

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ**

**«САНКТ-ПЕТЕРБУРГСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ
УНИВЕРСИТЕТ ПРОМЫШЛЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ И ДИЗАЙНА»**

ВЫСШАЯ ШКОЛА ТЕХНОЛОГИИ И ЭНЕРГЕТИКИ

Кафедра материаловедения и технологии машиностроения

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

**Учебно-методическое пособие
к практическим и лабораторным занятиям**

**Санкт-Петербург
2017**

УДК 620.22(075)

ББК 30.3я7

М - 341

Материаловедение: учебно-методическое пособие к практическим и лабораторным занятиям/ сост.: А.В.Гропянов, Г.Н. Теплухин, Н.Н. Ситов, М.Н.Жукова; ВШТЭ СПбГУПТД. - СПб., 2017. -78 с.

Учебно-методическое пособие предназначено для самостоятельной подготовки к лабораторным и практическим работам студентов всех форм обучения.

Рецензент: зам. директора института безотрывных форм обучения ВШТЭ СПбГУПТД канд. техн. наук, доцент В.О. Варганов.

Подготовлено и рекомендовано к печати кафедрой материаловедения и технологии машиностроения Высшей школы технологии и энергетики Санкт-Петербургского государственного университета промышленных технологий и дизайна (протокол №8 от 25.05.2017).

Утверждено к изданию методической комиссией института технологии ВШТЭ СПбГУПТД (протокол №6 от 01.06.2017).

Рекомендовано к изданию Редакционно-издательским советом ВШТЭ в качестве учебно-методического пособия.

Редактор и корректор Т.А. Смирнова

Техн. редактор Л.Я. Титова

Компьютерный набор и верстка М.С. Локтевой

Темплан 2017.,поз.85

Подп. к печати 29.05.17. Формат 60х84/16. Бумага тип. № 1.

Печать офсетная. Объем 5,0 печ. л.; 5,0 уч. — изд. л.

Тираж 200 экз. Изд. № 85. Цена "С". Заказ №

Ризограф Высшей школы технологии и энергетики СПбГУПТД.
198095, Санкт-Петербург, ул. Ивана Черных, 4.

© Высшая школа технологии
и энергетики СПбГУПТД, 2017
© Гропянов А.В., Ситов Н.Н.,
Жукова М.Н., 2017

Работа 1. ИЗМЕРЕНИЕ ТВЕРДОСТИ МАТЕРИАЛОВ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- ознакомление с методами измерения твердости материалов;
- получение практических навыков определения твердости на приборе Бринелля;
- ознакомление с таблицей перевода твердости, определенной различными способами.

Твердость – это способность материала сопротивляться внедрению в него другого, более твердого тела под действием нагрузки. Определение твердости является одним из основных способов испытания материалов, что объясняется следующими причинами:

- твердость характеризует износостойкость деталей и режущие свойства инструментов;
- между твердостью и пределом прочности металлов и сплавов существует определенная зависимость, что позволяет по твердости судить о пределе прочности;
- измерение твердости производится без разрушения детали и осуществляется значительно быстрее и проще определения других механических свойств;
- твердость может быть измерена в тонких слоях материала.

Используют следующие основные способы измерения твердости:

- вдавливанием твердого наконечника (интендора);
- царапанием поверхности;
- по отскоку упругого бойка.

Наиболее часто применяется метод вдавливания. Различают два способа определения твердости вдавливанием:

- измерение макротвердости;
- измерение микротвердости.

Измерение макротвердости (твердости) производится в тех случаях, когда требуется получить представление о средней твердости материала. Измерение микротвердости производится с целью определения свойств отдельных структурных составляющих.

Применяют следующие способы измерения твердости вдавливанием:

- вдавливанием стального закаленного шарика (твердость по Бринеллю – HB, по Роквеллу – HRB);

- вдавливанием алмазного конуса (твердость по Роквеллу – HRC и HRA);
- вдавливанием алмазной пирамиды (твердость по Виккерсу – HV, микротвердость).

Измерение твердости по Бринеллю производится вдавливанием в материал стального закаленного шарика (из стали ШХ15 твердостью HV > 8500 МПа) определенного диаметра под действием заданной нагрузки в течение определенного времени. Условия стандартного определения твердости по Бринеллю представлены в табл. 1, и на рис. 1.

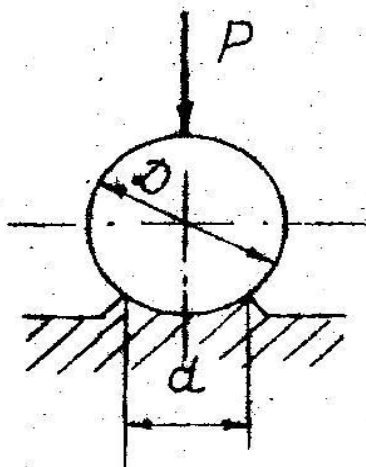


Рис. 1. Измерение твердости по методу Бринелля.

Таблица 1

Условия стандартного определения твердости по Бринеллю

Материал	Интервал твердости, HB	Толщина испытуемого образца, мм	Диаметр шарика, мм	Нагрузка P , кгс	Выдержка под нагрузкой, с
1	2	3	4	5	6
Черные металлы	140...450	более 6	10,0	3000	10
		от 6 до 3	10,0	3000	
		«4» 2	5,0	750	
		менее 2	2,5	187,5	
То же	до 140	более 6	10,0	1000	10
		от 6 до 3	5,0	250	
		менее 3	2,5	187,5	

Окончание таблицы 1

1	2	3	4	5	6
Цветные металлы	более 130	от 6 до 3 «4» 2 менее 2	10,0 5,0 2,5	3000 750 187,5	30
То же	35...130	от 9 до 3 «6» 3 менее 3	10,0 5,0 2,5	1000 250 62,5	30
То же	8...35	более 6 от 6 до 3 менее 3	10,0 5,0 2,5	200 62,5 15,6	60

После вдавливания на поверхности материала получается отпечаток (лунка). Число твердости по Бринеллю НВ выражается отношением нагрузки P , действующей на шарик к поверхности отпечатка F .

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{P}{\frac{\pi D}{2} \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})}, \quad \text{кгс/мм}^2$$

где P – нагрузка действующая на шарик, кг;

D – диаметр шарика, мм;

d – диаметр отпечатка, мм.

На практике определение твердости НВ часто производится по таблицам в зависимости от диаметра отпечатка (табл. 2).

Метод Бринелля используется для определения твердости сравнительно мягких материалов: отожженной стали, цветных металлов, неметаллических материалов. Он не применяется для готовых изделий из-за значительной величины отпечатка, а также для твердых материалов с НВ > 4500 МПа, например закаленных сталей. Для таких материалов определяется твердость по Роквеллу.

Величина груза и диаметр шарика выбирают по табл. 1. Подбор необходимой нагрузки производится по табл. 3.

Порядок проведения испытаний:

Для испытания твердости по Бринеллю применяется автоматический рычажный пресс (рис. 2).

Таблица ориентировочного перевода значений твердости,
определяемых различными методами

Твердость HV	Твердость HB		Твердость HR по шкале		
	Диаметр отпечатка, мм	HB при испытании стандартным стальным шариком	С	А	В
1	2	3	4	5	6
1234	2,20	780	72	84	-
1116	2,25	745	70	83	-
1022	2,30	712	68	82	-
941	2,35	682	66	81	-
868	2,40	673	64	80	-
804	2,45	627	62	79	-
746	2,50	601	60	78	-
694	2,55	578	58	78	-
650	2,60	555	56	77	-
606	2,65	534	54	76	-
587	2,70	514	52	75	-
551	2,75	495	50	74	-
534	2,80	477	49	74	-
502	2,85	461	48	73	-
474	2,90	444	46	73	-
460	2,95	429	45	72	-
435	3,00	415	43	72	-
423	3,05	401	42	71	-
401	3,10	388	41	71	-
390	3,15	375	40	70	-
386	3,20	363	39	70	-
361	3,25	352	38	69	-
344	3,30	341	36	68	-
334	3,35	331	35	67	-
320	3,40	321	33	67	-
311	3,45	311	32	66	-
303	3,50	302	31	66	-
292	3,55	293	30	65	-
285	3,60	285	29	65	-
278	3,65	277	28	64	-
270	3,70	269	27	64	-
261	3,75	262	26	63	-

Окончание таблицы 2

255	3,80	255	25	63	-
249	3,85	248	24	62	-
240	3,90	241	23	62	102
235	3,95	235	21	61	101
228	4,0	229	20	61	100
222	4,05	223	19	60	99
217	4,10	217	17	60	98
213	4,15	212	15	59	97
208	4,20	207	14	59	95
201	4,25	201	13	58	94
197	4,30	197	12	58	93
192	4,35	192	11	57	92
186	4,40	187	9	57	92
183	4,45	183	8	56	90
178	4,50	179	7	56	90
174	4,55	174	6	55	89
171	4,60	170	4	55	88
166	4,65	167	3	54	87
162	4,70	163	2	53	86
159	4,75	159	1	53	85
155	4,80	156	-	-	84
152	4,85	152	-	-	83
149	4,90	149	-	-	82
148	4,95	146	-	-	81
143	5,00	143	-	-	80
140	5,05	140	-	-	79
138	5,10	137	-	-	78
134	5,15	134	-	-	77
131	5,20	131	-	-	76
129	5,25	128	-	-	75
127	5,30	126	-	-	74
123	5,35	123	-	-	73
121	5,40	121	-	-	72
118	5,45	118	-	-	71
116	5,50	116	-	-	70
115	5,55	114	-	-	68
113	5,60	111	-	-	67
110	5,65	110	-	-	66
109	5,70	109	-	-	65
108	5,75	107	-	-	64

Подбор нагрузки

№ п/п	Нагрузка кг	Наименование грузов	Создают нагрузку
1	2	3	4
1	187,5	А	А – 187,5
2	250	А+Б	Б – 62,5
3	500	А+Б+В	В – 250
4	750	А+Б+Г	Г – 500
5	1000	А+Б+В+Г	
6	3000	А+Б+В+5Г	

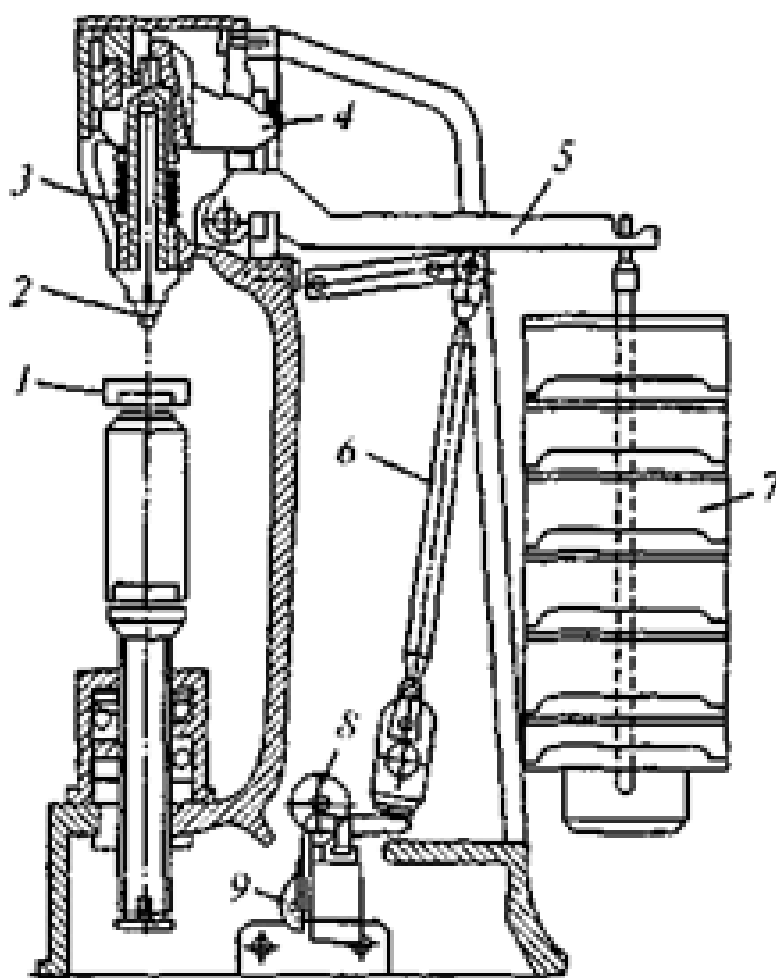


Рис. 2. Прибор Бринелля:

1 – столик; 2 – шарик; 3 – пружина; 4-6 – рычаги; 7 – груз; 8 – эксцентрик; 9 – звонок

Порядок работы

1. На подвеску устанавливается груз, соответствующий выбранной для испытания нагрузке.
2. На столик прессы устанавливают испытуемый образец. Центр отпечатка должен отстоять от края не менее 2D.
3. Вращением рукоятки по часовой стрелке поднимают столик, установив указатель против риски.
4. Нажатием кнопки включают электродвигатель, который производит автоматическое нагружение, выдержку под нагрузкой и снятие нагрузки.
5. После сигнала звонком, вращением против часовой стрелки опускают столик и снимают образец.
6. Измеряют диаметр отпечатка с помощью лупы в двух взаимно перпендикулярных направлениях, вычисляют среднее арифметическое значение.
7. Определяют твердость по формуле и по табл. 2.

Определение диаметра отпечатка:

Лупа устанавливается на образец так, чтобы ее визир был направлен к свету. Поворотом окуляра нужно добиться резкого изображения края отпечатка. Перемещая лупу совмещают край отпечатка с началом шкалы и определяют диаметр. Малое деление шкалы равно 0,1 мм.

Измерение твердости по Роквеллу

Измерение твердости по Роквеллу производится на приборе ТК-2М (рис. 3).

Измерение твердости материалов проводится путем статического вдавливания алмазного конуса или стального закаленного шарика, диаметром 1,588 мм. Твердость определяется глубиной погружения испытательного наконечника.

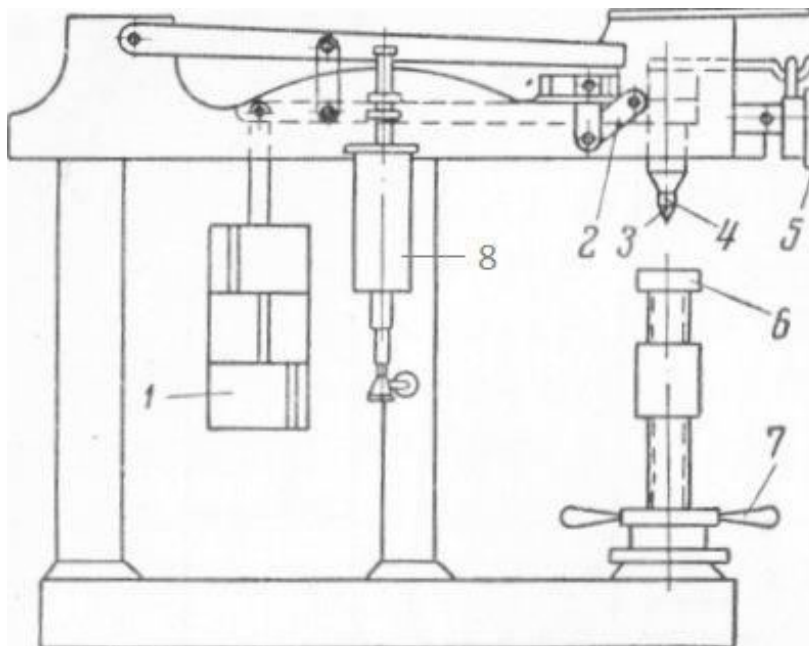


Рис. 3. Прибор Роквелла:

1 – грузы;; 2 – рукоятка; 3 – индентор; 4 – шток;
5 – индикатор; 6 – столик; 7 – маховик; 8 – регулятор

За начало отсчета при измерении глубины принимается положение наконечника при предварительной нагрузке, равной 98 Н. Отсчет производится по глубине отпечатка после снятия основной нагрузки. Расчетная формула, определяющая твердость по схемам А и С (HRA, HRC) при применении алмазного конуса, с углом, равным 120° и радиусом при вершине 0,2 мм:

$$\text{HRC} = 110 - l,$$

где

$$l = \frac{h - h_0}{c},$$

c – единица твердости, равная погружению наконечника на 0,002 мм;

h – погружение наконечника после снятия основной нагрузки;

h_0 – погружение наконечника под предварительной нагрузкой.

Расчетная формула для определения твердости по шкале В (HRB) с шариковым наконечником имеет вид:

$$\text{HRB} = 130 - l.$$

Перед началом испытаний прибор включается в сеть напряжением 220 В, устанавливается наконечник, опорный стол и набор грузов, обеспечивающих необходимую нагрузку для измерений по шкале А – нагрузка должна быть равна 60 кг, по шкале В – 100 кг, а шкале С – 150 кг.

Испытуемый образец помещается на опорном столе 6. Подъем и опускание производится вращением гайки 7, рифленое кольцо 5 служит для установки нуля шкалы. Предварительное нагружение производится вращением рифленого кольца 5 до совмещения нулевой риски шкалы индикатора со стрелкой. Электродвигатель включается тумблером, расположенным на боковой поверхности прибора. Затем нажимается педаль 3, включающая механизм нагружения и разгружения прибора.

По окончании цикла работы прибора прочитываются показания твердости. Вращением гайки 5 опускает стол и с него снимается образец.

Примечание: в начале работы прибор ГК-2М может давать значительные погрешности, поэтому первыми 3-5 измерениями следует пренебречь.

Зная твердость металла по Бринеллю, можно узнать приблизительно предел прочности пользуясь следующими зависимостями:

Для стали HB = 120 – 175..... $\sigma_s = 0,34$ HB

HB = 175 – 450..... $\sigma_s = 0,35$ HB

Для меди, латуни, бронзы (поле отжига)..... $\sigma_s = 0,55$ HB

Для меди, латуни, бронзы (наклепанной)..... $\sigma_s = 0,40$ HB

Для алюминия и его сплавов (20...45 HB)..... $\sigma_s = 0,33 - 0,38$ HB

Для дюралюминия отожженного..... $\sigma_s = 0,36$ HB

Для дюралюминия, отожженного после

закалки и старения..... $\sigma_s = 0,35$ HB

Порядок выполнения работы

1. Получить образцы из стали и цветных металлов для испытания их твердости.
2. Произвести испытание полученных образцов на приборе Бринелля и Роквелла.
3. Определить твердость образцов по Бринеллю, используя расчетный метод.
4. Сравнить полученные данные с табличными (табл.2).
5. Найти по табл. 2 твердость металлов по Роквеллу и Виккерсу.
6. Данные эксперименты, расчетные данные, а также твердость по Бринеллю, Роквеллу и Виккерсу занести в табл. 4.

Требования к отчету

В отчете должно быть следующее:

- название лабораторной работы;
- цель работы;
- задание (перечень материалов подлежащих изучению);
- условия выбора нагрузки и шарика;
- краткое описание методики измерения отпечатка и твердости;
- заполненная таблица результатов.

Таблица 4

Результаты работы

Материал	Толщина образца, мм	Диаметр шарика, мм	Груз, кг	Выдержка, с	Диаметр отпечатка, мм	НВ расчетная	НВ по табл. 2	Предел прочности		Твердость по Роквеллу		
								$\frac{\sigma_s}{МПа}$	HV	НРС	НРА	НРВ

Работа 2. МАКРОСКОПИЧЕСКИЙ И МИКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕТАЛЛОВ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- изучение макроструктуры металлов;
- ознакомление с технологией изготовления микрошлифов;
- приобретение навыков работы на металлоисследовательском микроскопе;
- определение величины зерна.

Эксплуатационные свойства (рабочие характеристики) металла определяются его структурой (внутренним строением). Структура, в свою очередь, зависит от химического состава металла (или сплава) и его обработки, т.е. способа получения заготовки или детали (литье,ковка, штамповка, обработка резанием, сварка) и последующей термической обработки.

Макроструктуру можно выявлять невооруженным глазом или при небольшом увеличении.

Микроструктура выявляется с помощью микроскопа.

В соответствии с этим различают два вида выявления и исследования структуры – макро- и микроанализы.

Макроскопический анализ

Макроанализом называется исследование структуры металла невооруженным глазом или с помощью лупы при увеличении до 30 крат. Макроскопический анализ производится на изломах металла или на специальных образцах – макрошлифах и темплетах (макрошлифы на поперечных разрезах заготовок или деталей).

С помощью макроанализа можно исследовать:

- характер излома (волокнуистый, кристаллический, усталостный);
- направленность волокон по сечению детали;
- дендритное строение металла;
- внутреннюю несплошность в металле (пористость, шлаковые включения, трещины, газовые пузыри);
- толщину поверхностного упрочненного слоя, например при цементации или поверхностной закалке;
- поверхностные дефекты – поры, раковины, трещины, волосовины, закаты, осыпание кромок спрессованных порошковых заготовок и т.д.

Исследование изломов. Характер излома зависит от вида действующих напряжений (статические, динамические, переменные и т.д.). Характерным является усталостный излом, получающийся при действии переменных напряжений, например таких, график которых представлен на рис. 4.

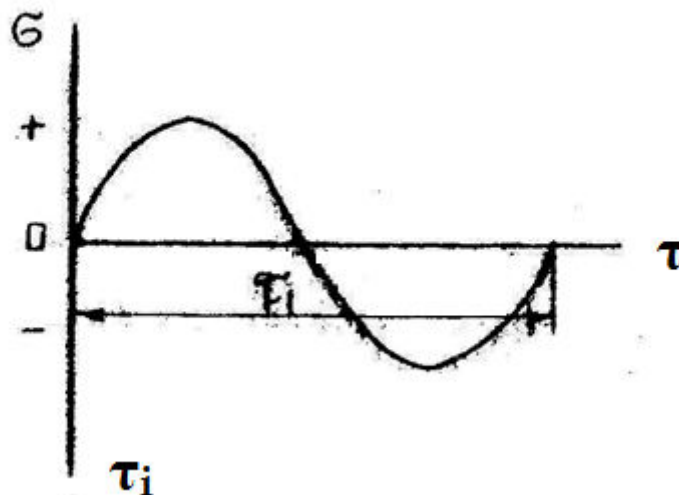


Рис. 4. Схема напряжений, вызывающих усталостный излом

На этом графике τ_i – период переменных напряжений. Такая картина напряжений может быть получена, в частности, на консольных валах. (рис. 5), где действие силы P на консоль вызывает максимальные (растягивающие) напряжения в верхней точке (0) и максимальные (сжимающие) в нижней точке (х).

