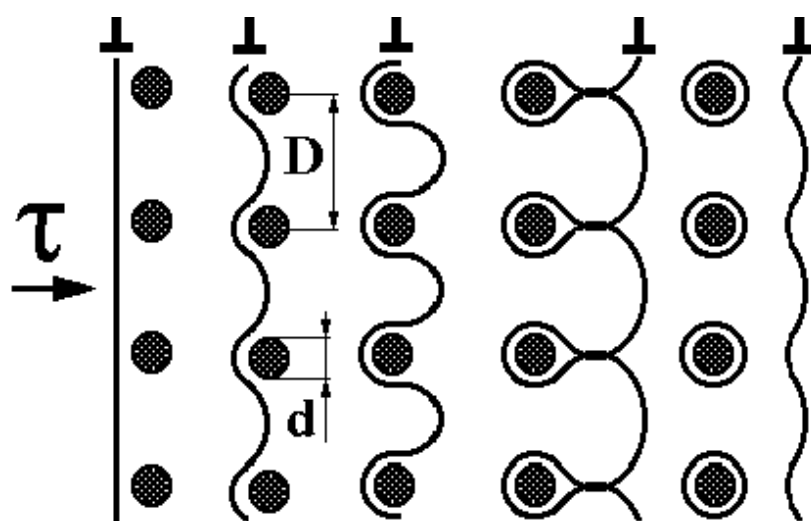


Г.А. БАРЫШЕВ, В.А. ПРУЧКИН

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ



ИЗДАТЕЛЬСТВО ТГТУ

УДК 669.1(075.8)
ББК К2я73
Б269

Рецензенты:

Кандидат технических наук,
доцент кафедры физики ТГТУ
А.М. Савельев

Доктор физико-математических наук, профессор,
заведующий кафедрой общей физики ТГУ им. Г.Р. Державина
В.А. Фёдоров

Барышев, Г.А.

Б269 Материаловедение : лабораторный практикум / Г.А. Барышев, В.А. Пручкин. – Тамбов : Изд-во Тамб. гос. техн. ун-та, 2009. – 104 с. – 200 экз. – ISBN 978-5-8265-0790-2.

Представлено 12 лабораторных работ, каждая из которых содержит теоретический материал, описание методики проведения работы, контрольные вопросы и два индивидуальных задания, посвящённых маркировке металлов и сплавов, применяемых в машиностроении и приборостроении.

Предназначен для выполнения лабораторных работ по дисциплинам «Материаловедение» и «Технология конструкционных материалов и материаловедение» для студентов специальностей 151001, 240801, 260601, 270102, 190601, 110301, 080502, 080507.

УДК 669.1(075.8)

ББК К2я73

ISBN 978-5-8265-0790-2

© ГОУ ВПО «Тамбовский государственный
технический университет» (ТГТУ), 2009

Министерство образования и науки Российской Федерации
ГОУ ВПО «Тамбовский государственный технический университет»

Г.А. Барышев, В.А. Пручкин

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Рекомендовано Учёным советом университета
в качестве лабораторного практикума для студентов 1 – 3 курсов
специальностей 151001, 240801, 260601, 270102,
190601, 110301, 080502, 080507
дневной и заочной форм обучения



Тамбов
Издательство ТГТУ
2009

Учебное издание

БАРЫШЕВ Гертруд Алексеевич,
ПРУЧКИН Владимир Аркадьевич

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Лабораторный практикум

Редактор З.Г. Чернова

Инженер по компьютерному макетированию М.Н. Рыжкова

Подписано в печать 18.03.2009

Формат 60 × 84/16. 6,04 усл. печ. л. Тираж 200 экз. Заказ № 106

Издательско-полиграфический центр
Тамбовского государственного технического университета
392000, Тамбов, Советская, 106, к. 14

ВВЕДЕНИЕ

Выполнение лабораторных работ по дисциплинам «Материаловедение» и «Технология конструкционных материалов и материаловедение» студентами специальностей 120100, 170500, 150200, 290300 способствует изучению закономерностей, определяющих строение и свойства материалов. Лабораторный практикум составлен в соответствии с утвержденными рабочими программами указанных специальностей.

Студенты в процессе выполнения лабораторных работ учатся самостоятельно проводить испытания, работать на соответствующем лабораторном оборудовании.

В лабораторных работах, связанных с изучением структур, студенты знакомятся с устройством микроскопов, с основными понятиями металлографии, названием структур.

Значительное место занимает изучение диаграмм состояния, на основе которых студенты выбирают состав материалов, а также технологические процессы их получения и обработки, учатся определять состав фаз не только в условиях фазового равновесия, но и при переходе в неравновесное состояние. В лабораторные работы включены элементы научных исследований, обработка результатов экспериментов.

Каждая лабораторная работа выполняется студентом индивидуально, оформляется по соответствующим схемам, защищается. После защиты всех лабораторных работ студент допускается к сдаче зачёта или экзамена.

Лабораторная работа 1

ИЗМЕРЕНИЕ ТВЁРДОСТИ

Цель работы: ознакомиться с методами контроля механических свойств материалов с помощью измерения твердости.

Приборы и принадлежности: твёрдомеры Бринелля и Роквелла, лупа Бринелля, образцы металлов.

Краткая теория

Механические свойства являются важнейшей характеристикой материалов. Изготавливаемые из них детали конструкций испытывают в процессе эксплуатации самые различные по величине и характеру нагрузки. Поэтому существуют десятки различных методов механических испытаний – по схеме приложения нагрузки, по скорости её изменения, температуре и окружающей среде [1]. Определяемые в них свойства тесно связаны между собой, так как зависят от схожих процессов, протекающих внутри материала.

Наиболее широкое распространение имеет метод испытаний на растяжение. Образец продолговатой формы круглого или прямоугольного сечения (рис. 1) зажимают в захватах испытательной машины и начинают растягивать, постепенно увеличивая нагрузку. Испытание проводят до разрушения. Одновременно следят за изменением длины и поперечного сечения образца (его деформацией).

Для того чтобы результаты испытаний не зависели от размеров образца (рис. 1, а), используют следующие характеристики:

- *Напряжение* σ – нагрузка P , действующая на единицу площади поперечного сечения образца F_0 :

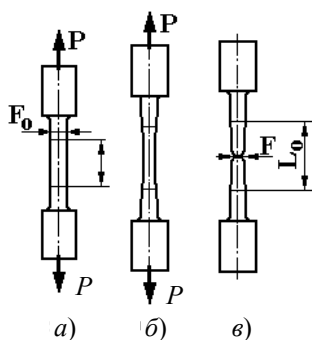


Рис. 1. Испытание на растяжение:

a – исходный образец;
 b – пластическая деформация;
 $в$ – после разрушения

$$\sigma = P/F_0. \quad (1)$$

Единицы измерения напряжения σ в системе СИ – Н/м² (Паскаль), а в технике – кг/мм² (1 кг/мм² = 10 МПа).

- *Относительная деформация*

$$\varepsilon = (L - L_0)/L_0, \quad (2)$$

где L_0 и L – начальная и текущая длина рабочего отрезка образца. Обычно значение ε указывают в %.

В координатах $\sigma = f(\varepsilon)$ кривые испытания на растяжение имеют вид, показанный на рис. 2.

На кривой 1 для пластичного металла можно выделить несколько характерных участков. В начале (на участке «а») напряжение меняется пропорционально деформации (тонкая линия соответствует закону Гука). Здесь наблюдается *упругая деформация*, связанная с обратимым изменением расстояния между атомами в материале. При снятии нагрузки образец восстанавливает свои размеры.

На участке «б» наблюдается удлинение образца при постоянной нагрузке – *площадка текучести*.

Предел текучести σ_T – напряжение, при котором в металле начинается пластическая (необратимая) деформация (рис. 1, б). Она осуществляется за счёт движения особого вида дефектов кристаллической решётки – *дислокаций*.

При дальнейшем увеличении нагрузки (участок «в» на кривой 1) пластическая деформация материала затрудняется из-за увеличения количества дислокаций, которые мешают друг другу скользить в кристалле. Это явление получило название *наклёп* – увеличение прочности материала под действием пластической деформации.

До точки «г» образец равномерно растягивается (и утоняется) по всей рабочей длине. Затем материал так сильно наклёпывается, что больше не может деформироваться однородно. При этом на нём образуется шейка – местное уменьшение сечения с одновременным зарождением микротрещины (точка «г» на кривой 1, рис. 2), неминуемо ведущей к последующему разрушению.

Временное сопротивление (предел прочности) σ_B – напряжение, при котором в материале начинается разрушение. Другое определение σ_B – напряжение, до которого материал сопротивляется пластической деформации без разрушения.

Участок «д» на кривой 1 (рис. 2) – медленное распространение в материале вязкой трещины – *дол* образца.

Кривая 2 на рис. 2 показывает сопротивление растяжению образца из высокопрочного материала. Модуль упругости его больше, поэтому линейный участок более крутой. Площадка текучести отсутствует, однако, начиная с некоторого значения напряжения, деформация отклоняется от закона Гука.

Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ (σ_{02}) – напряжение, при котором отклонение от упругой деформации (т.е. пластическая деформация) составляет 0,2 % (так условились). Поэтому σ_T иногда называют *физическим* пределом текучести.

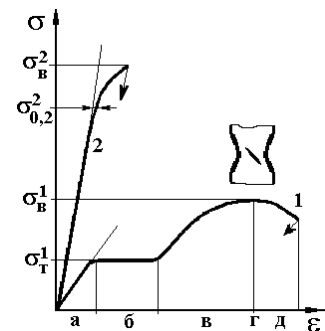


Рис. 2. Кривые испытаний на растяжение пластичного – 1 и высокопрочного – 2 материала

В высокопрочном материале образование шейки почти не выражено, и при достижении предела прочности σ_b сразу идёт разрушение.

После испытания обломки образца складывают и измеряют. Это позволяет оценить *характеристики пластичности*:

– *относительное удлинение* δ образца при разрушении, определяемое по формуле (2);

– *относительное сужение* $\psi = (F - F_0)/F_0$, где F – площадь поперечного сечения в месте разрушения (рис. 1, в).

Испытание на растяжение относится к разрушающим методам определения механических свойств материалов. Для текущего контроля качества термической обработки металлов используют обычно *неразрушающие способы*, главным из которых является *измерение твёрдости*.

Твёрдость – это способность материала сопротивляться проникновению (внедрению) в него другого тела.

Твёрдость измеряют путём воздействия на поверхность металла наконечника (индентора), изготовленного из малодеформирующегося материала (закалённая сталь, алмаз или твёрдый сплав) и имеющего форму шарика, конуса, пирамиды или иглы. Существует несколько способов измерения твёрдости по характеру воздействия наконечника на материал – царапаньем, по отскоку шарика и др.

Наибольшее распространение получило измерение твёрдости вдавливанием индентора в образец под действием определённой нагрузки. Особенность происходящей при этом деформации заключается в том, что она протекает только в небольшом объёме, окружённом недеформированным металлом. В таких условиях испытания возникают главным образом касательные напряжения, а доля растягивающих напряжений незначительна. Поэтому можно измерять твёрдость даже хрупких материалов.

1. Измерение твёрдости по Бринеллю

Метод Бринелля (ГОСТ 9012–59) *применяют только для пластичных материалов* (железо, отожжённая сталь, графитизированные чугуны, цветные металлы и сплавы).

По этому способу в проверяемый образец под действием нагрузки P вдавливают шарик из закалённой стали (рис. 3). Испытание проводят на прессе Бринелля. После снятия нагрузки на поверхности образца остаётся отпечаток, диаметр d которого измеряют с помощью микроскопа (лупы) Бринелля с точностью $\pm 0,05$ мм.

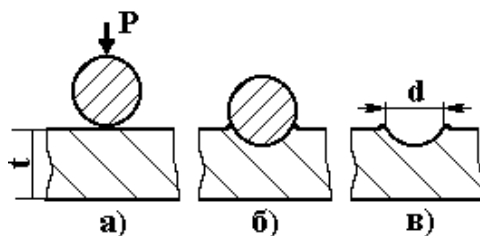


Рис. 3. Измерение твёрдости по Бринеллю:

a – нагружение; *б* – снятие нагрузки; *в* – измерение отпечатка

Твёрдость определяют по формуле

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}, \quad (3)$$

где F – площадь поверхности отпечатка, оставляемого шариком диаметром D или по переводной табл. 1. Размерность твердости по Бринеллю – кг/мм².

1. Числа твёрдости по Бринеллю

Диаметр отпечатка, мм d_{10} или $2d_5$ или $4d_{2,5}$ или	Числа твёрдости (кг/мм ²), при нагрузке P , равной			Диаметр отпечатка, мм d_{10} или $2d_5$ или $4d_{2,5}$ или	Числа твёрдости (кг/мм ²), при нагрузке P , равной		
	$30D^2$	$10D^2$	$2,5D^2$		$30D^2$	$10D^2$	$2,5D^2$
1	2	3	4	1	2	3	4
2,90	444	–	–	4,05	223	74,3	18,6
2,95	430	–	–	4,10	217	72,4	18,1
3,00	415	–	34,6	4,15	212	70,6	17,6
3,05	401	–	33,4	4,20	207	68,8	17,2
3,10	388	129	32,3	4,25	202	67,1	16,8
3,15	375	125	31,3	4,30	196	65,1	16,4
3,20	363	121	30,9	4,35	192	63,9	16,0
3,25	352	117	29,3	4,40	187	62,4	15,6
3,30	340	114	28,4	4,45	183	60,9	15,2
3,35	332	110	27,6	4,50	179	59,5	14,9
3,40	321	107	26,7	4,55	174	58,1	14,5
3,45	311	104	25,9	4,60	170	56,8	14,2
3,50	302	101	25,2	4,65	166	55,5	13,9
3,55	293	97,6	24,5	4,70	163	54,3	13,6
3,60	286	95,0	23,7	4,75	159	53,0	13,3
3,65	277	92,3	23,1	4,80	156	51,9	13,0
3,70	269	89,7	22,4	4,85	153	50,7	12,7
3,75	262	87,2	21,8	4,90	149	49,6	12,4
3,80	255	84,9	21,2	4,95	146	48,6	12,2
3,85	248	82,6	20,7	5,0	143	47,5	11,9
3,90	241	80,4	20,1	5,05	140	46,5	11,6
3,95	235	78,9	19,6	5,10	137	45,5	11,4
4,00	229	76,3	19,1	5,15	134	44,6	11,2
5,20	131	43,7	10,9	5,60	111	37,1	9,27
5,25	128	42,8	10,7	5,65	109	36,4	9,10
5,30	126	41,9	10,5	5,70	107	35,7	8,93
5,35	123	41,0	10,3	5,75	105	35,0	8,80
5,40	121	40,2	10,1	5,80	103	34,2	8,59
5,45	118	39,4	9,86	5,85	101	33,7	8,43
5,50	116	38,6	9,66	5,90	99,2	33,1	8,26
5,55	114	37,9	9,46	5,95	97,3	32,4	8,11
				6,0	95,5	31,3	7,96

Выбор схемы измерения твёрдости по Бринеллю

1. Выбирают диаметр шарика D из трёх стандартных значений (10; 5; 2,5 мм) так, чтобы он был меньше или равен толщине образца t (рис. 3, а) или его поперечному размеру – для высоких и узких деталей.

2. Определяют нагрузку по формуле $P = AD^2$ (D в мм, P в кГ). Нагрузочный коэффициент A выбирают из трёх стандартных значений (30; 10; 2,5) в зависимости от ожидаемой твёрдости измеряемого образца.

Для чёрных металлов (железо, сталь, чугун) используют коэффициенты 30 или 10, для цветных (медь, алюминий, никель, свинец) – 10 или 2,5. Для чистых и легкоплавких металлов обычно берут меньшее значение A , а для сплавов – большее.

Полученное значение твёрдости записывают в виде 125 HB или более подробно – 125 HB 10/3000/10. Здесь указаны условия измерения $D = 10$ мм, $P = 3000$ кГ, время нагружения 10 с.

По твёрдости HB можно определить временное сопротивление разрыву (предел прочности) σ_B пластичных металлов и сплавов. При этом используют следующие эмпирические зависимости:

для стали с твёрдостью90...175 HB	$\square_B = 0,34 HB$;
175...450 HB	$\square_B = 0,35 HB$;
для отожжённой меди, латуни, бронзы	$\square_B = 0,55 HB$;
для наклёпанной меди, латуни, бронзы ...	$\square_B = 0,40 HB$;
для отожжённого дуралюмина	$\square_B = 0,56 HB$;
для дуралюмина после закалки и старения	$\square_B = 0,30 HB$.

2. Измерение твёрдости по Роквеллу

Метод Роквелла (ГОСТ 9013–59) предназначен для контроля высокопрочных материалов (высокоуглеродистая отожжённая сталь, закалённая сталь, белый чугун, высокопрочная бронза, сверхтвёрдые сплавы). Испытание проводят вдавливанием индентора под действием нагрузки в шлифованную поверхность образца. Мерой твёрдости в этом методе является глубина отпечатка Δ (рис. 4).

Сначала прикладывают вручную нагрузку 10 кГ (100 Н), затем автоматически – основную (шкальную) $P_{шк}$.

В методе Роквелла используют три шкалы, применяемые для разных по твёрдости материалов (табл. 2). Они отличаются типом индентора (конус из алмаза или твёрдого сплава, стальной шарик диаметром 1,58 мм), нагрузкой и показаны на циферблате прибора разной окраской. Твёрдость по Роквеллу измеряется в условных единицах, соответствующих глубине отпечатка 2 мкм.

Примечание: метод Роквелла не применим для чистых металлов и пластичных сплавов.

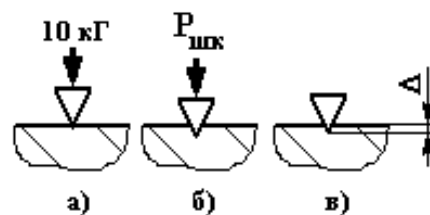


Рис. 4. Схема измерения твёрдости по Роквеллу:

а – предварительное нагружение; б – основное нагружение; в – измерение

2. Выбор схемы измерения твёрдости по Роквеллу

Шкала	Наконечник	$P_{шк},$ кГ	Назначение	Пределы измерения шкалы
<i>HRC</i> чёрная	Конус	150	а) высокоуглеродистая отожжённая сталь б) закалённая сталь	20...67
<i>HRA</i> чёрная	Конус	60	а) высокотвёрдые сплавы б) тонкие твёрдые поверхностные слои	70...85
<i>HRB</i> красная	Шарик	100	а) среднеуглеродистая отожжённая сталь б) твёрдые цветные сплавы	25..100

Значения твёрдости по Роквеллу не связаны линейно с другими механическими свойствами материалов, но их можно пересчитать на твёрдость по Бринеллю с помощью эмпирических переводных таблиц [1].

Порядок выполнения работы

1. Получить от преподавателя образец пластичного металла или сплава. Записать в отчёт материал и размеры образца.

1.1. Выбрать схему измерения твёрдости по Бринеллю (определить диаметр шарика D и нагрузку P). Произвести измерение твёрдости на приборе Бринелля ТШ-2:

– установить на подвесе рычага грузы с выбранной нагрузкой (усилие от самой подвески 187,5 кГ);

– оправку с шариком выбранного диаметра вставить во втулку шпинделя и закрепить винтом;

– испытуемый образец установить на предметном столе;

– поворотом маховика по часовой стрелке до упора стол поднять так, чтобы шарик коснулся поверхности образца;

– отцентрировать образец (центр будущего отпечатка должен быть удалён от края образца и от других следов измерений не менее, чем на $4d$), после этого продолжать поднимать образец вместе с наконечником до упора;

– затем нажатием кнопки включить нагружение, после выдержки происходит разгружение, затем прибор выключается;

– поворотом маховика освободить образец.

1.2. После испытания надо измерить диаметр отпечатка с помощью лупы Бринелля (с точностью $\pm 0,05$ мм). Если схема измерения была выбрана правильно, выполняется условие $0,3D \leq d \leq 0,6D$. В противном случае надо повторить измерение с другой нагрузкой.

1.3. Определить значение твёрдости с помощью универсальной табл. 1. В столбце 1 этой таблицы указаны значения диаметра отпечатка шарика 10 мм d_{10} . Если при измерении твёрдости использовали шарик диаметром 5 мм, в столбце 1 надо искать удвоенное значение диаметра отпечатка ($2d_5$); если шарик 2,5 мм – $4d_{2,5}$. В столбцах 2, 3, 4 – твёрдость для раз-

ных нагрузок, заданных формулой $P = AD^2$. Сначала находят измеренное в опыте значение диаметра отпечатка (с учётом использованного диаметра шарика). Затем надо двигаться по строке до столбца с использованной формулой нагрузки. Число в пересечении строки и столбца – твёрдость образца.

Пример. Стрелками в табл. 1 показано определение значения твёрдости по Бринеллю для шарика $D = 5$ мм, нагрузки $P = 250$ кГ ($10D^2$) и отпечатка $d = 1,6$ мм. Твёрдость $HB 121 5/750/10$.

1.4. Рассчитать предел прочности по значению твёрдости, пользуясь эмпирической формулой для измеряемого материала. Записать результаты в отчёт.

2. Получить от преподавателя образец высокопрочного материала для измерения твёрдости по Роквеллу.

2.1. Записать в отчёт материал образца, выбрать схему измерения по методу Роквелла (шкалу по табл. 2) и измерить твёрдость.

Произвести измерение твёрдости на приборе рычажного типа ТК-2 следующим образом:

а) образец с плоскопараллельными опорной и измеряемой поверхностями поставить на столик изучаемым торцом вверх так, чтобы место укола было удалено от края и других отпечатков более чем на четыре диаметра;

б) включить прибор тумблером на правой панели. С помощью штурвала поднять столик с образцом, следя за малой стрелкой индикатора, пока она не установится точно на красной точке. При этом предварительная нагрузка составит 10 кг;

в) вращая маховик, повернуть шкалу индикатора так, чтобы чёрный ноль установился на большой стрелке;

г) кратковременно нажать педаль пуска и произвести цикл «нагружение – разгружение». При этом большая стрелка поворачивается по циферблату против часовой стрелки (не больше одного оборота). Время приложения нагрузки 5 – 7 с. Затем большая стрелка повернётся обратно (окончание нагружения) и, остановившись, покажет число твёрдости по выбранной шкале Роквелла;

д) освободить образец, вращая штурвал столика против часовой стрелки (он при этом опускается).

Примечание: если в процессе нагружения большая стрелка сделала больше одного оборота, измерение бракуется – образец слишком мягкий для выбранной шкалы.

2.2. Запишите результаты измерения в отчёт.

Содержание отчёта

1. Название и цель работы.
2. Описание образцов, описание выбранной схемы измерения твёрдости, результаты измерения. Сравнить значения твёрдости материала, полученные разными методами.

Контрольные вопросы

1. Принципы измерения механических свойств материалов.
2. Схемы измерения твёрдости по Бринеллю и Роквеллу.
3. Выбрать схему измерения твёрдости для различных по твёрдости материалов.

Литература: [1; 2].

МИКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Цель работы: ознакомиться с методами микроанализа структуры металлов и сплавов. Изучить структуру чистых металлов и различных типов твёрдых сплавов.

Приборы и принадлежности: оптические микроскопы, металлографические шлифы.

