиновых двигателей (рис. 9.12).

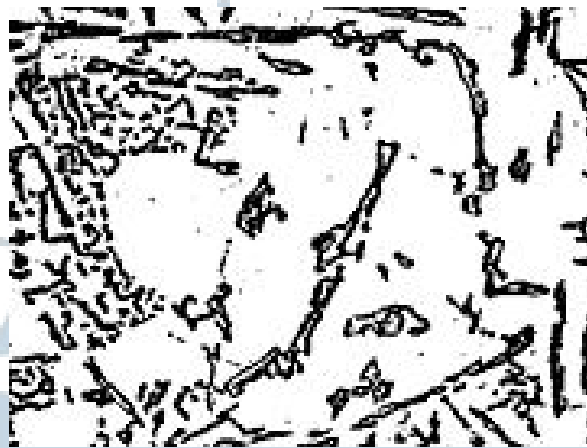


Рис. 9.12. Литейный алюминиевый сплав марки АЛ2. Темные иглы кремния и светлые поля тонкой смеси Al и Si (эвтектики)

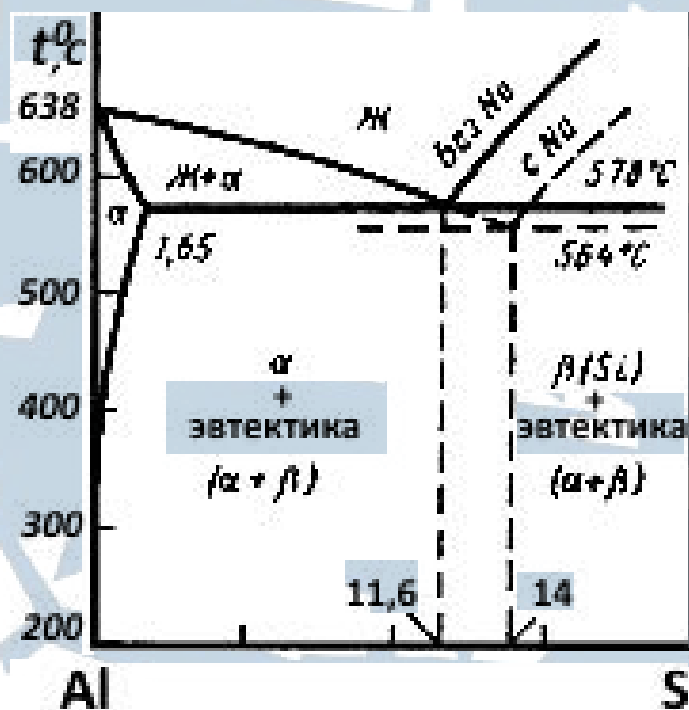


Рис. 9.13. Диаграмма состояния системы Al-Si

АЛ2 является эвтектическим сплавом, который упрочняющей термической обработке не подвергается.

АЛ4, АЛ9 – доэвтектические и дополнительно легированы Mg. Могут упрочняться термообработкой. Упрочняющей фазой служат Mg_2Si . Эти сплавы применяют для изготовления крупных нагруженных деталей: корпуса компрессоров, картеры и блоки цилиндров двигателей.

Сплавы **Al-Cu**. Эти сплавы (АЛ7, АЛ19) имеют более низкие литейные свойства, чем силумины. Поэтому их применяют, как правило, для отливок небольших деталей простой формы (арматура, кронштейны и т. д.). Имеют большую усадку, склонность к образованию горячих трещин и к хрупкому разрушению.

Сплавы **Al-Mg**. Эти сплавы (АЛ8, АЛ27) имеют низкие литейные свойства, так как не содержат эвтектики. Характерной особенностью этих сплавов является хорошая коррозионная стойкость, повышенные механические свойства и обрабатываемость резанием. Они предназначены для отливок, работающих во влажной атмосфере.

1.3. Антифрикционные сплавы

Антифрикционными или подшипниковыми сплавами называются сплавы, из которых изготавливают вкладыши подшипников скольжения различных механизмов и двигателей. Для этой цели применяют чугун, бронзу и баббиты – легкоплавкие сплавы на основе свинца, олова, цинка или алюминия.