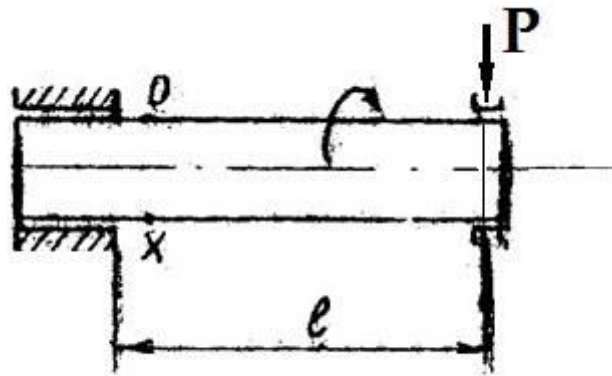


Рис. 5. Схема консольного вала

При вращении вала (по стрелке) каждая точка его проходит последовательно всю гамму напряжений в соответствии с графиком (рис. 4).

Усталостное разрушение начинается с зарождения трещины усталости, возникающей на поверхности детали в месте какого-либо дефекта (царапины, риски, резьбовой канавки, сверления под смазку и т.д.) при действии растягивающих напряжений. Образовавшись, трещина под действием переменных напряжений развивается, а именно, при растягивающем напряжении она раскрывается, при сжимающем как бы захлопывается. В результате этого усталостный излом приобретает характерный вид, имеющий

две зоны (рис. 6): гладкую зону 1 постепенного развития трещины и зернистую зону 2 мгновенного излома.

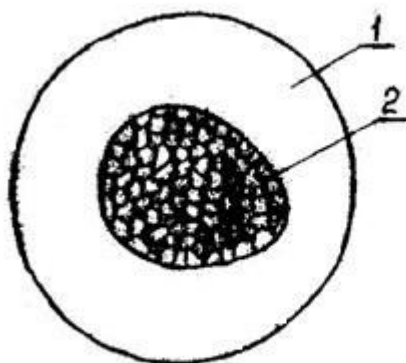


Рис. 6. Схема усталостного излома

Изломы бывают хрупкими и вязкими. Под хрупким изломом понимают такой излом, у которого отсутствует (или очень мала) макропластическая деформация. Хрупкий излом, как правило, блестящий, кристаллический, зернистый. Вязкий излом – излом со следами значительной пластической деформации. Вязкий излом – матовый, имеет волокнистое строение.

Волокнистое строение. Эта структура получается в результате обработки давлением зернистой структуры, обеспечивающей значительную вытяжку металла в одном направлении, например, при прокатке, ковке – вытяжке, волочении. Деформированная заготовка приобретает вытянутое зерно. Схема волокнистой структуры показана на рис. 7.

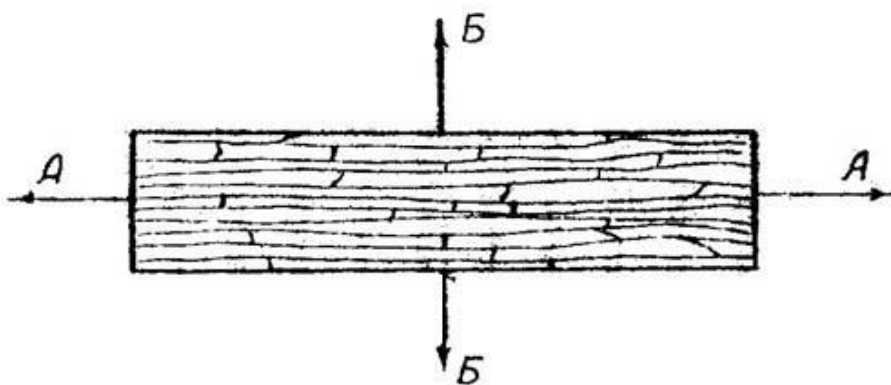


Рис. 7. Схема волокнистой структуры

Сечения А-А и Б-Б характеризуют направления испытаний на растяжение при определении механических свойств, в частности временного

сопротивления. Волокнистый металл имеет неодинаковые свойства в разных направлениях, то есть он анизотропен, что может быть отмечено зависимостью:

$$\sigma_B^{A-A} \neq \sigma_B^{B-B}$$

где σ_B – временное сопротивление при растяжении или предел прочности.

В связи с анизотропией необходимо при изготовлении деталей располагать волокна по их контуру. На рис. 8 показаны два варианта расположения волокон в детали сложной конфигурации – в коленчатом вале. В первом случае деталь изготовлена ковкой, волокна расположены по ее контуру, прочность оказывается повышенной. Во втором случае деталь получена по неправильной технологии – обработкой резанием. Волокна детали перерезаны. Прочность оказывается пониженной.

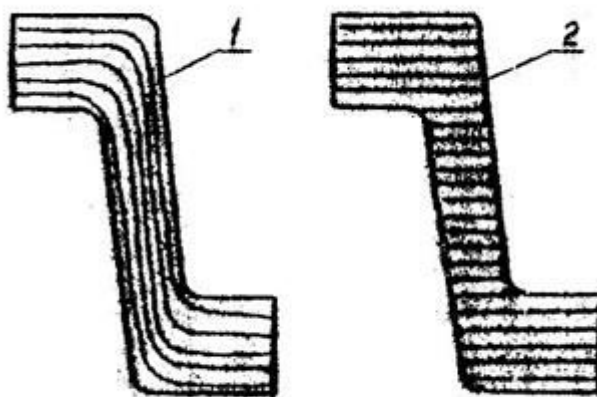


Рис. 8. Расположение волокон в коленчатом вале, изготовленном ковкой (1) и резанием (2)

Дендритное строение металла представляет собой структуру, которая характеризуется кристаллами древовидной формы. Образование дендритов происходит в условиях неравновесной кристаллизации.

На рис.9 показана схема дендрита: I – стенка изложницы; II – центр кристаллизации; I, II, III – оси первого, второго и третьего порядков; III – «тело» дендрита.

Дендритная структура нежелательна, так как металл с такой структурой неоднороден по строению, а главное по химическому составу (дендритная ликвация). Оси первого порядка более богаты тугоплавким компонентом,

чем оси второго и третьего порядка и т.д. Промежутки между осями содержат меньше всего тугоплавкого компонента. Дендритная структура устраняется путем обработки давлением или путем длительного высокотемпературного нагрева – диффузионного отжига (гомогенизации).

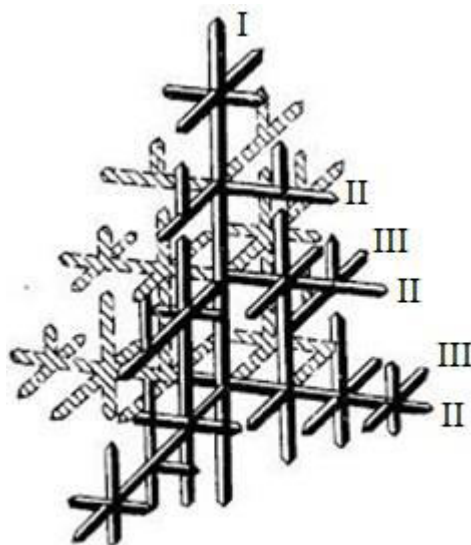


Рис. 9. Схема дендрита

Толщину поверхностного упрочненного слоя определяют по виду излома. В закаленном поверхностном слое излом мелкий фарфоровидный, а в сердцевине – более крупнозернистый (рис. 10).

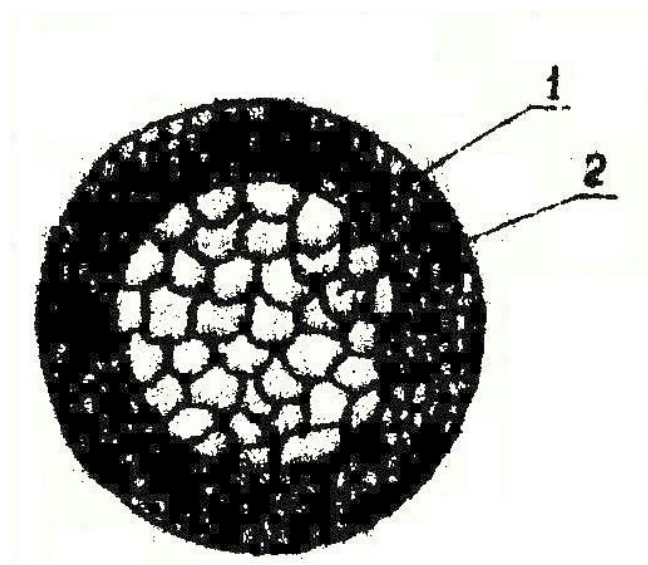


Рис. 10. Излом поверхностно упрочненной детали
1 – закаленная или цементованная зона; 2 – сердцевина

Микроскопический анализ

Микроскопическое исследование структуры сплавов позволяет получить представление о форме и характере распределения различных фаз и структурных составляющих, величине зерна, количестве, форме и расположении неметаллических включений.

Для изучения микроструктуры сплава готовят микрошлиф, который затем изучают при больших увеличениях с помощью металлоисследовательского микроскопа.

Процесс изготовления микрошлифа включает следующие этапы:

1. Вырезка образца из исследуемого металла. Обычно вырезается кубик размером по ребру 10...15 мм. В случае тонколистового металла используют заливку в обойме или закрепление в струбцине. Заливка осуществляется легкоплавким металлом типа сплава Вуда (50% висмута, 25% свинца, 12,5 % кадмия, 12,5% олова), пластмассой (стиракрил) или эпоксидной смолой.
2. Предварительная обработка образца (опиловка напильником, строгание, фрезерование, грубое шлифование). Основное требование к этому этапу – применение режимов обработки, не вызывающих сильного нагрева, могущих привести к изменению структуры.
3. Шлифование поверхности будущего микрошлифа на наждачной бумаге с разной, убывающей зернистостью абразива (6...7 видов бумаги). Переход на следующую бумагу производится после того, как будут устранены риски от предыдущей обработки. При этом шлифование производится в направлении, перпендикулярном предыдущим рискам (рис. 11).
4. Полирование производится с целью полного удаления рисков (следов шлифования) и получения U - зеркальной поверхности. Качество полирования (отсутствия рисков) проверяется с помощью микроскопа. Полирование производится на быстровращающихся дисках, обтянутых сукном или фетром с помощью тонко размолотого порошка оксида хрома или оксида алюминия в качестве абразива. Абразив взвешивается (взмучивается) в воде и в виде капель подается на вращающийся круг.

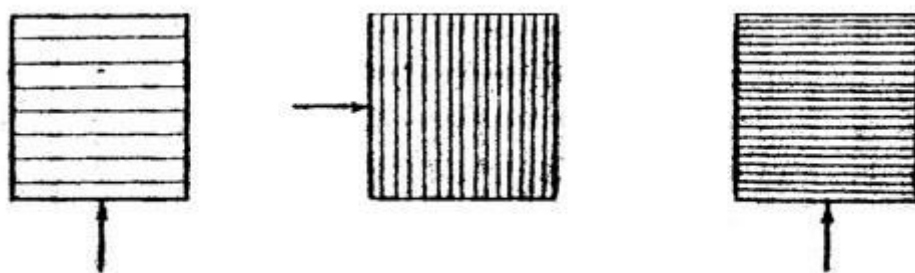


Рис. 11. Вид поверхности шлифа после различных этапов шлифования

5. Травление химическими реактивами с целью выявления структуры. Травление осуществляется спиртовым или водным растворами некоторых кислот, солей и щелочей. Одним из наиболее распространенных реактивов для травления микрошлифов углеродистой или низколегированной стали является спиртовой раствор азотной кислоты (2...4%). Вследствие неоднородной протравливаемости различных структурных составляющих световой поток, направленный на поверхность шлифа через объектив микроскопа, по-разному отражается от различных участков поверхности, что и создает изображение микроструктуры металла. Схема, поясняющая видимость границ зерен под микроскопом, представлена на рис. 12.

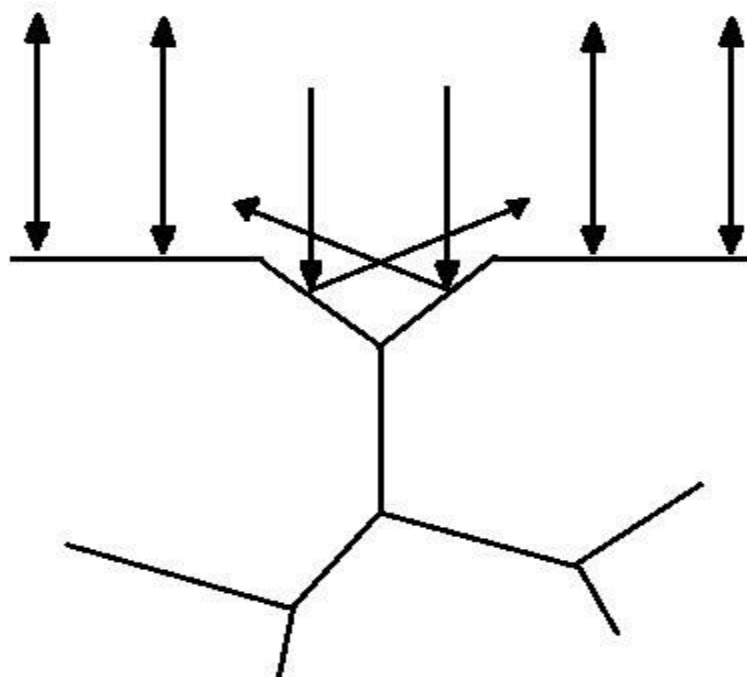


Рис. 12. Схема отражения лучей от плоскости зерна и от его границ

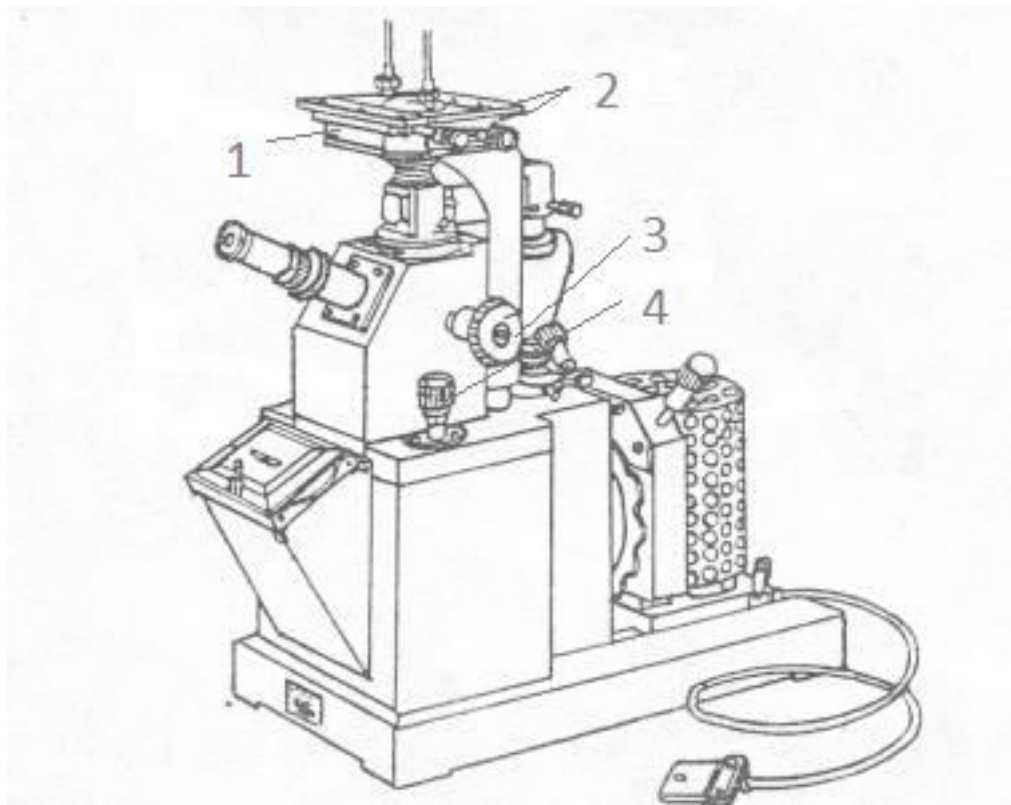


Рис. 13. Общий вид микроскопа МИМ-7:

1 – предметный столик; 2 – микрометрические винты; 3 – винт грубой наводки; 4 – винт точной наводки.

Работа с микроскопом. Микроскоп позволяет рассматривать непрозрачные предметы, используя отраженный свет. Увеличение достигается двумя наборами линз. Общее увеличение равно произведению увеличений даваемых объективом (не более 100...120) и окуляром (не более 20...25). Таким образом, максимальное увеличение, достигаемое с помощью металломикроскопа, находится в пределах 2000...3000. Большого увеличения (до 40 000 и более крат) достигают на электронных микроскопах.

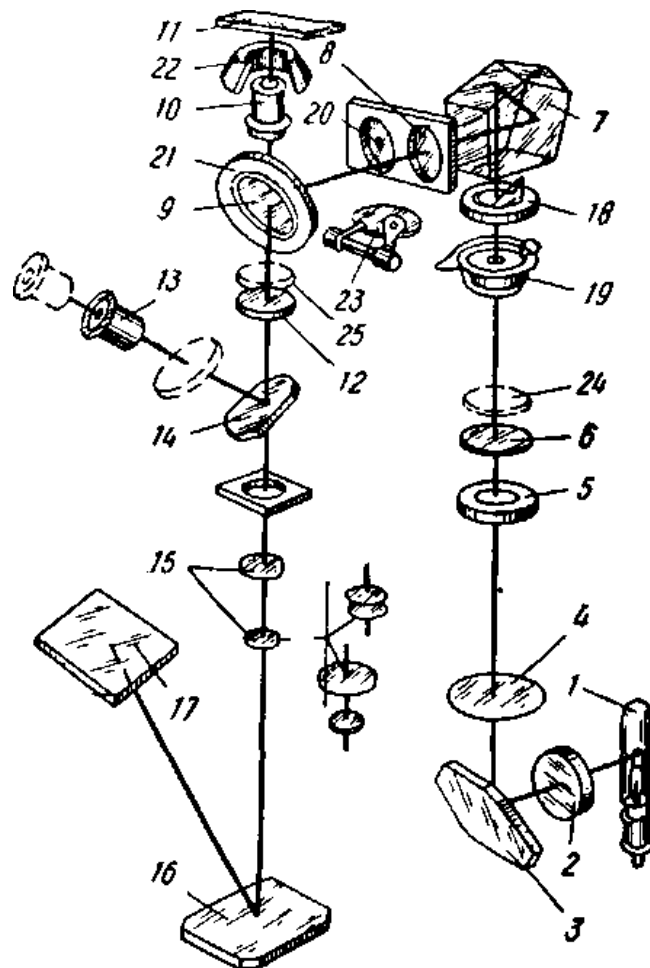


Рис. 14. Оптическая схема микроскопа МИМ-7:

1 - осветитель (лампа); 2 - коллектор; 3 - зеркало; 4 - линза;
 5 - апертурная диафрагма; 6 - линза; 7 - призма; 8 — линза; 9 —
 отражательная пластинка; 10 — объектив; 11 — объект; 12 —
 ахроматическая линза; 13 — окуляр; 14 — зеркало; 15 — фотоокуляр; 16 —
 зеркало; 17 — фотопластинка; 18 — полевая диафрагма; 19 — затвор; 20 —
 линза для работы в темном поле; 21 — кольцевое зеркало; 22 —
 параболическое зеркало; 23 — заслонка (включается при работе в темном
 поле); 24 — поляризатор; 25 — анализатор

На рис. 13 и 14 приведены общий вид и оптическая схема микроскопа МИМ-7. Работа с ним осуществляется следующим образом. По табл.5 выбирают комбинацию увеличений объектива и окуляра, обеспечивающую требуемое увеличение объекта, и устанавливают их в микроскоп.

Выбор увеличения микроскопа

Объектив	Окуляр			
	7	10	15	20
F=23,2	60	90	130	170
F=13,89	100	140	200	300
F=8,16	170	240	360	500

Исследуемый шлиф устанавливают обработанной поверхностью на предметный столик микроскопа 1. Микроскоп через трансформатор включают в осветительную сеть и поворотом регулировочной рукоятки трансформатора получают приемлемую для глаза (желательно небольшую) яркость источника освещения. Затем поворотом винта грубой наводки 3 поднимают или опускают предметный столик, наблюдая в окуляре изображения и добиваясь максимальной резкости. После этого, зафиксировав стопорной рукояткой положение винта грубой наводки, производят точную наводку на резкость поворотом микрометрического винта 4. Выбор участка наблюдается осуществлением перемещения предметного столика в горизонтальной плоскости винтами 2. Для повышения контрастности изображения на пути светового луча устанавливают один из цветных светофильтров.

Порядок выполнения работы

1. Получить образцы металлов с изломами различного вида: волокнистым, кристаллическим, усталостным. Обратить внимание как на вид самого излома, так и на наличие или отсутствие местной пластической деформации в зоне излома.
2. Получить изломы образцов, прошедших предварительную поверхностную закалку или цементацию. Сопоставить внешний вид закаленной (либо цементованной) и незакаленной (либо низкоуглеродистой) частей излома. С помощью масштабной линейки оценить глубину закаленного или цементованного слоя.
3. Получить макрошлифы различных деталей. Внимательно рассмотреть их невооруженным глазом или при помощи лупы. Определить наличие трещин и пор. Определить направление волокон. Зарисовать каждую макроструктуру.

4. Изучить темплеты слитков спокойной и кипящей стали. Обратить внимание на наличие усадочной раковины и рыхлости. Рассмотреть дендритное строение зерен. Сравнить строение слитков.
5. Получить шлиф технического железа. Настроить микроскоп МИМ-7. Рассмотреть под микроскопом при увеличении 100...500 крат. Зарисовать структуру. Оценить величину зерна путем сравнения со стандартной шкалой.

Требования к отчету

Отчет должен содержать:

- краткие сведения о макроскопическом и микроскопическом анализах;
- рисунки (схемы) усталостного излома, глубины закаленного (цементованного) слоя, строение дендрита, приготовление микрошлифов, оптической схемы микроскопа МИМ-7, микроструктуры технического железа;
- краткие пояснения к рисункам и схемам;
- результаты определения номера зерна технического железа.

Работа 3. ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ТОЧЕК СПЛАВОВ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- экспериментальное определение критических точек;
- построение диаграммы состояний.

Диаграммы состояний той или иной системы сплавов строятся по критическим точкам.