Краткая теория

Из 106 элементов периодической системы Д.И. Менделеева 82 металла, поэтому изучение их структуры и свойств так важно для практических целей в машиностроении.

Металлы обычно являются кристаллическими телами или кристаллами. *Кристаллом* называют бесконечное упорядоченное расположение атомов в пространстве. Все кристаллические материалы обладают *анизотропией* – зависимостью свойств материала от направления в нём. Это объясняется тем, что в каждом направлении в кристалле расстояние между атомами или молекулами строго определённое, а значит и силы взаимодействия между ними в каждом случае различные.

Реальные кристаллы содержат большое количество нарушений в упорядоченном расположении атомов. Поэтому чаще встречаются не моно-, а *поликристаллы* (рис. 1, а), которые состоят из большого количества зёрен, в которых одна и та же кристаллическая решётка (показана штриховкой) ориентирована в пространстве по-разному.

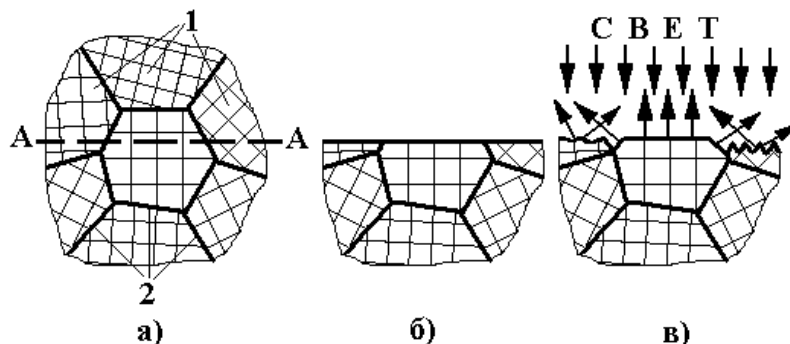


Рис. 1. Микроанализ поликристаллического материала:

а – схема поликристалла (1 – зёрна или кристаллиты; 2 – границы зёрен);

б – полированный шлиф; в – отражение света от травленого шлифа

Для проведения микроанализа образец разрезают (плоскость разреза А–А) и на одной из его половин шлифовкой и полировкой приготавливают шлиф (рис. 1, б). Его поверхность гладкая и чаще всего не показывает структуры металла. Для выявления структуры шлиф подвергают действию специального реактива – травителя, состав которого зависит от изучаемого материала и цели металлографического исследования. Обычно травители – растворы кислот, щёлочей или солей.

В процессе травления скорость и характер растворения разных зёрен шлифа будет разной из-за анизотропии, так как они выходят на поверхность шлифа разными направлениями.

Границы зёрен – это дефект кристалла, где атомы более активны и легче переходят в раствор. Поэтому на границах зёрен в поликристалле шлиф будет растравливаться сильнее (рис. 1, в).

При освещении травленной поверхности лучи света будут по-разному отражаться от её

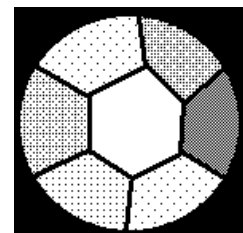


Рис. 2. Структура поликристалла однофазного сплава

рельефа. Поэтому при наблюдении шлифа в отражённых лучах будут видны светлые и тёмные зёрна, отделённые друг от друга темными полосками границ (рис. 2).

Чаще всего размер зёрен в современных металлах и сплавах не превышает 10...100 микрометров (0,01...0,10 мм), что гораздо меньше разрешающей способности человеческого глаза (0,3 мм). Поэтому металлографический анализ обычно проводят с помощью оптического микроскопа, схема которого представлена на рис. 3.

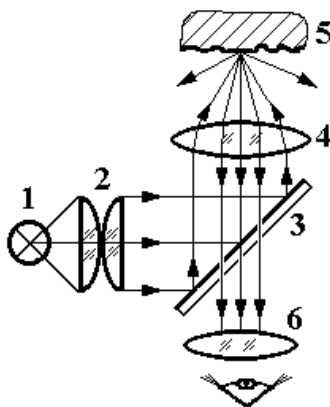


Рис. 3. Схема микроскопа на отражение:

1 – источник света; 2 – конденсор; 3 – полупрозрачное зеркало; 4 – объектив;
5 – объект; 6 – окуляр проецирует его в глаз оператора

Свет от лампы 1 попадает в конденсор 2, формирующий яркий равномерный пучок, который отражается от полупрозрачного зеркала 3, проходит через объектив 4 и фокусируется на объекте 5. Полученное изображение поверхности (в отражённых лучах) увеличивается объективом, проходит через полупрозрачное зеркало и попадает в окуляр 6. Окуляр дополнительно увеличивает изображение и проецирует его в глаз.

Увеличение микроскопа можно определить по формуле $M_m = M_{об} \times M_{ок}$, где $M_{об}$ и $M_{ок}$ – увеличение объектива и окуляра. Для получения изображения необходимо установить изучаемый шлиф на предметный стол микроскопа полированной поверхностью в сторону объектива. Включить микроскоп тумблером на блоке питания. Посмотреть в окуляр микроскопа и, вращая рукоятку грубой настройки резкости микроскопа, приблизить объектив к шлифу до появления изображения. Получить резкое изображение с помощью рукоятки тонкой настройки. При изучении шлифа перемещать образец с помощью винтов предметного стола.

В технике применяют обычно не чистые металлы, а *сплавы*, в состав которых входят два и более *компонентов* (элементов). В зависимости от химического состава и условий производства сплавы могут состоять из одной или нескольких *фаз*.

Фаза – это однородная часть сплава, отделённая от других поверхностью раздела, при переходе через которую кристаллическая решётка, химический состав и свойства резко изменяются.

Фазовый состав сплава показывает:

- какие фазы в него входят;
- химический состав каждой фазы;
- количество каждой фазы.

Структура сплава показывает форму, размеры и взаимное расположение зёрен каждой фазы в материале.

Только зная фазовый состав и структуру сплава, можно точно предсказать и объяснить его свойства!

Рассмотрим различные структуры, которые может иметь технически чистый металл на стадиях его металлургического передела (рис. 4).

После выплавки и заливки в форму начинается затвердевание металла. При кристаллизации также проявляется анизотропия – зародыши образуются не круглой равноосной формы, а в виде иголочек в направлении, где его скорость роста максимальна. В кристаллах с кубической решёткой – это обычно направление ребра куба. Спустя некоторое время на образовавшихся иглах появляются «ветки» – отростки в направлении другого ребра куба. Такие кристаллы называют дендритами («dendros» – дерево). Полученная структура литого металла (рис. 4, а) имеет высокую неоднородность химического состава – все вредные примеси собираются между дендритами, резко охрупчивая металл.

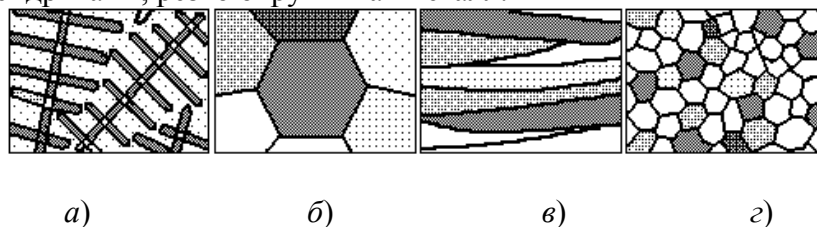


Рис. 4. Структуры передела металла:

а – литой; *б* – отожженный; *в* – деформированный; *з* – после рекристаллизации

Для улучшения качества слитки подвергают выравнивающему (гомогенизирующему) отжигу при температуре, близкой к температуре плавления, $t = (0,7 \dots 0,8) t_{пл}$. Такой нагрев активизирует диффузию атомов, и они располагаются равномерно по всему объёму. Одновременно при этом образуется крупное равноосное зерно в структуре отожжённого металла в виде правильных многогранников (рис. 4, б).

Для придания металлу необходимой формы (с поперечным сечением в виде круга, квадрата, прямоугольника, двутавра и др.) слитки подвергают пластической деформации. При этом меняется структура металла: при холодной пластической деформации зерна вытягиваются и утоняются, превращаясь в волокна (рис. 4, в).

Для улучшения комплекса механических и технологических свойств металл после пластической деформации подвергают повторному отжигу (рекристаллизационному) при более низкой температуре. При этом формируется мелкозернистая структура отожжённого металла (рис. 4, з), которая обеспечивает хорошую обрабатываемость резанием.

Таким образом, в зависимости от состояния металла (стадии его передела) структура меняется, что вызывает изменение его свойств. Очень часто при микроанализе ставится вопрос – описать структуру сплава. При этом необходимо перечислить все структурные составляющие и указать фазы, из которых они состоят (обычно это пишут на рисунке структуры сплава на выносных линиях).

Пример. *Задание* – описать структуру технически чистого металла *А*, изображенную на рис. 2. *Ответ* – структура технически чистого металла состоит из равноосных зёрен фазы *А*.

Порядок выполнения работы

1. Изучить устройство светового металлографического микроскопа. Научиться пользоваться рукоятками грубой и тонкой настройки резкости и микровинтами перемещения предметного стола.
2. Изучить и зарисовать структуру предложенных металлов и сплавов.
3. Определить их металлургическое состояние, сравнивая с образцами на рис. 4. Занести результаты микроанализа в табл. 1.

1. Результаты микроанализа металлов и сплавов

№ шлифа	Марка металла или сплава	Химический состав	Состояние металла	Тип сплава в твёрдом состоянии
1				
2				
3				
4				
5				

4. По результатам микроанализа и химическому составу образцов указать тип сплава в твёрдом состоянии для каждого шлифа в табл. 1.

В зависимости от того, какие компоненты входят в сплав, насколько они близки по свойствам, насколько сильно они взаимодействуют между собой, различают **три основных типа сплавов в твёрдом состоянии**:

1) *Твёрдый раствор* – это:

- однофазный сплав, у которого одна кристаллическая решётка;
- его кристаллическая решётка похожа на один из компонентов сплава;
- его свойства похожи на один из компонентов сплава;
- он обозначается греческой буквой ($\alpha, \beta, \gamma, \dots$).

Структура отожжённого твёрдого раствора показана на рис. 2.

В микроскопе трудно отличить чистый металл от твёрдого раствора.

2) *Химическое соединение* – это:

- однофазный сплав, у которого одна кристаллическая решётка;
- его кристаллическая решётка новая и не похожа ни на один из компонентов сплава;
- его свойства не похожи ни на один из компонентов сплава;
- химический состав описывается формулой типа A_nB_m .

Структура химического соединения показана на рис. 2.

В микроскопе трудно отличить чистый металл от химического соединения.

3) *Физико-механическая смесь* – это:

- многофазный сплав, у которого две или более кристаллических решёток (это – *смесь фаз*);
- свойства сплава зависят от количества и свойств каждой фазы, которая находится в смеси.

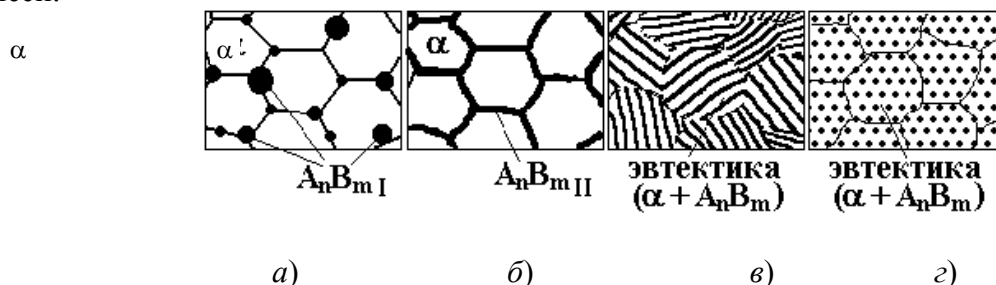


Рис. 5. Структуры физико-механических смесей

Структуры механических смесей показаны на рис. 5. Рассмотрим их на примере механической смеси из двух фаз – пластичного твёрдого раствора α и твёрдого хрупкого химическо-

го соединения A_nB_m . Все представленные сплавы (рис. 5) имеют примерно одинаковый фазовый состав. Однако за счёт различной структуры свойства у них будут сильно отличаться.

Самую низкую твёрдость будет иметь сплав на рис. 5, а. Структура сплава состоит из зёрен твёрдого раствора α и случайно расположенных первичных включений A_nB_{mI} . Округлые включения A_nB_{mI} не будут сильно мешать пластической деформации зерен α -раствора.

Самой хрупкой будет механическая смесь на рис. 5, б. Структура сплава состоит из зёрен твёрдого раствора α и расположенной по их границам сетки вторичных выделений A_nB_{mII} . При малейшем нагружении этого сплава сразу образуются трещины на зернограницных выделениях A_nB_{mII} и материал разрушится.

Сплав на рис. 5, в будет более прочным, чем первые два (рис. 5, а, б), но довольно хрупким. Структура сплава состоит из зёрен пластинчатой эвтектики (αA_nB_m). При достаточно высоком нагружении трещины будут образовываться по плоской границе между пластинами фаз, входящих в эвтектику. Такие твёрдые пластины, как выделения фазы A_nB_m в этом сплаве, принято называть структурными надрезами.

Структура сплава на рис. 5, г состоит из кристаллитов зернистого эвтектоида (αA_nB_m). Обычно округлые включения твёрдой фазы делают очень мелкими, тогда такой сплав будет и очень прочным, и очень вязким (это наилучшая структура материала для любой конструкции).

Содержание отчёта

1. Название и цель работы.
2. Схема светового металлографического микроскопа, его характеристика (увеличение объектива и окуляра).
3. Таблица результатов микроанализа структуры металлов и сплавов.

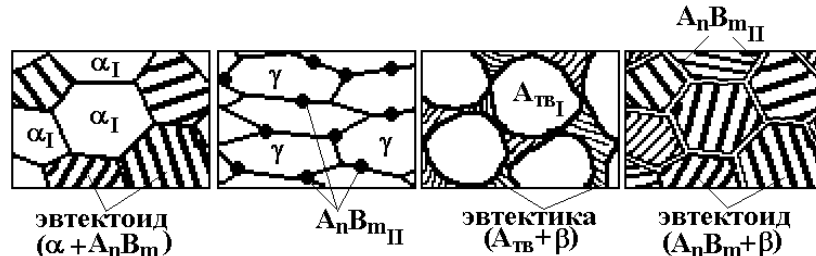


Рис. 6. Варианты заданий по описанию структуры

Контрольные вопросы

1. Принципы микроанализа структуры металлов и сплавов.
2. Что показывает структура металла? Описать структуру сплава (рис. 6).
3. Типы сплавов в твёрдом состоянии.
4. Типы твёрдых растворов.
5. Химические соединения, устойчивые и неустойчивые.
6. Механические смеси, их структура и свойства.

Литература: [1; 2].

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Цель работы: изучить процессы, происходящие при холодной и горячей пластической деформации металлов и сплавов.

Приборы и принадлежности: пресс П-50, штангенциркуль, твердомер Бринелля, печь муфельная, образцы металлов.

Краткая теория

Пластическая деформация – это необратимое изменение формы и размеров материала под действием нагрузки без разрушения. *Пластичность является важнейшим свойством металлов.* В неметаллах её нет – при механическом нагружении сразу после упругой деформации возникают микротрещины, ведущие к катастрофическому разрушению.

Различают холодную и горячую пластическую деформацию материалов.

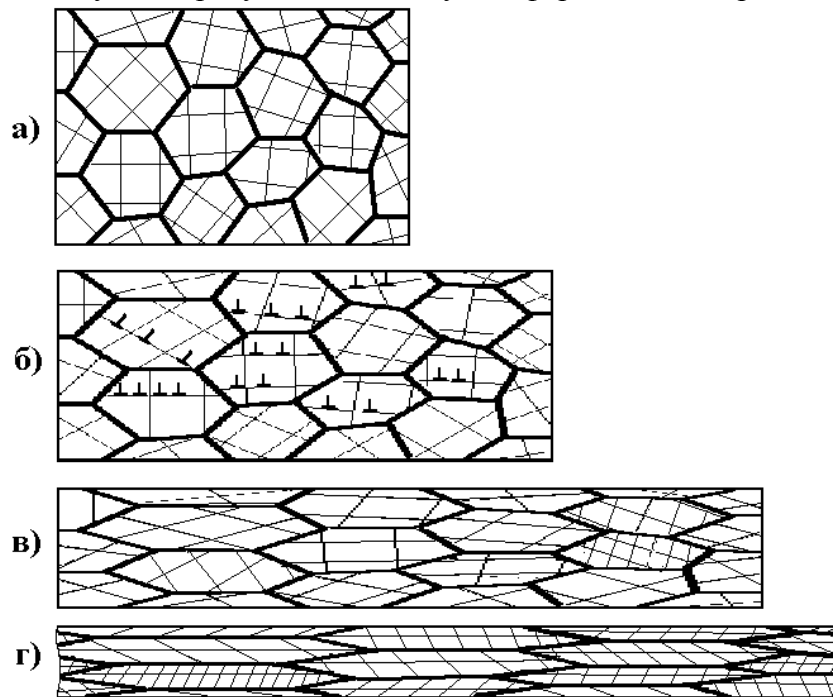


Рис. 1. Изменение структуры металла при холодной пластической деформации:
а – до деформации; б – после обжатия на 20 %; в – на 45 %; г – на 70 %

Рассмотрим холодную пластическую деформацию на примере однофазного поликристаллического металлического сплава (рис. 1, а).

Процессы при холодной пластической деформации металлов и сплавов

1. Пластическая деформация начинается в металле, когда напряжение достигает предела текучести.

При этом в некоторых зернах поликристалла *начинается движение дислокаций* по плоскостям скольжения, вдоль которых действуют наибольшие сдвиговые напряжения (рис. 1, б). При увеличении нагрузки сдвиг начинается и в других зернах, где плоскости скольжения ориентированы менее благоприятно.

2. Пластическая деформация приводит к *изменению формы зёрен* – они вытягиваются в направлении наиболее интенсивного течения металла (рис. 1, в).

3. Одновременно с движением дислокаций происходит увеличение их количества, растёт искажённость кристаллической решётки. Это всё более затрудняет скольжение дислокаций, а значит и пластическую деформацию – металл упрочняется, а его пластичность падает.

Наклён – увеличение прочности материала под действием пластической деформации. Одновременно с этим растёт электрическое сопротивление, коэрцитивная сила металла, но уменьшается его пластичность, коррозионная стойкость, магнитная проницаемость.

Такую обработку (иначе называют – *нагартовка*) широко применяют в технике для поверхностного упрочнения деталей. Листовой металл для штамповки часто поставляют потребителю в наклепанном состоянии.

4. При больших степенях деформации зёрна очень сильно вытягиваются (рис. 1, г) и металл приобретает *волокнистое (строчечное) строение*.

В исходном (отожжённом) состоянии металл был изотропен (его свойства одинаковы в разных направлениях), так как внутри равноосных зёрен кристаллическая решётка была ориентирована в пространстве случайным образом.

В холоднодеформированном металле механические свойства вдоль направления прокатки и поперек её резко отличаются. Причина в том, что поперёк прокатки встречается много границ зёрен, которые обычно ослаблены скоплением вредных примесей и менее прочны.

Одновременно с изменением формы зёрен в процессе сдвига внутри них происходит поворот в пространстве кристаллической решётки. Это приводит к формированию *текстуры деформации* – общая кристаллографическая направленность всех зёрен в прокате. Это может быть общая плоскость кристаллической решётки (при листовой прокатке) или одинаковое направление (при волочении проволоки). Следует отметить, что все остальные направления и плоскости внутри разных зёрен будут произвольно ориентированы – металл остаётся поликристаллом.

Процессы при нагревании холоднодеформированного металла

Чтобы понять, где находится граница между холодной и горячей деформацией, рассмотрим, что происходит при нагревании наклепанного металла.

После холодной деформации в материале накоплена большая избыточная энергия: атомы смещены из своих положений равновесия (есть остаточные внутренние напряжения), высокая плотность дислокаций, образующих сложную пространственную сетку, вытянутые деформированные зёрна (рис. 2, а). Таким образом, металл находится в неравновесном состоянии, выйти из него он не может, так как при низких температурах диффузионная подвижность атомов мала.

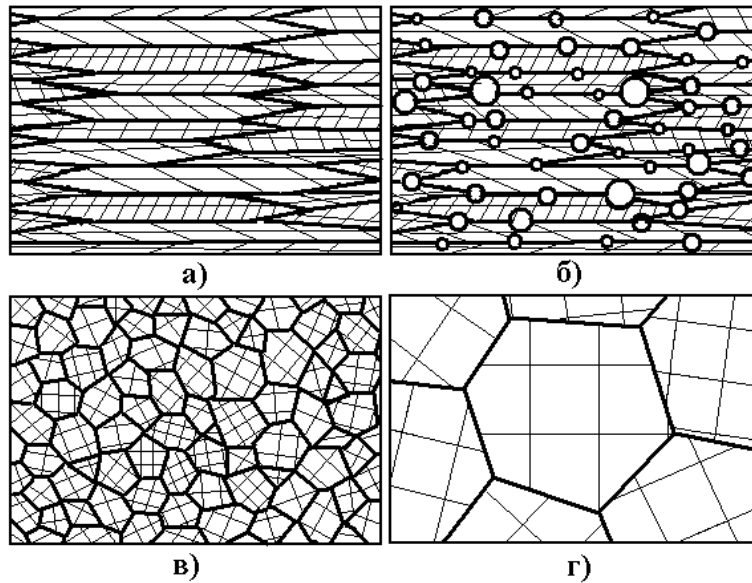


Рис. 2. Изменение структуры при нагревании наклёпанного металла:

a – деформированный материал; *б* – начало; *в* – конец первичной рекристаллизации; *г* – после собирательной рекристаллизации

С ростом температуры скорость диффузии увеличивается, что позволяет проходить процессам залечивания дефектов и разупрочнения наклёпанного металла.

1. При температуре $T = (0,1 \dots 0,2) T_{\text{пл}}$ скорость диффузии атомов достаточна, чтобы они вернулись в равновесные положения, соответствующие узлам кристаллической решётки (уменьшается количество точечных дефектов). При этом начинают сниматься остаточные внутренние напряжения в кристаллитах. Этот процесс получил название *отдых металла*. Здесь $T_{\text{пл}}$ – температура плавления металла, К.

2. При нагреве до $(0,2 \dots 0,3) T_{\text{пл}}$ начинается переползание (диффузионное движение) дислокаций внутри деформированных зёрен, количество их уменьшается, остальные выстраиваются в стенки, разбивая кристаллит на многоугольные области (полигоны). Этот процесс назвали *полигонизацией*. При этом начинает уменьшаться прочность и расти пластичность наклёпанного металла, почти полностью восстанавливаются магнитные и электрические свойства.

Процессы *отдых* и *полигонизация* объединяют одним термином – *возврат металла*.

3. При нагреве до $T_{\text{рекр}} = (0,3 \dots 0,4) T_{\text{пл}}$ скорость диффузии атомов возрастает настолько, что они могут оторваться от кристаллической решётки деформированного зерна (где они имеют очень высокую энергию) и на его границах образовать зародыши новых неискажённых кристаллитов (рис. 2, *б*). Новые зёрна растут, а старые (результат механической обработки) исчезают (рис. 2, *в*). Поэтому такой процесс называют *первичной рекристаллизацией* или *рекристаллизацией обработки*. Его движущей силой, направляющей диффузию атомов от старых зёрен к новым, является уменьшение объёмной энергии кристаллической решётки.