Металл вкладыша должен обладать следующими свойствами:

- низким коэффициентом трения;
- высокой износостойкостью поверхности;
- выдерживать высокие удельные давления;
- иметь хорошую теплопроводность и устойчивость к коррозии.

Первые два свойства удовлетворяются тогда, когда поверхность вала и вкладыша разделены пленкой смазки. Если структура вкладыша неоднородна и состоит из твердых включений и мягкой основы, то после непродолжительной работы (приработки) на поверхности вкладыша образуется микрорельеф – выступают твердые включения и между валом и вкладышем образуется пространство, в котором удерживается смазка (рис. 9.14).

Для изготовления неотчетственных подшипников, работающих в условиях отсутствия ударных нагрузок, применяют вкладыши из *антифрикционного серого и ковкого перлитного чугуна (АЧС-1, АЧС-2, АЧК-1)*. Графитовые включения чугуна образуют каналы, в которых удерживается смазка. В случае сухого или полусухого трения графит сам играет роль смазки.

При повышенных удельных давлениях и больших скоростях вращения вала (например, в быстроходных дизелях) для изготовления вкладышей подшипников применяют *свинцовую бронзу БрС30* с содержанием около 30 % Рв.

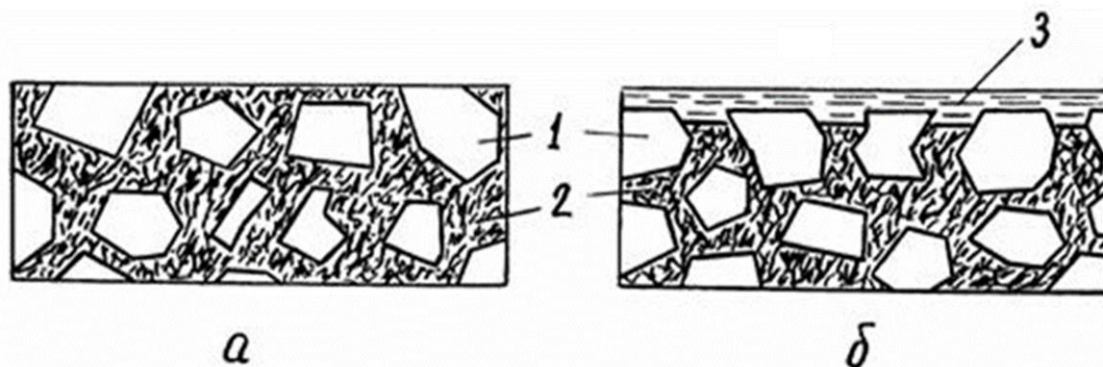


Рис. 9.14. Микроструктура подшипниковых сплавов
 а – до начала работы; б – после приработки;
 1 – твердые включения; 2 – мягкая основа; 3 – смазка

Наиболее широкое применение в технике получили **баббиты** – сплавы на основе олова или свинца с добавлением в них сурьмы и меди:

а) **оловянные баббиты** – (**Б83, Б89**). Лучшим и наиболее распространенным из оловянных баббитов считается баббит марки **Б83** (83 % Sn, 11 % Sb, 6 % Cu). Структура его состоит из мягкой пластичной основы (темный фон, представляющий собой твердый раствор сурьмы в олове Sn (Sb) и твердых включений (крупные светлые прямоугольные кристаллы) – соединения SnS_6 . Присутствие меди способствует не только созданию твердых частиц Cu_3Sn , но и препятствует ликвации по плотности при кристаллизации.

Оловянные баббиты способны выдерживать большие удельные давления, обеспечивают надежность работы механизмов при больших скоростях, обладают хорошими антифрикционными, технологическими свойствами, хорошей теплопроводностью и коррозионной стойкостью. Применяются для изготовления тяжелонагруженных подшипников турбин, турбонасосов, турбокомпрессоров. Недостатком их является высокая стоимость, так как Sn дорогой металл;

б) **свинцовистые баббиты** появились как результат многочисленных исследований, направленных на изыскание более дешевых сплавов, не содержащих больших количеств дорогого олова, способных заменить высокооловянистые баббиты в работе. Баббит марки **Б16** (16 % Sn, 16 % Sb, основа Pb) во многих случаях успешно заменяет баббит Б83, хотя уступают им по многим показателям. Применяются для изготовления средненагруженных подшипников автомобильных моторов.