Критическими точками называются температуры перехода вещества из одного состояния в другое. Их можно определить по термическим кривым, полученным при термическом анализе в процессе нагревания или охлаждения материала. Различные вещества при затвердевании или плавлении ведут себя неодинаково. На рис. 15 приведены наиболее характерные кривые охлаждения.

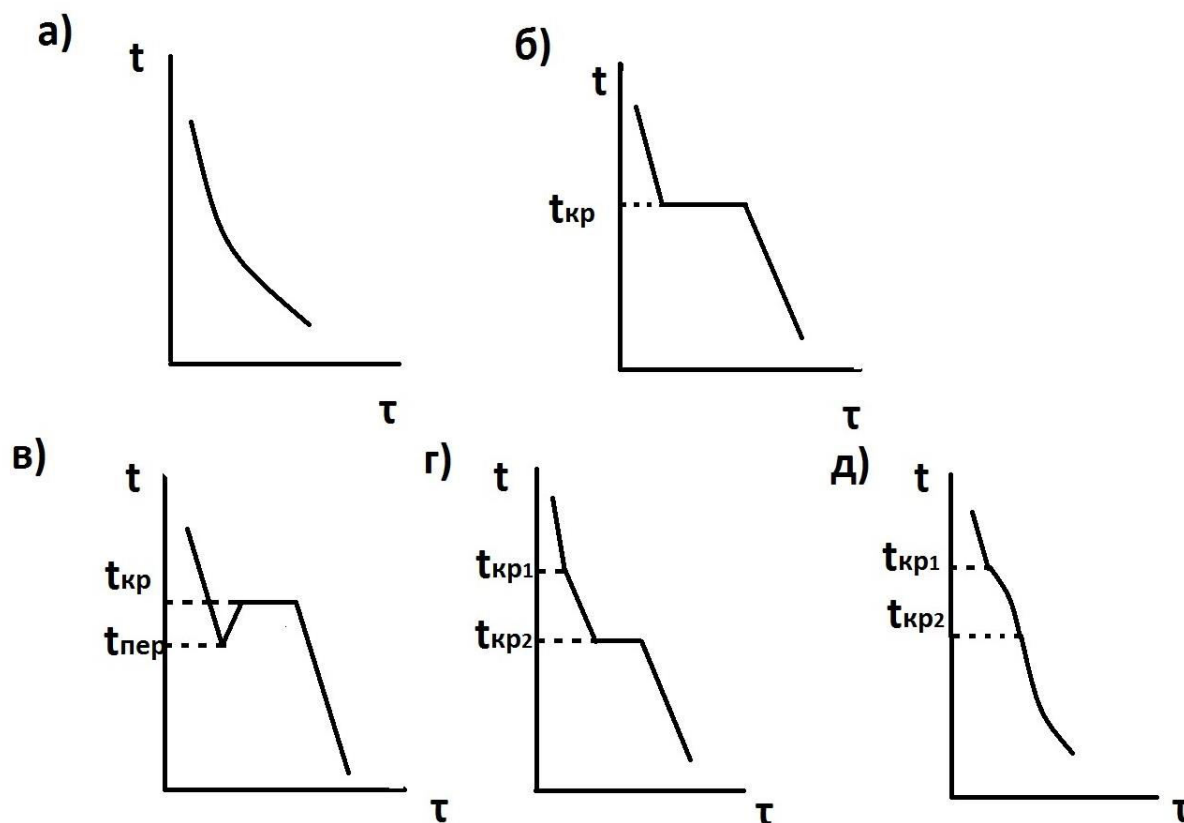


Рис. 15. Характерные кривые охлаждения

Термическая кривая аморфного вещества (рис. 15а) не имеет никаких характерных точек, так как при охлаждении аморфных веществ не происходит фазовых превращений. Вязкость этих веществ при охлаждении постепенно увеличивается до такой степени, что оно перестает течь и сохраняет форму, при этом кристаллов в нем не образуется. Примером аморфных веществ могут служить воск, парафин, стекло, различные смолы.

Кристаллизация чистого металла происходит при определенной и постоянной для него температуре. Образование кристаллов сопровождается выделением тепла, вследствие чего температура вещества во время кристаллизации остается постоянной и на термической кривой появляется горизонтальный участок (рис. 15 б). После завершения кристаллизации температура вновь будет понижаться. У некоторых металлов из-за большого переохлаждения скрытая теплота кристаллизации выделяется настолько бурно, что температура скачкообразно повышается на несколько десятков градусов (рис. 15 в).

Иной вид имеют кривые охлаждения для сплавов, состоящих из двух и более простых веществ (рис. 15 г, 15 д). На кривой охлаждения сплавов – механических смесей (за исключением эвтектических) наблюдается две критические точки. В верхней критической точке, называемой точкой ЛИКВИДУСА, начинается кристаллизация избыточного по отношению к

эвтектической концентрации компонента и продолжается затем при понижающейся температуре. В нижней точке, называемой точкой СОЛИДУСА, оставшаяся часть жидкого раствора кристаллизуется при постоянной температуре, образуя эвтектику. При этом на термической кривой получается площадка. Таким образом, в сплавах – механических смесях, затвердевание (кристаллизация) происходит не при постоянной температуре, а в интервале температур.

Аналогично ведут себя при кристаллизации и сплавы – твердые растворы. Их термические кривые тоже имеют в зоне кристаллизации участок понижения температуры (рис. 15 д). Следует отметить, что наклон такого участка всегда меньше тех, на которых не происходит кристаллизация. Это объясняется замедлением процесса охлаждения за счет выделения теплоты кристаллизации.

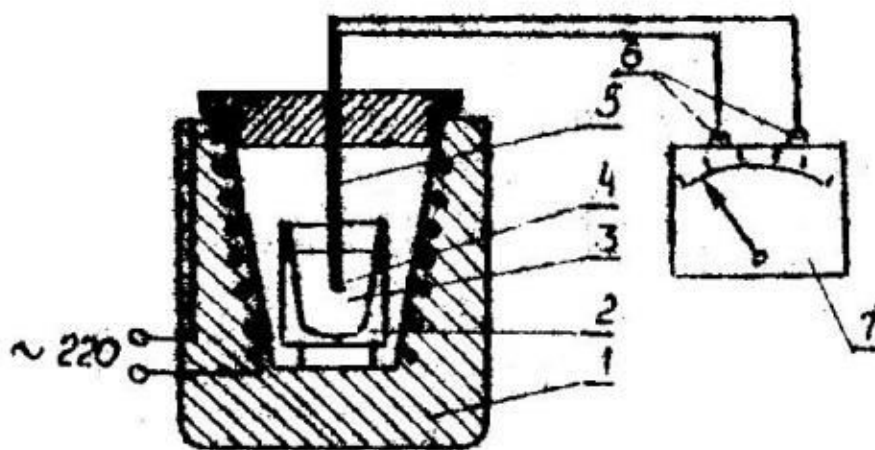


Рис. 16. Установка для определения критических точек

1 – печь; 2 – тигель; 3 – расплавленный металл; 4 – горячий спай термопары; 5 – термопара; 6 – клеммы гальванометра; 7 – гальванометр.

Исследование проводится с целью построения диаграммы состояния сплавов – механических смесей на примере системы свинец-сурьма.

Сплавы свинца с сурьмой используются на железнодорожном транспорте в качестве свинцовых баббитов для подшипников, при штамповке деталей из листовых алюминиевых сплавов в качестве материала для отливки штампов.

Для построения диаграммы состояний избранной системы методом термического анализа нужно иметь в качестве исходных материалов чистые свинец и сурьму, а в качестве оборудования и приборов – печь, тигель, термоэлектрический пирометр и секундомер. Термоэлектрический пирометр для легкоплавких сплавов может быть заменен обыкновенным ртутным термометром.

Сплавляя свинец и сурьму, принципиально можно получить бесконечное множество сплавов, различных по химическому составу. Однако для построения диаграммы состояний достаточно взять только несколько сплавов, включая и чистые компоненты, а именно:

% S _б	% P _б
0	100
5	95
10	90
13	87
20	80
40	60
60	40
80	20
100	0

Чистые компоненты и сплавы последовательно расплавляются и затем подвергаются охлаждению. Опыт проводится отдельной бригадой из 2-3 человек на установке, схема которой представлена на рис. 16.

Важнейшей частью установки является термоэлектрический пирометр, состоящий из термопары и гальванометра, проградуированного на температуру.

Термопара состоит из двух проволок разных металлов или сплавов, сваренных на одном конце (так называемый «горячий спай»), два других конца («холодный спай») подключены к гальванометру или другому прибору, измеряющему значение ЭДС. При необходимости для большей точности измерения температуры концы холодного спая помещаются в термостат.

При нагревании горячего спая в термопаре возникает ЭДС, которая измеряется гальванометром. ЭДС зависит от состава использованных в термопаре сплавов и от разности температур между горячим и холодным спаями термопары (она приблизительно пропорциональна разности температур). Предварительно проградуировав систему термопара-гальванометр, то есть определив, какое напряжение в милливольтках соответствует какой температуре, можно этим прибором измерять

температуру в зоне, где помещен горячий спай. В технике широко используют стандартные термопары типов ХК (сплав хромель и копель), ХА (хромель-алюмель), ПП (платина-платинородиевый сплав) и заранее проградуированные для этих термопар гальванометры. При определении температуры сплава необходимо помнить, что прибор будет показывать разность температур между горячим и холодным спаями термопары. В нашей работе надо считать, что температуры горячего и холодного спая совпадают с температурой в помещении.

При проведении опыта печь предварительно нагревается до температуры, превышающей точку плавления сплава. После расплавления сплава печь отключают, сплав тщательно перемешивают керамической палочкой или стальным прутком. Печь включают, убеждаются, что температура сплава выше ликвидуса и начинают эксперимент. Для этого питание печи отключается и производится медленное охлаждение сплава. При этом через каждые 15с по гальванометру с максимальной точностью определяется температура сплава. Полученные экспериментальные данные сводятся в таблицу, а затем по ним строится термическая кривая в координатах «температура-время», как показано на рис. 17.

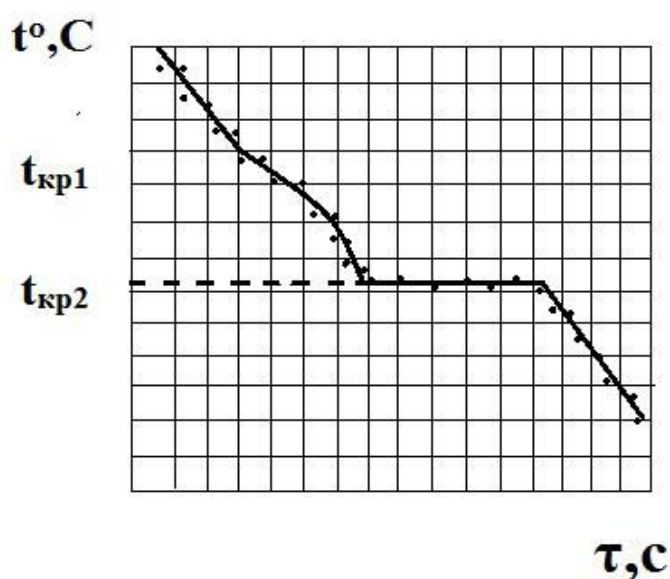


Рис. 17. Примерный вид экспериментальной термической кривой

По построенной термической кривой определяются критические точки, то есть температуры, в которых наблюдается замедление или остановка охлаждения.

Чистые свинец и сурьма имеют по одной критической точке, характеризуемой остановкой в виде горизонтальной площадки на

соответствующей термической кривой охлаждения. При этом левая крайняя точка горизонтального участка на обеих кривых соответствует началу, а правая – концу кристаллизации этих элементов.

На кривых сплавов, содержащих 5, 10, 20, 40, 60 и 80 % сурьмы, наблюдается по две критические точки: верхняя в виде перегиба кривой, нижняя в виде температурной остановки.

Сплав, содержащий 13 % сурьмы и 87 % свинца, имеет одну критическую точку в виде температурной остановки. Его поведение по виду термической кривой напоминает поведение чистых компонентов. Однако указанная точка лежит значительно ниже точек начала затвердевания исходных веществ. Сплав 13 % сурьмы является в системе особым и называется эвтектическим. Это механическая смесь кристаллов чистого свинца и чистой сурьмы, поскольку указанные элементы практически не растворяются друг в друге в твердом состоянии. Эвтектика образуется из жидкого раствора эвтектической концентрации 13 % сурьмы и 87 % свинца при постоянной наименьшей температуре 246 °С.

Сплавы, содержащие менее 13 % сурьмы, называются доэвтектическими. Их кристаллизация начинается с образования кристаллов чистого свинца, являющегося избыточным по отношению к эвтектической концентрации. Образование кристаллов свинца протекает до тех пор, пока жидкий раствор, из которого он кристаллизуется, объединяясь свинцом, не достигнет эвтектического сплава. Это происходит при 246 °С. При этой же температуре оставшийся жидкий раствор превращается в эвтектику.

Критические точки, полученные несколькими бригадами студентов для различных сплавов, представлены в таблице 6.

По данным этой таблицы строится диаграмма состояний сплавов рис. 18). На этой диаграмме координатами являются температура и концентрация компонентов. При построении диаграммы в указанной координатной системе сначала отмечаются координаты всех критических точек исследованных сплавов. Затем отмеченные точки соединяются плавной линией.

Таблица 6

Критические точки

№ п/п	Состав сплава, %	Критические точки, °С	
		ликвидус	солидус
1	S _b 5, P _b 95		
2	S _b 13, P _b 87		
3	S _b 20, P _b 80		
4	S _b 40, P _b 60		
5	S _b 80, P _b 20		

6	P _b 100	327
7	S _b 100	631

При соединении верхних точек получается линия ликвидус, а нижних – солидус. Выше линии ликвидуса все сплавы находятся в жидком состоянии, ниже линии солидуса – в твердом. Между линиями ликвидуса и солидуса находятся двухфазные области – в системе имеются кристаллы одного из избыточных компонентов и жидкий раствор.

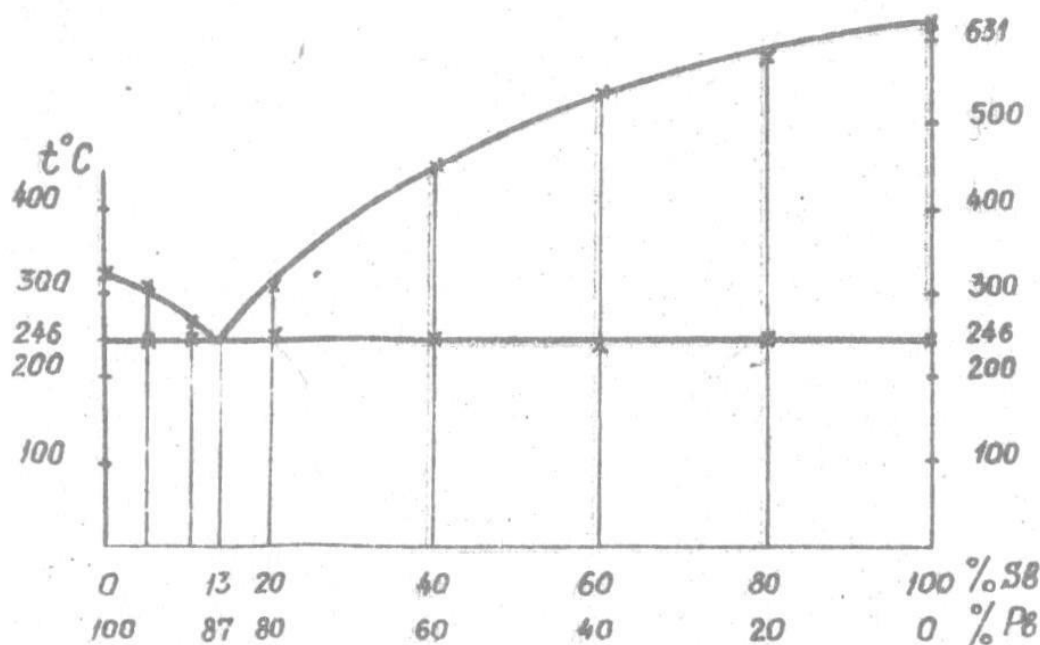


Рис. 18. Построение диаграммы состояния сплава по критическим точкам

Порядок выполнения работы

1. Включить печь. Нагреть сплав до температуры на 50...60° выше температуры его плавления.
2. Отключить печь и тщательно перемешать сплав керамической палочкой или стальным прутком.
3. Включить печь, убедиться, что температура расплава превышает на 50...60°С температуру его плавления.
4. Печь отключить. Зарегистрировать температуру расплава. При охлаждении производить запись температуры расплава через каждые 15с (или через 30с по указанию преподавателя) вплоть до 200°С. Температура определяется по гальванометру с максимальной точностью. Полученные экспериментальные данные свести в таблицу.
5. По экспериментальным данным построить термическую кривую (кривую охлаждения).

6. По термической кривой определить критические точки.
7. Используя данные других бригад построить диаграмму состояния сплавов $P_b - S_b$.

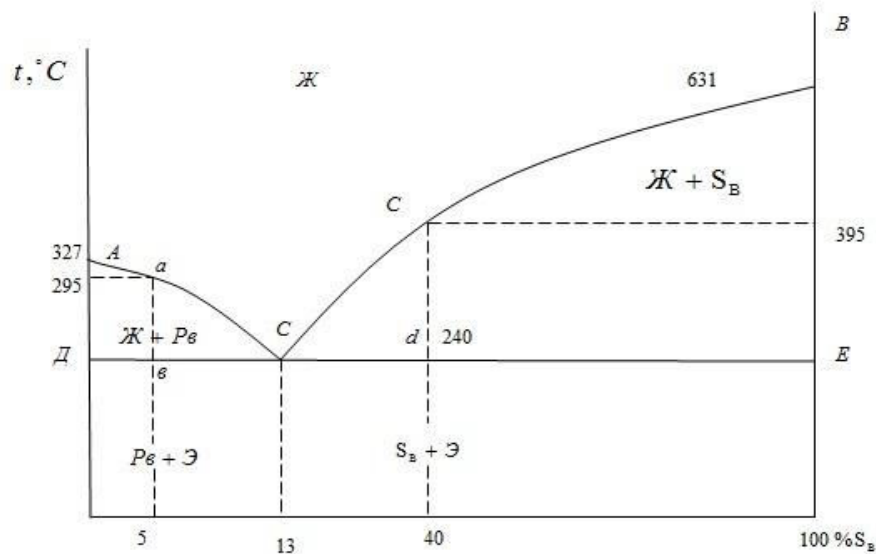


Рис. 19. Диаграмма состояний $P_b - S_b$

Требования к отчету

Отчет должен содержать:

- схему установки;
- общие сведения о термическом анализе и краткое описание методики определения критических точек;
- сведения о сплаве (состав, температура плавления);
- таблицу экспериментальных данных;
- термическую кривую и определенные по ней температуры критических точек;
- вычерченную в масштабе диаграмму состояния сплавов $P_b - S_b$.

Работа 4. СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ МЕХАНИЧЕСКИХ СМЕСЕЙ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- изучение процессов структурообразования в сплавах механических смесей на примере диаграммы состояний $P_b - S_b$.
- приобретение навыков в определении приближенного химического состава сплавов по микроструктуре.

Диаграммы указанного типа характеризуются отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии. Для таких систем температура начала затвердевания переменна, а конца затвердевания – постоянна. Все сплавы, кроме одного, затвердевают в интервале температур.

В системе свинец-сурьма (рис. 20) при постоянной температуре затвердевает сплав с 13 % сурьмы; он является самым легкоплавким и называется эвтектическим. Сплавы с концентрацией S_b , меньшей 13 % называются доэвтектическими, а с концентрацией S_b более 13 % - заэвтектическими. Линии AC и CB, показывающие температуру начала затвердевания, называются линиями ликвидус, а линия DCE, показывающая температуру конца затвердевания – линией солидус.

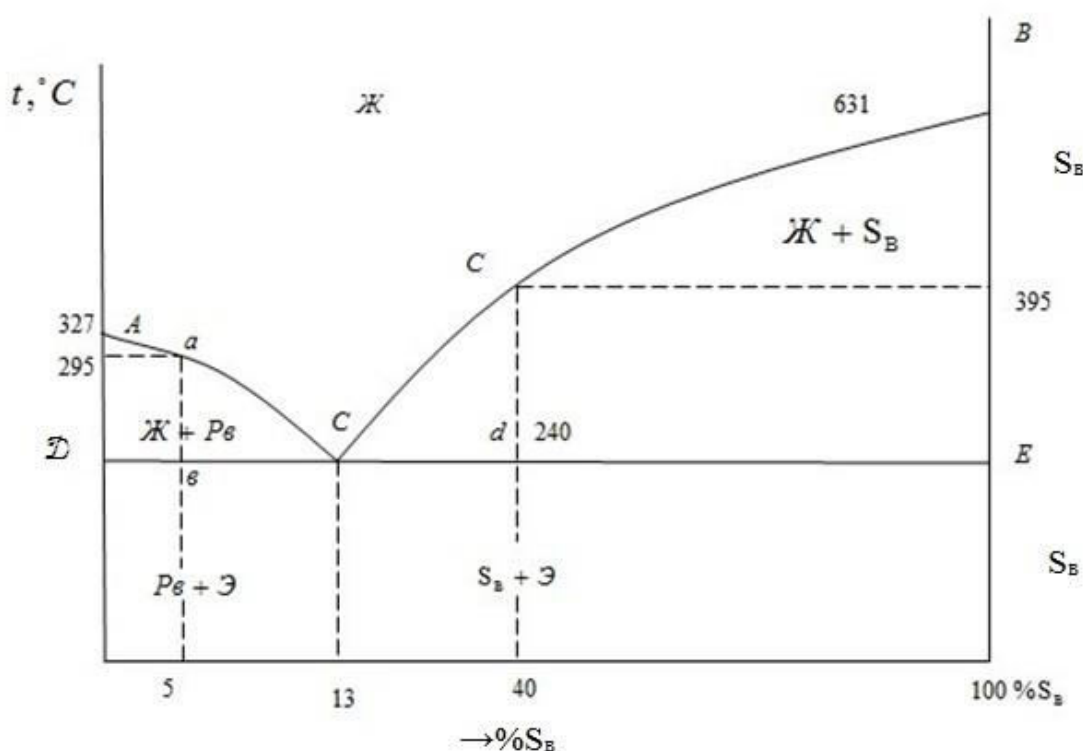


Рис. 20. Диаграмма состояния сплавов с указанием фаз

В процессе кристаллизации сплавов формируются различные структуры, что объясняется различными размерами фаз (P_b и S_b) и различным их количественным соотношением.