Нагрев до температуры рекристаллизации $T_{\text{рекр}}$ позволяет полностью восстановить механические и физические свойства металла.

4. Если продолжить увеличение температуры до $T = (0,5 \dots 0,6) T_{\text{пл}}$, в металле начинается *вторичная* или *собирательная рекристаллизация*, при которой увеличивается размер зёрен. Движущей силой этого процесса является сокращение площади границ зёрен, а значит и поверхностной энергии материала.

Рост зерна охрупчивает металлы, снижая их прочность, но благоприятно сказывается на магнитных свойствах железных сплавов. Такой нагрев используют для отжига трансформаторных сталей.

Горячая пластическая деформация металла

Границей между холодной и горячей пластической деформацией является температура начала первичной рекристаллизации, которая определяется по формуле А.А. Бочвара

$$T_{\text{рекр}} = aT_{\text{пл}}, \quad (1)$$

где коэффициент $a = 0,1 \dots 0,2$ – для металлов высокой чистоты; $0,3 \dots 0,4$ – для технически чистых металлов и $0,5 \dots 0,7$ – для твёрдых растворов.

Горячая пластическая деформация металла идёт при температурах выше его $T_{\text{рекр}}$ рекристаллизации. При этом одновременно с деформационным искажением его кристаллической решётки идёт диффузионное залечивание всех вносимых дефектов. Поэтому материал не теряет при таких температурах пластичности и других свойств, характерных для отожжённого состояния.

Пример. Будет ли расти твёрдость заготовки из технически чистого олова ($T_{\text{пл}} = 232$ °С), которая пластически деформируется при минус 20 °С?

Решение. Переведём температуру плавления олова в градусы Кельвина = 232 °С = $232 + 273$ К = 500 К. Определим по формуле (1) температуру рекристаллизации $T_{\text{рекр}} = (0,3 \dots 0,4) T_{\text{пл}} = (0,3 \dots 0,4) 500$ К = $150 \dots 200$ К. Сравним полученный результат с температурой пластической деформации $T_{\text{деформ}} = -20$ °С = 253 К.

$T_{\text{деформ}} > T_{\text{рекр}}$, значит *деформация горячая, олово не будет наклёпываться, поэтому его твёрдость расти не будет.*

Порядок выполнения работы

1. Получить у преподавателя образцы пластичного металла или сплава и пронумеровать их. Измерить их высоту с помощью штангенциркуля и записать в табл. 1.
2. С помощью лаборанта провести пластическую деформацию осадкой образцов с разным усилием (табл. 1) на прессе П-50 между полированными пластинами – прокладками.
3. Измерить высоту образцов после осадки и рассчитать их относительную деформацию по формуле

$$\varepsilon = (H_0 - H_{\text{деф}}) / H_0.$$

Результаты записать в табл. 1.

4. Измерить твёрдость материала образцов до и после деформации на твердомере Роквелла. Результаты записать в табл. 1.

5. Построить график зависимости твёрдости металла от относительной деформации. Сделать вывод, наклёпывается ли металл при таких условиях осадки.

1. Влияние пластической деформации на твёрдость металла

№ образца	Усилие осадки, кН	Высота образца, мм		Относительная деформация ε	Твёрдость HRB
		H_0	$H_{\text{деф}}$		
1	0	–	–	0	
2	30				
3	50				
4	80				
5	120				

Содержание отчёта

1. Название и цель работы.
2. Схемы изменения структуры металла при холодной пластической деформации и последующем нагревании.
3. Таблица с результатами измерений.
4. График зависимости $HRB = f(\varepsilon)$.

Контрольные вопросы

1. Процессы при холодной пластической деформации металлов и сплавов.
2. Процессы при нагревании наклёпанного металла.
3. Что такое горячая пластическая деформация металла?
4. Как определить температуру рекристаллизации?

Литература: [1; 2].

МАКРОАНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ЗАГОТОВОК И ДЕТАЛЕЙ

Цель работы: ознакомиться с методиками выявления макроструктуры и макронеоднородности химического состава заготовок.

Приборы и материалы: микроскоп МБС-9, лупа, образцы, наждачная бумага, фотобумага, реактивы.

Краткая теория

Макроанализ заключается в исследовании строения сплавов невооруженным глазом или при небольших увеличениях (до 30 раз). Строение металлов и сплавов, определяемое таким методом, называется *макроструктурой*.

Макроструктуру можно изучать непосредственно на поверхности отливки, поковки, детали или по излому. Чаще всего она изучается на макрошлифах. *Макрошлифом* называется специально подготовленная к макроисследованию часть детали, поковки, отливки и т.д. Размеры макрошлифов определяются размерами исследуемой детали.

Подготовка макрошлифа заключается в следующем: деталь разрезают на две части. Одну поверхность детали зачищают на станке и шлифуют различными номерами металлографической наждачной бумаги, последовательно переходя от грубого номера к тонкому; каждый раз макрошлиф поворачивают на 90°. Шлифовку в одном направлении ведут до тех пор, пока не исчезнут риски от предыдущего номера бумаги. Шлифование можно вести вручную или на специальном станке.

После шлифовки для выявления макроструктуры шлифы подвергают глубокому травлению химическими реактивами (растворами и смесью кислот и щелочей), которые выбирают в зависимости от состава сплава и цели исследования.

Макроанализ позволяет установить:

1. **Строение металла в слитках** (рис. 1, 3) или литых деталях (зернистое, дендритное), наличие и характер распределения зон кристаллизации, усадочной рыхлости, пузырей, трещин и т.д.

2. **Химическую неоднородность**, получаемую в процессе кристаллизации (рис. 2). Сера, фосфор и углерод в процессе кристаллизации имеют склонность к неравномерному распределению по сечению слитка, что сильно сказывается на свойствах отдельных их участков. Это явление, называемое *ликвацией*, полностью не устраняется последующей обработкой (рис. 4).

3. **Строение металла после горячей обработки** давлением (прокатки, штамповки,ковки и т.д.). После обработки давлением внутреннее строение металлов и сплавов получается более плотным, чем после литья, так как в процессе горячей обработки давлением частично уничтожаются пористость, рыхлоты, трещины и т.д.

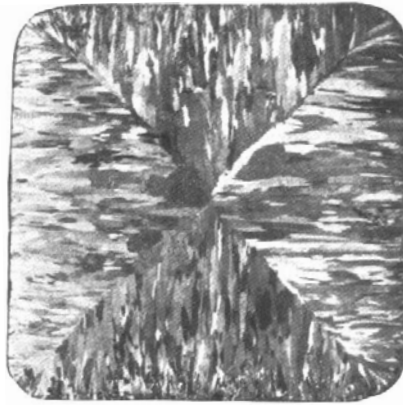
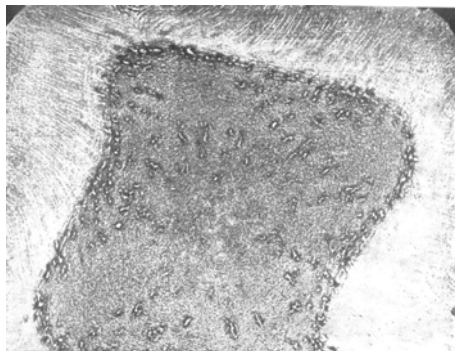
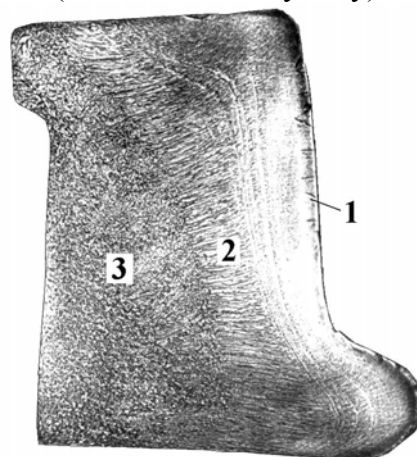


Рис. 1. Транскристаллизация слитка нержавеющей стали



**Рис. 2. Ликвационный квадрат в сечении слитка
(отпечаток по Бауману)**



**Рис. 3. Поковка бандажа железнодорожного колеса
сохранила структуру стального слитка:
1 – корка с трещинами; 2 – зона транскристаллизации;
3 – равноосные дендриты**



Рис. 4. Дендритная структура стального проката

В процессе обработки давлением структурные составляющие, а также неметаллические включения дробятся, вытягиваются вдоль направления деформации, образуя продольную волокнистость. Механические свойства металла оказываются различными в зависимости от направления волокна. Для деталей, работающих при повышенных удельных нагрузках (коленчатые валы, клапаны, зубчатые колёса и т.д.), необходимо, чтобы волокна располагались параллельно контуру детали (рис. 5 – 7). Это достигается правильным выбором способов обработки давлением.

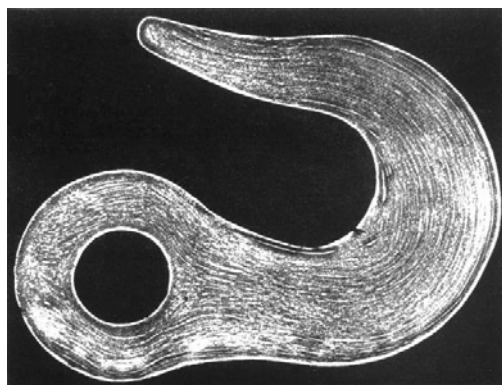


Рис. 5. Макроструктура поковки крюка

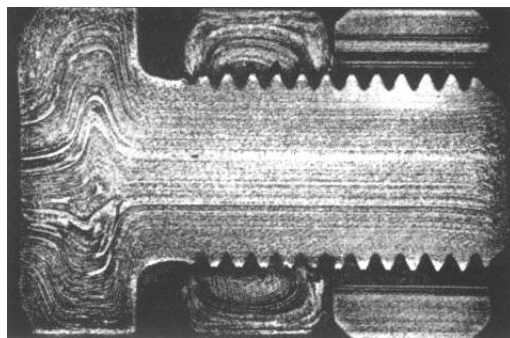


Рис. 6. Макроструктура болтового соединения:
болт и левая гайка получены высадкой из стали СтЗкп,
правая гайка – точением из СтЗсп

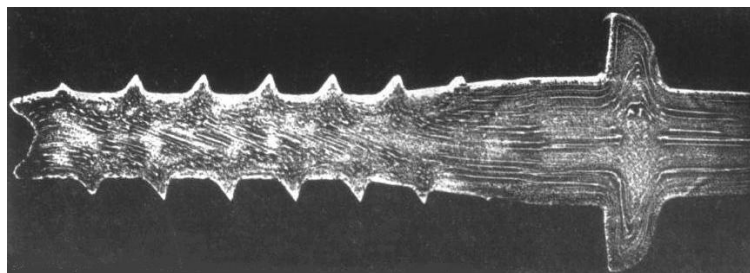
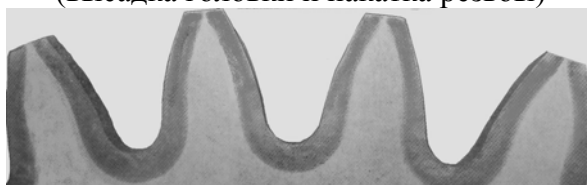
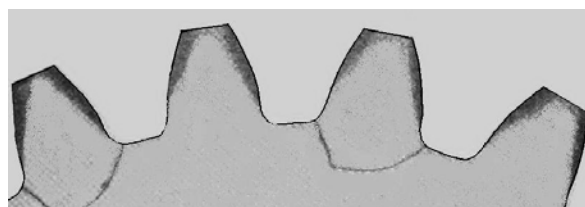


Рис. 7. Макроструктура железнодорожного болта
(высадка головки и накатка резьбы)



а)



б)

Рис. 8. Поверхностная пламенная закалка шестерни крана:
а – правильная; б – брак по недогреву (при эксплуатации образовались усталостные трещины в неупрочненном основании зубьев)

4. **Неоднородность состава и структуры**, создаваемой термической или химико-термической обработкой. Детали, которые должны иметь высокую поверхностную твёрдость при сохранении вязкой, пластичной сердцевины, обычно подвергаются поверхностной закалке (рис. 8) или химико-термической обработке, т.е. поверхностному насыщению углеродом (цементации), азотом (азотированию) или совместным насыщением углеродом и азотом (цианирование) и т.д. с последующей термической обработкой или без неё. Макроанализ определяет глубину и характер распределения закалённого, цементованного, азотированного, цианированного слоя.

5. **Характер излома металла или сплава.** По излому можно установить характер разрушения: вязкое, хрупкое, вызванное усталостью. Анализируя поверхность разрушения, можно выяснить его причину.

Наиболее распространённой причиной выхода из строя деталей в процессе эксплуатации является зарождение на микроконцентраторах напряжений (технологических дефектах, выточках на поверхности деталей, вершинах резьбы и др.) усталостной трещины (рис. 9, 10), которая растёт очень медленно под влиянием многократно повторяющихся эксплуатационных нагрузок, постепенно ослабляя рабочее сечение. Затем происходит катастрофическое разрушение (долом) детали. Поверхность усталостной трещины на изломе обычно заглаженная и имеет вид множества концентрических кругов. Поверхность долома (справа на рис. 8) обычно имеет грубый рельеф с зонами пластического течения металла по краям (губы среза).

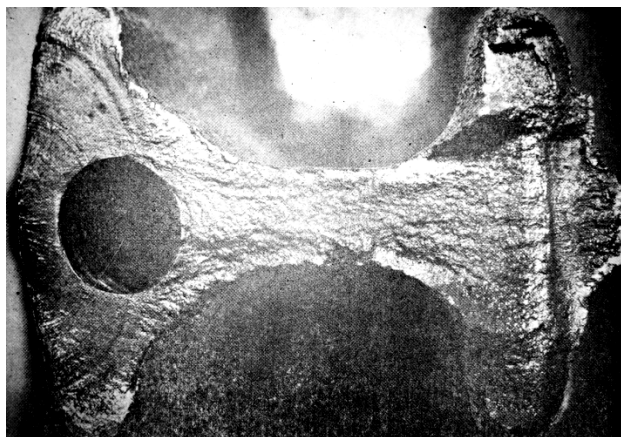


Рис. 9. Излом кованого шатуна из стали 40XГНМ:
слева – причина разрушения – полукруг усталостной трещины
до половины смазочного отверстия



Рис. 10. Усталостное разрушение стержня поршня
(зародыш – ковочная трещина)

Иногда причиной разрушения являются технологические макродефекты, ослабляющие рабочее сечение деталей (это брак литья,ковки или сварки). Разрушение литой детали, ослабленной присутствием усадочной раковины (излом вязкий) показано на рис. 11, *a*. На поверхности раковины видна дендритная структура литого металла.

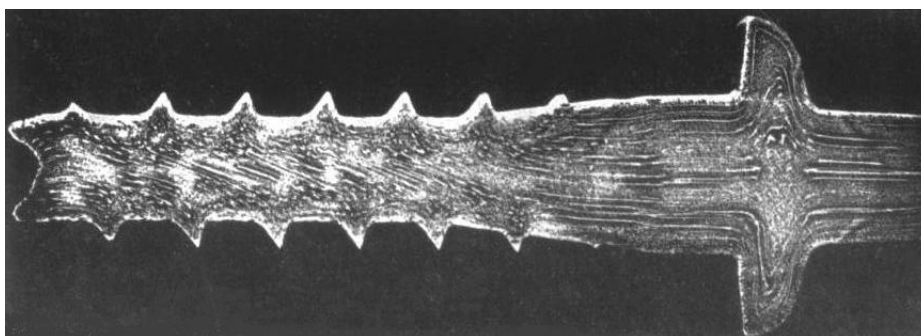
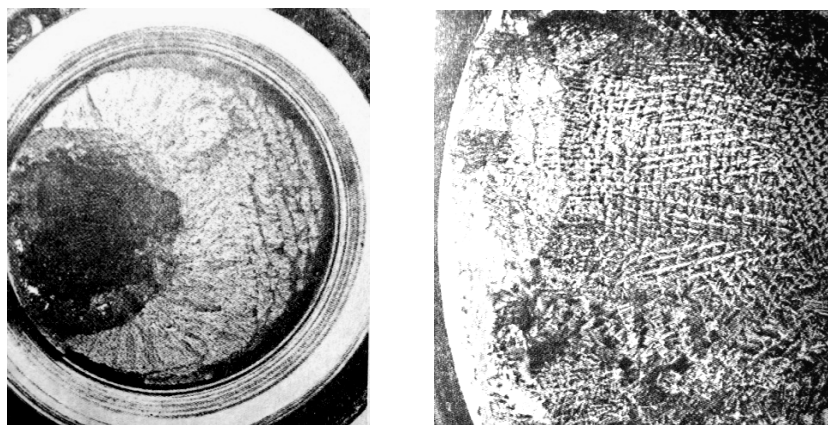


Рис.7 Макроструктура железнодорожного болта (высадка головки и накатка пезьбы)



а)

б)

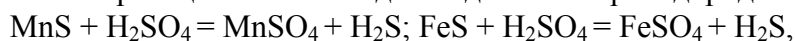
Рис. 11. Разрушение литого шпинделя из-за усадочной раковины:
а – вид излома; *б* – дендритная поверхность раковины

Порядок выполнения работы

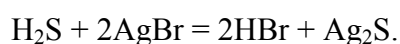
1. *Выявление неоднородности распределения серы в стальной заготовке по методу Баумана.*

- 1.1. Получить у преподавателя образец для макроанализа.
- 1.2. Провести шлифовку образца по вышеописанной методике.
- 1.3. Протереть образец ватой, смоченной спиртом, и положить на стол шлифом вверх для просушки в течение 2...3 мин.
- 1.4. Лист бромсеребряной фотобумаги поместить в ванночку с 5 %-ным водным раствором серной кислоты и выдержать на свету в течение 5...10 мин.
- 1.5. Просушить фотобумагу между двумя листами фильтровальной бумаги для удаления избытка раствора.
- 1.6. Наложить эмульсионной стороной фотобумагу на шлифованную заготовку и прикатать её к поверхности резиновым валиком для удаления пузырей. Выдержать 2...3 мин и осторожно снять отпечаток с поверхности заготовки.
- 1.7. Промыть полученный серный отпечаток в воде, перенести в ванну с фотографическим фиксажем для закрепления в течение 10...15 мин, а затем повторно промыть в воде.

Полученные на отпечатке Баумана коричневые области (рис. 2) соответствуют местам заготовки, обогащённым серой. При контакте серной кислоты, содержащейся в фотобумаге, с сульфидами железа и марганца заготовки идёт выделение сероводорода



который взаимодействует с бромидом серебра с образованием тёмно-коричневого сульфида серебра:



Если фотобумага имеет равномерную окраску бледно-коричневого цвета, сера распределена в заготовке равномерно.

2. *Выявление неоднородности распределения фосфора в стальной заготовке.*

2.1. Получить у преподавателя образец для макроанализа.

2.2. Провести шлифовку образца.

2.3. Протереть образец ватой, смоченной спиртом, и положить на стол шлифом вверх для просушки в течение 2...3 мин.

2.4. Произвести выявление ликвации фосфора травлением образца в растворе состава: 85 г хлорной меди, 53 г хлористого аммония в 1000 мл воды.

В местах, где железо более обогащено фосфором, оно сильнее растворяется, замещаясь медью из раствора. При этом поверхность шлифа покрывается медью.

2.5. Удалить медь с поверхности заготовки тампоном, смоченным в водном растворе нашатырного спирта и последующей промывкой в воде.

2.6. Высушить шлиф фильтровальной бумагой. Изучить и зарисовать дендритную структуру стали при увеличении $5...30\times$ с помощью лупы и микроскопа МБС-9. Богатые фосфором дендриты будут иметь более темный цвет, как на рис. 4.

3. *Анализ поверхности разрушения деталей.*

3.1. Изучить образец невооруженным глазом.

3.2. Зарисовать внешнюю форму заготовки и грубые детали излома.

3.3. Изучить излом с помощью лупы и микроскопа. Зарисовать его мелкие детали. Определить характер разрушения, сравнивая с эталонными картинками разрушения.

Описать макроструктуру (наименование дефекта, причины его возникновения, степень его опасности, меры для его предотвращения).

Содержание отчёта

1. Описание методов макроанализа со схемами, режимами подготовки образцов.
2. Макроструктура образцов. Описание структуры, характера дефектов.

Литература: [1; 4].

ТЕРМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ

Цель работы: изучить метод термического анализа и его применение для построения и анализа диаграмм состояния двухкомпонентных сплавов.

Приборы и принадлежности: печь муфельная, потенциометр КСП4, тигли со сплавами, термодпары.

Краткая теория

Переход металла из жидкого в твёрдое состояние (кристаллизация) протекает в условиях, когда система переходит к термодинамически более устойчивому состоянию с меньшей свободной энергией.

Метод термического анализа основан на том, что фазовые превращения (например, появление зародышей твёрдой фазы, распад твёрдых растворов и т.д.) сопровождаются тепловыми эффектами.

Вследствие выделения или поглощения тепла в процессе фазовых переходов нарушается плавность изменения температуры при нагреве или охлаждении и на кривых, построенных в координатах «температура-время», наблюдаются перегибы или горизонтальные участки.

Температуры, соответствующие фазовым превращениям, называются *критическими точками*. Перегибы на кривой охлаждения наблюдаются в том случае, когда превращение происходит в интервале температур, и тогда фиксируются температуры начала и конца превращения.

Горизонтальные участки на кривой показывают, что превращение происходит при постоянной температуре (кристаллизация и полиморфное превращение чистых металлов, эвтектическое и другие превращения).

По найденным значениям критических точек на кривых охлаждения (нагрева) для сплавов различных концентраций изучаемой системы строится диаграмма состояния (диаграмма фазового равновесия).

Рассмотрим кривые охлаждения и построение двойной диаграммы состояния $A-B$ для случая ограниченной растворимости компонентов друг в друге в твёрдом состоянии (рис. 1, 2).

1. Кристаллизация компонентов

Кристаллизация чистых компонентов происходит при постоянной температуре, поэтому на кривых охлаждения компонентов A и B имеется только одна температурная остановка, соответствующая температуре кристаллизации (рис. 1, a) – одна критическая точка.

Выше точки H материал находится в расплавленном состоянии. Отрезок $H-K$ на кривой охлаждения соответствует времени кристаллизации. Наличие горизонтального участка $H-K$ объясняется тем, что внешний отвод тепла при охлаждении компенсируется выделением скрытой теплоты кристаллизации. Ниже точки K происходит охлаждение затвердевшего компонента.

2. Кристаллизация сплавов

На диаграммах с эвтектикой различают эвтектический сплав (1 на рис. 2), доэвтектические (типа сплава 2), заэвтектические (как сплав 3) и те, в которых эвтектическое превращение не происходит (сплавы 4 и 5 на рис. 2).

Эвтектический сплав охлаждается аналогично чистым металлам, т.е. на кривой охлаждения имеется только одна температурная остановка $H-K$ (рис. 1, b). При этом происходит

одновременная кристаллизация двух фаз: α и β (α – твёрдый раствор B в A , β – твёрдый раствор на основе B).