2. Оборудование, приборы, материалы

2.1. Металлографические микроскопы.

2.2. Набор микрошлифов различных сплавов цветных металлов.

3. Исследовательская часть

3.1. Исследовать под микроскопом шлифы различных марок меди, латуни, бронзы, баббита, силумина, дюралюмина.

3.2. Зарисовать и охарактеризовать микроструктуры изучаемых сплавов.

4. Содержание отчета

4.1. Краткий обзор цветных металлов и сплавов на их основе.

4.2. Краткое описание наиболее характерных свойств сплавов меди, алюминия, антифрикционных сплавов.

4.3. Чертежи диаграмм: *Cu-Zn* (до 44 % *Zn*), *алюминий – легирующий элемент, Al-Cu, Al-Si*.

4.4. Эскизы структур исследованных сплавов, выполненные в карандаше.

4.5. Графики изменения механических свойств латуней и бронз в зависимости от концентрации *Zn* и *Sn* в меди.

4.6. Указать и расшифровать некоторые марки латуней, бронз, баббитов, дюралей, силуминов, их применение в судовом машиностроении.

4.7. Выводы по работе.

5. Контрольные вопросы

5.1. Характеристика основных физико-механических и технологических свойств меди.

5.2. Что такое латуни? Какие фазы встречаются в системе *Cu-Zn* и что они собой представляют? Маркировка латуни.

5.3. Какие сплавы называются бронзами? Какие виды бронз вы знаете? Маркировка бронз.

5.4. Охарактеризуйте структуру и свойства оловянной бронзы.

5.5. Какие сплавы называются антифрикционными? Каковы их свойства и применение?

5.6. Какие сплавы называются баббитами? Виды баббитов, их структура, свойства и применение. Маркировка.

5.7. Какие сплавы алюминия называются деформируемыми? Их состав, свойства, применение, маркировка.

5.8. Какие сплавы алюминия подвергают термообработке?

5.9. Какие сплавы называются силуминами? Как повысить их свойства? Маркировка.

5.10. Охарактеризуйте жаропрочные алюминиевые сплавы. Их применение. Маркировка.



СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ильичева Н.Я. Материаловедение: метод. указания к лабораторным работам для технических специальностей. – Калининград: Изд-во БГАРФ, 2008.
2. Батышев И.А. и др. Материаловедение и технология материалов. – М.: ИНФРА-М, 2013.
3. Фетисов Г.П. Материаловедение и технология металлов. – М.: Высшая школа, 2002.
4. Арзамасов Б.Н., Макарова В.И., Мухин Г.Г. Материаловедение. – М.: МГТУ, 2002.
5. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1990.
6. Чередниченко В.С. Материаловедение. Технология конструкционных материалов. – М.: Омега-Л, 2009.
7. Дриц М.Е., Москалев М.Н. Технология конструкционных материалов и материаловедение. – М.: Высшая школа, 1990.
8. Материалы интернет-поисковых ресурсов Yandex, Google.



БГАРФ



978210001950

Елена Михайловна Зеброва

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Методические указания
по выполнению лабораторных работ
для курсантов и студентов технических специальностей
всех форм обучения

*Ведущий редактор О.В. Напалкова
Младший редактор Г.В. Деркач
Компьютерное редактирование О.В. Савина*

*Лицензия № 021350 от 28.06.99. Печать офсетная.
Подписано в печать 22.11.2018. Формат 60х90/16.
Усл. печ. л. 6,1. Уч.-изд. л. 5,6. Тираж 70 экз. Заказ № 1371.*

*Доступ к архиву публикации и условия доступа к нему:
<http://bgarf.ru/academy/biblioteka/elektronnyj-katalog/>*

БГАРФ ФГБОУ ВО «КГТУ»

Издательство БГАРФ,
член Издательско-полиграфической ассоциации высших учебных заведений
236029, Калининград, ул. Молодежная, 6