В эвтектическом сплаве затвердевание происходит при постоянной температуре, так как по правилу фаз ($C = K - \Phi + 1$, для двухкомпонентных систем

$$C = K - \Phi + 1 = 2 - 3 + 1 = 0).$$

В жидком растворе практически одновременно возникают центры кристаллизации обеих фаз: Это не дает возможности зернам вырасти до больших образований, и в результате возникает довольно мелкая равномерно распределенная механическая смесь обеих фаз (эвтектика), в которой на темном фоне свинца равномерно разбросаны очень мелкие светлые кристаллы сурьмы. Эвтектика сохраняется без изменений при охлаждении до комнатной температуры (рис. 21).

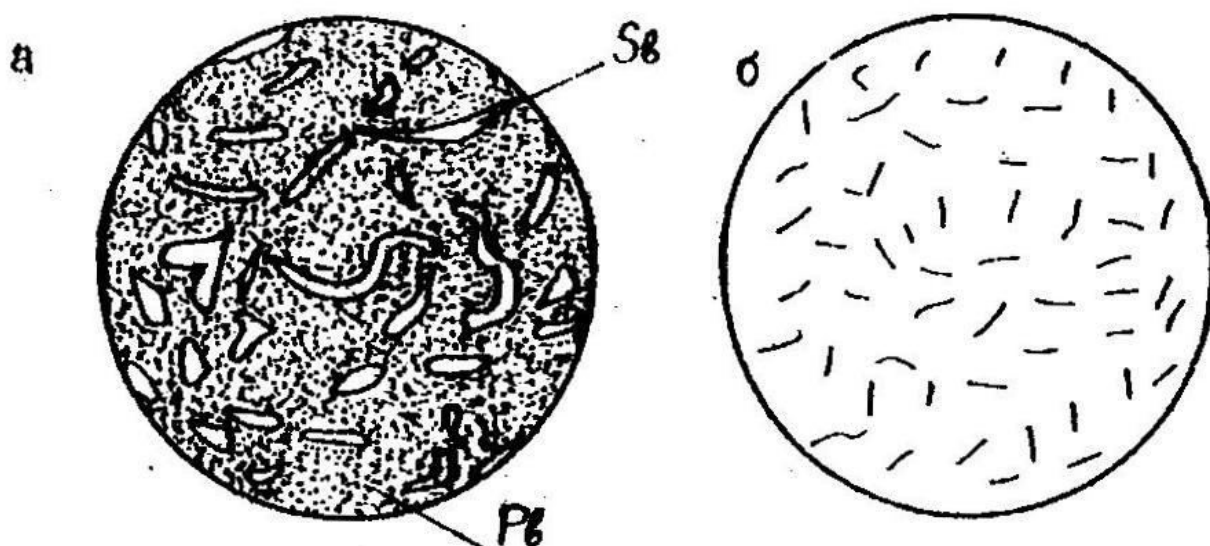


Рис. 21. Структура эвтектического сплава свинца с сурьмой (13 % S_b)

а – видно под микроскопом;
б – схематическое изображение.

Эвтектическое превращение в системе $P_b - S_b$ может быть записано

$$Ж_c \rightleftharpoons Э (P_b + S_b) .$$

В доэвтектических и заэвтектических сплавах образованию эвтектики предшествует выделение избыточных фаз: в доэвтектических - P_b ; в заэвтектических - S_b .

Например (рис. 20) в сплаве с 5 % S_b затвердевание начинается в точке «а» при температуре 295°C кристаллизацией из жидкого сплава чистого свинца ($Ж \rightarrow P_b$). Кристаллизация избыточного свинца происходит до тех пор, пока состав жидкой фазы не станет эвтектическим (т.е. пока содержание свинца в жидкости не уменьшится до 87 %). При температуре $\approx 240^{\circ}\text{C}$ (точка «в») оставшаяся жидкая фаза затвердеет в эвтектику. Поэтому

дозвтектические сплавы будут иметь следующую структуру: избыточные зерна свинца, окруженные эвтектикой (рис. 22).

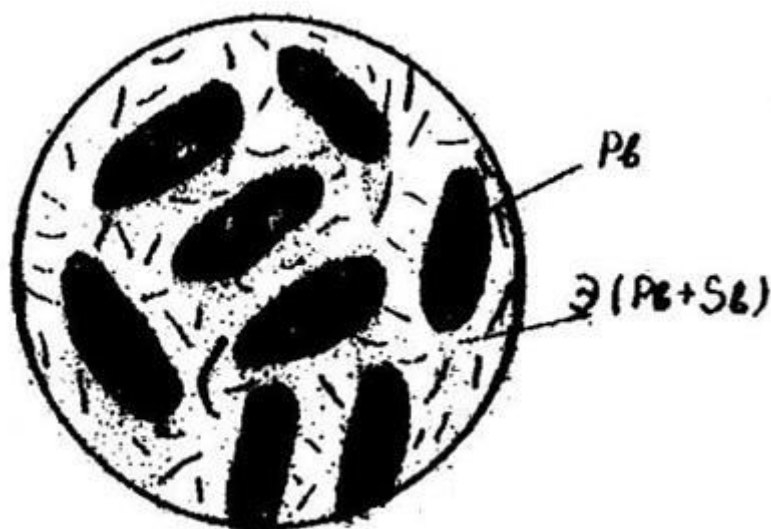
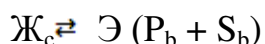


Рис. 22. Структура доэвтектического сплава свинца с сурьмой

Относительное количество избыточного свинца и эвтектики зависит от содержания в эвтектических сплавах сурьмы: чем ее (сурьмы) меньше, тем меньше эвтектики и тем больше избыточной фазы.

В сплаве с 40 % S_b (рис. 20) при температуре 395°C (точка «с») начинается выделение сурьмы ($\text{Ж} \rightarrow S_b$), а затем в точке «d» при температуре $\approx 240^{\circ}\text{C}$ происходит образование эвтектики



В структуре заэвтектических сплавов в качестве избыточной фазы видим сурьму, окруженную эвтектикой (рис. 23). Количество избыточной фазы и эвтектики также зависит от состава заэвтектических сплавов.

Из сказанного следует, что в сплавах – механических смесях отдельные структурные составляющие имеют различный химический состав. Это явление, называемое межкристаллитной ликвацией, распространяется и на микроскопические объемы.

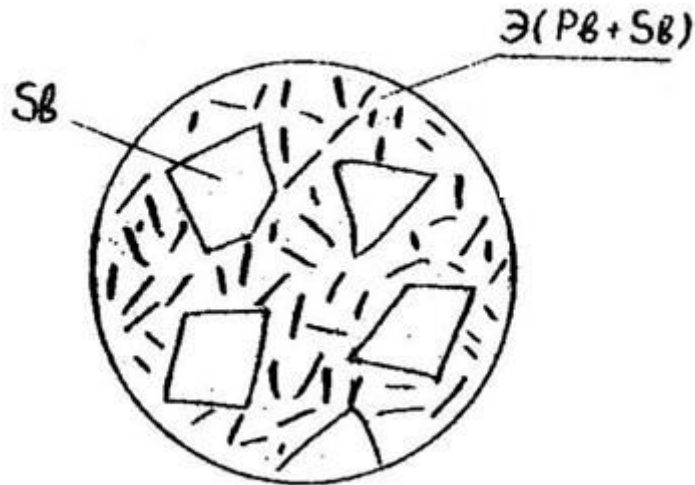


Рис. 23. Структура заэвтектического сплава свинца с сурьмой

Анализ диаграммы состояний позволяет дать качественную и количественную характеристику сплавов, а именно: определить температуры начала и конца кристаллизации, фазы в любой двухфазной области, их химический состав и массовое соотношение при любой температуре. На основе анализа процесса кристаллизации можно заранее представить образующуюся структуру, а значит, и прогнозировать свойства конкретного сплава.

Определение состава фаз и их массового количества производится с помощью правила отрезков (рис. 24).

Если провести горизонтальную линию (изотерму t_1) в пределах интересующей нас двухфазной области, то точки ее пересечения с ближайшими линиями диаграммы покажут фазы, присутствующие в этой области. В области АСД линия $ав$ при температуре t_1 указывает, что фазами будут P_b и жидкий раствор. Спроектировав точки a и b на ось абсцисс, получим химический состав фаз, находящихся в равновесии при данной температуре. Состав твердой фазы будет 0 % S_b , т.е. чистый свинец, а состав жидкого раствора равен в % S_b . Если линию $ав$ рассечь ординатой какого-либо сплава с X % S_b (вертикальная линия I на рис. 24), то на горизонтальной линии $ав$ получим точку c .

Массовое соотношение фаз в данном сплаве с X % S_b при температуре t_1 , обратно пропорционально отрезкам, на которые ордината сплава I делит линию $ав$.

$$\frac{Q_{pb}}{Q} = \frac{ав}{ас}$$

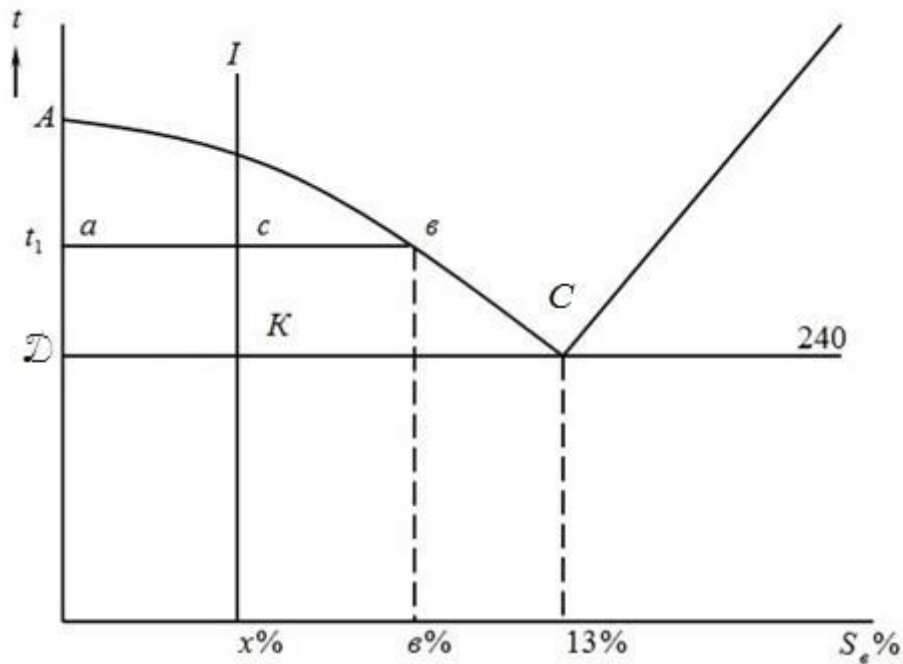


Рис. 24. Левая часть диаграммы свинец-сурьма
(к применению правила отрезков)

Можно подсчитать также количество одной из фаз в процентах по отношению к массе всего сплава, принимаемого за 100 %. Тогда

$$\frac{Q_{sb}}{Q} = \frac{ab}{ac} \quad \text{или} \quad \frac{Q_{pb}}{100} = \frac{cb}{ab}$$

$$Q_{pb} = \frac{ca}{ab} \cdot 100, \% . \quad \frac{ca}{ab}$$

Такой подсчет можно производить для любых температур.

Особый интерес представляет температура затвердевания, так как при ней формируется структура. При температуре затвердевания горизонтальной линией – изотермической будет линия ДС диаграммы (рис. 24). Ордината сплава с X % S_b пересечет ее в точке. К - применив правило отрезков, можно узнать, каким будет соотношение оставшейся жидкости эвтектического состава, затвердевающей в эвтектику, и избыточной фазы Р_b

Массовое количество эвтектики выразится

$$Q_3 = Q_{ж} = \frac{DK}{DC}$$

Для двойных сплавов – механических смесей можно решить обратную задачу: по структуре сплава определить его приблизительный химический состав, если известен состав эвтектического сплава. Для этого необходимо иметь диаграмму состояний данной системы с указанием на ней состава эвтектики, а также знать, относится эта структура к доэвтектическому или заэвтектическому сплаву.

Для сплавов $P_b - S_b$ из диаграммы состояний видим, что эвтектический состав равен 13 % S_b и 87 % P_b , его структура состоит из одной эвтектики, занимающей 100 % площади поля зрения под микроскопом.

Если в доэвтектическом сплаве эвтектика занимает, например, 40 % площади, то количество можно найти из пропорции:

$$\begin{array}{l} 100 \% \text{ эвтектики} - 13 \% S_b \\ 40 \% \quad - // - \quad - X \% S_b \\ X = \frac{40 \cdot 13}{100} = 5,2 \% \\ 5,2 \% S_b . \end{array}$$

В заэвтектических сплавах определение химического состава по структуре ведется по содержанию в эвтектике свинца. Например, если в заэвтектическом сплаве эвтектика занимает 70 % площади, то количество свинца можно найти из пропорции:

$$\begin{array}{l} 100 \% \text{ эвтектики} - 87 \% P_b \\ 70 \% \quad - // - \quad - X \% P_b \\ X = \frac{70 \cdot 87}{100} = 60,9 \% P_b \\ \text{или } 39,1 \% S_b . \end{array}$$

Порядок выполнения работы

1. Получить микрошлифы сплавов свинец – сурьма: доэвтектического, эвтектического, заэвтектического.
2. Зарисовать каждую микроструктуру в двух вариантах:
 - по непосредственному восприятию,
 - с учетом правил схематического изображения.
3. Указать у каждого рисунка увеличение микроскопа, а также структурные составляющие.
4. По соотношению избыточных фаз и эвтектики рассчитать состав доэвтектического и заэвтектического сплавов.

Требования к отчету

Отчет должен содержать:

- вычерченную в масштабе диаграмму $P_b - S_b$ с указанными на ней сплавами, микроструктура которых изучалась;
- рисунки микроструктур с указанием структурных составляющих и увеличения микроскопа;
- расчет состава доэвтектического и заэвтектического сплавов.

Работа 5. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЙ СПЛАВОВ Fe-Fe₃C

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- изучение диаграммы состояний сплавов Fe-Fe₃C ;
- приобретение навыков практического использования диаграммы Fe-Fe₃C для выбора режимов термической обработки, обработки давлением и литья железоуглеродистых сплавов.

Основными сплавами, имеющими первостепенное значение для всех отраслей промышленности, являются стали и чугуны относящиеся к системе железоуглеродистых сплавов.

Для изучения сталей и чугунов в равновесном состоянии пользуются диаграммой состояний железо-углерод, приведенной на рис. 25.

Диаграмма рассматривается только в начальной части, до содержания углерода 6,67 %. При такой концентрации углерода образуется химическое соединение железа с углеродом карбид железа Fe₃C – цементит. В связи с этим очень часто практически используемую часть диаграммы Fe-C именуют диаграммой Fe-Fe₃C.

Нередко вводят дополнительную шкалу, показывающую содержание в системе цементита, что практически значения не имеет.

Сплавы, представленные на этой диаграмме, могут содержать в своей структуре в различных сочетаниях и количественных соотношениях три твердые фазы: феррит, аустенит и цементит.

Феррит (Ф) – твердый раствор углерода в железе с кристаллической решеткой ОЦК (т.е. в $\alpha(\beta)$ или δ -железе). Он представлен на диаграмме областями АНН (рис. 26, а) и GPQO (рис. 26, б). Низкотемпературный феррит называется α -ферритом (« α » обычно опускается); высокотемпературным или δ -ферритом (обозначаются Ф и Ф _{δ}). Максимальная растворимость углерода в феррите составляет 0,03% при 727 °С (точка Р на рис. 25 и 26, б). С понижением температуры растворимость углерода снижается по линии PQ до 0,006...0,008 %. Максимальная

растворимость углерода в Φ_δ составляет 0,1 % при 1499 °С (точка Н на рис. 25 и 26, а).

Феррит ферромагнитен до температуры 768 °С (линия МО на рис. 24), обладает высокой пластичностью – $\delta \approx 50$ %. Твердость феррита HB = 600...800 МПа.

Аустенит (А) – твердый раствор углерода в железе с кристаллической решеткой ГЦК (т.е. в γ - железе). Он представлен на диаграмме областью NJESOG (рис. 25).

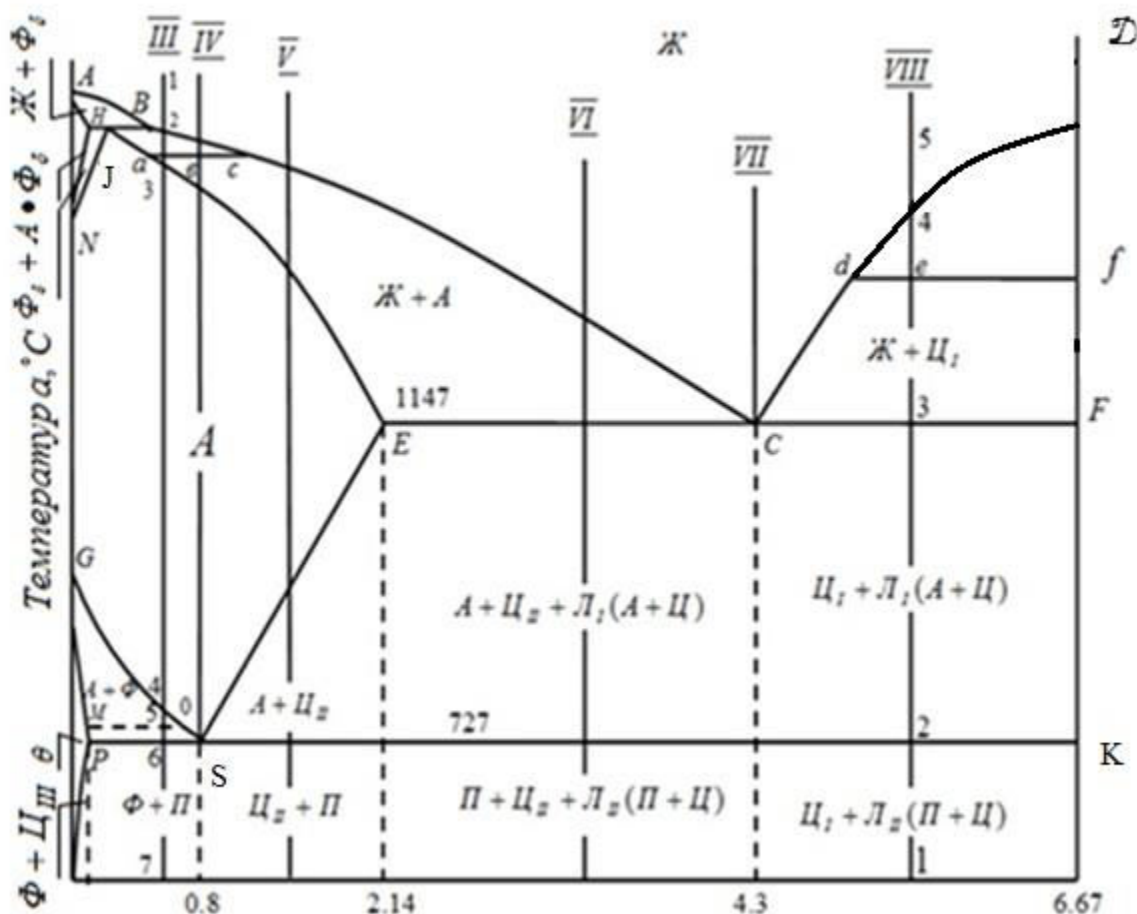


Рис. 25. Диаграмма состояний сплавов Fe-Fe₃C.

Максимальная растворимость углерода в аустените составляет 2,14 % при 1147 °С (точка Е на рис. 25). С понижением температуры растворимость углерода снижается по линии ES до 0,8 %. Аустенит обладает высокой пластичностью, склонностью к наклепу, немагнитен.

Цементит (Ц) – химическое соединение железа с углеродом (Fe₃C). Он содержит 6,67 % углерода. Цементит имеет сложную кристаллическую решетку типа алмаза, обладает очень высокой твердостью (HB $\approx$ 8000 МПа) и

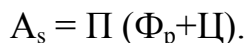
хрупкостью. Три горизонтальные линии диаграммы (HJB, ECF и PSK) соответствуют сосуществованию трех фаз. При 1499 °С протекает перетектическая реакция, в результате которой образуется аустенит:



При 1147 °С протекает эвтектическая реакция, в результате которой образуется ледебурит – эвтектическая смесь аустенита и цементита:



При 727 °С протекает эвтектоидная реакция, в результате которой образуется эвтектоидная смесь феррита и цементита:



Железоуглеродистые сплавы в зависимости от содержания в них углерода, делятся на техническое железо (до 0,03 % С), сталь (0,03...2,14 % С), чугун (свыше 2,14 % С).

Структура технического железа представляет собой феррит, либо феррит с включениями третичного цементита.

Непременной структурной составляющей стали в равновесном состоянии является перлит. Второй структурной составляющей может быть либо феррит (доэвтектоидная сталь), либо вторичный цементит (заэвтектоидная сталь). Содержание углерода в доэвтектоидной стали находится в пределах 0,03...0,8 %, в эвтектоидной – 0,8 %, в заэвтектоидной – в пределах 0,8...2,14 %.

Для белого чугуна характерно обязательное наличие структурной составляющей – ледебурита. Другими структурными составляющими белого чугуна могут быть перлит и вторичный цементит (доэвтектический чугун). Содержание углерода в доэвтектическом чугуне находится в пределах 2,14...4,3 %, в эвтектическом – 4,3 %, в заэвтектическом – более 4,3 %.

Анализ превращений. Используя диаграмму состояний Fe-Fe₃C, рассмотрим превращения в некоторых конкретных сплавах при охлаждении и нагревании, применим правило отрезков, правило фаз и построим термические кривые.

Техническое железо. Кристаллизация начинается на линии АВ и заканчивается на линии АН образованием δ – феррита. В интервале между линиями NH и NJ феррит превращается в аустенит. Ниже линии GS происходит превращение аустенита в феррит. Оно заканчивается на линии GP. Если сплав расположен левее точки Q (сплав I), (рис. 26, б), то феррит является его единственной структурной составляющей, если правее (сплав II), то ниже линии PQ из феррита выделяется третичный цементит, располагающийся в основном на границах ферритных зерен. Такое расположение третичного цементита вызывает снижение пластичности и вязкости технического железа.