Доэвтектические сплавы кристаллизуются в интервале температур (рис. 1, в). В точке H начинается выделение α -фазы. Выделяющаяся при этом теплота кристаллизации приводит к замедлению скорости охлаждения. Выделение и рост α -фазы продолжается до точки K' , тогда оставшаяся часть расплава будет иметь эвтектический состав. Её затвердевание произойдёт при постоянной температуре (участок $H-K$). Далее идёт непрерывное охлаждение сплава. Таким образом, на кривой охлаждения такого сплава будут две критические точки: начало кристаллизации t_H и конец – t_K .

Заэвтектические сплавы по сравнению с эвтектическим содержат избыток компонента B по сравнению с эвтектикой, поэтому в точке H (рис. 1, з) начнётся кристаллизация β -фазы, что приведёт к замедлению скорости охлаждения расплава. Выделение и рост β -фазы будет происходить до тех пор, пока оставшаяся часть жидкости не будет иметь эвтектический состав. Последующее затвердевание эвтектики будет происходить при постоянной температуре (участок $H-K$). Таким образом, на кривой охлаждения будут так же, как и в доэвтектическом сплаве, две критические точки t_H и t_K .

Сплавы с ограниченной растворимостью (4 и 5 на рис. 2) затвердевают в интервале температур от точки H до точки K с образованием ограниченных твёрдых растворов. Ниже точки P в этих сплавах происходит выделение избыточной твёрдой фазы из-за снижения растворимости компонентов в твёрдом растворе (при этом скорость падения температуры меняется).

3. Построение равновесной диаграммы состояния по результатам термического анализа

Диаграмма состояния (рис. 2) строится по кривым охлаждения (рис. 1). По оси абсцисс откладывают концентрацию компонентов сплава (химический состав), по оси ординат – температуру.

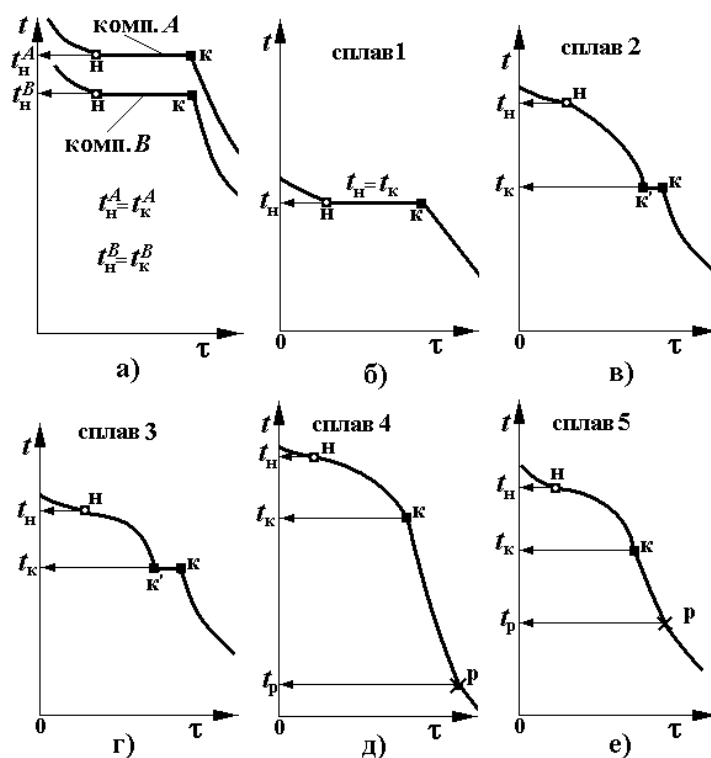


Рис. 1. Кривые термического анализа компонентов и сплавов

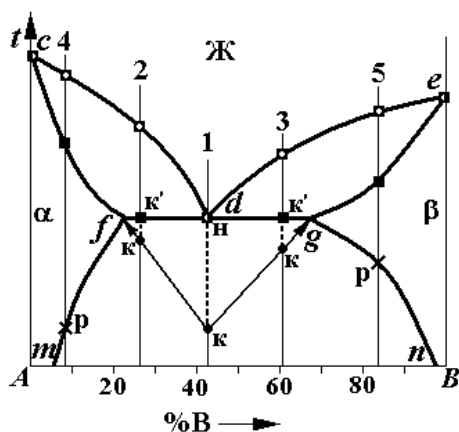


Рис. 2. Построение двойной диаграммы по данным термического анализа сплавов

Для построения двойной диаграммы на оси концентраций наносят точки, указывающие химический состав сплавов, которые изучали методом термического анализа. Через каждую точку сплава проводят вертикаль (термическую линию) и наносят на неё температуры критических точек (□ – начало, ■ – конец кристаллизации и × – превращения в твёрдом состоянии).

После нанесения на диаграмму всех экспериментальных точек соединяют линией *все точки начала кристаллизации* в разных сплавах в порядке возрастания концентрации компонента *B*; при этом получается *линия ликвидус* диаграммы *cde*. Выше линии *cde* все сплавы находятся в жидком состоянии.

Если соединить *все точки конца кристаллизации* в разных сплавах, получится *линия солидуса* диаграммы.

Однако для правильного построения этой фазовой линии необходимо знать химические составы граничных сплавов, в которых эвтектическое превращение уже не идёт (т.е. в точках *f* и *g*).

Точки предельной растворимости (*f* и *g*) определяют с помощью треугольника Таммана (рис. 2). Считается, что время кристаллизации при прочих равных условиях (равные навески всех сплавов, одинаковая скорость теплоотвода) пропорционально количеству эвтектики в сплаве.

На диаграмме вниз от линии эвтектического превращения откладывают отрезки, длина которых в масштабе равна времени эвтектического превращения: *H–K* для сплава *1* вниз от точки *d*, *K'–K* для сплавов *2* и *3* (пунктир на рис. 2). Через полученные точки проводят прямые линии и на их пересечении с эвтектической горизонталью (применяем математический метод экстраполяции) определяют точки *f* и *g*, в которых эвтектическое превращение уже не идёт. Проекция этих точек на ось химического состава указывает предельную растворимость компонентов в твёрдых растворах α и β .

Теперь, соединяя все точки конца кристаллизации, получают *линию солидуса cfdge* двойной диаграммы *A–B*.

Если соединить точки *f* и *g* с точками начала выделения избыточных фаз *P* в сплавах *4* и *5*, получатся кривые изменения предельной растворимости *fm* и *gn* растворов α и β .

6. Определить температуру критических точек и время кристаллизации эвтектики (длину ступени эвтектического превращения в сплавах). Время выразить в масштабе в миллиметрах. Данные занести в табл. 2.

7. По полученным экспериментальным данным для разных сплавов построить диаграмму фазового равновесия Pb – Sb.

Содержание отчёта

1. Краткое описание методики построения диаграммы фазового равновесия термическим методом.
2. Запись результатов измерения температуры в зависимости от времени в виде табл. 1.
3. Кривые охлаждения исследованных сплавов с обозначением критических точек.
4. Результаты определения критических точек сплавов (табл. 2).
5. Диаграмма состояния системы Pb–Sb, построенная по экспериментальным данным.

Контрольные вопросы

1. Методика термического анализа сплавов.
2. За счёт чего при кристаллизации чистого металла температура остаётся постоянной?
3. Как строится диаграмма состояния?

Литература: [1; 2].

ИЗУЧЕНИЕ ДВОЙНЫХ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ

Цель работы: изучить свойства равновесной диаграммы состояния, методы прогнозирования с её помощью фазового состава и структуры сплавов в зависимости от их химического состава и температуры.

Краткая теория

Диаграмма состояния показывает равновесный фазовый состав сплавов в зависимости от их химического состава, температуры, давления и других внешних факторов.

Сплав – это вещество, полученное сплавлением, спеканием, электролизом или другими методами из двух или более химических элементов. Его обычно рассматривают как систему, состоящую из компонентов и фаз.

Система – определённый объём, заполненный компонентами и фазами, находящимися при конкретных температурных условиях и давлении.

Компоненты – это чистые химические элементы, из которых состоит сплав. Например, свинец (Pb), золото (Au), железо (Fe) и т.д. Если в состав системы входит один компонент, то она называется однокомпонентной (Fe), если два компонента, то двухкомпонентной (Au – Ag), из трёх (Fe – C – W) – трёхкомпонентной. Многокомпонентными считаются сплавы, в составе которых более трёх компонентов. Иногда в качестве компонента может быть химическое соединение.

Фаза – это однородная часть сплава, отделённая границей раздела, при переходе через которую кристаллическая решётка, химический состав и свойства резко изменяются.

Двойная диаграмма строится в координатах температура–химический состав сплавов. Температуру обычно указывают в градусах Цельсия.

Химический состав показывает концентрацию (количество) компонентов. Так как их сумма в каждом сплаве или фазе всегда равна 100 %, принято указывать по горизонтальной оси на диаграмме увеличение слева направо содержания компонента, который находится справа. Содержание второго элемента – остальное до 100 %. В качестве единиц измерения химического состава используют как весовые, так и атомные проценты.

Линии на двойной диаграмме (их обычно называют фазовыми) разделяют области с различным фазовым составом, поэтому на них происходят фазовые превращения.

Важнейшими фазовыми линиями на диаграмме являются:

- *ликвидус* – геометрическое место точек температур начала кристаллизации;
- *солидус* – геометрическое место точек температур конца кристаллизации.

Правильность построения диаграмм состояния проверяют по правилу фаз.

Правило фаз Гиббса – это математическая зависимость между числом фаз (Ф), числом компонентов (К), числом внешних переменных (П) и определяет число степеней свободы (С) равновесной системы:

$$C = K - \Phi + П.$$

Число степеней свободы С (вариантность) называется число независимых переменных, действующих на систему, величину которых можно изменять, не нарушая числа и номенклатуры входящих в неё фаз.

Чаще всего внешними независимыми переменными являются температура T и давление P . В таком случае $\Pi = 2$. Если на систему дополнительно действует ещё один внешний параметр (например, мощное электрическое поле), то $\Pi = 3$ и т.д.

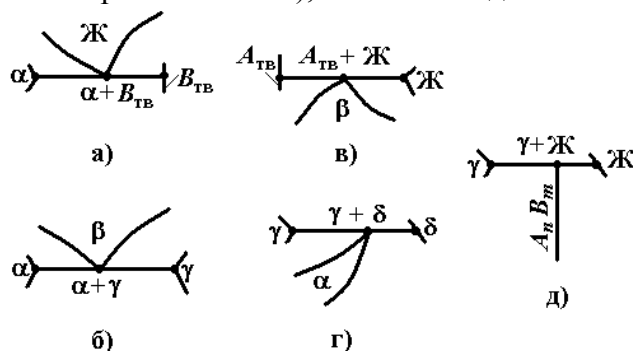


Рис. 1. Примеры невариантных превращений на двойных диаграммах состояния:

a – эвтектическое; *b* – перитектическое; *v* – эвтектоидное; *g* – перитектоидное; *d* – образование химического соединения по перитектическому превращению

В металловедении часто рассматривают системы, где действует только один внешний переменный фактор – температура. Остальные считаются постоянными. В этом случае

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

Например, если рассматривать чистый металл ($K = 1$) в момент затвердевания, когда в равновесии находятся две фазы – жидкая и твёрдая ($\Phi = 2$), то $C = 1 - 2 + 1 = 0$ – система безвариантна. Иначе – кристаллизация чистого металла должна протекать при постоянной температуре.

При эвтектическом ($Ж \rightarrow \square + B_{ТВ}$), перитектическом ($A_{ТВ} + Ж \rightarrow \beta$ или $\gamma + Ж \rightarrow A_n B_m$), эвтектоидном ($\beta \rightarrow \square + \gamma$) или перитектоидном ($\gamma + \delta \rightarrow \square$) превращениях (рис. 1) в двухкомпонентной системе ($K = 2$) в равновесии находятся три фазы ($\Phi = 3$). Эти превращения протекают при постоянной температуре ($C = 0$).

Пример. Схема эвтектического превращения (в точке *b* на рис. 2) $Ж \rightarrow \square + \beta$, $\Phi = 3$, $\Pi = 1$, $C = 2 - 3 + 1 = 0$. Температура постоянна (участок 2–2' кривой охлаждения на рис. 2).

При выпадении из жидкой фазы кристаллов α ($\Phi = 2$) в двухкомпонентной системе ($K = 2$) вариантность $C = 1$. Кристаллизация такого сплава должна идти в интервале температур (отрезок 1–2 на рис. 2).

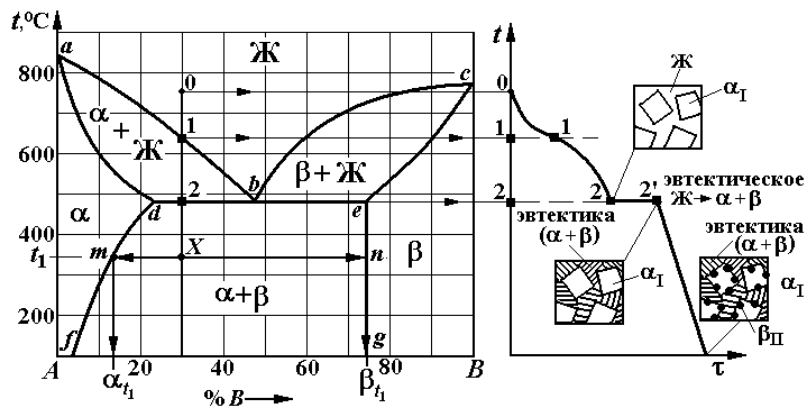


Рис. 2. Пример выполнения расчётов фазового состава и структуры сплава с помощью двойной диаграммы

Порядок выполнения работы

1. Вычертить в тетради в масштабе 2 : 1 указанную преподавателем диаграмму состояния (рис. 3, 4).

2. Заполнить диаграмму фазами, для чего необходимо:

- проанализировать диаграмму состояния: найти типы превращений, идущих при постоянной температуре на вашей диаграмме: эвтектическое, эвтектоидное, перитектическое, перитектоидное. Концы фазовых линий, соответствующих этим превращениям, упираются в однофазные области (показаны на рис. 1);

- найти и обозначить все однофазные области на диаграмме (жидкую и твёрдые);
- применив правило отрезков, заполнить все двухфазные области на диаграмме.

Правило отрезков для описания фазового состава сплава. Для описания фазового состава при температуре t_1 сплава в двухфазной области *надо* провести из точки сплава X влево и вправо от неё горизонтальную линию постоянной температуры t_1 до границ данной области до пересечения с линиями диаграммы (показаны стрелками в точках m и n на рис. 2). Отрезок mXn называется *конода* и позволяет описать фазовый состав сплава X .

1) Однофазные области, в которые упираются концы коноды, указывают, какие фазы присутствуют в нашем сплаве ($\alpha + \beta$).

Этот пункт правила отрезков поможет заполнить диаграмму фазами.

Пример: область abd на рис. 2 лежит между однофазными областями α и Ж, поэтому она состоит из двух фаз $\alpha + \text{Ж}$.

2) Проекция точки m на ось концентраций – точка α_{t_1} покажет химический состав α -раствора при температуре t_1 (13 % B и остальное – 87 % A). Проекция точки n на ось концентраций – точка β_{t_1} покажет химический состав β -раствора (74 % B и остальное – 26 % A).

3) Точка сплава X разбивает коноду mXn на отрезки mX и Xn .

Количество фазы пропорционально длине отрезка коноды, противоположного этой фазе.

Измеряем длину коноды mXn и отрезков mX и Xn (обычно в мм). Количество фазы α –

$$Q_\alpha = \frac{Xn}{mXn} \times 100 \% \text{ и количество фазы } \beta \quad Q_\beta = \frac{mX}{mXn} \times 100 \% \text{ при температуре } t_1.$$

Примечание: больше количество той фазы, к которой точка сплава ближе на коноде.

Пример. На рис. 2 точка сплава X ближе к α -раствору. Поэтому $Q_\alpha = \frac{47}{65}100 \% = 72,3 \%$, а

$$Q_\beta = \frac{18}{65}100 \% = 27,7 \%$$

3. Описать фазовый состав сплава X при температуре t в соответствии с выданным преподавателем заданием, используя правило отрезков.

Фазовый состав сплава показывает:

- какие фазы в него входят;
- химический состав каждой фазы;
- количество каждой фазы.

4. Построить кривую охлаждения сплава X в координатах температура t –время τ (для каждого отрезка кривой указать вариантность системы с помощью правила фаз Гиббса).

Для этого через точку Вашего сплава X надо провести вертикальную линию от оси химического состава до жидкой фазы на двойной диаграмме. Эта *линия сплава* при пересечении с фазовыми линиями двойной диаграммы даст *критические точки* Вашего сплава, в которых в нём происходят фазовые превращения. Их положение надо перенести на ось температур графика кривой охлаждения и пронумеровать 1, 2, 3 и т.д.

Кривая охлаждения начинается с точки 0 на оси температур, лежащей на 100...200 °С больше, чем самая верхняя критическая точка (рис. 2).

Будет ли падать температура при охлаждении Вашего сплава, покажет число степеней свободы, рассчитанное по правилу фаз Гиббса $C = K - \Phi + 1 = 3 - \Phi$. Там, где изменяется значение C , обязательно на кривой охлаждения образуется перегиб, а если $C = 0$, то образуется ступенька (фазовое превращение идет при постоянной температуре).

Если сплав пересекает горизонтальные линии эвтектики, эвтектоида, перитектики или перитектоида (надо написать уравнение этого превращения рядом с кривой), то в этих точках $C = 0$.

На оси времени графика масштаб отсутствует, так как равновесные диаграммы строятся в предположении бесконечно медленного охлаждения.

5. Нарисовать структуру сплава после полного охлаждения.

Структура сплава показывает форму, размеры и взаимное расположение зёрен каждой фазы в материале.

Для этого надо поэтапно рисовать структуру сплава в конце каждого участка термической кривой.

Рассмотрим это на примере рис. 2. В точке 1 структуру рисовать не надо (сплав жидкий). В точке 2 на отрезке db сплав на диаграмме состоит из двух фаз α -раствора и жидкости ближе к α . Поэтому в структуре больше первичных кристаллов α_1 , чем жидкости. На участке 2–2' зерна α_1 неизменны, а жидкость состава точки b испытывает эвтектическое превращение $ж \rightarrow \alpha + \beta$. Поэтому в точке 2' вместо жидкости будут зерна эвтектики (пластинчатой на рис. 2). При дальнейшем охлаждении сплава X его фазовый состав меняется, так как уменьшается растворимость компонента B в α -растворе (по кривой df) и компонента A в β -растворе (по кривой eg); кроме того меняется и величина отрезков (количество каждой фазы). В сплаве есть структурно свободные зерна α -раствора, на границах которых при охлаждении выделяются атомы компонента B в виде вторичных зерен β_{II} .

При ответе на вопрос: «Опишите структуру Вашего сплава после полного охлаждения» – следует сказать (на примере рис. 2):

Структура сплава состоит из зёрен пластинчатой эвтектики ($\alpha + \beta$) и первичных ограниченных зерен α -раствора, на границах которых круглые включения β_{II} .

Контрольные вопросы

1. Какие типы твёрдых сплавов есть на Вашей диаграмме? Покажите по периметру соответствующие им области на диаграмме.
2. Покажите линии ликвидуса и солидуса на Вашей диаграмме. Что они обозначают?
3. Что показывает фазовый состав сплава?
4. Опишите структуру сплава.
5. Сформулируйте правило фаз Гиббса.
6. Что называется полиморфизмом?

Литература: [1; 2].

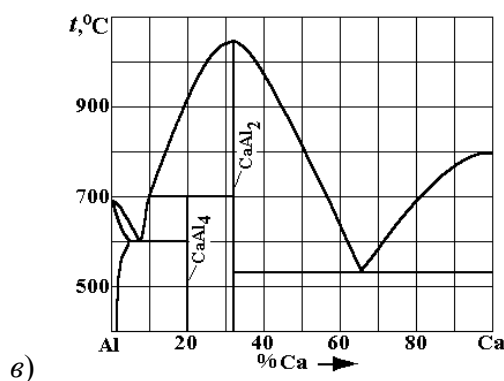
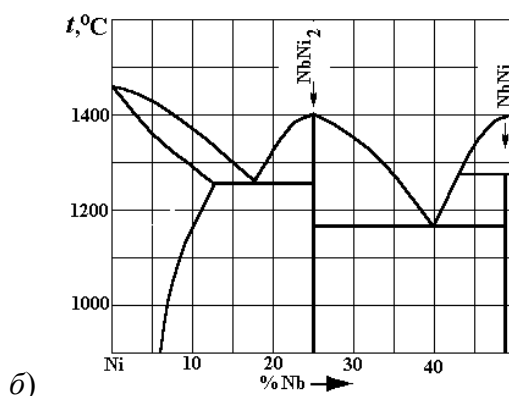
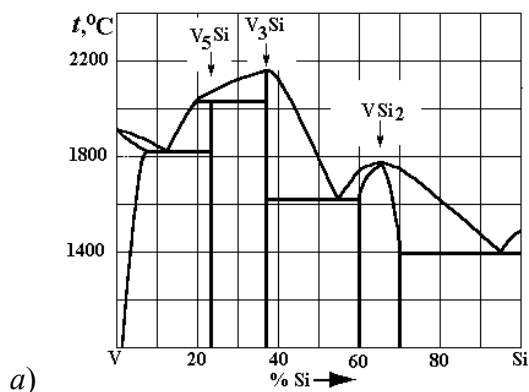


Рис. 3. Варианты заданий по двойным диаграммам состояния:
а – V–Si; б – Ni–Nb; в – Al–Ca; г – Bi–Te; д – Mg–Pb; е – Al–Li

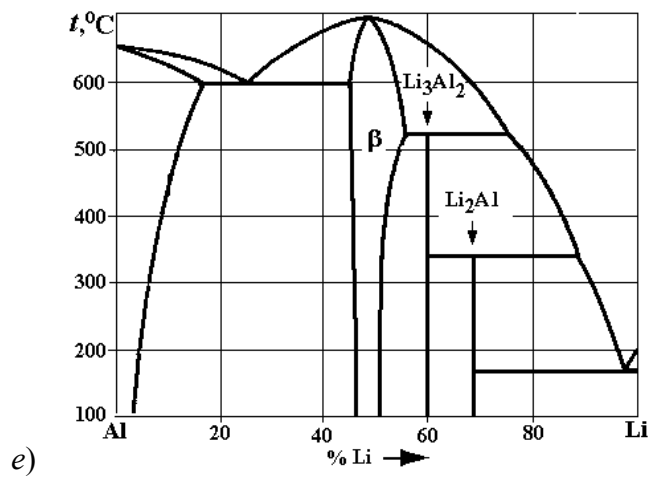
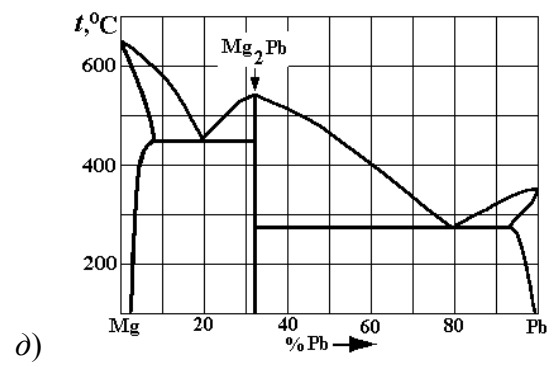
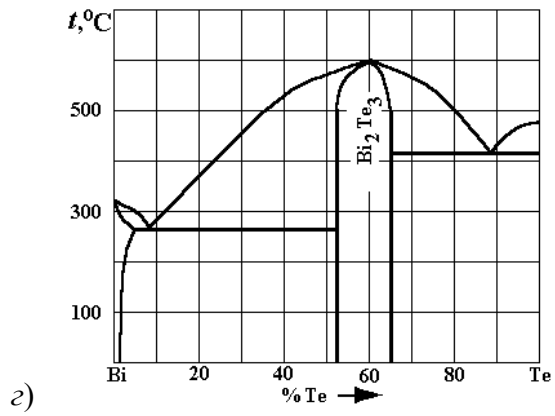


Рис. 3. Окончание

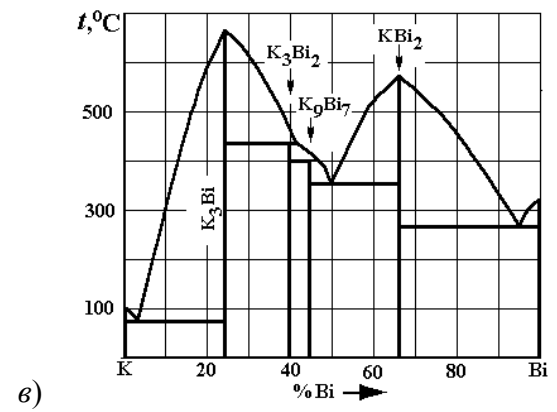
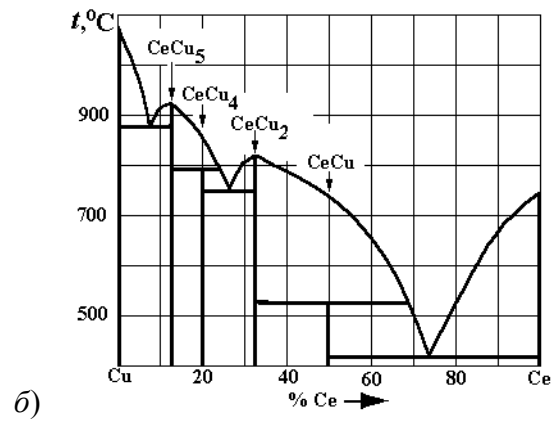
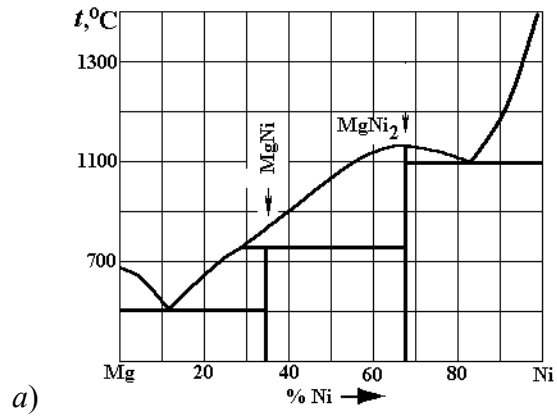


Рис. 4. Варианты заданий по двойным диаграммам состояния:
a – Mg–Ni; *б* – Cu–Ce; *в* – K–Bi; *г* – Mg–Cu; *д* – Ta–C; *е* – W–C

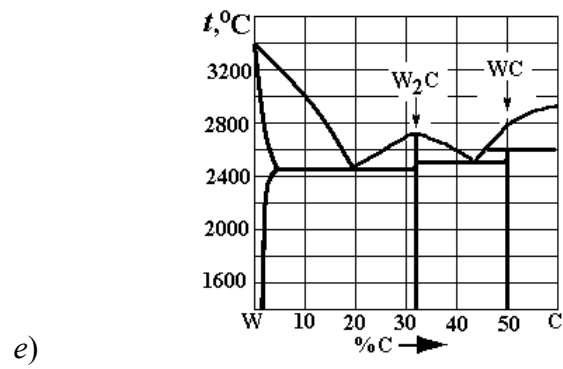
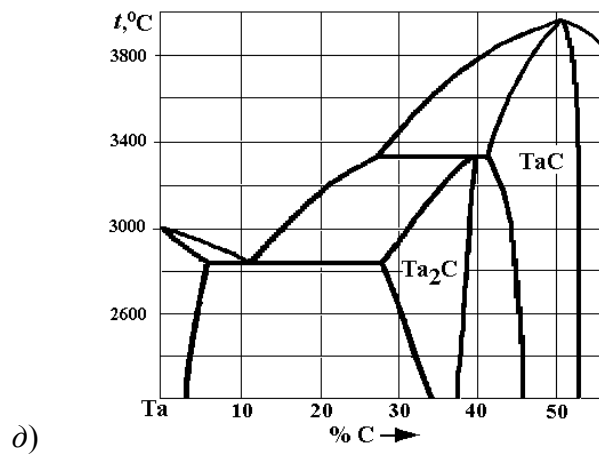
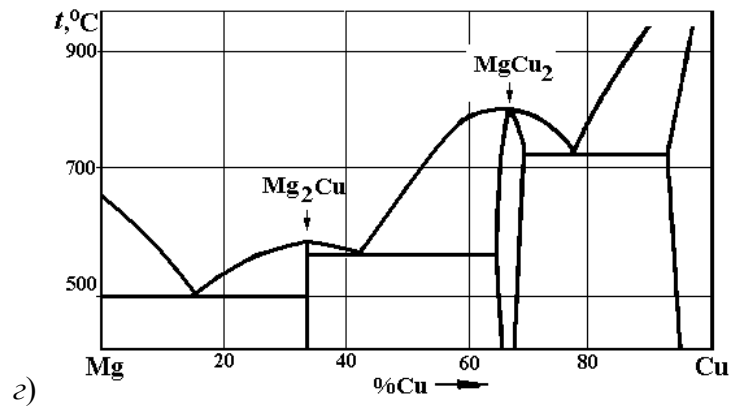


Рис. 4. Окончание

МИКРОАНАЛИЗ ОТОЖЖЕННЫХ СТАЛЕЙ

Цель работы: знакомство с равновесной структурой и свойствами отожжённых сталей, определение марки стали металлографическим методом.

Приборы и принадлежности: металлографические микроскопы, микрошлифы.

Краткая теория

Основой для определения фаз и структурных составляющих железоуглеродистых сплавов в равновесном состоянии является равновесная диаграмма железо-углерод (рис. 1). Практический интерес представляет часть этой диаграммы до содержания 6,67 % вес. углерода. Поэтому обычно эту диаграмму называют железо-цементит. В твёрдом состоянии углерод образует с железом твёрдые растворы, механические смеси и химическое соединение. Большинство их имеют исторически сформировавшиеся названия.

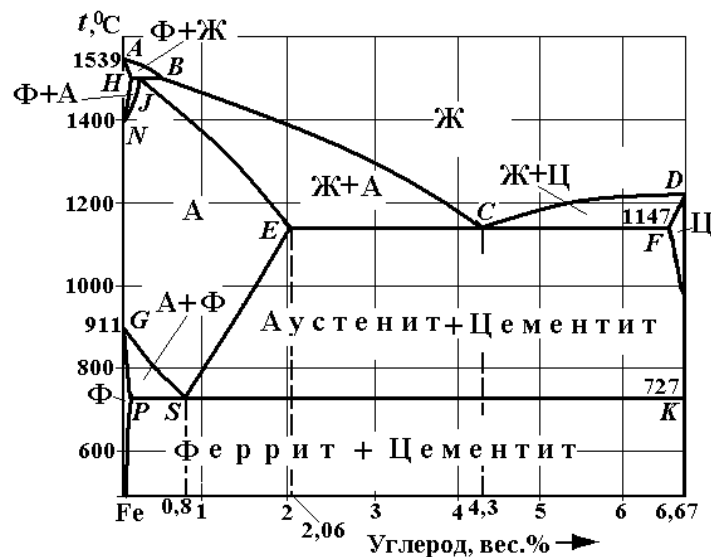
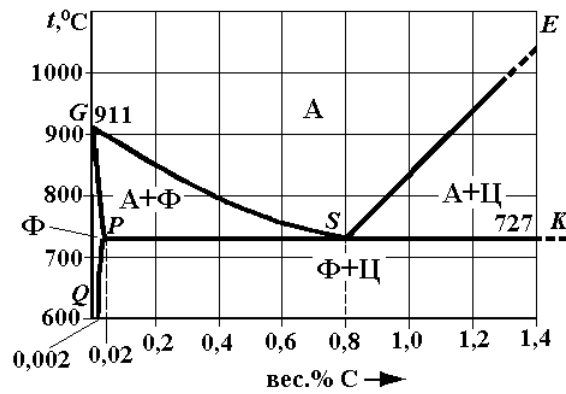


Рис. 1. Равновесная диаграмма железо-углерод

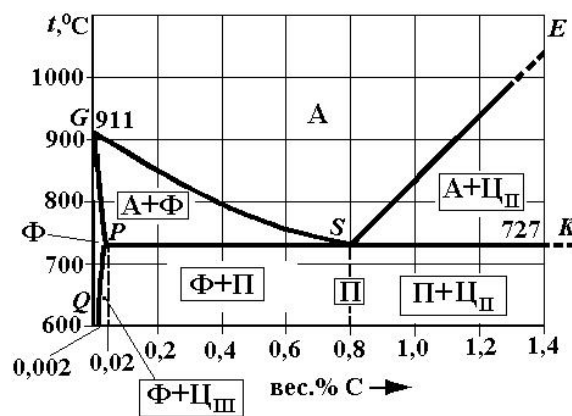
Цементит (Ц) – это карбид железа Fe_3C , содержащий 6,67 % углерода. Он имеет сложную орторомбическую решётку.

Железо (Fe) – полиморфный металл, который с увеличением температуры меняет свою кристаллическую решётку: ниже 911 °C это объёмноцентрированная кубическая (ОЦК) решётка; выше 911 °C, но ниже 1392 °C – гранецентрированная кубическая (ГЦК) решётка; выше 1392 °C и до плавления при 1539 °C – снова ОЦК.

Феррит (Ф) – это твёрдый раствор углерода в ОЦК-железе (в низкотемпературном α или высокотемпературном δ). Максимальная растворимость углерода в α -железе составляет около 0,02 % (точка P) при 727 °C. При охлаждении растворимость падает до 0,002 % C. При рассмотрении под микроскопом феррит наблюдается в виде зёрен различных оттенков.



а)



б)

Рис. 2. «Стальной угол» диаграммы состояния железо-углерод:

а – заполнение фазами; б – заполнение структурными составляющими

При температурах выше линии GSE равновесной фазой является *аустенит* (А) – твёрдый раствор углерода в ГЦК – железе (в γ -железе). Максимальная растворимость углерода в γ -железе – 2,14 % (точка E) при 1147 °С, а при уменьшении температуры до 727 °С падает до 0,8 % С.

На диаграмме Fe-Fe₃C (рис. 1) существуют три невариантных превращения: перитектическое – на линии HJB , эвтектическое – ECF и эвтектоидное – PSK .

Железо-углеродистые сплавы (углерода больше 2,14 %), испытывающие эвтектическое превращение, получили название *чугуны*.

Стальями называют сплавы с содержанием углерода меньше 2,06 % углерода. При затвердевании и последующем охлаждении эти сплавы всегда проходят через одну и ту же обширную область аустенита. Поэтому структура и свойства *стале*й мало зависят от условий кристаллизации и в основном определяются процессами при охлаждении из аустенита (рис. 2).

При температурах ниже 727 °С все отожжённые углеродистые стали состоят из двух фаз: феррита и цементита (рис. 2, а).

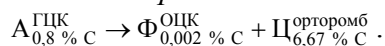
В результате фазовых превращений в твёрдом состоянии при медленном охлаждении в сталях образуются следующие структурные составляющие: перлит, избыточный феррит, вторичный цементит и третичный цементит. Обычно структуру отожжённой стали выявляют травлением 5 % раствором азотной кислоты в спирте.

Избыточный феррит образуется из аустенита ниже линии GS . Вторичный цементит начинает выделяться ниже линии ES , а третичный цементит – ниже линии PQ в результате

уменьшения предельной растворимости углерода в аустените и феррите, соответственно (рис. 2, б).

В малоуглеродистых сталях, содержащих менее 0,02 % углерода (точка P), структура состоит из феррита и третичного цементита. Цементит III выделяется на границах светлых зёрен феррита в виде светлых едва заметных прожилок (см. рис. 3). Стали с содержанием менее 0,02 % C называют техническим железом (при изготовлении из них сердечников трансформаторов они получают название электротехническая сталь).

При небольшом переохлаждении до температур ниже 727 °C во всех сплавах правее точки P аустенит состава эвтектоидной точки S (0,8 % C) распадается на эвтектоидную смесь феррита и цементита, которая называется *перлитом*:



Сталь, содержащую 0,8 % C, называют *эвтектоидной* (классификация по положению на диаграмме состояния). Стали, содержащие менее 0,8 % C, но больше 0,02 % C, называют *доэвтектоидными*, а более 0,8 % C – *заэвтектоидными*.

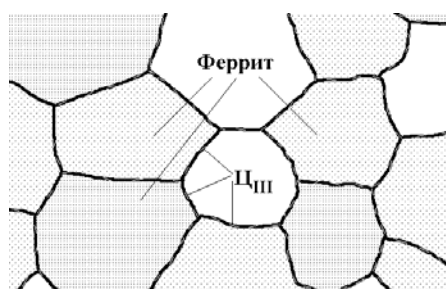


Рис. 3. Микроструктура технического железа. 250[×]



Рис. 4. Микроструктура эвтектоидной стали с пластинчатым перлитом. 250[×]



Рис. 5. Микроструктура заэвтектоидной стали с пластинчатым перлитом

Структура *эвтектоидной стали* – перлит, она состоит из зёрен (колоний), в которых чередуются пластины феррита и цементита. При малом увеличении изображение пластинок сливается, и перлит выглядит как тёмные зёрна (рис. 4).

В *заэвтектоидной стали* на границах аустенитных зёрен при охлаждении выделяется вторичный цементит (Ц_{II}) в виде сплошной светлой сетки, которая хорошо видна между тёмными колониями перлита (рис. 4).

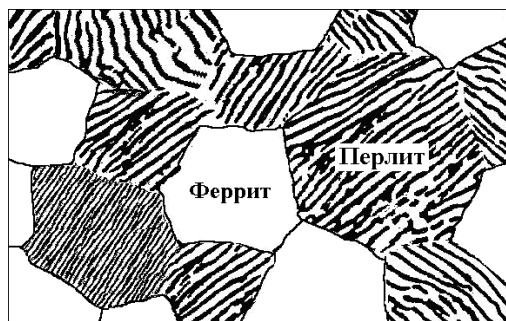


Рис. 6. Микроструктура доэвтектоидной стали

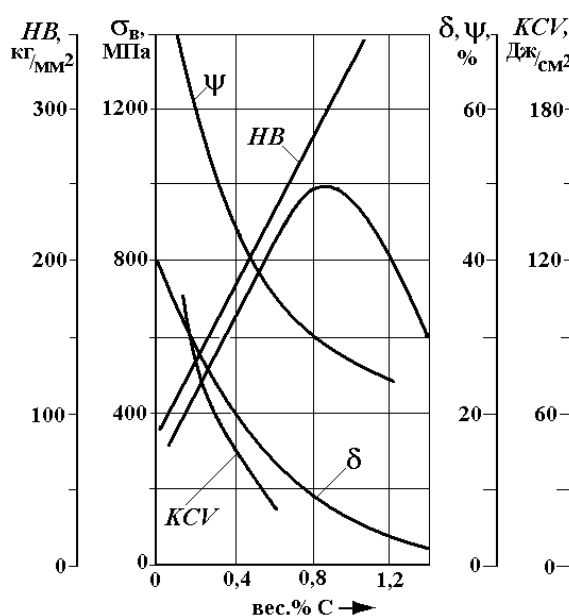


Рис. 7. Влияние содержания углерода на свойства отожжённых сталей

Чем больше углерода в заэвтектоидной стали, тем больше в ней вторичного цементита. Применяя специальную обработку, можно получить вторичный цементит в зернистой форме.

Структура доэвтектоидной стали (рис. 6) состоит из светлых зёрен феррита и тёмных зёрен перлита. Чем больше углерода в доэвтектоидной стали, тем больше в ней перлита.

Фазовый состав и структура сталей тесно связаны с их механическими свойствами (рис. 7). При комнатной температуре они все представляют механическую смесь фаз феррита и цементита. Поэтому твёрдость по Бринеллю стали линейно растёт с увеличением содержания углерода.

Временное сопротивление разрыву (предел прочности σ_b) при содержании в стали до 0,8 % углерода также увеличивается линейно. В этом диапазоне качественные стали используют для изготовления деталей машин и называются конструкционными. Принято обозна-

чать их маркой – сталь 10 или сталь 80, где число указывает концентрацию углерода в сотых долях.

При содержании углерода больше 0,8 % кривая прочности резко падает, а твёрдость продолжает линейно расти. Причина этого – охрупчивание стали за счёт зернограницного выделения вторичного цементита. Такие углеродистые качественные стали используют для изготовления инструмента (который требует повышенную твёрдость) – они маркируются – сталь У7, У8, У13, где число показывает содержание углерода в десятых долях процента.

Пример. Сталь У13 содержит $13 \times 0,1 \% \text{ C} = 1,3 \% \text{ углерода}$.

Порядок выполнения работы

1. ИЗУЧИТЬ НА МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОМ МИКРОСКОПЕ СТРУКТУРЫ ОБРАЗЦОВ, ПРЕДЛОЖЕННЫХ ПО ЗАДАНИЮ.

2. Схематично зарисовать структуры в тетрадь и дать их краткое описание.

3. По структуре определить класс каждой стали по положению на диаграмме состояния железо-углерод (доэвтектоидная, эвтектоидная, заэвтектоидная).

4. Определить примерное содержание углерода в доэвтектоидной стали по структуре.

Для этого на рисунок структуры доэвтектоидной стали (рис. 8) надо наложить сетку из равномерно расположенных точек (можно использовать точки пересечения линий линованной бумаги, на которой нарисована структура).

Сначала подсчитывают общее число точек N_0 , попавших на рисунок, затем количество из них – на перлитных зернах $N_{\text{П}}$. Долю перлита в структуре определяют по формуле

$$F_{\text{П}} = \frac{N_{\text{П}}}{N_0} \times 100 \% .$$

Пример. Общее число точек на структуре на рис. 8 равно 25. Из них на перлит попало – 16 точек (показаны крестиками).

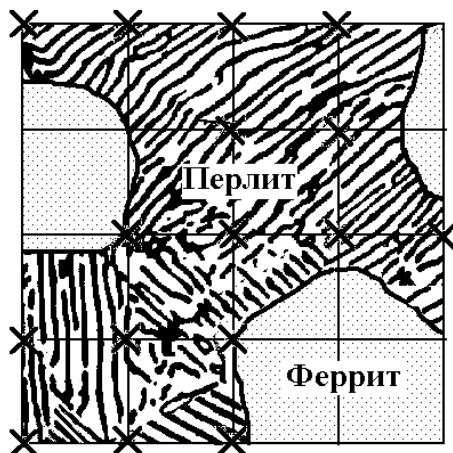


Рис. 8. Схема расчёта содержания углерода в доэвтектоидной стали по её структуре

Тогда доля перлита в структуре доэвтектоидной стали составит $F_{\text{П}} = \frac{16}{25} \times 100 \% = 64 \% .$

Остальное – безуглеродистый феррит (с точностью до 0,001 % С).

Рассмотрим пропорцию:

- если в стали содержится 100 % перлита – в ней 0,8 % углерода;
- если в стали содержится 64 % перлита – в ней X % углерода.

Тогда содержание углерода в доэвтектоидной стали:

$$X_c = \frac{0,8 \times F_{\Pi}}{100} = \frac{0,8 \times 64}{100} = 0,512 \text{ вес. \% C.}$$

5. По результатам расчётов указать марку качественной доэвтектоидной стали, определить для неё значения твёрдости по Бринеллю и временное сопротивление с помощью рис. 7.

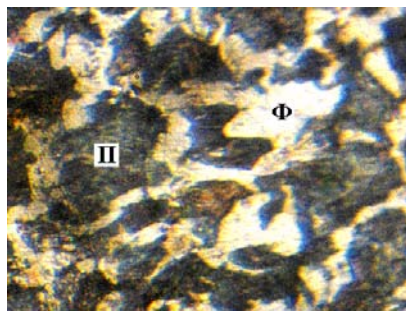
Пример. Для доэвтектоидной стали на рис. 8 можно присвоить марку – сталь 50, $\sigma_b \approx 750$ МПа.

Содержание отчёта

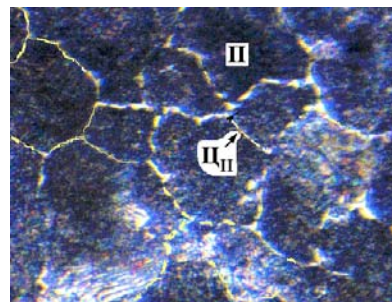
1. Рисунок участка диаграммы состояния железо-цементит, характеризующий структуру сталей в равновесном состоянии.
2. Рисунки микроструктур сталей с кратким их описанием.
3. Результаты расчёта содержания углерода в доэвтектоидной стали, марку качественной стали и её механические свойства.

Контрольные вопросы

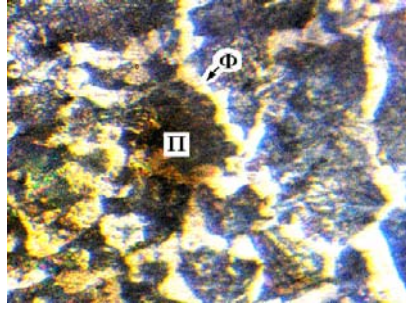
1. Какие сплавы железа с углеродом называются сталями?
2. Дайте определение фазам на диаграмме железо-углерод: феррит, цементит, аустенит.
3. Что представляют собой структуры перлит, избыточный феррит, цементит вторичный, цементит третичный?
4. Какие стали по положению на диаграмме Fe-Fe₃C называют доэвтектоидными, эвтектоидными и заэвтектоидными? Опишите их структуру.
5. Что происходит с аустенитом при охлаждении ниже температуры 727 °С?
6. Каким образом по структуре доэвтектоидной стали можно определить содержание в ней углерода?



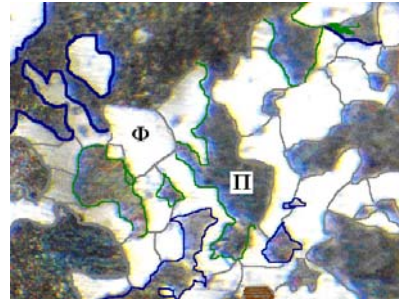
а)



б)



а)



б)

Рис. 9. Варианты заданий по структуре сталей

7. Описать структуру и дать характеристику сталей на рис. 9.

Литература: [1; 2].

МИКРОАНАЛИЗ ЧУГУНОВ

Цель работы: изучить структуру белых чугунов в связи с диаграммой состояния железо-цементит, форму включений графита в серых, ковких и высокопрочных чугунах, металлическую основу чугунов и метод определения количества связанного углерода.