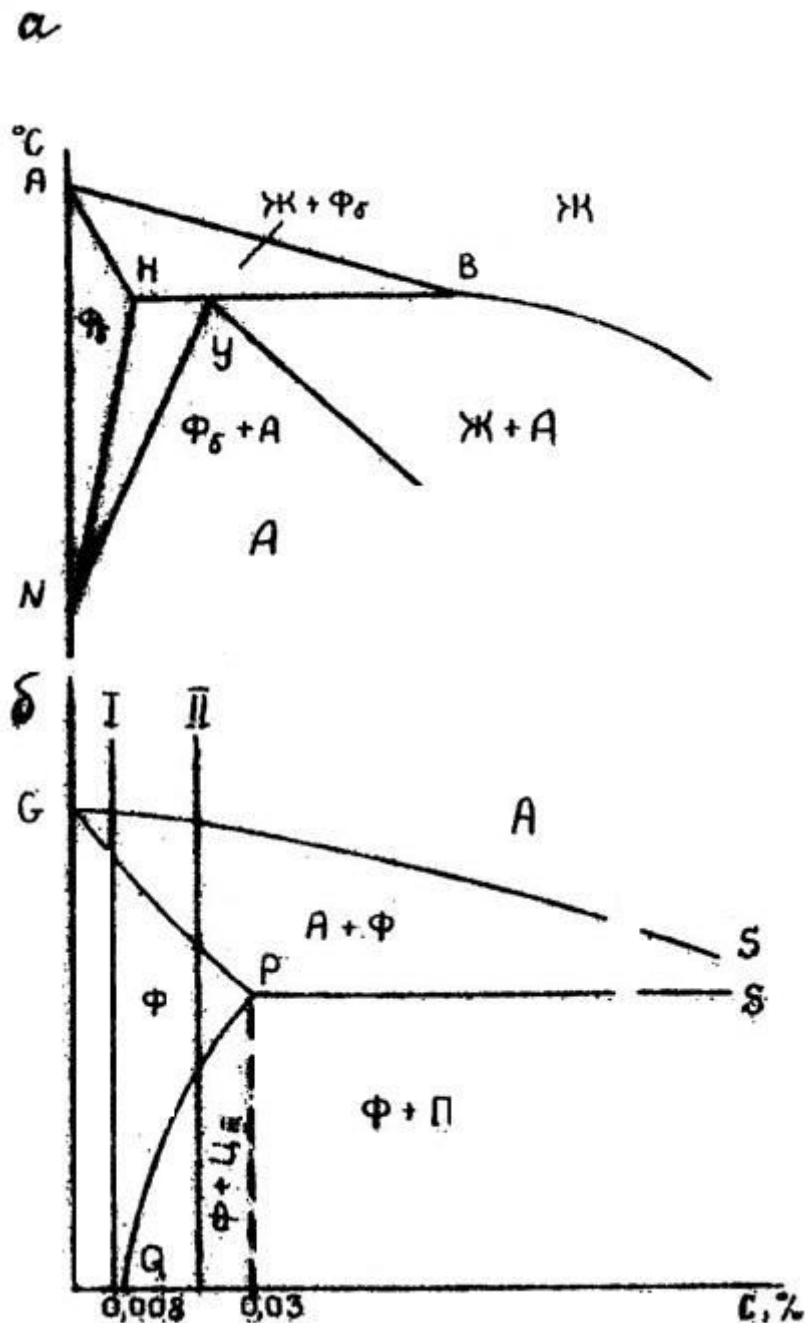


Рис. 26. Элемент диаграммы состояний сплавов Fe-Fe₃C.

Сталь. Кристаллизация начинается на линии ABC и заканчивается на линии ANJE, причем при содержании углерода в пределах 0,1...0,5 % при первичной кристаллизации образуется δ – феррит, превращающийся затем в аустенит. При содержании углерода свыше 0,5 % аустенит образуется при непосредственной кристаллизации расплава. При дальнейшем охлаждении доэвтектоидной стали (сплав III рис. 26) ниже линии GS аустенит постепенно превращается в феррит, причем состав аустенита изменяется по линии GS в сторону точки S. При температуре линии PSK (727 °C) состав оставшегося аустенита достигает точки S (0,8 % C), и он превращается в эвтектоид

(перлит). Таким образом, структура доэвтектоидной стали состоит из перлита и феррита.

Перлит имеет значительно более высокую прочность и меньшую пластичность, чем феррит. Поэтому чем больше углерода содержит сталь, т.е. чем выше в ней содержание перлитной составляющей, тем выше прочность стали и ниже ее пластичность.

При охлаждении эвтектоидной стали (сплав IV) аустенит при температуре линии PSK целиком превращается в перлит. В заэвтектоидной стали (сплав V) ниже линии ES из аустенита выделяется вторичный цементит, располагающийся, как правило, по границам аустенитных зерен. По мере выделения вторичного цементита состав аустенита изменяется по линии ES в сторону точки S. При температуре линии PSK состав аустенита достигает точки S, и он превращается в перлит. Таким образом, структура заэвтектоидной стали состоит из перлита и сетки вторичного цементита. Выделение вторичного цементита по границам зерен повышает хрупкость стали.

Белый чугун. Кристаллизация начинается на линиях BC и CD и заканчивается на линии ECF. Доэвтектический чугун (сплав VI) начинает кристаллизацию с образованием в жидком растворе кристаллов аустенита. При этом состав жидкости изменяется по линии BC в сторону точки C. При температуре линии ECF (1147 °C) состав оставшейся жидкости достигает точки C

(4,13 % C), и она кристаллизуется в эвтектику – ледебурит. Следовательно, структура затвердевшего доэвтектического чугуна вблизи линии ЕС состоит из ледебурита и аустенита. При дальнейшем охлаждении доэвтектического чугуна из аустенита выделяется вторичный цементит. При этом состав аустенита изменяется по линии ES в сторону точки S. При температуре линии PSK состав аустенита (как структурно свободного, так и ледебуритного) достигает точки S и он превращается в перлит. Таким образом, структура доэвтектического чугуна состоит из перлита, вторичного цементита и ледебурита (состоящего из перлита и цементита).

Эвтектический чугун (сплав VII) в результате первичной кристаллизации затвердевает при температуре точки C в ледебурит (смесь аустенита и цементита). При достижении температуры линии PSK аустенитная составляющая ледебурита превращается в перлит. Ниже этой температуры сплав имеет структуру ледебурита, состоящего из перлита и цементита. Заэвтектический чугун (сплав VIII) начинает кристаллизацию ниже линии CD с образованием в жидком растворе кристаллов первичного цементита. При этом состав жидкости изменяется по линии CD в сторону

точки С. При температуре линии ЕСF состав жидкости достигает точки С, и она кристаллизуется в ледебурит. Следовательно, структура затвердевшего заэвтектического чугуна ниже линии ЕСF состоит из ледебурита и первичного цементита. Такая структура сохраняется до комнатной температуры, но при достижении сплава температуры линии PSK аустенит ледебурита превращается в перлит.

В качестве примера применения правила отрезков рассмотрим сплавы с содержанием углерода 0,4 и 5,0 % (рис. 27).

При помощи правила отрезков можно определить в любой двухфазной области диаграммы состав фаз (в данном случае содержание углерода) и относительное количество каждой фазы.

Для этого через точку *в*, соответствующую произвольно выбранной температуре в интервале между точками 2 и 3, проведем отрезок *ас* (сплав с 0,4 % С). Тогда количество всего сплава будет соответствовать отрезку *ас*, масса аустенита – отрезку *вс*, а масса жидкого раствора – отрезку *ав*. Состав аустенита (содержание углерода в аустените) определится проекцией точки *а* на ось абсцисс, а жидкого раствора – проекцией точки *с* на ту же ось.

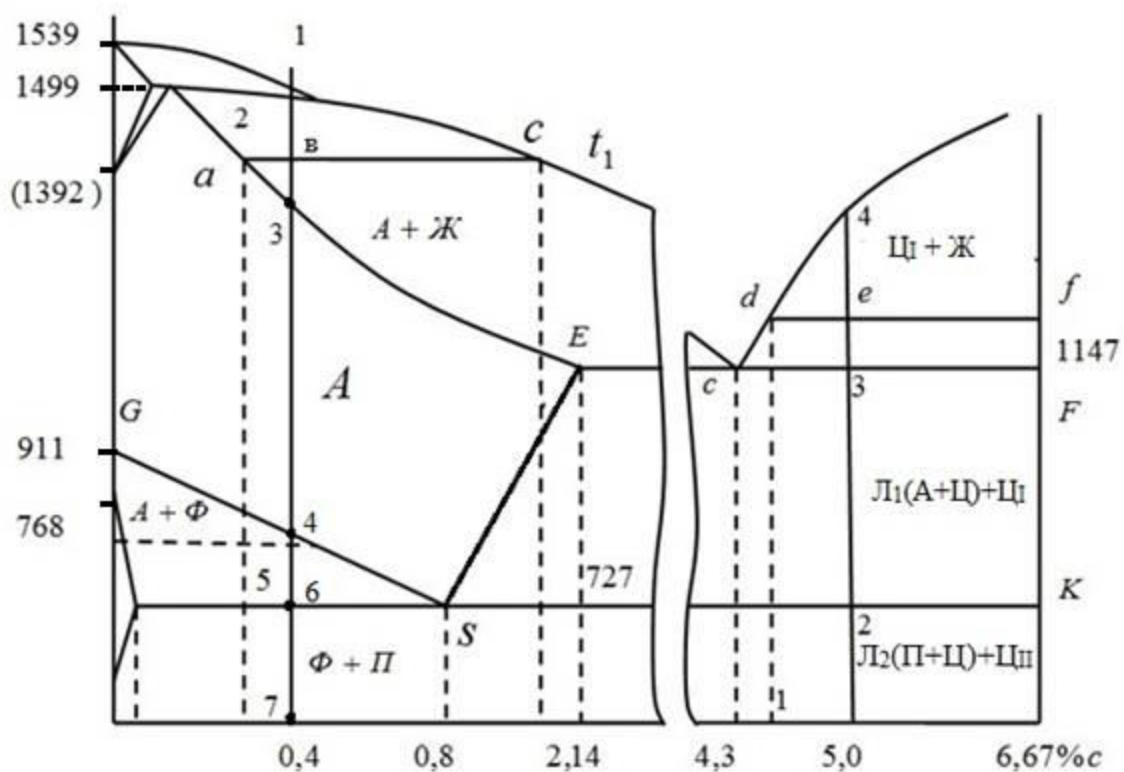


Рис. 27. Диаграмма состояний сплавов Fe-Fe₃C.

Отрезок df между точками 3 и 4 (сплав с 5,0 % С) соответствует массе всего сплава, отрезок de характеризует массу цементита первичного (ц_I), а ef – жидкого раствора. При повышении точки e , т.е. при нагревании сплава отрезок de – укорачивается, что соответствует уменьшению количества цементита, растворяющегося в процессе нагревания. Состав жидкой фазы определяется проекцией точки d на ось концентраций, состав цементита постоянный – 6,67 % С.

Применение правила фаз рассмотрим в двух точках сплава с 0,4 % С: в области аустенита между точками 3 и 4 и в точке 6 в момент перлитного превращения. Как известно, для двухкомпонентных систем, рассматриваемых при постоянном давлении, правило фаз выражается соотношением $C = 3 - \Phi$, где C – число степеней свободы системы, то есть количество независимых факторов равновесия, которые можно изменять, сохраняя систему в том же состоянии, т.е. с тем же количеством фаз. Φ – число фаз.

Для того чтобы определить C , достаточно подсчитать число фаз в данной точке или области. Поскольку между точками 3 и 4 число фаз равно единице (чистый аустенит), то $C = 2$, то есть можно изменить два фактора равновесия (например, температуру и концентрацию), не изменяя числа фаз.

В точке 6 три фазы (аустенит, феррит и цементит в составе перлита), поэтому система в этой точке не имеет степеней свободы, она невариантна, т.е. нельзя изменить ни один из факторов равновесия, не изменяя числа фаз.

Пример фазовых превращений при нагревании рассмотрим на эвтектическом чугуне, содержащем 5,0 % С. В точке 2 (рис. 27) происходит превращение ледебурита второго в первый. Сущность этого превращения состоит в переходе перлита в аустенит. Между точками 2 и 3 происходит науглероживание аустенита, входящего в состав ледебурита до содержания в нем 2,14 % С. В точке 3 происходит расплавление ледебурита (эвтектика). Между точками 3 и 4 происходит растворение первичного цементита. Выше точки 4 сплав состоит из однородного жидкого раствора.

На рис. 28 представлены термические кривые сплава с 0,4 % С при охлаждении (а) и сплава с 5,0 % С при нагревании (б). Обозначение точек такое же, как и на рис. 27. Между точками сделана краткая запись фазовых превращений.

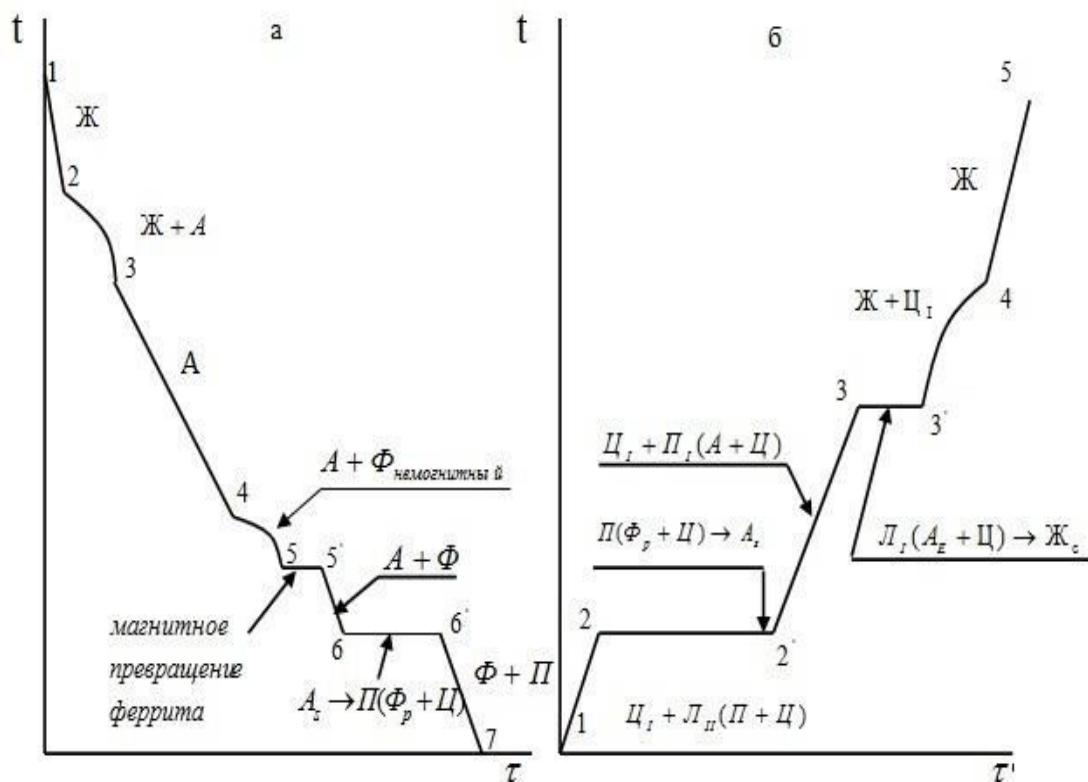


Рис. 28. Термические кривые сплава с 0,4 % С при охлаждении (а) и сплава с 5,0 % С при нагревании (б)

Для выбора температурных режимов термической обработки следует знать, что линия PSK диаграммы Fe-Fe₃C представляет собой совокупность критических точек A_{c1} (A_{r1}); линия GS – A_{c3} (A_{r3}); линия – SE – A_{cm} .

Порядок выполнения работы

1. Вычертить диаграмму Fe-Fe₃C.
2. Указать на диаграмме для каждой ее точки характерную температуру и концентрацию углерода.
3. Указать на диаграмме фазы и структурные составляющие.
4. Показать вертикальными линиями два сплава, назначенные преподавателем.
5. Обозначить цифрами точки пересечения сплавами линий диаграммы и провести анализ превращений этих сплавов при охлаждении и нагревании.
6. Построить термические кривые для указанных сплавов.

7. Выбрать для одного из сплавов температуру в двухфазной области и определить концентрацию углерода в фазах и количество каждой фазы, в % от количества сплава.

Требования к отчету

Отчет должен одержать:

- диаграмму Fe-Fe₃C с указанием исследуемых сплавов, фаз и структурных составляющих, а также температур и концентраций углерода основных точек;
- название и определения фаз, входящих в систему Fe-Fe₃C;
- анализ превращений при охлаждении и нагревании заданных сплавов;
- термические кривые сплавов;
- результаты определения состава и расчета количества фаз в двухфазной области для одного из сплавов;
- реакции перетектического, эвтектического и эвтектоидного превращений.

Работа 6. СТРУКТУРЫ ОТОЖЖЕННЫХ СТАЛЕЙ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- изучение структуры стали после различных видов отжига;
- определение содержания углерода по структуре доэвтектоидной стали.

Пользуясь левой нижней частью диаграммы железо-углерод (рис. 29) можно определить температурные интервалы нагрева стали для различных видов термической обработки – отжига, нормализации, закалки.

Определение этих температур удобно производить, пользуясь понятием «критическая точка». Под критической точкой понимают температуру, соответствующую началу или окончанию образования какой-либо фазы или смеси фаз.

Критические точки обозначают буквой А. Нижняя критическая точка, обозначаемая А₁, лежит на линии PSK и соответствует превращению в аустенит ⇌ перлит. Верхняя критическая точка А₃ лежит на линии GS и соответствует началу выпадения или концу растворения феррита в доэвтектоидных сталях. В заэвтектоидных сталях верхняя критическая точка А_{сm} лежит на линии SE и соответствует началу выпадения или концу растворения вторичного цементита.

Чтобы отличить критическую точку при нагреве от критической точки при охлаждении рядом с критическими точками A_1 и A_3 ставят в первом случае букву c , а во втором букву r . - A_{c1} , A_{r1} .

Кроме перечисленных, имеются критические точки A_2 – линия МО диаграммы Fe-Fe₃C (точка Кюри феррита – 768 °С – соответствует при нагреве переходу ферромагнитного в парамагнитное состояние); A_0 – 210 °С – выше нее цементит парамагнитен, ниже – ферромагнитен; A_4 – линия NJ диаграммы Fe-Fe₃C – начало фазового перехода аустенит-феррит – δ – аустенит при охлаждении. Критические точки A_0 , A_2 , A_4 для практики термической обработки не имеют значения.

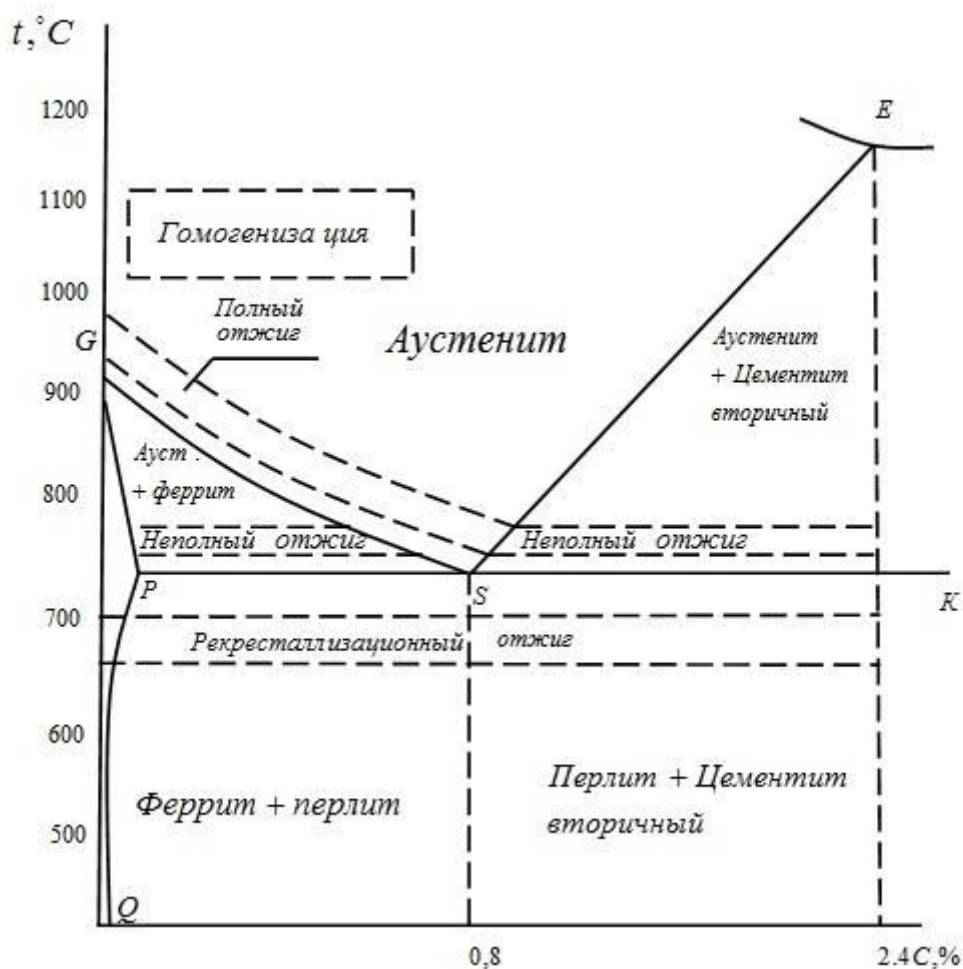


Рис. 29. Области нагрева для различных видов отжига.

Отжигом называется термическая операция, состоящая в нагреве металла, имеющего неустойчивое состояние в результате предшествовавшей обработки, и приводящая металл в более устойчивое состояние.

Главные задачи отжига:

- изменение формы и величины зерна;
- снижение твердости стали с целью улучшения обрабатываемости;
- выравнивание химического состава;

- снятие внутренних напряжений.

Различают следующие виды отжига: диффузионный, полный, неполный, на зернистый цементит, рекристаллизационный, низкий отжиг.

Диффузионный отжиг (гомогенизация) производится для выравнивания химического состава стали (неоднородность его в основном объясняется дендритной ликвацией, наблюдаемой при первичной кристаллизации) и осуществляется путем длительного нагрева при температурах 1000...1100 °С. При этом структура получается крупнозернистой. Нередко расположение ферритной и цементитной составляющих имеет видманштеттов характер (определенная ориентация избыточных фаз, имеющих иглообразный, пластинчатый вид). Такая структура (видманштеттова) сообщает стали пониженные механические свойства и износостойкость и как следствие пониженную надежность в работе.