Приборы и принадлежности: металлографический микроскоп, набор микрошлифов различных чугунов.

Краткая теория

Сплавы железа с углеродом ($C > 2,14\%$) называют *чугунами*. В отличие от сталей в чугунах идёт эвтектическое превращение (рис. 1).

Углерод в чугуне может находиться в виде цементита или графита, или одновременно в виде цементита и графита.

По микроструктуре чугуны подразделяют на следующие основные группы: белые, серые (литейные), ковкие и высокопрочные.

В белом чугуне углерод находится в связанном состоянии, в виде цементита Fe_3C . Белый чугун образуется при быстром охлаждении расплава. Согласно диаграмме $Fe-Fe_3C$, белые чугуны могут быть доэвтектическими ($C < 4,3\%$), эвтектическими ($C = 4,3\%$) и заэвтектическими ($C > 4,3\%$).

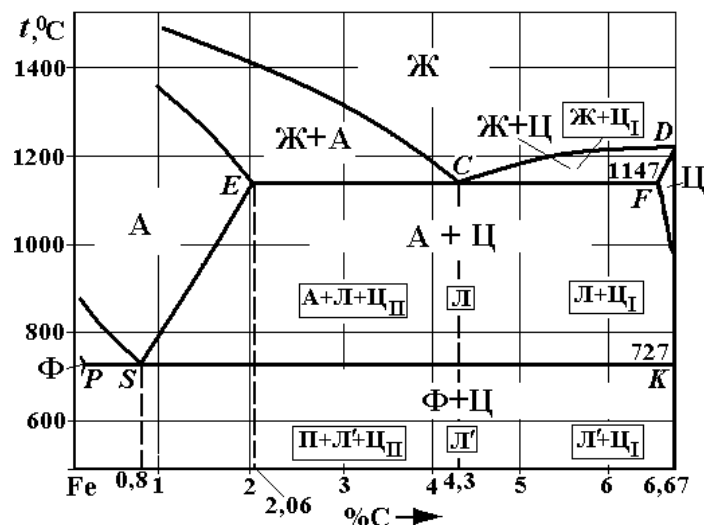


Рис. 1. Диаграмма состояния железо-цементит, характеризующая структуру белых чугунов

Во всех белых чугунах жидкость состава точки C (4,3 % C)

при переохлаждении ниже температуры 1147 °С кристаллизуется $Ж_c \longrightarrow A_E + Fe_3C$, давая эвтектическую смесь аустенита и цементита, которую называют *ледебуритом* (Л). При последующем охлаждении в чугунах происходит эвтектоидное превращение, аустенитная составляющая превращается в перлит, поэтому называют преобразованный ледебурит (Л').

Эвтектический чугун, содержащий 4,3 % углерода, при комнатной температуре состоит из преобразованного ледебурита. Ледебурит представляет зернистую эвтектику, в цементитной матрице которой расположены изолированные округлые зерна перлита (рис. 2, а).

В заэвтектических белых чугунах из расплава выделяются кристаллы первичного цементита (Ц_I) в виде плоских игл. После окончания первичной кристаллизации образуется ледебурит Л . При комнатной температуре заэвтектический белый чугун содержит две структурные составляющие: первичный цементит и преобразованный ледебурит $\text{Л}'$ (рис. 2, б).

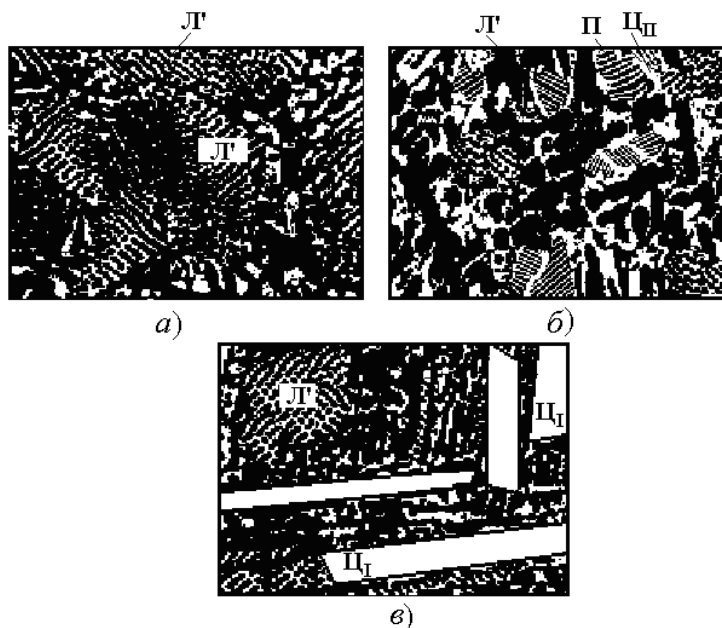


Рис. 2. Структуры белых чугунов:

а – эвтектический; *б* – заэвтектический; *в* – доэвтектический

В доэвтектических белых чугунах сначала при затвердевании растут дендриты аустенита. При этом состав жидкости обогащается углеродом и приближается к эвтектической концентрации. После образования ледебурита при дальнейшем охлаждении от 1147 до 727 °С уменьшается растворимость углерода в аустените (линия SE), что приводит к выделению вторичного цементита (обычно между ветвями дендритов). После эвтектоидного распада аустенита доэвтектический чугун получает окончательную структуру – перлит + ледебурит + вторичный цементит (рис. 2, в).

Белый чугун содержит большое количество твёрдого и хрупкого цементита, поэтому имеет высокую твёрдость (450...550 HB), но не обладает достаточной прочностью и надёжностью и не применяется в чистом виде. Иногда на поверхности отливок получают тонкий слой со структурой белого чугуна (отбел), который обладает высокой износостойкостью. Обычно белый чугун используют как передельный или для последующего отжига на ковкий чугун.

Графитизированные серый и высокопрочный чугуны получают при медленном охлаждении расплава в литейной форме. Обычно они содержат 1...3 % кремния, обладающего сильным графитизирующим действием.

В *сером чугуне* жидкость кристаллизуется в виде эвтектической смеси аустенита и графита. Каждая эвтектическая колония растёт как бикристалл: графитовый кристалл, являющийся ведущей фазой, растёт в виде разветвлённой розетки, а аустенит отлагается на поверхности графитового скелета (рис. 3).

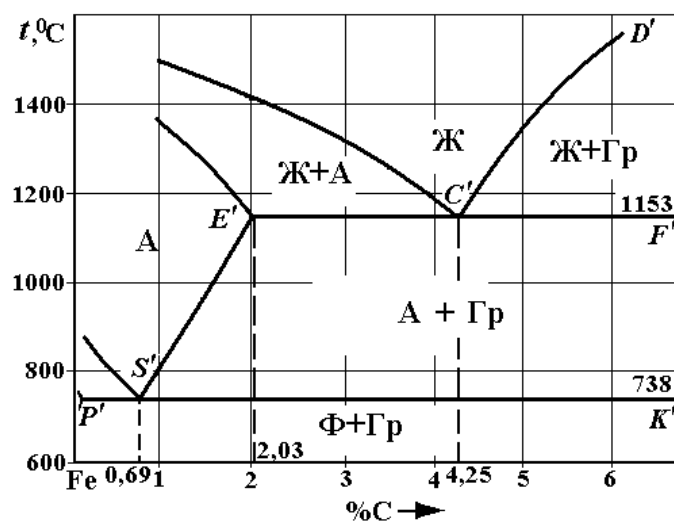


Рис. 3. Диаграмма состояния железо-графит

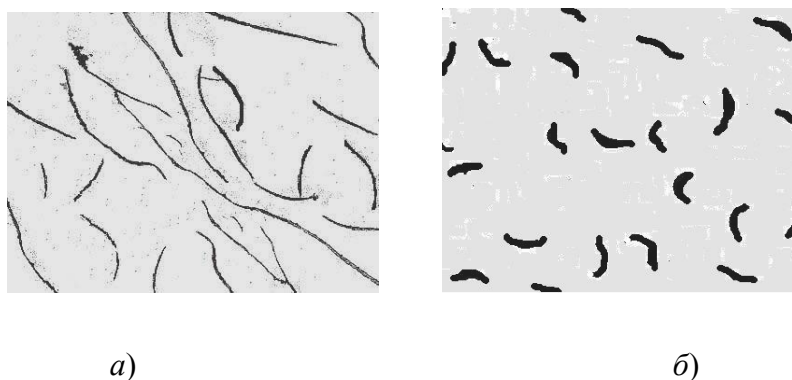


Рис. 4. Микроструктура графитизированных чугунов:

a – серого; *б* – вермикулярного (нетравленный шлиф, 100[×])

На нетравленном шлифе сечения кристаллов графита выглядят в виде мелких или крупных пластинчатых прожилок темно-серого цвета (рис. 4, *a*). Они являются концентраторами напряжения, способствующими зарождению и развитию трещин, поэтому серый чугун имеет низкую прочность на растяжение. По этой же причине серый чугун мало чувствителен к внешним концентраторам напряжений (проточки, царапины, резкие переходы в поперечном сечении заготовок). Серый чугун прекрасно работает в условиях действия сжимающих напряжений, хорошо обрабатывается режущим инструментом, обладает хорошими литейными свойствами, поэтому широко применяется в машиностроении для производства сложных по форме станин станков, блоков цилиндров, поршней, цилиндрических втулок и др.

Серые чугуны подразделяют по микроструктуре металлической основы в зависимости от полноты графитизации: а) на ферритной основе; б) на феррито-перлитной основе; в) на перлитной основе.

Серые чугуны маркируются по ГОСТ 1412–85 буквами СЧ, после которых следует величина временного сопротивления (предел прочности) при растяжении в кГ/мм².

Пример. Серые чугуны СЧ15, СЧ20, СЧ25, СЧ30, СЧ35.

Вермикулярный чугун содержит графит червеобразной (вермикулярной) формы, получаемый за счёт модификации жидкого металла магнием и редкоземельными металлами. От пластинчатого вермикулярный графит отличается округлыми краями, меньшими размерами и меньшим отношением длины включения к его толщине (рис. 4, б). Поэтому вермикулярный графит не является таким концентратором напряжений, как пластинчатый. Его можно рассматривать как переходную форму от пластинчатого к шаровидному графиту.

Чугуны с вермикулярным графитом широко используют вместо серого чугуна в автомобилестроении, тракторостроении и энергетическом машиностроении для деталей, работающих при значительных механических нагрузках в условиях износа, гидрокавитации, переменном повышении температуры (например, для производства головок цилиндров крупных дизелей).

В зависимости от полноты графитизации встречается так же, как и в сером чугуне, ферритная, перлитная и феррито-перлитная основа вермикулярного чугуна. Он маркируется по ГОСТ 2894–89 буквами ЧВГ, после которых следует величина временного сопротивления (предел прочности) при растяжении в кГ/мм^2 .

Пример: ЧВГ30, ЧВГ35, ЧВГ40, ЧВГ45.

Высокопрочный чугун выплавляют с присадкой большего количества модификаторов: магния или церия, которые в процессе кристаллизации придают графиту глобулярную или шаровидную форму (рис. 5, а). Такие графитные включения меньше ослабляют структуру чугуна, что позволяет повысить прочность материала и сопротивление ударной нагрузке (ударную вязкость).

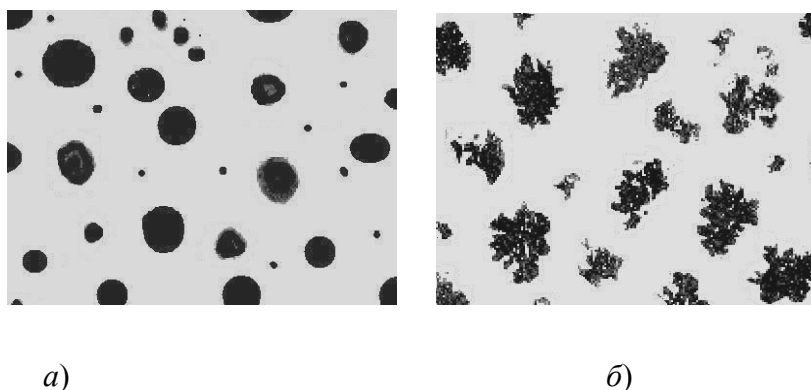


Рис. 5. Микроструктура графитных чугунов:

а – высокопрочного; *б* – ковкого (нетравленный шлиф, $100\times$)

В зависимости от степени графитизации высокопрочный чугун имеет такие же структуры металлической основы, как серый и ковкий чугуны.

В соответствии с ГОСТ 7293–85 высокопрочные чугуны маркируют буквами ВЧ, после которых следует величина временного сопротивления (предел прочности) при растяжении в кГ/мм^2 .

Пример. Высокопрочные чугуны ВЧ35, ВЧ45, ВЧ60, ВЧ80, ВЧ100.

Высокопрочные чугуны используют в изделиях ответственного назначения (станины металлорежущих станков, молотов и прессов), а также для замены сталей при производстве сложных по форме деталей (коленчатые валы дизельных и автомобильных двигателей и др.).

Ковкий чугун получают путём длительного графитизирующего отжига отливок из белого доэвтектического чугуна. При отжиге цементит распадается с образованием графита в форме хлопьевидных включений с рваными краями (рис. 5, б). Благодаря этому ковкий чугун имеет

механические свойства (высокая ударостойкость, обрабатываемость и износостойкость), близкие к высокопрочному чугуну. Поэтому его широко применяют для изготовления шестерён, поршней, шатунов и других литых деталей сложной формы.

В зависимости от полноты графитизации встречаются так же, как и в сером чугуне, ферритная, феррито-перлитная и перлитная основы.

Отливки из ковкого чугуна маркируют по ГОСТ 1215–79 буквами КЧ, после которых указана величина временного сопротивления (предел прочности) при растяжении в кГ/мм^2 и (через тире) значение относительного удлинения δ при растяжении в %.

Пример. Ферритные КЧ30-6, КЧ33-8, феррито-перлитные КЧ35-10, КЧ37-12 и перлитные КЧ64-3 и КЧ80-1,5.

Механические свойства графитных чугунов определяются формой графита и структурой металлической матрицы (табл. 1).

Твёрдость чугунов не зависит от формы графитных включений и определяется структурой металлической матрицы, увеличиваясь от ферритной к перлитной.

Прочность определяется структурой металлической матрицы и растёт от ферритной к перлитной основе. Включения графита ослабляют металл и служат концентраторами напряжений (как обсуждено выше), поэтому их форма заметно влияет на прочность (табл. 1).

Относительное удлинение δ (пластичность) максимально у чугунов с ферритной матрицей и с увеличением количества перлита уменьшается. Максимальную пластичность имеет чугун с шаровидным графитом ($\delta = 22\%$ в ВЧ35), меньше она при хлопьевидной форме (12%), мала в вермикулярном чугуне и равна нулю в сером чугуне.

1. Структура и свойства графитизированных чугунов

Форма графита Структура основы	Пластинчатый	Червеобразный	Сферический	Хлопьевидный	Твёрдость НВ, кг/мм^2
Временное сопротивление разрыву σ_b , МПа					
Феррит	150	300	350	300	100...160
Феррит + перлит	250	350	500	340	150...200
Перлит	300	400	800	600	250...300
Марка чугуна	Серый СЧ	Вермикулярный ЧВГ	Высокопрочный ВЧ	Ковкий КЧ	Твёрдость НВ, кг/мм^2

Порядок выполнения работы

1. Изучить на металлографическом микроскопе структуры предложенных образцов.
2. Схематично зарисовать структуры в тетрадь.
3. По структуре определить тип чугуна, указать области его применения.

4. Написать отчёт по работе.

Содержание отчёта

1. Задание.
2. Цель работы.
3. Рисунок участка диаграммы состояния железо-цементит, характеризующий структуру белых чугунов.
4. Рисунки исследованных структур чугунов с кратким описанием составляющих.
5. Дать краткую характеристику серых, ковких и высокопрочных чугунов.

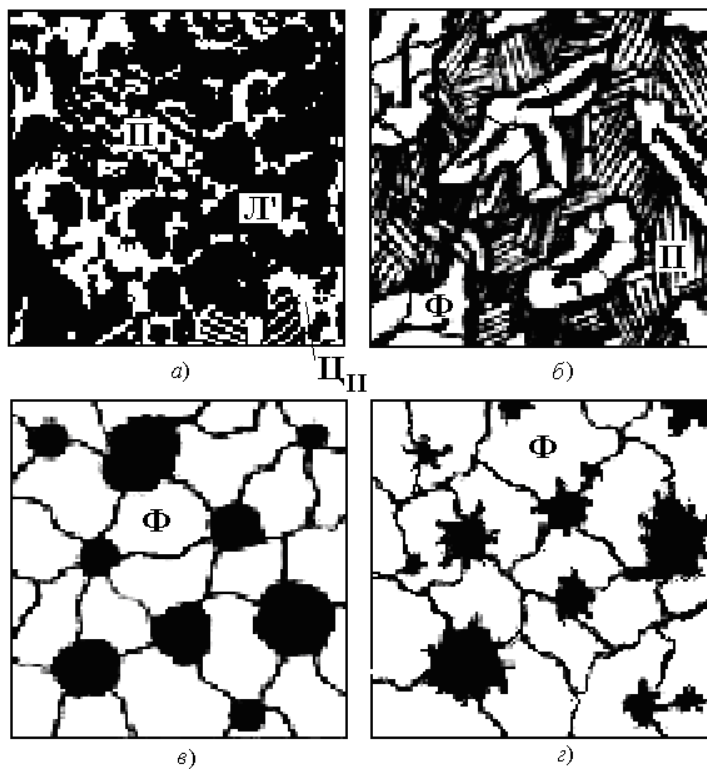


Рис. 6. Варианты заданий по структуре чугунов

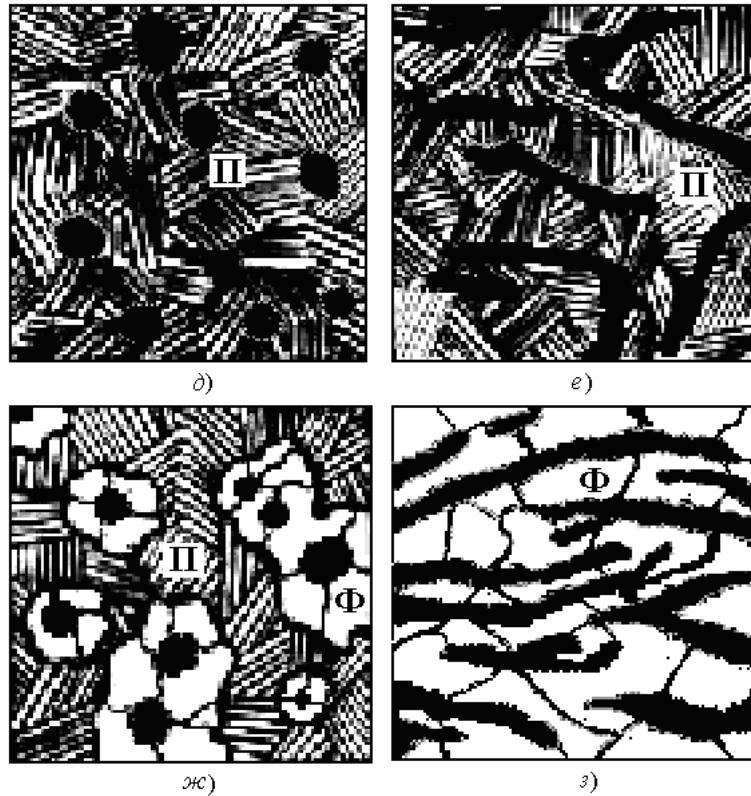


Рис. 6. Окончание

Контрольные вопросы

1. Какие сплавы железа с углеродом называются чугунами?
2. Какие чугуны называют доэвтектическими, эвтектическими и заэвтектическими? В чём отличие их структур?
3. В каком виде находится углерод в белых, серых, ковких и высокопрочных чугунах?
4. Как различают чугуны по металлической основе?
5. Как маркируют чугуны и где их используют?
6. Дать характеристику чугуна по рис. 6.

Литература: [1; 2; 7].

МИКРОАНАЛИЗ НЕРАВНОВЕСНЫХ СТРУКТУР

Цель работы: изучить превращения, идущие в сталях при термической обработке, и получаемые при этом неравновесные структуры.

Приборы и принадлежности: микроскопы, металлографические шлифы.

Краткая теория

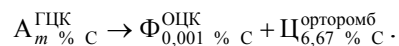
Равновесными фазами (структурами) называются структуры, полученные при очень медленном охлаждении сплава вместе с отключенной печью. Минимальная скорость охлаждения при этом составляет 90 град/ч. Например, сплав с температуры 950 °С охлаждается до 20 °С за 10 часов. Такие структуры соответствуют равновесным диаграммам состояния.

Неравновесными называются структуры, получаемые за счёт ускоренного или очень быстрого охлаждения сплавов. При этом структура получает избыточный запас свободной энергии. Таких структур нет на равновесных диаграммах состояния. Например, фаза феррит соответствует диаграмме состояния железо-цементит – равновесная структура, мартенсит – закалочная структура стали, неравновесная. Она получается за счёт очень быстрого охлаждения с 950 до 20 °С за 5 секунд, т.е. 150 °С в секунду.

Структура и свойства стали определяются процессами при охлаждении из аустенита, который содержит количество углерода в соответствии с маркой стали (m % С).

Второе превращение при термообработке стали

При снижении температуры переохлажденный аустенит распадается:



Механизм превращения – диффузионный (образование и рост зародышей двух фаз) с изменением кристаллической решётки железа.

Чем сильнее переохлаждается аустенит ниже критической точки A_{c1} , тем больше энергетический выигрыш от его распада, тем больше зародышей феррито-цементитной смеси ($\Phi + \Psi$) образуется. Однако при уменьшении температуры распада (увеличении скорости охлаждения $V_1 < V_2 < V_3$) уменьшается диффузия атомов и рост кристаллов. Скорость превращения зависит как от числа новых зародышей, так и от подвижности атомов. Поэтому устойчивость аустенита велика при малых и больших переохлаждениях и наименьшая – в диапазоне температур 500...550 °С. Поэтому распад переохлаждённого аустенита в стали описывается С-образной диаграммой (рис. 1).

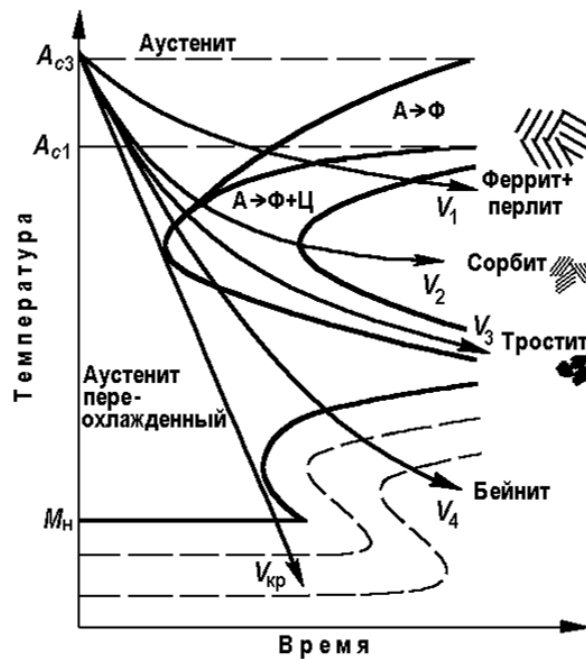


Рис. 1. Распад переохлаждённого аустенита в доэвтектоидной стали

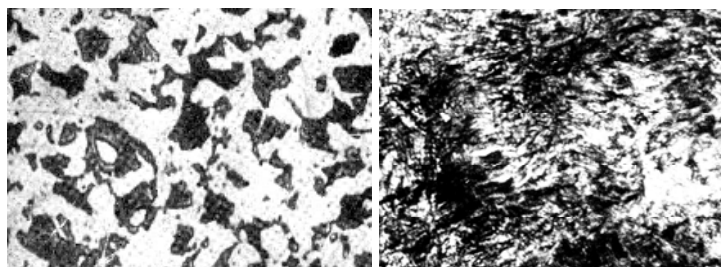
Структура – колонии из чередующихся пластинок феррита и цементита, размер и толщина которых уменьшаются при снижении температуры распада аустенита (при 660...700 °С – *пластинчатый перлит*, 500...650 °С – *сорбит заковки* и при 450...500 °С – *тростит заковки*).

В доэвтектоидных сталях перлитному превращению предшествует выделение из аустенита феррита, количество которого с увеличением скорости охлаждения уменьшается до нуля (рис. 1).

В заэвтектоидных сталях аналогично будет меняться количество вторичного цементита, выделяющегося из аустенита.

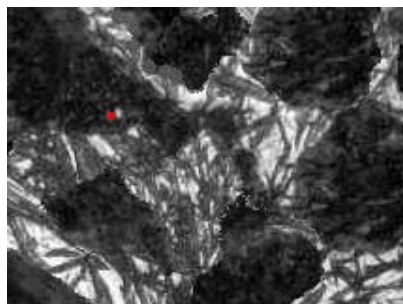
Свойства – твёрдость возрастает от перлита (180...230 НВ) к сорбиту (250...350 НВ) и троститу (350...450 НВ). Все структуры второго превращения имеют невысокую ударную вязкость (сопротивление образованию и распространению трещин) из-за пластинчатой формы цементита (рис. 2).

При скоростях охлаждения, равных или больших критической скорости заковки $V_{кр}$ (рис. 1), аустенит переохлаждается до температур, когда диффузии атомов железа и углерода уже нет.



а)

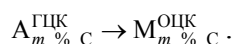
б)



в)

Рис. 2. Структуры второго превращения доэвтектоидной стали, 400[×]:
a – феррит + перлит; *b* – сорбит; *в* – тростит (с мартенситом)

Третье мартенситное превращение аустенита



Однако при охлаждении ниже температуры M_n (рис. 1) в стали происходит бездиффузионное полиморфное превращение аустенита в неравновесную структуру – *мартенсит закалки*.

Мартенсит – это пересыщенный твёрдый раствор внедрения углерода в ОЦК-железе.

Механизм превращения – пластическая деформация аустенита, приводящая к перестройке решетки ГЦК → ОЦК. Превращение идёт при непрерывном охлаждении в диапазоне температур $M_n - M_k$ (рис. 3). С увеличением содержания углерода, растворённого в аустените при нагреве стали под закалку, пластичность металла уменьшается, что затрудняет образование мартенсита. На рисунке 3 видно, что после закалки аустенита с 0,8 % С в воду при комнатной температуре мартенситное превращение идёт не до конца, и в структуре кроме мартенсита закалки $M_{\text{зак}}$ присутствует остаточный аустенит $A_{\text{остат}}$.

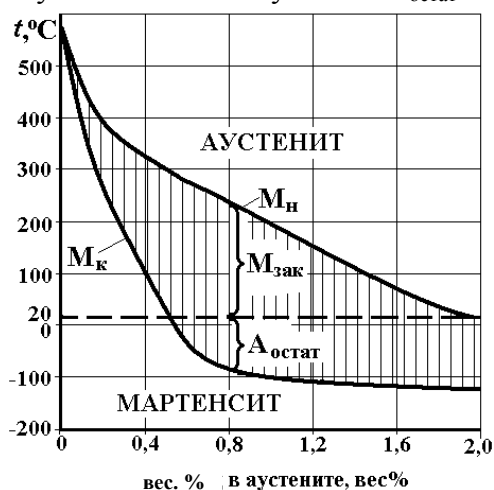


Рис. 3. Мартенситная диаграмма:

M_n – температура начала; M_k – температура конца мартенситного превращения

Структура – пластины, размер которых определяется величиной исходного аустенитного зерна. На шлифе они видны в поперечном сечении как иглы (рис. 4): если зерно аустенита крупное – образуется крупноигльчатый мартенсит, если мелкое – мелкоигльчатый.

Свойства – чем выше содержание углерода в аустените перед закалкой, тем сильнее искажается кристаллическая решётка мартенсита (кубическая превращается в тетрагональную),

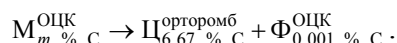
тем выше его твёрдость после закалки. Так, при 0,2 % С твёрдость составляет 35...40 HRC, а при 0,65 % С – 63...64 HRC (может царапать стекло). Твёрдость высокоуглеродистого остаточного аустенита не превышает 30 HRC. Крупноигольчатый мартенсит имеет более высокую хрупкость, при закалке могут образовываться трещины в стальной заготовке.



Рис. 4. Мартенсит закалки, 400[×]

Примечание: бейнит образуется в результате промежуточного превращения (V_4 на рис. 1). Он имеет игольчатую структуру как мартенсит, но состоит из феррита, внутри которого выделяются мельчайшие частицы цементита. По твёрдости бейнит занимает промежуточное положение между мартенситом и трооститом закалки.

Четвёртое превращение (при нагревании мартенсита)



Механизм превращения – диффузионный (образование и рост зародышей цементита) без изменения кристаллической решётки железа.

При температуре меньше 200 °С смещения атомов углерода и железа малы (порядка межатомных расстояний), но это приводит к частичному снятию остаточных напряжений. Получающийся при этом *мартенсит отпуска* сохраняет высокую твёрдость, но более устойчив. По структуре он похож на мартенсит закалки (игольчатый), но травится сильнее.

При 300 °С остаточный аустенит закалки превращается в мартенсит отпуска, но сталь при этом охрупчивается за счёт выделения цементита на границах зёрен. Поэтому такую термообработку не применяют.

При нагреве до 400...500 °С активизируется диффузия атомов углерода, которые уходят из пересыщенного раствора в ОЦК-железе в виде цементита, имеющего форму мелких округлых зёрен.

Структура – сверхмелкие круглые зёрна цементита, равномерно распределённые в ферритной основе, – *тростит отпуска*.

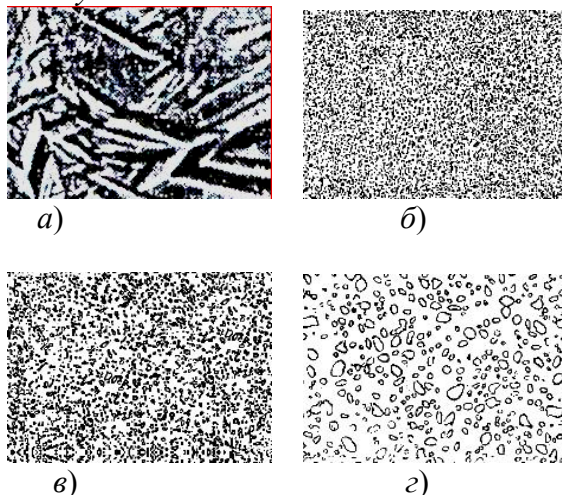


Рис. 5. Структуры отпуска доэвтектоидной стали, 800[×]:
a – мартенсит отпуска; *б* – тростит; *в* – сорбит; *г* – перлит

При нагреве до 550...600 °С начинается активное движение атомов железа и легирующих элементов. Это приводит к укрупнению (коагуляции) округлых зёрен цементита в ферритной основе, что снижает твёрдость и прочность стали, но увеличивает её вязкость.

Структура – мелкие круглые зёрна цементита, равномерно распределённые в ферритной основе, – *сорбит отпуска*.

Порядок выполнения работы

1. Изучить структуру предложенных преподавателем шлифов при различных увеличениях и зарисовать её.
2. Указать название структуры и схему термической обработки каждого образца.

Содержание отчёта

1. Название и цель работы.
2. Описание полученных структур.

Контрольные вопросы

1. Распад переохлаждённого аустенита при охлаждении стали. Структуры превращения.
2. Мартенситное превращение аустенита.
3. Превращения мартенсита при нагревании. Структуры превращения.
4. Чем отличаются структуры закалки и отпуска и чем они похожи?

Литература: [1; 2; 3].

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

Цель работы: изучить процессы, происходящие при различных операциях термической обработки углеродистых и малолегированных сталей.

Приборы и принадлежности: электропечи муфельные, закалочная ванна, твердомер Роквелла, образцы сталей.

Краткая теория

Термической обработкой называют процессы нагрева и охлаждения металла, проведённые по определённому режиму (рис. 1) для направленного изменения его структуры с целью получения необходимых эксплуатационных свойств.

В соответствии с равновесной диаграммой железо-углерод структура сталей мало зависит от условий их кристаллизации и полностью определяется превращениями в твёрдом состоянии при распаде аустенита. Поэтому при выборе их термообработки следует использовать «стальной» угол диаграммы Fe–Fe₃C. На рисунке 2 представлены основные режимы термообработки, применяемые для углеродистых и малолегированных сталей.

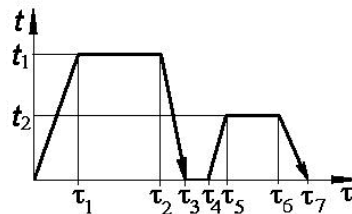


Рис. 1. График термообработки

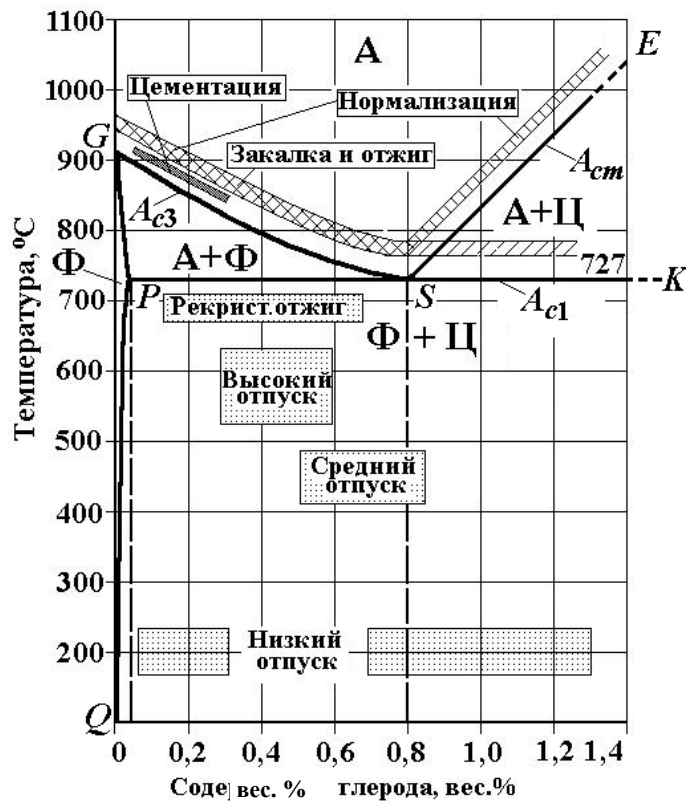
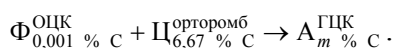


Рис. 2. Основные виды термообработки сталей

Следует помнить, что равновесная диаграмма строится в предположении, что все процессы идут при бесконечно медленном нагреве и охлаждении так, чтобы все превращения должны успеть произойти полностью. В реальных режимах термической обработки скорости намного выше как в целях получения требуемых структуры и свойств сталей, так и из экономических соображений.

При выборе режимов нагрева и охлаждения необходимо знать следующие четыре превращения, которые происходят при термической обработке стали:

I. Образование аустенита при нагревании



Цель нагрева – получение химически однородного мелкозернистого аустенита ($m \% \text{ C}$ – содержание углерода по марке стали).

Механизм превращения – диффузионный (образование и рост зародышей новой фазы) с изменением кристаллической решетки железа.

Окончательная структура – равносторонние (равноосные) многоугольные зерна аустенита.

При очень медленном нагревании сталей при температуре 727°C (линия PSK на диаграмме железо-углерод) перлит превращается в аустенит.

Критическая точка, соответствующая превращению перлита в аустенит, называется A_1 . В доэвтектоидных сталях при дальнейшем нагревании идёт превращение феррита в аустенит, которое заканчивается при температуре критической точки A_3 (линия GS). В заэвтектоидных сталях при увеличении температуры выше A_1 происходит растворение вторичного цементита, которое заканчивается в точке A_m (линия SE).

При больших скоростях нагрева, которые применяются в технологической практике, процессы диффузии не успевают за ростом температуры, поэтому *критические точки сталей при нагревании* находятся выше равновесных и обозначают A_{c1} , A_{c3} и A_{cm} , соответственно.

Обычно рекомендуют для получения требуемой однородности аустенита нагревать сталь на $30 \dots 50^\circ \text{C}$ выше соответствующей критической точки. Нагрев аустенита выше критических точек на 100°C и более приводит к укрупнению его зерна и охрупчиванию стали.

II. Распад переохлажденного аустенита при охлаждении.

III. Мартенситное превращение аустенита при быстром охлаждении (закалке).

IV. Превращения мартенсита при нагревании (отпуске).

Эти превращения были подробно разобраны в лабораторной работе № 9.

Различные сочетания этих процессов позволяют получить необходимый комплекс свойств стали (твёрдость, прочность, упругость, вязкость и др.).

Стали по назначению делят на конструкционные и инструментальные. Для изготовления деталей конструкций необходим материал, который сочетает в себе прочность и упругость с высокой вязкостью при разрушении, которая обеспечивает его надёжность в процессе эксплуатации.

В инструментальных сталях важнейшей характеристикой является твёрдость, что сочетается часто с хрупкостью (т.е. с более низким значением вязкости).

С учётом этих требований и выбирают схемы термообработки различных сталей.

Основные виды термической обработки сталей следующие.

Отжиг – термообработка, при которой сталь нагревают до температуры выше критических точек на $30 \dots 50^\circ \text{C}$, выдерживают при этой температуре для прогрева заготовки и затем медленно (вместе с печью) охлаждают. Если при нагреве получают полностью однофазную структуру

аустенита – это *полный отжиг*, если кроме аустенита присутствует феррит (в доэвтектоидных сталях) или цементит (заэвтектоидные) – *неполный отжиг*. Такой режим применяют для

получения равновесной структуры, измельчения зерна, снижения твёрдости и улучшения обрабатываемости стальных заготовок.

Дешёвой разновидностью полного отжига является *нормализация*, которая отличается тем, что после нагрева и выдержки заготовки выгружают из горячей печи, и они остывают на воздухе. При этом структура стали будет менее равновесная, твёрдость повыше, но обрабатываемость на металлорежущих станках остаётся высокой.

Пластинчатые структуры второго превращения, получаемые после нормализации или отжига, не обеспечивают высокой надёжности стали (низкая ударная вязкость), поэтому, чтобы не допустить их появления, скорость охлаждения резко увеличивают для подавления диффузии.

Закалка стали – термообработка, при которой сталь нагревают до температуры выше критических точек на $30 \dots 50$ °С, выдерживают при этой температуре для прогрева заготовки и затем быстро охлаждают. При этом в стали из аустенита образуется *мартенсит закалки*.

Различают *полную закалку* с температуры $A_{C3} + (30 \dots 50)$ °С для доэвтектоидных сталей или $A_{C1} + (30 \dots 50)$ °С для эвтектоидной (из полностью аустенитного состояния) и *неполную* $A_{C1} + (30 \dots 50)$ °С для заэвтектоидных сталей. Полную закалку для заэвтектоидных сталей не применяют из-за большого количества остаточного аустенита (с низкой твёрдостью) и риска коробления или разрушения деталей.

Способность стали принимать закалку на определённую глубину называется *прокаливаемость*. Углеродистые стали имеют низкую прокаливаемость, поэтому их закалывают в воду. Прокаливаемость легированных сталей намного больше, поэтому их можно калировать в масле.

Закаливаемость – это способность стали повышать твёрдость в результате закалки (чем больше углерода растворено в аустените при нагревании, тем больше твёрдость мартенсита закалки).

Мартенсит закалки нестабилен, очень хрупок и имеет высокие остаточные напряжения из-за сильного искажения кристаллической решётки. В таком состоянии он не применим для использования в деталях конструкций или инструментах.

Для получения требуемого комплекса механических свойств и надёжности сталь после закалки подвергают нагреву.

Отпуск стали – нагрев закалённой стали, выдержка и охлаждение. Проводится с целью снятия остаточных термических напряжений и получения требуемого комплекса механических свойств стали.

В зависимости от температуры различают:

– *низкий отпуск* при $150 \dots 200$ °С с целью снижения остаточных напряжений при сохранении высокой твёрдости на структуру *мартенсита отпуска*;

– *средний отпуск* при $450 \dots 500$ °С на структуру зернистого *тростита отпуска* обеспечивает высокую упругость и повышенную вязкость стали;

– *высокий отпуск* при $550 \dots 600$ °С – обработка на зернистый *сорбит отпуска*, сочетающий высокую вязкость и достаточно высокую прочность стали.

Иногда после среднего или высокого отпуска рекомендуется быстрое охлаждение (в сталях, легированных хромом) для предотвращения отпускной хрупкости.

В некоторых случаях при изготовлении деталей необходимо, чтобы на поверхности материал обладал высокой твёрдостью, прочностью, износостойкостью, а в сердцевине сохранял высокую вязкость. Для получения такого распределения свойств применяют методы химико-термической обработки (ХТО).

Цементация – вид ХТО, заключающийся в поверхностном насыщении стальной детали углеродом при температуре $A_{C3} + (10 \dots 20)$ °С в течение трёх – шести часов с последующей полной закалкой и низким отпуском. В результате на поверхности деталей будет твёрдый высокоуглеродистый мартенсит отпуска, а в сердцевине – вязкий малоуглеродистый мартен-

сит отпуска или исходная феррито-перлитная структура в случае низкой прокаливаемости стали.

Схемы термообработки сталей

Конструкционные стали

1. Цементуемые (0,15...0,30) % С – цементация; полная закалка + низкий отпуск.
2. Улучшаемые (0,35...0,50) % С – полная закалка + высокий отпуск.
3. Пружинно-рессорные(0,55...0,80) % С – полная закалка + средний отпуск.

Инструментальные стали

1. Доэвтектоидные и эвтектоидные – полная закалка + низкий отпуск.
2. Заэвтектоидные – неполная закалка + низкий отпуск на структуру *мартенсит отпуска + вторичный цементит + остаточный аустенит*.

Этой термообработке обычно предшествует маятниковый отжиг заэвтектоидных сталей (циклические нагрев и охлаждение в диапазоне температур $A_{c1} \pm 50$ °С).

Порядок выполнения работы

1. Получить от преподавателя образцы трёх сталей с различным содержанием углерода. Измерить твёрдость на приборе Роквелла.

Выбрать температуру нагрева под закалку и время выдержки для каждого из образцов.

Поместить образцы в печь, нагретую до выбранной температуры, и после прогрева провести закалку в воду или масло.

Измерить твёрдость на приборе Роквелла.

Сравнить полученные до и после закалки значения и сделать вывод о закаливаемости каждой стали.

2. Назначить режим термической обработки стали (варианты в табл. 1) для получения оптимальных механических свойств, исходя из её назначения:

- определить по марке стали её назначение;
- выбрать схему термообработки стали;
- определить температурные режимы обработки;
- описать изменение структуры стали в процессе термической обработки (за исходное состояние взять отожженный металл).

При выборе режимов термической обработки в зависимости от назначения и состава стали можно пользоваться схемами, приведёнными выше.

1. Варианты марок сталей к заданию 2

№ варианта	1	2	3	4	5	6
Марка стали	65С2В А	18ХГ Т	У9А	80	У7А	20Х
№ варианта	7	8	9	10	11	12
Марка стали	70С3А	9ХФ	45Г2	30ХГ	У13А	60С2Х

				С		А
№ варианта	13	14	15	16	17	18
Марка стали	50ХФ А	35ХМ	У8	60С2	4ХМФС	38ХА
№ варианта	19	20	21	22	23	24
Марка стали	75	50ХГ	У12А	15ХФ	50ХГФ А	У8Г
№ варианта	25	26	27	28	29	30
Марка стали	60С2Н 2	40ХФ А	20ХГ Р	9ХС	50Г2	50ХН

Содержание отчёта

1. Название и цель работы.
2. Описание образцов сталей, выбранные температуры закалки, значения их твёрдости до и после термообработки, сравнение закаливаемости сталей с разным содержанием углерода.
3. Результаты выбора режима термообработки стали по заданию 2.

Контрольные вопросы

1. Образование аустенита при нагревании стали. Критические точки стали.
2. Виды термообработки стали.
3. Прокаливаемость и закаливаемость стали.
4. Какую структуру имеет сталь после нагрева до выбранной температуры закалки?
5. Какую структуру имеет сталь после закалки?
6. Какую структуру имеет сталь после выбранного отпуска?

Литература: [1 – 3].

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЮРАЛЮМИНИЯ

Цель работы: изучить принципы упрочнения сплавов методом дисперсионного твердения на примере алюминий-медных сплавов.

Приборы, приспособления и материалы: нагревательные печи, твердомер, закалочная ванна, закалочные клещи, образцы дюралюминия.

Краткая теория

Одним из методов повышения прочности цветных сплавов при термообработке является *дисперсионное твердение*. Этот метод применяется тогда, когда в металле при нагревании не происходит перестройки кристаллической решётки, но увеличивается растворимость легирующих элементов. Равновесная структура таких сплавов содержит зерна твёрдого раствора и включения второй фазы (обычно – твёрдого химического соединения).

Термообработка состоит из закалки и последующего отпуска, который в этом случае называется старением. При нагревании зерна второй фазы растворяются в твёрдом растворе. При закалке сплав полностью или частично сохраняет атомную структуру, характерную для высокотемпературного состояния. Последующий нагрев активизирует диффузию (тепловое движение) атомов и постепенно приближает фазовый состав к равновесному состоянию. Выбирая температуру старения, можно менять скорость диффузии, а значит управлять структурой металла (менять размер включений второй фазы, которую называют фаза-упрочнитель).

В результате этой термообработки получается структура, состоящая из вязкой матрицы, внутри которой равномерно располагаются мелкие (дисперсные) выделения второй, твёрдой фазы. Сплавы с такой структурой имеют очень высокую прочность и низкую пластичность. Это связано с тем, что пластическая деформация осуществляется в кристаллических материалах за счёт движения дислокаций. Мелкие включения твёрдой фазы тормозят это движение, поэтому пластичность уменьшается, а прочность растёт. Зарождение трещин в такой структуре затруднено, поэтому материал обладает высокой вязкостью.

Принцип дисперсионного твердения применяют и в сплавах на основе железа (безвольфрамовые быстрорежущие стали).