Полному отжигу подвергаются только доэвтектоидные стали. Он производится для уменьшения величины зерна и полной перекристаллизации стали. Структура, состоящая из крупных зерен перлита и феррита, какая часто бывает после литья иликовки, после такого отжига превращается в структуру из мелких зерен феррита и перлита (рис. 30).

Нагрев стали для полного отжига осуществляется до интервала температур $A_{c3} + 30...50$ °С. Охлаждение после выдержки при указанной температуре производится медленно, обычно с печью (20...50 °С/ч). Повышение температуры нагрева приводит к росту зерна. Полный отжиг заэвтектоидных сталей на практике не применяется, так как после него получается структура перлита с выделениями по границам зерен грубого вторичного цементита.

Если нет необходимости изменить расположение ферритной составляющей, если исходная структура не очень крупнозерниста и не имеет характера видманштеттовой структуры, то достаточно провести более низкий нагрев – выше A_{c1} , но ниже A_{c3} . При этом произойдет лишь перекристаллизация перлитной составляющей, но не ферритной. Это будет неполный отжиг (рис. 29). Неполный отжиг – более экономичная операция, чем полный, так как нагрев в этом случае осуществляется до более низких температур.

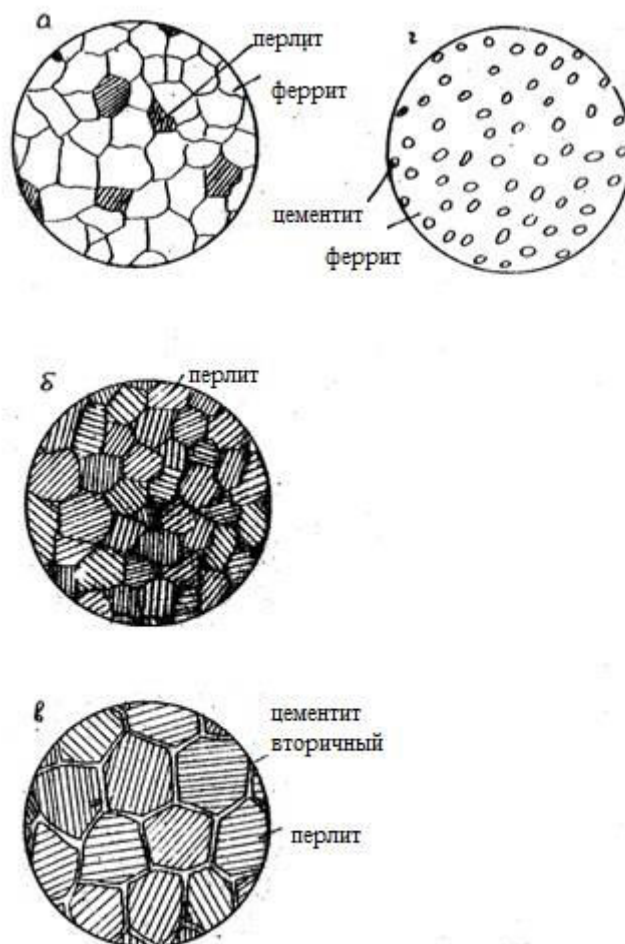


Рис. 30. Схематическое изображение структур стали после отжига:
а – доэвтектоидной (полный отжиг);
б – эвтектоидной;
в – заэвтектоидной (отжиг с перегревом выше линии SE)
г – зернистый перлит.

Отжиг на зернистый цементит применяют для сталей, близких к эвтектоидному составу или для заэвтектоидных. Такой отжиг осуществляется либо маятниковым способом (температуру несколько раз изменяют вблизи критической точки A_1 , то перегревая выше нее на $30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$, то охлаждая до $A_1 - 30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$), либо путем длительной выдержки при температуре $A_{c1} + 30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$ с последующим медленным охлаждением, либо изотермическим путем – аустенитизация при $A_{c1} + 30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка 1 ч охлаждение со скоростью $50...60\text{ }^{\circ}\text{C/ч}$ до температуры $600...660\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка 20...60 мин (в это время происходит распад аустенита и коагуляция карбидов). Охлаждение до температуры $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ замедленное.

Отжиг на зернистый цементит производят для подготовки структуры заэвтектоидной стали к закалке или в качестве промежуточной смягчающей обработки при производстве листа и ленты.

Рекристаллизационный отжиг применяют для снятия наклепа стали после холодной пластической деформации (прокатка, волочение, холодная ковка, штамповка, нарезание резьбы, гибка, отбортовка и др.) и подготовки ее структуры для дальнейшего деформирования. Нагрев металла осуществляется до температуры выше порога рекристаллизации железа (450°C) – $650\ldots 700^{\circ}\text{C}$.

Низкий отжиг проводят только для снятия внутренних напряжений, возникающих при литье или механической обработке.

Температура низкого отжига назначается в интервале температур от 200 до 700°C .

По соотношению площадей, занимаемых в доэвтектоидных сталях перлитом и ферритом, можно приближенно определить содержание углерода в стали. Для этого необходимо определить площадь, занимаемую перлитом (%), и умножить ее на $0,8$ (поскольку в перлите содержится $0,8\%$ углерода). Например, если на рассматриваемом поле шлифа перлит занимает примерно 25% площади микроструктуры, то содержание углерода в этой стали около $0,2\%$.

$$\frac{100\% \text{ П} - 0,8\% \text{ C}}{A\% \text{ П} - x\% \text{ C}} = \frac{0,8 * 0,25}{100} = 0,2\% \text{ C} \quad x = \frac{0,8 * A}{100} = \frac{0,8 * 0,25}{100} = 0,2\% \text{ C}$$

Зная процентное содержание углерода, можно определить марку стали.

По структуре стали в отожженном состоянии можно судить о содержании в ней углерода

В доэвтектоидных сталях чем больше перлитной составляющей, тем содержание углерода ближе к эвтектоидному ($0,8\%$). Определение содержания в стали углерода по структуре ведется следующим образом: Например если на рассматриваемом поле шлифа перлит занимает примерно 25% площади микроструктуры, то содержание углерода в этой стали составит

$$\frac{100\% \text{ П} - 0,8\% \text{ C}}{A\% \text{ П} - x\% \text{ C}}$$

$$x = \frac{0,8 * A}{100} = \frac{0,8 * 0,25}{100} = 0,2\% \text{ C}$$

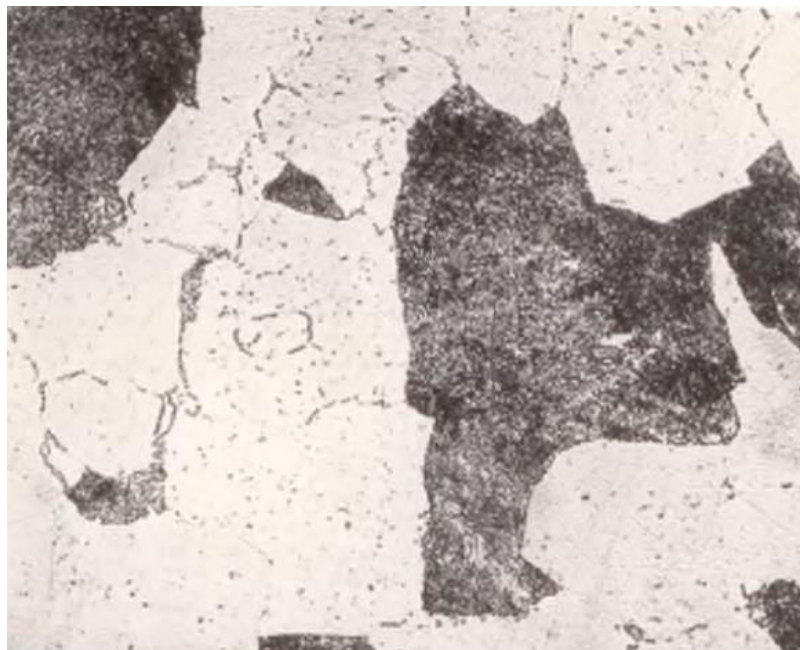
На рис.31 показаны структуры различных углеродистых сталей в отожженном состоянии.



а) сталь 15



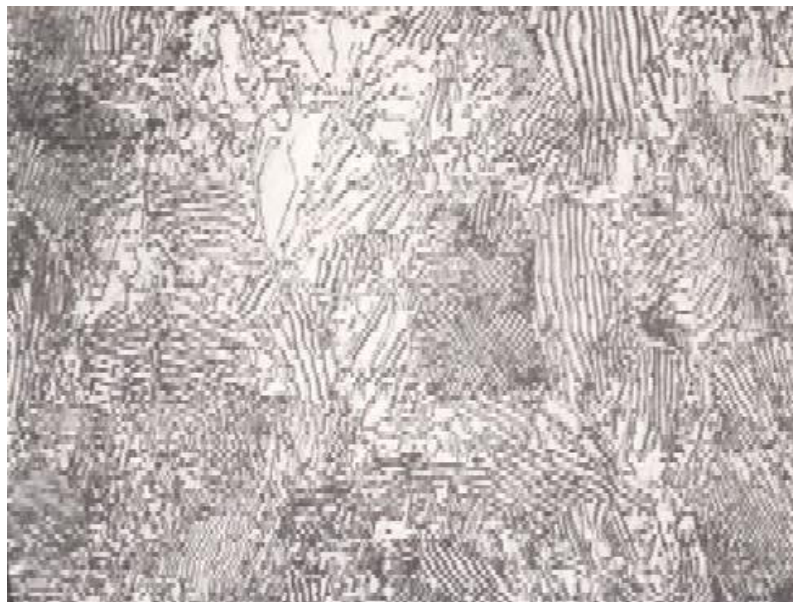
б) сталь 20



в) сталь 30



г) сталь 40



д) сталь 80(У8)



е) сталь У10

Рис.31 Структуры углеродистых сталей после отжига х600
(а, б, в, г, д, е)

Порядок выполнения работы

1. Получить микрошлифы углеродистых сталей после различных видов отжига (диффузионного, полного, неполного, низкого, на зернистый цементит, рекристаллизационного), а также после холодной пластической деформации.

2. Изучить микроструктуры, зарисовать их, указать марки стали, вид обработки, структурные составляющие, увеличение микроскопа.
3. Определить по микроструктуре содержание углерода в доэвтектоидной стали после полного отжига.

Требования к отчету

В отчете должно быть следующее:

- изображение нижнего стального угла диаграммы Fe-Fe₃C с нанесенными на нее областями нагрева для различных видов отжига (диффузионного, полного, неполного, рекристаллизационного, низкого);
- рисунки микроструктур;;
- результаты определения содержания углерода в доэвтектоидной стали по ее микроструктуре.

Работа 7. СТРУКТУРЫ ЗАКАЛЕННЫХ СТАЛЕЙ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- ознакомление с принципами выбора температур нагрева стали для закалки;
- ознакомление с понятием «критическая скорость закалки»;
- исследование структур закаленных сталей.

Закалкой стали называется термическая операция, состоящая из нагрева ее до температур аустенитного (либо аустенито-ферритного или аустенито-цементитного) состояния, выдержки и последующего охлаждения со скоростью выше критической для получения структуры мартенсита. Критической скоростью закалки ($v_{кр}$) называется наименьшая скорость охлаждения, при которой получается структура мартенсита. Критическая скорость закалки может быть рассчитана по диаграмме кинетики изотермического превращения аустенита (рис. 32) по формуле:

$$\tau_{кр} = \frac{t_n - t_{min}}{\tau_{min}} \quad \text{град/с},$$

где t_n - температура нагрева для закалки;

t_{min} - температура минимальной устойчивости переохлажденного аустенита

τ_{min} - минимальная устойчивость переохлажденного аустенита, с.

Основной задачей закалки является получение структуры мартенсита – пересыщенного твердого раствора углерода в α – железе с тетрагонально-искаженной кристаллической решеткой.

В зависимости от содержания углерода и легирующих элементов структуры закаленной стали может содержать от 2 до 80-90% остаточного аустенита.

Мартенсит имеет пластинчатое строение (игольчатое, реечное), что особенно хорошо видно в высокоуглеродистой стали (рис.33). Менее заметно пластинчатое строение мартенсита в среднеуглеродистых сталях (рис.33).

В зависимости от содержания углерода в стали и от ее назначения закалка преследует различные цели.

Доэвтектоидные стали (как правило конструкционные) подвергают закалке для обеспечения равномерного распределения углерода в массе металла. Окончательные (рабочие) свойства конструкционных сталей определяет отпуск.

Главной задачей закалки заэвтектоидных сталей (инструментальные стали) является обеспечение высокой твердости и, как следствие, высокой режущей способности и износостойкости. Отпуск в этом случае играет другую роль – снятие внутренних напряжений.

Закалка может быть полной и неполной. При полной закалке сталь нагревают до аустенитного состояния: доэвтектоидные стали на 30...50 °С выше линии GS диаграммы Fe-Fe₃C (критическая точка A_{c3}); заэвтектоидных – выше линии SE (критическая точка A_{cm}). При неполной закалке нагрев осуществляется до температур выше линии PSK (A_{c1}), но ниже линии GS или SE, т.е. до температур межкритических интервалов.

Заметим, что полная закалка заэвтектоидных сталей не производится, а имеет лишь теоретический смысл.

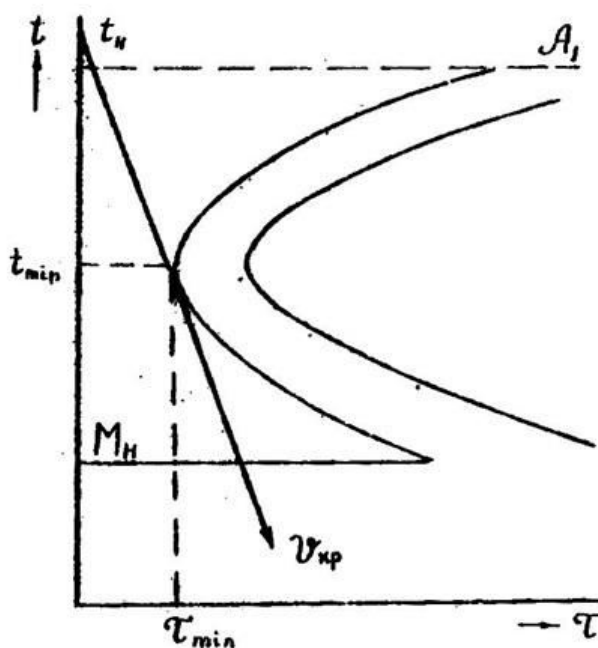


Рис. 32. Диаграмма кинетики изотермического превращения аустенита.



Рис.33. Мартенсит в стали с 1,0 % С и 4,0 % Ni



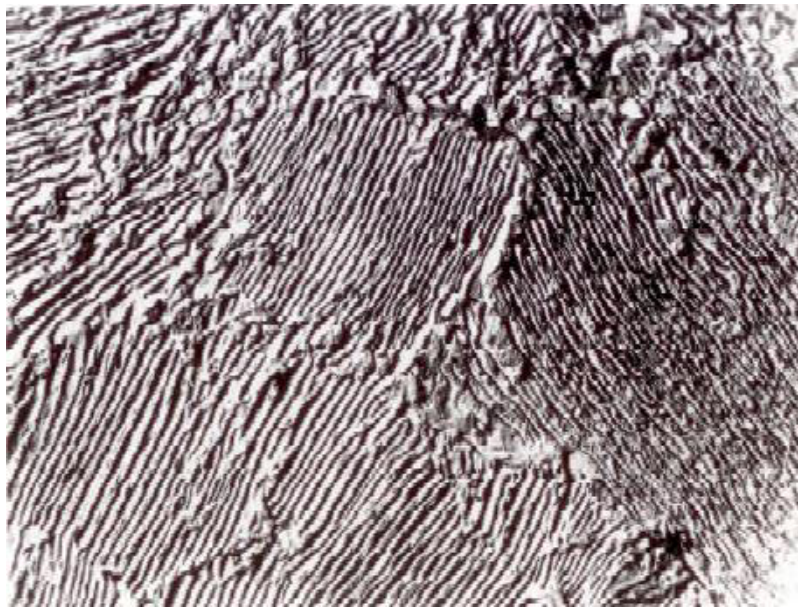
Рис.34. Мартенсит с отпечатками на микротвердомере ПМТ-3 x1500

При недостаточной скорости охлаждения (меньше $U_{кр}$) в структуре кроме мартенсита и остаточного аустенита (последний в сталях, содержащих менее 0,4% С практически не заметен) могут образоваться участки сорбита (рис.35, а), тростита (рис.35, в), верхнего (рис.35, в) и нижнего бейнита (рис. 35, а; 35, г), оказывающие отрицательное влияние на свойства надежности и долговечности стали.

Немартенситные продукты переохлажденного аустенита:



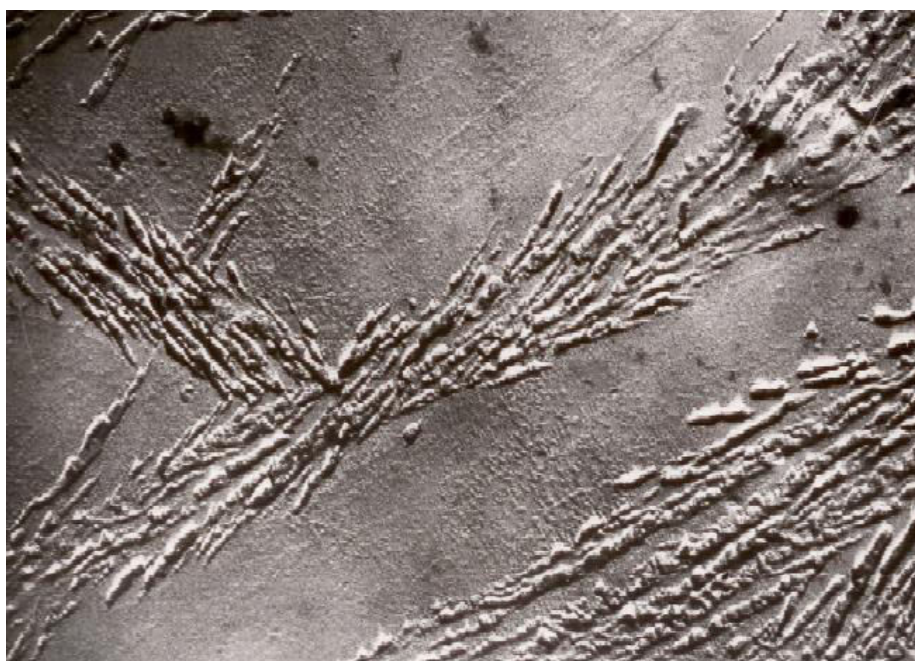
а) сорбит x5000



б) тростит x5000



в) верхний бейнит x5000x2



г) нижний бейнит x5000x2

Рис.35. Немартенситные продукты превращения переохлажденного аустенита (а, б, в, г)

Для доэвтектоидных сталей применяется только полная закалка (нагрев до $A_{c3} + 30...50\text{ }^{\circ}\text{C}$), выдержка, охлаждение со скоростью выше критической.

Нагрев до более высоких температур приводит к ухудшению свойств сталей вследствие роста зерна аустенита и получения после закалки крупноигльчатого мартенсита. Неполная закалка не применяется, так как она не обеспечивает равномерной структуры из-за присутствия кроме мартенсита участков феррита.

При неполной закалке заэвтектоидных сталей:

- сохраняется мелкое зерно;
- твердая карбидная фаза;
- меньшее обезуглероживание поверхностного слоя;
- меньший расход тепловой (электрической) энергии, меньшее тепловыделение в цех.

Схемы структур после полной и неполной закалки заэвтектоидных сталей показаны на рис. 36.

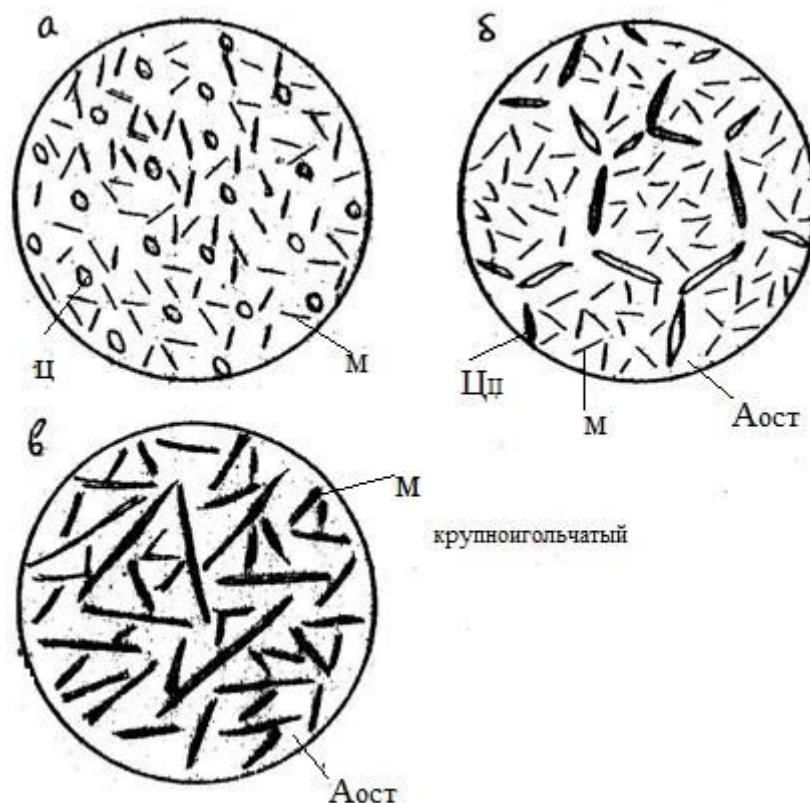


Рис. 36. Схематическое изображение структур заэвтектоидной стали после:
а – неполной закалки (исходная структура – зернистый перлит);
б – неполной закалки (исходная структура – сталь после перегрева при отжиге);
в – полной закалки.

Области температур нагрева сталей для закалки, нанесенные на стальную часть диаграммы Fe-Fe₃C, показаны на рис. 37.

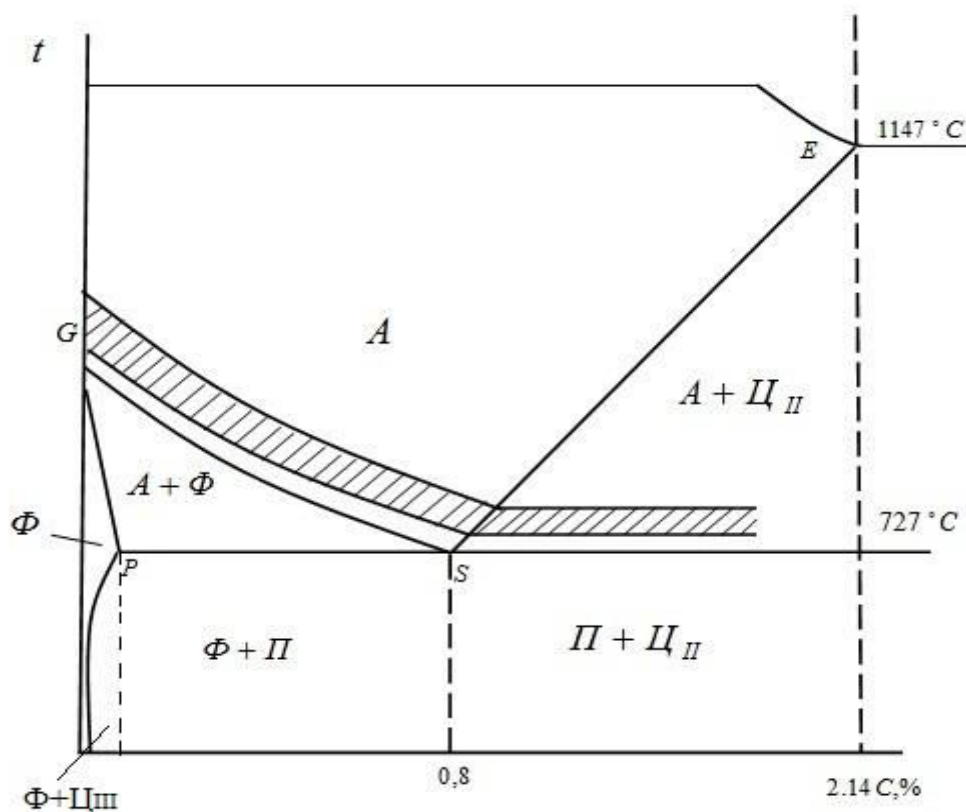


Рис. 37. Области температур нагрева сталей для закалки

Порядок выполнения работы

1. Получить микрошлифы доэвтектоидных и заэвтектоидных углеродистых сталей после различных видов закалки (полной, неполной, с перегревом).
2. Изучить микроструктуры, зарисовать их, указать марки стали, вид закалки, структурные составляющие, увеличение микроскопа.
3. Получить атлас диаграмм кинетики изотермического превращения аустенита. Для одной из диаграмм определить критическую скорость закалки.

Требования к отчету

Отчет должен содержать:

- стальной угол диаграммы Fe-Fe₃C с нанесенными на нее областями нагрева сталей для закалки;
- диаграмму кинетики изотермического превращения аустенита с нанесенной на нее критической скоростью закалки;
- результаты расчета критической скорости закалки;
- рисунки микроструктур.

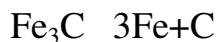
Работа 8. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЕРЫХ ЧУГУНОВ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- изучение способов получения, структуры и свойств серых чугунов;
- ознакомление с принципами маркировки серых чугунов

Карбид железа (цементит) является метастабильной фазой.

При нагреве он разлагается на железо и углерод по необратимой реакции:



Образовавшийся углерод имеет кристаллическую модификацию графита. Графит является стабильной фазой в сплавах железа с углеродом. Процесс выделения углерода в свободном состоянии в форме графита называется графитизацией.

Графит может образоваться и при первичной кристаллизации расплава. В этом случае эвтектическая реакция будет иметь вид:



Каким же образом сплавы железа с углеродом можно перевести в стабильное состояние? Один из путей уже был указан - это его нагрев, т.е. отжиг. Но возможно получение графита и при первичной кристаллизации. Следующие факторы способствуют графитизации:

- уменьшение скорости охлаждения, особенно в интервале температур кристаллизации. Выше 1147⁰С зародыши графита образоваться не могут, следовательно, надо выдержать расплав при этих температурах для начала роста кристаллов графита;
- облегчение образования зародышей графита путем введения в расплав искусственных центров его кристаллизации;
- введение в состав сплава элементов, способствующих графитизации. К таким относятся некарбидообразующие (при температуре расплава и ниже) элементы и, в первую очередь, кремний.

Рис. 38,а иллюстрирует влияние состава, а рис. 38,б - состава и скорости охлаждения (толщины стенки отливки) на структуру сплавов Fe-C.

Серыми чугунами называют железоуглеродистые сплавы, имеющие в структуре графит. В структуре серого чугуна различают графитные включения и, металлическую основу. Графит сообщает чугуну полезные свойства: малую усадку при кристаллизации, хорошую обрабатываемость резанием, нечувствительность к концентраторам напряжений, способность гасить колебания, антифрикционные свойства.

Эти качества вместе с низкой стоимостью сделали серый чугун широко распространенным конструкционным материалом. Детали из серого чугуна составляют 70-80% от массы всех деталей в машиностроении. Поскольку, прочность графита значительно ниже,

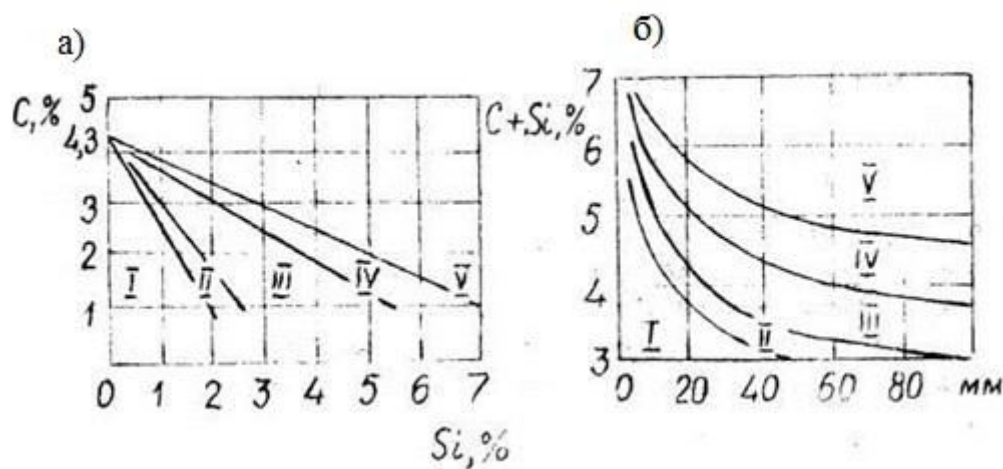


Рис. 38. структурная диаграмма: а - сплавов Fe-C-Si;
 б - влияние состава и толщины стенки отливки на структуру чугуна:
 1- белый чугун, 2-половинчатый, 3- серый перлитный,
 4- серый перлитоферритный, 5- ферритный

чем феррита, включения графита снижают прочность, особенно при испытаниях на растяжение и пластичность. Фактически графитные включения могут рассматриваться как пустоты в железной матрице. Форма этих включений оказывает определяющие влияния на механические свойства серых чугунов. Поэтому серый чугун классифицируется по форме графитных включений: **серый чугун** (с пластинчатым графитом); **высокопрочный чугун** (шаровидным и вермикулярным графитом); **ковкий чугун** (с хлопьевидным графитом).

Металлическая основа серых чугунов может быть **ферритной** (весь углерод выделился в виде графита), **ферритно-перлитной**, **перлитной**. Характер металлической основы также влияет на механические свойства: прочность и твердость выше у перлитных чугунов, а пластичность - у ферритных.

Содержание углерода в серых чугунах обычно не превышает 4%, так как с увеличением количества углерода растет количество графита в структуре, что снижает прочность. Обязательно присутствие в серых чугунах кремния, содержание его может изменяться в широких пределах : от 0,5 до 5%. Марганец и сера препятствуют графитизации. Фосфор не влияет на графитизацию, но улучшает жидкотекучесть чугуна.

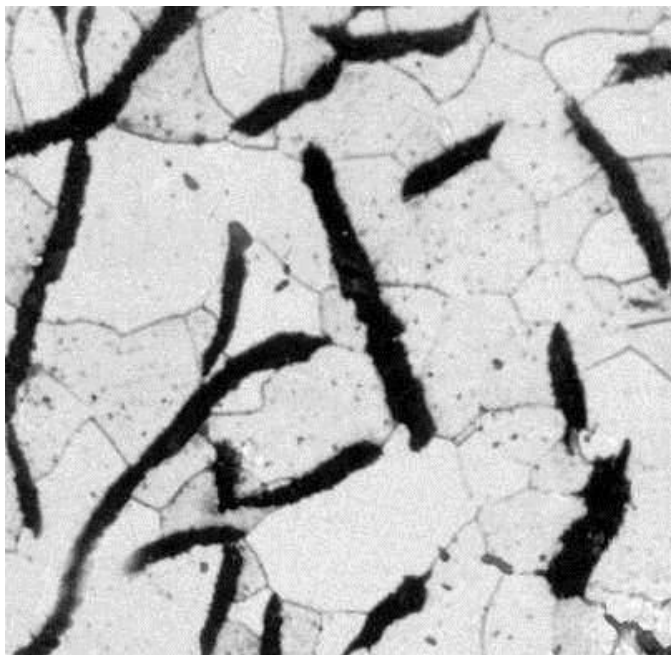
Серый чугун с пластинчатым графитом (рис. 39) получают путем первичной кристаллизации по стабильной (« графитной») диаграмме состояний. В зависимости от состава и скорости охлаждения (или размера

отливки) получают различную металлическую основу, измельчением графитных включений путем введения в жидкий чугун кремнийсодержащих ферросплавов (ферросилиций, силикокальций). Маркировка серого чугуна состоит из букв СЧ и числа - значения временного сопротивления разрыву при растяжении в десятых долях мегапаскаля (МПа), например, СЧ 30.

Высокопрочный чугун получают путем добавки в расплавленный чугун поверхностно-активных веществ (магния или церия). Под их влиянием зародыш графита приобретает сферическую форму. Шаровидный графит значительно меньше ослабляет металлическую основу, отсюда и название "высокопрочный чугун" (рис.40). Маркировка высокопрочного чугуна состоит из букв ВЧ и числа, показывающего временное сопротивление разрыву при растяжении, например, ВЧ 60.

Ковкий чугун получают путем отжига отливок из белого чугуна (рис.41). Содержание углерода и кремния в ковком чугуне понижено для предотвращения графитизации при первичной кристаллизации. Отливки нагревают до 960-970⁰С и выдерживают при этой температуре для полного разложения цементита. Если необходимо получить перлитный чугун, то охлаждение после высокотемпературной выдержки должно быть достаточно быстрым. Замедление охлаждения в интервале температур перлитного превращения способствует разложению цементита, входящего в состав перлита, и таким путем получают ферритный ковкий чугун. Термин "ковкий" не означает, что такой чугун можно подвергать пластической деформации. Ковкий чугун имеет более высокую пластичность по сравнению с другими серыми чугунами. Маркировка ковкого чугуна отличается от высокопрочного буквами КЧ. Например, КЧ 37-12, вторая цифра показывает относительное удлинение в%.

а)



б)



Рис. 39. Серый чугун с пластинчатым графитом

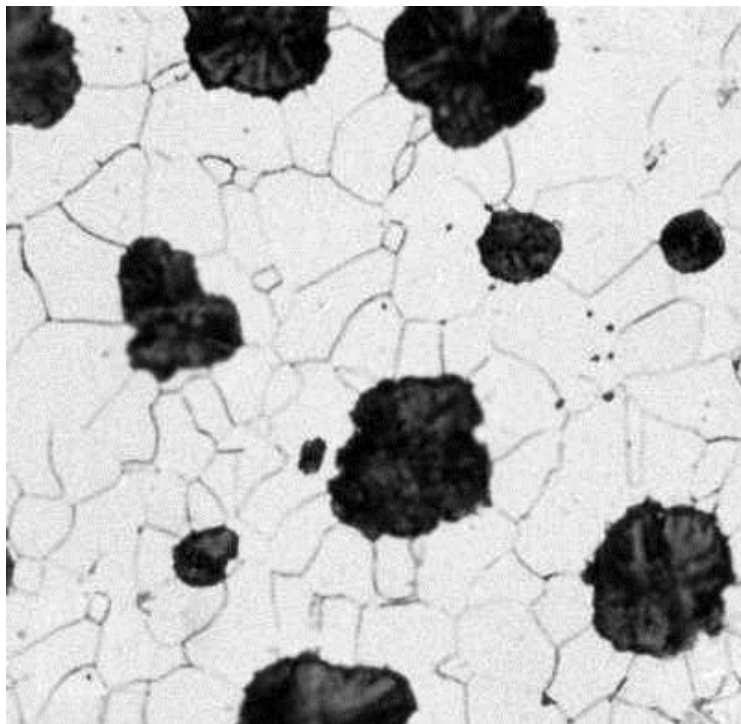


Рис. 40. Высокопрочный чугун с шаровидным графитом

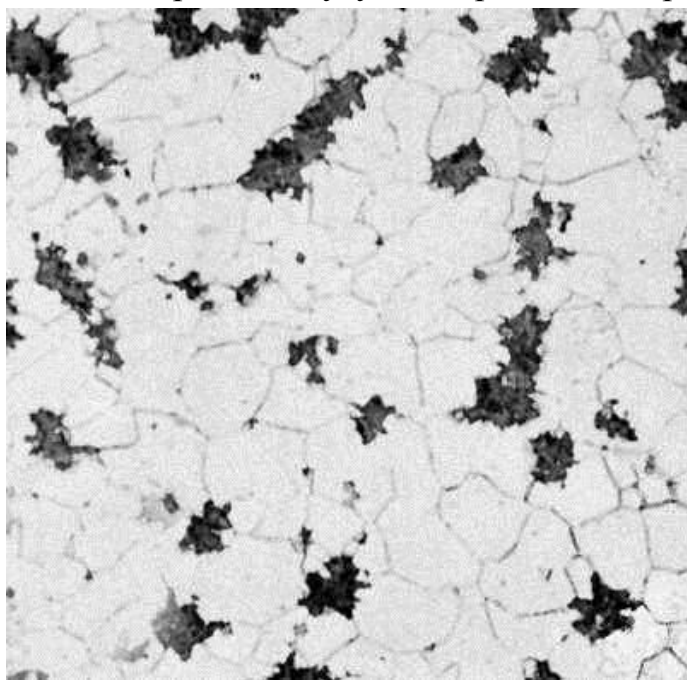


Рис.41. Ковкий чугун с хлопьевидным графитом

Отливки из серых чугунов подвергают различным термическим обработкам: отпуску при температурах до 550°C для снятия напряжений,

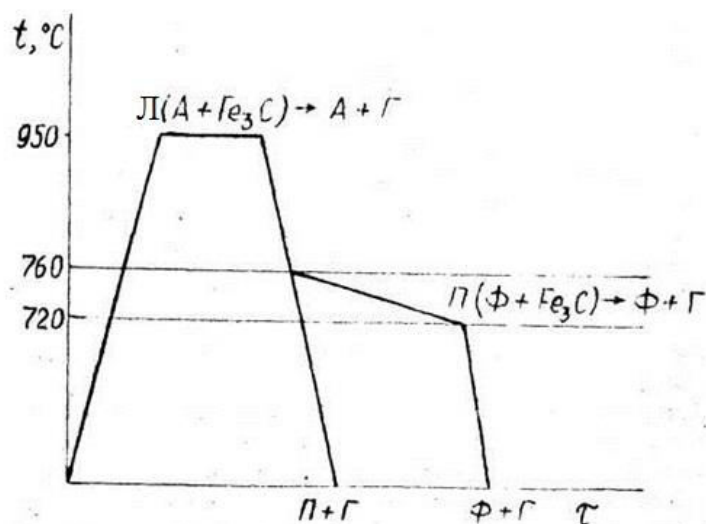


Рис.42. График отжига отливки для получения ковкого чугуна

отжигу при 900-950°C для улучшения обрабатываемости резанием и повышения пластичности, нормализации с последующим высоким отпуском для повышения прочности, твердости и износостойкости. Мелкие изделия простой конфигурации можно подвергать изотермической закалке, что значительно повышает предел прочности и износостойкости. Путем термической обработки прочность серого высокопрочного чугуна можно повысить на 40-50%.

Механические свойства серых, высокопрочных и ковких чугунов приведены в таблицах 7 - 9.

Таблица 7

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЕРЫХ ЧУГУНОВ (ГОСТ 1412-65)

Марка чугуна	$\sigma_{\text{в}}$, МПа (кгс/мм ²)	$\sigma_{\text{изг}}$, МПа (кгс/мм ²)	Твердость, НВ
	не менее		
СЧ10	100 (10)	280 (28)	120-205
СЧ15	150 (15)	320 (32)	130-241
СЧ20	200 (20)	400 (40)	143-255
СЧ25	250 (25)	460 (46)	156-260
СЧ30	300 (30)	500 (50)	163-270
СЧ35	350 (35)	550 (55)	179-290
СЧ40	400 (40)	600 (60)	207-285
СЧ45	450 (45)	650 (65)	

Примечание. $\sigma_{изг}$ - предел прочности при изгибе.

Таблица 8

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЧУГУНОВ (ГОСТ 7293-85)

Марка чугуна	σ_B , МПа (кгс/мм ²)	$\sigma_{тек}$, МПа (кгс/мм ²)		Твердость, НВ
	не менее			
ВЧ35	350 (35)	220 (22)	22	140-170
ВЧ40	400 (40)	250 (25)	15	140-202
ВЧ45	450 (45)	310 (31)	10	140-225
ВЧ50	500 (50)	320 (32)	7	153-245
ВЧ60	600 (60)	370 (37)	3	192-277
ВЧ70	700 (70)	420 (42)	2	228-302
ВЧ80	800 (80)	480 (48)	2	248-351
ВЧ100	1000 (100)	700 (70)	2	270-360

Примечание. $\sigma_{тек}$ - предел текучести условный.

Таблица 9

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОВКИХ ЧУГУНОВ (ГОСТ 1215-85)

Марка чугуна	$\sigma_{\text{в}}$, МПа (кгс/мм ²)	δ ,%	Твердость, НВ, не более
	не менее		
Ферритный чугун / $\Phi + (10...3)\%$ П /			
КЧ30-6	300 (30)	6	163
КЧ35-10	350 (35)	10	163
КЧ37-12	370 (37)	12	163
Перлитный чугун / П + $(20...0)\%$ Φ /			
КЧ-7	450 (45)	7	241
КЧ-3	600 (60)	3	241
КЧ-1,5	800 (80)	1,5	241

Порядок выполнения работы

1. Получить у преподавателя перечень марок чугунов. Расшифровать марки, указав вид чугуна и его механические свойства.
2. Получить комплект микрошлифов серых чугунов и изучить их микроструктуру при различных увеличениях. По форме графитных

включений и виду металлической основы определить класс чугуна и способ его получения.

Требования к отчету

Отчет должен содержать:

- структурные диаграммы для чугунов с объяснением зависимости структуры от состава и скорости охлаждения (толщины отливки);
 - расшифрованные марки чугунов с указанием их механических свойств.
- Описание способов получения чугунов различных классов;
- схемы микроструктур чугунов и описания структурных составляющих.

Работа 9. ИЗНОСОСТОЙКИЕ СТАЛИ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- ознакомление с принципами легирования износостойких сталей;
- изучение структуры и свойств износостойких сталей.

Длительность безаварийной работы машин и механизмов существенным образом зависит от степени износа трущихся частей. Как правило, износостойкость материалов прямо пропорциональна твердости. В некоторых случаях, кроме твердости, на износостойкость оказывает влияние структура стали или сплава, например, большое количество твердых и прочных карбидов, наличие включений графита, способность стали к сильному упрочнению (наклепу) во время работы, способность материала удерживать в своих порах смазку.

Ниже кратко рассмотрены три основных принципа легирования, структурные особенности и свойства износостойких сталей.

Первая группа. Стали, у которых стойкость к износу обеспечивается высокой твердостью мартенситной основы и равномерно распределенных карбидов. К таким сталям относятся высокохромистые стали карбидного класса и шарикоподшипниковые. Они применяются для изготовления износостойких, работающих на истирание плит дробилок, протяжек, накатных роликов и плашек, калибров, сверл, разверток и других деталей, от которых требуется особо высокая износостойчивость. Зависимость относительной износостойкости от твердости ряда чистых металлов и термически обработанных сталей представлена на рис.43.

Для обеспечения высокой износостойкости высокохромистые стали обычно закаляют с 1050-1075°C, что обеспечивает наибольшую твердость непосредственно после закалки. Для снятия напряжений их подвергают

отпуску при 150-180°C. Твердость после отпуска составляет HRC 61-63, например, у сталей X12, X12M.

Окончательная структура - отпущенный мартенсит с большим количеством равномерно распределенных избыточных карбидов.

От сталей для шарикоподшипников (роликоподшипников) требуется высокая статическая и усталостная прочность при удовлетворительной пластичности, так как в шариках, роликах, кольцах вследствие очень малой опорной (контактной) поверхности возникают огромные знакопеременные напряжения (до 3000 - 5000 МПа).

Высокая износостойкость шарикоподшипниковой стали сообщается введением около 1% углерода и 1,5% хрома (ШХ15). Хром не только увеличивает количество и твердость карбидов, но и повышает прокаливаемость стали. Для изготовления крупногабаритных деталей например колец с толщиной стенки более 30 мм, используют сталь ШХ15СГ, ШХ20СГ, дополнительно легированную кремнием и марганцем. Это сообщает ей большую прокаливаемость и, как следствие, возможность заковки в более мягких средах, одновременно несколько повышая прочность и износостойкость.

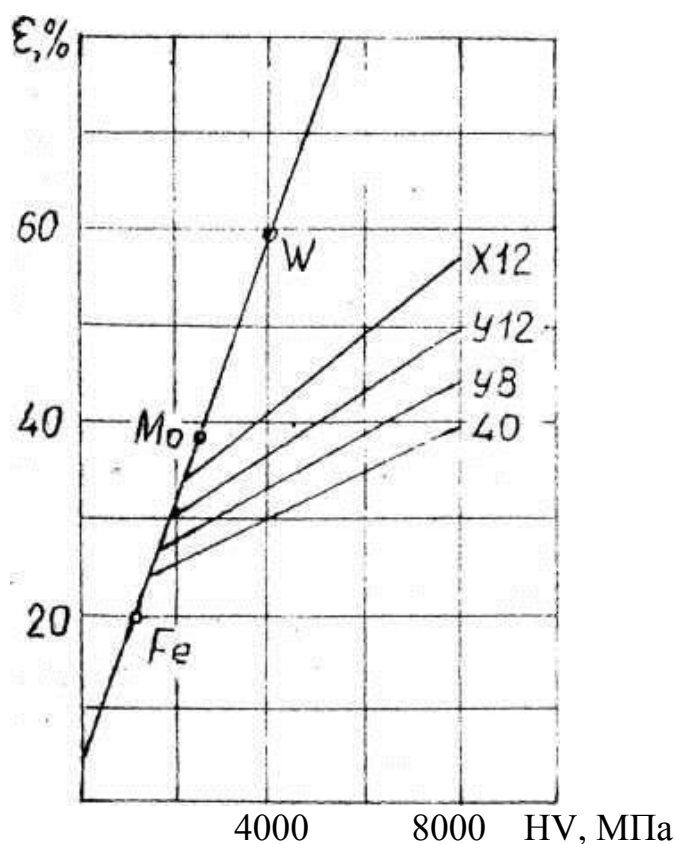


Рис.43. Зависимость относительной износостойкости при абразивном изнашивании от твердости

По износостойкости стали ШХ15, ШХ15СГ и 1МХ20СГ уступают ранее рассмотренным высокохромистым сталям, но они значительно проще в производстве, термической и механической обработке, обладают меньшей стоимостью.

В шарикоподшипниковой стали особенно вредны примеси: сера, фосфор, мышьяк, олово, свинец, кислород, азот, водород, так как они не только ухудшают пластичность и вязкость, но и заметно снижают износостойкость.

Водород вреден еще и потому, что шарикоподшипниковая сталь сильно флокеночувствительна. В хромистых сталях водород вызывает образование микроскопических трещин – флокенов. Сера и кислород способствуют увеличению количества неметаллических включений, что чрезвычайно отрицательно сказывается на усталостной прочности и износостойкости.

В связи с малой рабочей (контактной) поверхностью деталей наиболее вредны крупные неметаллические включения. Еще более вредна карбидная неоднородность, особенно карбидная ликвация, резко понижающая износостойкость, карбидная сетка, приводящая к межкристаллитному разрушению.

Термическая обработка шарикоподшипниковой стали состоит из двух основных операций - закалки и отпуска. Закалка производится в масле или воде от температуры $A_{c1} + 70 + 80^{\circ}\text{C}$ (выдержка 15 – 80 минут).

Для стали ШХ15 и ШХ15СГ температуры критических точек A_{c1} соответственно $730 - 765^{\circ}\text{C}$ и $725 - 760^{\circ}\text{C}$. Отпуск производится при $150-160^{\circ}\text{C}$ в течение 2-3 часов для стали ШХ15 и 3-5 часов для стали ШХ15СГ. Это обеспечивает твердость не ниже HRC62.

Структура должна представлять собой отпущенный очень мелкоигольчатый мартенсит с равномерно распределенными избыточными карбидами.

Вторая группа. Стали, у которых стойкость к износу обеспечивается смазывающим воздействием структурно свободного графика (графитизированные стали). Эти стали отличаются высоким (до 1,8%) содержанием углерода, часть которого находится в виде округлых или вытянутых включений графита. Графит предотвращает сухое трение и схватывание, сообщает стали износостойкость, способствует поглощению вибраций. Для повышения склонности к графитизации вводят около 1% кремния. Дополнительно с этой же целью вводят около 0,6% меди. Для уменьшения величины зерна в некоторых сталях добавляют около 0,4% молибдена, марганца или титана.

В литом и горячекатаном состоянии графитизированные стали имеют структуру пластинчатого перлита с избыточными (часто в виде сетки) карбидами. Вследствие высокой твердости (около 360 НВ) сталь непригодна для обработки резанием.

Для получения необходимого количества графита производят графитизирующий отжиг, при этом пластинчатый перлит переводят в зернистый, что улучшает обрабатываемость. Режим термической обработки, в общем, похож на графитизирующий отжиг белого чугуна для получения ковкого. Он состоит в нагреве до 700 - 740°C с выдержкой около 6 часов, охлаждении до 700 – 720 640 - 660°C с выдержкой 5-15 часов при этой температуре для частичной графитизации избыточного цементита. Дальнейшее охлаждение до 600°C осуществляется в печи, а потом на воздухе.

После такой обработки структура стали состоит из зернистого перлита с определенным количеством мелких округлых графитных *включений*.

Детали из графитизированной стали могут применяться как в отожженном состоянии, так и после закалки с отпуском. Твердость графитизированной стали после закалки и низкого отпуска (160 - 200°C) составляет HRC 56 – 65.

В отожженном состоянии графитизированная сталь применяется вместо бронзы для изготовления вкладышей подшипников скольжения, втулок, сепараторов подшипников качения, шестерен поршней, поршневых колец, стаканов тормозных колодок.

Закаленная графитизированная сталь применяется для изготовления штампов для холодной штамповки, волочильного инструмента, калибров, бронеплит угольных мельниц, кожухов и лопаток дробеструйных аппаратов, сопел гидropескоструйных аппаратов траков гусениц и других деталей.

Графитизированная сталь по своим литейным свойствам близка к чугуну и используется для изготовления литых коленчатых валов и других фасонных отливок.

Третья группа. Стали, упрочнение которых происходит только при наличии давления или ударных воздействий, вызывающих наклеп. К таким сталям относятся высокомарганцовистые стали аустенитного класса 110Г13 и 110Г13Л.

Высокая износостойкость этих сталей объясняется сильной наклепываемостью её аустенита. В литом состоянии сталь характеризуется аустенитной структурой. По границам зерен – выделения карбидов, около которых происходит образование тростита (рис. 44).

Для того чтобы достигнуть максимальной износостойкости,

необходимо получить чисто аустенитную структуру. С этой целью отливки нагревают до температуры полного растворения карбидов ($1000-1100^{\circ}\text{C}$) и охлаждают со скоростью, предотвращающей выделение карбидов (рис. 45).

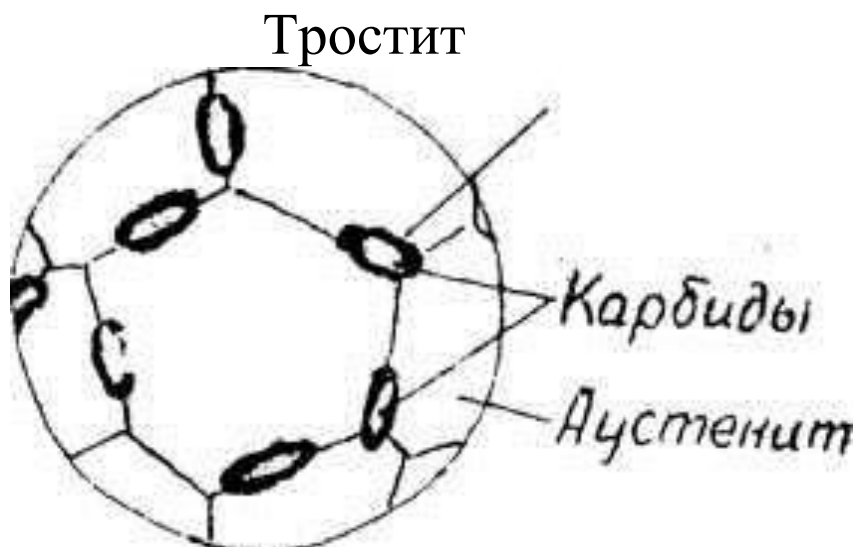


Рис.44. Схема структуры стали 110Г13 в литом состоянии.

Особенно ускоренное охлаждение должно производиться в интервале температур $650-800^{\circ}\text{C}$, поэтому охлаждение производится обычно в воде. Только детали с тонким сечением можно охлаждать в более мягкой среде. Перегрев при закалке приводит к укрупнению зерен и ведет к понижению вязкости и износостойкости.

Для снятия внутренних напряжений сталь 110Г13 и 110Г13Л подвергают нагреву при температуре ниже 200°C .

Главный недостаток рассматриваемой стали состоит в её плохой обрабатываемости резанием из-за сильной наклепываемости марганцевого аустенита. Поэтому она применяется, как правило, в виде отливок или поковок.

Если при изготовлении деталей необходима механическая обработка, то отливки нужно нагреть до температур $350-400^{\circ}\text{C}$. При этом в процессе выдержки будут выделяться карбиды и образовываться тростит. Это понизит твердость и вязкость стали.

После механической обработки следует произвести закалку и низкий отпуск, а также нагрев для снятия напряжений при температуре не выше 200°C .

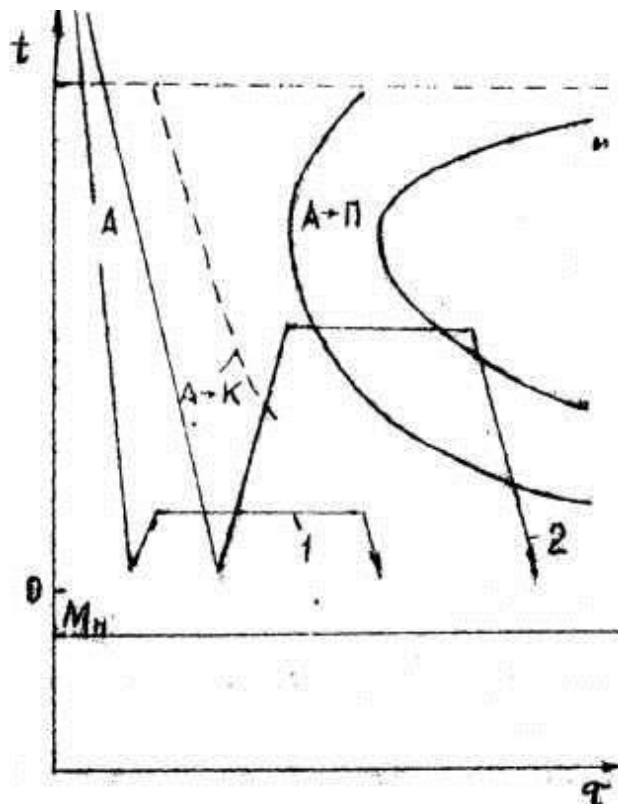


Рис.45. Диаграмма кинетики изотермического превращения переохлажденного аустенита стали 110Г13:

- 1 – закалка и отпуск;
- 2 – термическая обработка для облегчения обрабатываемости резанием.

Порядок выполнения работы

1. Ознакомиться с основными принципами легирования износостойких сталей.
2. Получить микрошлифы из стали типа Х12. Назвать режим термической обработки, согласовать его с преподавателем. Изучить структуру после закалки, а также после закалки и отпуска. Зарисовать в отчете, указав структурные составляющие и увеличение микроскопа.
3. Получить микрошлифы шарикоподшипниковой стали. Назначить режим термической обработки. Изучить структуру после закалки, а также после закалки и отпуска. Зарисовать в отчете, указав структурные составляющие и увеличение микроскопа.
4. Получить микрошлифы из стали 110Г13Л. Изучить микроструктуру стали в литом, закаленном состоянии и после отпуска. Зарисовать в отчете, указав структурные составляющие и увеличение микроскопа.

Работа 10. СТРУКТУРЫ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

ЦЕЛИ РАБОТЫ:

- ознакомление с принципами легирования и свойствами быстрорежущих сталей;
- ознакомление с типовыми режимами термической обработки быстрорежущих сталей;
- изучение структуры быстрорежущей стали P18, после различных стадий металлургического передела и термической обработки.

Важнейшей особенностью быстрорежущих сталей является их высокая теплостойкость (способность сохранять высокую твердость и режущие свойства при длительном нагреве до 500-600°C).

Основными легирующими элементами в быстрорежущей стали являются вольфрам (6-18%), хром (до 4%), ванадий (1-5%). Для повышения теплостойкости в ряде марок стали присутствует кобальт (5-10%).

Быстрорежущие стали поставляются по ГОСТ 19265-73. Марки некоторых распространенных быстрорежущих сталей и их химический состав приведены в таблице 10.

Таблица 10

Марки сталей	Содержание элементов, %					
	C	W	Cr	V	Mo	Co
P18	0,73-0,83	17,0-18,5	3,8-4,4	1,0-1,4	1,0	-
P9	0,85-0,95	8,5-9,5	3,8-4,4	2,3-2,7	1,0	-
P5M6	0,84-0,92	5,7-6,7	3,8-4,3	1,7-2,1	4,8-5,3	-
P10Φ5K5	1,45-1,55	10,0-11,5	4,0-4,6	4,3-5,1	1,0	5,0-6,0

Стойкость инструмента из быстрорежущей стали в 8-15 раз выше, чем при применении инструментов из углеродистых и легированных сталей, а скорость резания в 2-4 раза выше.

По структуре в равновесном состоянии быстрорежущие стали относятся к ледебуритному классу.

В структуре литой быстрорежущей стали присутствует сложная эвтектика, напоминающая ледебурит и располагающаяся в виде сетки по границам зерен. В ней пластинки карбидов смешаны с аустенитом.

Кроме карбидов ледебурита, имеются вторичные карбиды, которые выделились из аустенита при охлаждении, вследствие уменьшения растворимости углерода.

И, наконец, присутствуют мельчайшие эвтектоидные карбиды.

Для раздробления хрупкой ледебуритной сетки, измельчения карбидов, а также равномерного их распределения по всему объему, слитки подвергают горячей обработке давлением – ковке.

В структуре ковальной быстрорежущей стали при недостаточной степени деформации наблюдается карбидная ликвация, выражающаяся в строчечном расположении первичных карбидов. Это браковочный признак. Карбидная ликвация может быть исправлена только дополнительной пластической деформацией.

Для снижения твердости, улучшения обрабатываемости резанием и подготовки структуры стали к закалке послековки быстрорежущую сталь подвергают отжигу с выдержкой после указанного нагрева при температуре 720-750°C, т.е. в перлитном интервале.

Микроструктура стали после отжига – сорбитообразный перлит и избыточные первичные и вторичные карбиды.

Для придания стали теплостойкости инструменты подвергаются закалке и многократному (обычно 3-кратному) отпуску.

Температура нагрева под закалку выбирается с таким расчетом, чтобы обеспечить, возможно, большее растворение карбидов, не допуская сильного роста зерна. Температура аустенитизации назначается в зависимости от химического состава стали, и в первую очередь от содержания в ней вольфрама. Так стали P18, P18Ф2, P18Ф2K8M нагревают до 1270-1300°C; P9Ф5 до 1220-1225°C; P5M3, P6M5, P6M5K5 до 1210-1230°C.

В связи с тем, что быстрорежущие стали высоколегированные и обладают низкой теплопроводностью, во избежание образования трещин нагрев производят с двумя подогревами при температурах 500-600 и 830-860°C. Охлаждение осуществляют в масле.

В процессе закалки аустенит превращается в мартенсит, который сохраняет легирующие элементы, растворившиеся в аустените. Следовательно, при более высокой легированности аустенита получается более

легированный мартенсит, что обеспечивает более высокую теплостойкость, значит, и режущие свойства.

Вместе с тем, в структуре закаленной быстрорежущей стали остается около 30-50% - аустенита(остаточный аустенит) .Для более полного превращения остаточного аустенита в мартенсит инструмент подвергают трехкратному отпуску при 550-560°C продолжительностью 1 час. Количество остаточного аустенита после каждого отпуска указано на рис.45.

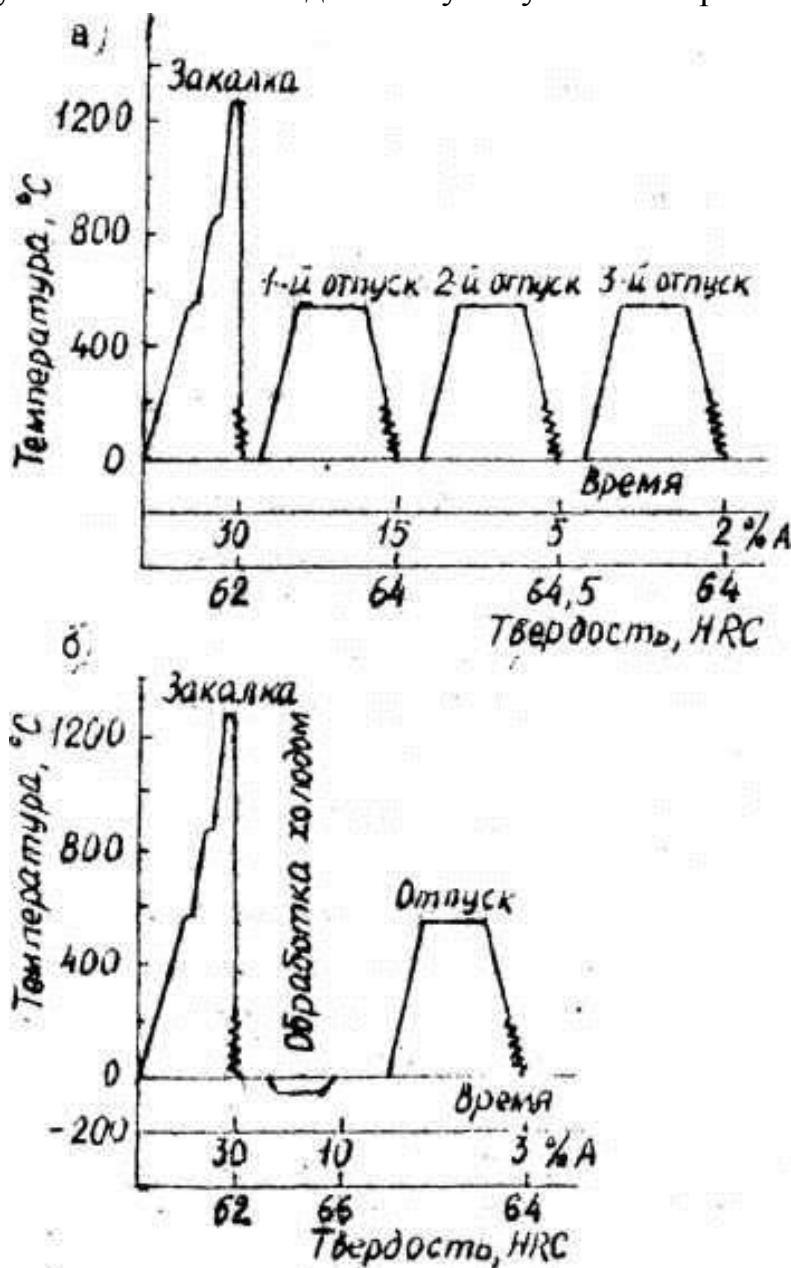


Рис.46. Схемы режимов термической обработки инструментов из быстрорежущей стали: а - закалка и трёхкратный отпуск, б - закалка, обработка холодом, отпуск.

Иногда после закалки инструмент подвергают обработке холодом при температуре - 80°C. В этом случае применяют однократный отпуск.

Схемы режимов термической обработки быстрорежущей стали P18 показаны на рис.46.

Твердость быстрорежущей стали после окончательной термической обработки должна составлять не меньше HRC 62-64.

Структура закаленной и отпущенной стали - мартенсит (темный фон) и равномерно распределенные карбиды.

Порядок выполнения работы

1. Получить микрошлифы быстрорежущей стали в литом, кованом, отожженном, закаленном, закаленном и отпущенном состояниях (шлифы 1-7).
2. Изучить микроструктуры, зарисовать их, указать режим термической обработки, структурные составляющие, увеличение микроскопа.

Требования к отчёту

Отчет должен содержать:

- краткие сведения о быстрорежущих сталях;
- графики режимов термической обработки;
- рисунки микроструктур.

ПЕРЕЧЕНЬ ШЛИФОВ СТАЛИ P18 И ИХ КРАТКАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА

ШЛИФ 1.

Литая быстрорежущая сталь P18 отливки крупного сечения, отлитая в холодную форму. Микроструктура: крупная ледебуритная сетка карбидов (скелетообразные включения); светлая фаза - смесь аустенита и мартенсита, темная фаза - смесь тростита и мартенсита.

ШЛИФ 2.

Литая быстрорежущая сталь типа P18. Отливки тонкого сечения. Микроструктура: ледебуритная сетка карбидов, светлая фаза - смесь аустенита и мартенсита, темная фаза - смесь тростита и мартенсита.

ШЛИФ 3.

Кованая быстрорежущая сталь P18 в отожженном состоянии. Микроструктура: сорбитообразный перлит. На его фоне светлые неправильные формы крупных включений первичных карбидов. Кроме того, имеются в большом количестве вторичные карбиды в виде округлых включений.

ШЛИФ 4.

Кованая быстрорежущая сталь P18 в отожженном состоянии. Микроструктура: сорбитообразный перлит, первичные и вторичные карбиды. Наблюдается строчечное расположение карбидов.

ШЛИФ 5.

Кованая быстрорежущая сталь P18 после закалки при температуре 1260-1280°C. Микроструктура: остаточный аустенит и мартенсит, первичные карбиды, небольшое количество вторичных карбидов.

ШЛИФ 6.

Кованая быстрорежущая сталь P18 после закалки при температуре 1260-1280°C и трехкратного отпуска с выдержкой по 1 часу при температуре 560°C. Микроструктура: мартенсит и светлые включения на его фоне – карбиды.

ШЛИФ 7.

Кованая быстрорежущая сталь P18 после закалки с пониженной температуры 1140°C без отпуска (закалка на первичную твердость HRC62-65). Микроструктура: на основном мартенситном фоне включения - крупные первичные карбиды и большое количество нерастворившихся вторичных карбидов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Солнцев Ю. П., Пряхин Е. И. Материаловедение: учебник для вузов. – М.: Химиздат, 2007г.

Теплухин Г.Н., Гропянов А.В. Материаловедение и термическая обработка: учебное пособие. –СПб.: СПбГТУРП, 2011.

Теплухин Г.Н., Пейсахов А.М. Фазовые превращения в сталях перлитного класса: учебное пособие. – СПб.: СПбГТУРП, 2009.

Содержание

Работа 1. Измерение твердости материалов.....	3
Работа 2. Макроскопический и микроскопический анализ металлов	12
Работа 3. Определение критических точек сплавов	23
Работа 4. Структура сплавов механических смесей.....	30
Работа 5. Диаграмма состояния сплавов Fe-Fe ₃ C	37
Работа 6. Структуры отожженных сталей	45
Работа 7. Структуры закаленных сталей	53
Работа 8. Структура и свойства серых чугунов	60
Работа 9. Износостойкие стали	66
Работа 10. Структуры быстрорежущих сталей	72
Библиографический список.....	78