К дюралюминам относятся пластически деформируемые алюминиевые сплавы, которые легируют медью, магнием, кремнием и марганцем для получения высокой прочности после термообработки. Они применяются для изготовления деталей и элементов конструкций средней и повышенной прочности, требующих долговечности при переменных нагрузках.

Дюралюмины – многокомпонентные сплавы (табл. 1), и для правильного выбора их термической обработки следует использовать тройные или четверные равновесные диаграммы состояния. Однако, главным легирующим компонентом является медь, поэтому диаграмма алюминий-медь (рис. 1) позволяет достаточно точно спрогнозировать превращения при термообработке этих сплавов.

1. Химический состав дуралюминов, вес. %

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

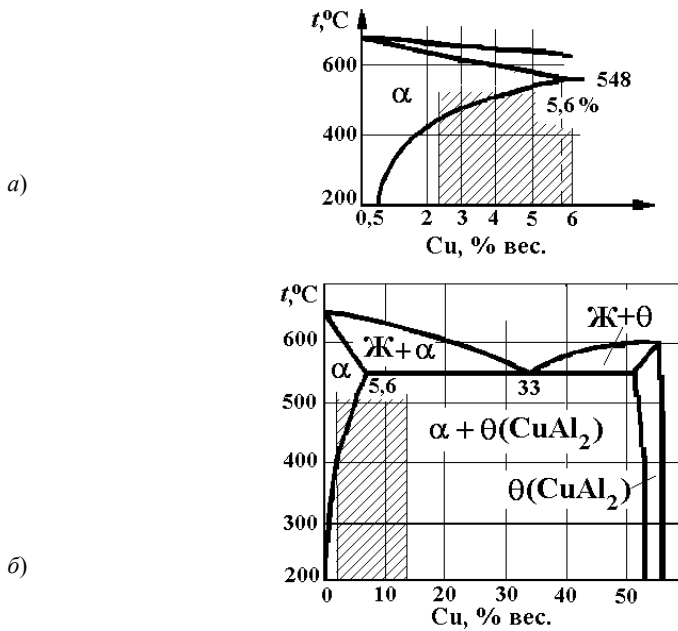


Рис. 1. Равновесная диаграмма состояния Al–Cu
(заштрихованная область – термоупрочняемые сплавы)

Алюминий с медью образует ограниченный твёрдый раствор замещения (рис. 1, а). Максимальная растворимость достигается при температуре 548 °С и составляет 5,6 вес. %. С уменьшением температуры до комнатной растворимость падает до 0,5 вес. %.

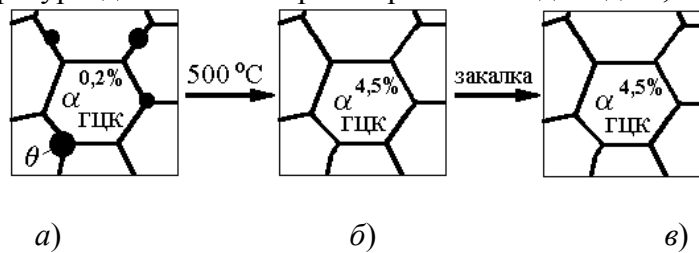


Рис. 2. Изменение структуры дуралюминия при закалке

В Al–Cu сплавах с содержанием меди больше 0,5 вес. %, но меньше 5,6 вес. % равновесная структура (рис. 2, а) будет состоять из зёрен пластичного твёрдого раствора α и крупных включений твёрдой θ -фазы (CuAl_2). В реальных сплавах есть и другие соединения – CuMgAl_2 , CuMg_4Al_6 , Mg_2Al_3 и др.

Сплав, имеющий после отжига такую структуру, не обладает высокой пластичностью. Для обработки на максимальную пластичность дуралюминий следует нагреть до температу-

ры 450...500 °С, при которой β -фаза растворится и останется только пластичный твёрдый раствор β (рис. 2, б). При этих температурах обычно ведут горячую прокатку металлических заготовок (более высокий нагрев может вызвать сильное окисление сплава по границам зёрен, его охрупчивание и даже оплавление).

Штамповку проще вести при комнатной температуре, поэтому для сохранения высокой пластичности делают закалку (обычно в воду). При быстром охлаждении не успевают произойти диффузионные движения атомов в сплаве (не выделяются кристаллы β -фазы) – однофазная структура твёрдого раствора сохраняется (рис. 2, в). Такой раствор содержит 5,6 вес. % Си вместо равновесных 0,5 вес. % Си – он пересыщенный, но лишние атомы меди расположены случайно и слабо искажают кристаллическую решётку. Поэтому дуралюмин с такой структурой будет иметь более высокую прочность, чем отожжённый (табл. 2), но одновременно *очень высокую пластичность*.

При комнатной температуре скорость диффузии мала, поэтому в течение 3...5 ч после закалки сплав будет хорошо обрабатываться давлением. При большем времени выдержки пластичность начинает ухудшаться, так как сплав стареет.

Различают естественное и искусственное старение, которые используют для повышения прочности заготовок после обработки давлением.

Естественное (низкотемпературное) старение происходит в закалённом дуралюмине при комнатной температуре. В таких сплавах при 20 °С скорость диффузии атомов очень мала (3–4 межатомных расстояния в сутки). Однако этого перемещения хватает, чтобы уменьшить свободную энергию сплава за счёт группирования атомов меди.

2. Влияние термообработки на механические свойства дуралюминов

Марка	Режим термообработки	Предел прочности, $\sigma_{\text{в}}$, Па	Предел текучести, $\sigma_{\text{т}}$, МПа	Относительное удлинение, δ , %
Д1	Отжиг	210	110	18
	Закалка	250	120	24
	Закалка + старение	490	320	14
Д16	Отжиг	220	110	18
	Закалка	260	130	23
	Закалка + старение	540	400	11

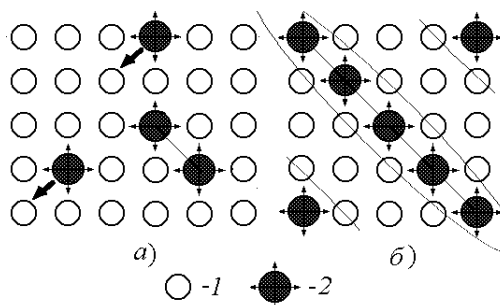


Рис. 3. Образование зон Гинье – Престона при естественном старении:
а – исходное состояние; **б** – скопление атомов меди;
1 – атомы алюминия; **2** – атомы меди

Вокруг каждого отдельного атома замещения (Cu) в ГЦК решётке α -раствора 12 атомов алюминия смещены из своего положения равновесия (рис. 3, а). Если же два атома Cu располагаются рядом, искажение решётки будет меньше. Поэтому в процессе выдержки при комнатной температуре атомы меди образуют огромное количество плоских скоплений (рис. 3, б) в виде дисков толщиной $(10...20) \cdot 10^{-10}$ м, которые были названы зонами Гинье – Престона (ГП) по фамилиям первооткрывателей.

ГП-зоны трудно увидеть даже в электронном микроскопе. Эти зоны имеют решётку α -раствора, но отличаются расстоянием между атомами. Поэтому вокруг них в твердом растворе создаются мощные искажения кристаллической решётки, которые не дают двигаться дислокациям. Поэтому пластичность сплава падает, а прочность растёт.

Закалка дуралюмина с последующим естественным (или зонным) старением обеспечивает максимальную прочность сплава.

Если естественно состаренный сплав кратковременно (5...10 мин) нагреть до 200 °С, то активизация диффузии атомов приводит к рассасыванию зон Гинье – Престона (атомы меди снова располагаются случайно в твёрдом растворе); закалка с 200 °С возвращает сплаву высокую пластичность. Это явление получило название *возврата при естественном старении*.

Искусственное (высокотемпературное) старение – это процесс распада неравновесного пересыщенного твёрдого раствора при нагревании с выделением второй фазы (рис. 4, а). При нагревании увеличивается скорость диффузии атомов меди и они уходят из пересыщенного раствора, образуя дисперсные частицы равновесной α -фазы размером 50...100 нм, равномерно распределённые внутри пластичной матрицы. С ростом температуры и времени старения твёрдость дуралюминия растёт. Обычно его старят при температуре 100 °С в течение одного часа. Полученная структура (рис. 4, б) обеспечивает прочность на 20...30 % меньше, чем после естественного старения. Однако после фазового (искусственного) старения в материале сплав имеет низкий уровень остаточных напряжений, поэтому он имеет более высокую коррозионную стойкость.

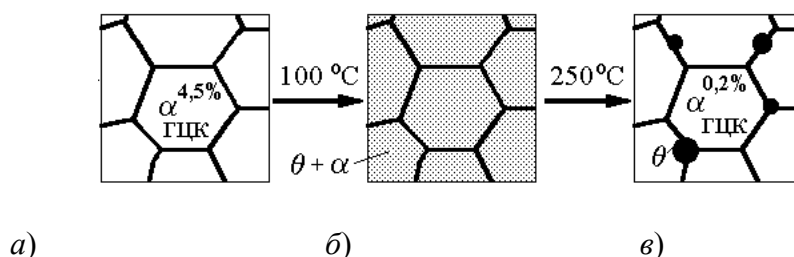


Рис. 4. Изменение структуры дуралюминия при фазовом (искусственном) старении

В случае увеличения температуры старения выше 100 °С ускорение диффузии приводит к коагуляции (укрупнению) зёрен α -фазы. При этом (в соответствии с моделью Э. Орована) облегчается движение дислокаций через твёрдые включения, пластичность сплава увеличивается, а прочность падает. Такое явление называют *перестариванием* дуралюминия (рис. 4, в – старение в течение 5 мин при 250 °С). Этот брак термообработки можно исправить только повторной закалкой с 500 °С (т.е. из α -раствора).

Порядок выполнения работы

1. Получить у преподавателя образцы дуралюмина в отожжённом состоянии и после естественного старения. Измерить их твёрдость. Результаты записать в табл. 3.

3. Изменение твёрдости дуралюминия при термической обработке

Режим термической обработки	Отжиг	Закалка	Зонное старение	Фазовое старение при 100 °С, мин			
				10	20	30	40
Твёрдость НВ, МПа							

2. Произвести закалку образцов дуралюмина с температуры 450...500 °С в воду.

3. Измерить твёрдость дуралюмина после закалки.

4. Провести искусственное старение образцов при температуре 100 °С в течение 10, 20, 30 и 40 мин. Для этого загрузить в печь, нагретую до 100 °С, все образцы и выдержать их в течение 1...2 мин для прогревания по всему сечению. После этого засесть начало времени выдержки по часам. По истечении каждой заданной выдержки вынимать из печи по одному образцу и охлаждать его в воде.

5. Измерить твёрдость образцов дуралюмина после различных режимов искусственного старения.

6. Построить график изменения твёрдости при искусственном старении сплава Д1. Сравнить эти значения с его свойствами после зонного старения.

7. Объяснить характер изменения механических свойств дуралюмина при дисперсионном твердении.

Содержание отчёта

1. Двойная диаграмма Al–Cu.

2. Краткое описание схемы термообработки дуралюмина. Виды старения после закалки этих сплавов и получаемые свойства.

3. График изменения твёрдости сплава в процессе искусственного старения.

Контрольные вопросы

1. Какие сплавы на диаграмме алюминий-медь можно упрочнить термообработкой?

2. Как термообработать дуралюминий на максимальную пластичность?

3. Что такое дисперсионное твердение сплавов?

4. Как термообработать дуралюминий на максимальную прочность?

5. Что происходит при зонном старении дуралюминия?

6. Что происходит при искусственном старении дуралюминия?

7. Как термообработать дуралюминий на высокую прочность и коррозионную стойкость?

Литература: [1; 3; 4].

ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Цель работы: ознакомиться с понятием теплостойкости (красностойкости), структурными изменениями, происходящими при нагревании инструментальных сталей.

Приборы и оборудование: электропечи, твердомер Роквелла.

Краткая теория

Основные материалы для режущего инструмента делятся на углеродистые, малолегированные, быстрорежущие стали и металлокерамические твердые сплавы. В рабочем состоянии стали должны иметь твердость не ниже 60...64 HRC. Такую твердость обеспечивает закалка с последующим низким отпуском для снятия остаточных напряжений на структуру мартенсита отпуска. Если в результате закалки кроме мартенсита получается остаточный аустенит (твердость которого невелика), это компенсируют наличием в нем мелкодисперсных карбидов железа (Цп) и легирующих элементов.

В процессе резания выделяется большое количество тепла, которое приводит к разогреву режущей кромки инструмента. Чем выше скорость резания, тем больше температура инструмента.

Красностойкость (теплостойкость) инструментальной стали определяется максимальной температурой, до которой она сохраняет свою высокую твердость.

Снижение твердости инструмента при нагревании определяется процессами, протекающими при IV превращении в сталях: распадом мартенсита и коагуляцией (укрупнением карбидных частиц). Легирование мартенсита стали тугоплавкими элементами (вольфрамом, молибденом, ванадием, хромом) уменьшает скорость диффузии и тем замедляет эти процессы, сдвигая их к более высокой температуре и увеличивая теплостойкость. Эти элементы при нагревании мартенсита до 550...600 °C связывают выделяющийся из него углерод в карбидные фазы, причем карбиды мелкодисперсные. Процесс называют дисперсионным твердением. Имея более высокую твердость, чем мартенсит, карбиды увеличивают твердость быстрорежущих сталей при нагревании.

По теплостойкости применяемые материалы подразделяют на:

- нетеплостойкие, сохраняющие твердость до 200 °C (углеродистые У7, У8, У13 и низколегированные стали 9ХФ, 9ХС, 13Х, В2Ф);
- полутеплостойкие – до 400...500 °C (среднелегированные стали Х6ВФ, Х6Ф4М, Х12М);
- теплостойкие – до 600...650 °C (высоколегированные быстрорежущие стали Р18, Р6М5, Р6М5Ф3, Р6М5К5);
- с повышенной теплостойкостью – до 800...1000 °C (металлокерамические твердые сплавы ВК8, Т5К10, ТТ7К12).

Углеродистые и малолегированные инструментальные стали применяют при изготовлении инструмента для резания с малыми скоростями, когда не происходит сильный разогрев режущей кромки.

Высокие режущие свойства быстрорежущей стали нормальной производительности обеспечиваются за счёт легирования сильными карбидообразующими элементами: вольфрамом, молибденом, ванадием (Р18, Р6М5, Р9).

Стали повышенной производительности (теплостойкость 625...640 °C) дополнительно легированы кобальтом и ванадием. К ним относятся вольфрамокобальтовые стали (Р9К10), вольфрамованадиевые (Р9Ф5, Р12Ф3), вольфрамованадиевые с кобальтом (Р10Ф5К5, Р12Ф4К5), вольфрамованадиевые с кобальтом и молибденом (Р12Ф3К10М3, Р12Ф2К5М3).

К группе быстрорежущих сталей повышенной производительности относят также дисперсионно-твердеющие сплавы с интерметаллидным упрочнением. Их высокая теплостойкость обеспечивается высокой температурой перехода $\alpha \rightarrow \gamma$ и выделением при отпуске интерметаллидов, имеющих более высокую устойчивость к коагуляции при нагреве, чем карбиды (P10M5K25), а значит более высокую твёрдость.

Металлокерамические твердые сплавы, составленные из карбидов вольфрама, титана, в связке из кобальта, сохраняют режущие свойства до 1000 °С. Их применяют для резания с повышенной скоростью труднообрабатываемых материалов.

Характеристики теплостойкости различных инструментальных материалов приведены на рис. 1.

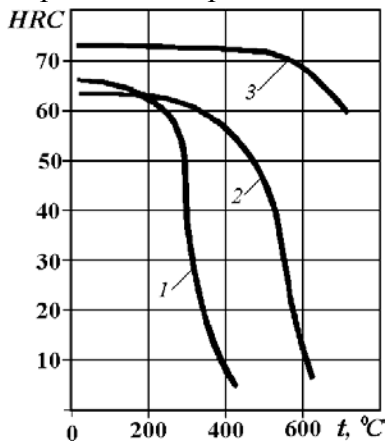


Рис. 1. Красноточность инструментальных сталей:

1 – углеродистые; 2 – быстрорежущие;
3 – твердые сплавы (пересчет на HRC)

Порядок выполнения работы

1. Получить образцы инструментальных материалов, подвергнутых закалке и низкому отпуску.
2. Измерить твёрдость каждого образца по Роквеллу.
3. Поместить образцы в печь, разогретую до температур, указанных ниже. Выдержать 40 мин и затем охладить их на воздухе:
 - а) углеродистые стали до 250, 300, 350, 400 °С;
 - б) быстрорежущие стали до 500, 600, 650, 700 °С;
 - в) металлокерамические сплавы до 800, 900, 1000, 1100 °С.
4. Измерить твёрдость образцов после нагревания, и результаты для каждой стали занести в табл. 1.

1. Результаты контроля теплостойкости инструментальных сталей

Марка стали	Температура выдержки, °С			
	t_1	t_2	t_3	t_4
Твёрдость, HRC				

5. Построить графическую зависимость твердость HRC – температура нагрева.
6. Оценить теплостойкость каждой марки сплава.

Содержание отчёта

1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Материалы и приборы.
4. Графики кривых красноточности твердость–температура нагрева.

Контрольные вопросы

1. Каков состав инструментальных сталей?
2. Какова твёрдость инструментальных сталей?
3. Какая структура обеспечивает высокую твёрдость инструментальной стали?
4. Что происходит при отпуске?

5. Природа теплостойкости?

Литература: [1; 2; 6].

МАРКИРОВКА СТАЛЕЙ

Цель работы: изучить принципы обозначения марок машиностроительных сталей и сплавов на основе железа и научиться читать маркировку.

Стали применяют для изготовления деталей машин и механизмов, инструментов, оснастки и оборудования, необходимых для технологического процесса их производства.

Единой мировой системы маркировки сталей не существует. В США применяется сразу несколько систем AISI, ASTM, UNS. В Европе используют DIN, ECISS, EN. В России и других странах СНГ применяют самую совершенную систему обозначения марок стали, разработанную в СССР.

Маркировка стали зависит от её металлургического качества, назначения и химического состава.

Металлургическое качество стали зависит от её чистоты по вредным примесям (сере S и фосфору P) и неметаллическим включениям.

По металлургическому качеству сталь разделяют на:

- сталь обыкновенного качества (S не более 0,055...0,060 %; P не более 0,05...0,07 %);
- качественную (S не более 0,03 %; P не более 0,03 %);
- высококачественную (S не более 0,025 %; P не более 0,025 %);
- особо высококачественную (S не более 0,015 %; P не более 0,015 %; ограничение по количеству неметаллических включений на единице площади металлографического шлифа).

Металлургическое качество стали определяет алгоритм дальнейшей расшифровки марки.

По назначению сталь делят на следующие основные группы:

- конструкционные (ГОСТ 4543–71);
- инструментальные (углеродистые ГОСТ 4405–75, легированные ГОСТ 1435–74);
- стали с особыми свойствами (ГОСТ 24982–81).

По химическому составу сталь делят на углеродистую и легированную.

По содержанию углерода различают мало- (до 0,25 % C), средне- (0,25...0,6 % C) и высокоуглеродистую (свыше 0,6 % C) сталь.

По степени легирования (т.е. по суммарному количеству легирующих добавок) различают мало- (до 2,5 %), средне- (2,5...10 %) и высоколегированные (более 10 %) стали.

Маркировка стали обыкновенного качества

Применяется для изготовления конструкционных деталей неответственного назначения (несущие конструкции, корпусные детали, панели).

Сталь углеродистую обыкновенного качества (ГОСТ 380–94) выпускают следующих марок: Ст0, Ст1кп, Ст1пс, Ст1сп, Ст2кп, Ст2пс, Ст2сп, Ст3кп, Ст3пс, Ст3сп, Ст3Гпс, Ст3Гсп, Ст4кп, Ст4пс, Ст4сп, Ст5пс, Ст5сп, Ст5Гпс, Ст6пс, Ст6сп.

Структура марки стали обыкновенного качества:

- буквы Ст в марке обозначают «Сталь обыкновенного качества»;
- цифра после Ст – условный номер марки в зависимости от химического состава стали в ГОСТ 380–94.

Иногда после этой цифры может стоять буква Г, означающая легирование стали марганцем до 1,5 % (другие легирующие добавки в сталях обыкновенного качества не используют);

- маленькие буквы в конце марки – степень раскисления («кп» – кипящая; «пс» – полуспокойная; «сп» – спокойная).

Пример: Сталь Ст4кп – сталь обыкновенного качества (неверно говорить – обычного!) № 4 по ГОСТ 380–94, кипящая.

Маркировка качественной стали

Этот класс сталей отличается более высокой надёжностью, чем сталь обыкновенного качества, и в отличие от высококачественной имеет умеренную цену, поэтому получил наиболее широкое применение в машиностроении.

Качественную сталь маркируют содержанием углерода и легирующих элементов. Обычно в стандарте на качественную сталь приводят варианты рекомендуемых режимов её термической обработки и получаемые при этом механические свойства.

Качественная конструкционная сталь маркируется содержанием углерода, указанным в сотых долях весового процента (обычно указывают значение, соответствующее середине марочного интервала).

Примеры. Сталь 08кп – сталь качественная конструкционная с содержанием 0,08 % углерода, кипящая.

Сталь 80 – сталь качественная конструкционная с содержанием 0,80 % углерода.

Качественная инструментальная сталь маркируется содержанием углерода, указанным в десятых долях процента (обычно указывают значение, соответствующее середине марочного интервала). Углеродистая (нелегированная) инструментальная сталь дополнительно маркируется буквой У, которая ставится перед числом, обозначающим содержание углерода.

Примеры. Сталь У8 – сталь качественная инструментальная с содержанием 0,8 % углерода, кипящая.

Сталь У13 – сталь качественная инструментальная с содержанием 1,3 % углерода.

Иногда трудно различить по назначению легированные стали со сходной маркой. Обычно предельное содержание углерода в инструментальных сталях не превышает 1,3 %. Такие высокоуглеродистые инструментальные стали обычно легируют только хромом.

Пример. Сталь 11Х, сталь 13Х – качественные инструментальные стали, легированные хромом до 1 % с содержанием углерода 1,1 и 1,3 %, соответственно.

В некоторых марках легированной инструментальной стали в начале марки может быть не указано содержание углерода. В этом случае содержание углерода до 1 % (Это ещё один признак инструментальной стали).

Пример. Сталь Х – сталь качественная инструментальная с содержанием до 1 % углерода, до 1 % хрома.

Содержание легирующих добавок в качественных легированных сталях (и конструкционных, и инструментальных) указывается русской прописной буквой, обозначающей элемент (табл. 1), и стоящим после буквы числом, указывающим содержание вещества в весовых процентах (обычно указывают значение, соответствующее середине марочного интервала). Если после буквы, обозначающей легирующий элемент, число не стоит – его содержание менее (до) 1 %.

1. Маркировка легированных сталей

А (внутри марки) азот	А (в начале марки) автоматная	А (в конце марки) высококачественная	Б ниобий
В вольфрам	Г марганец	Д медь	Е селен
К кобальт	Л (в конце марки) литейная	М молибден	Н никель
П	Р	Р	С

ф(<u>пх</u>)осфор	(внутри марки) бор	(в начале марки) рапидная (вольф-рам)	сил и ций (кремний)
<u>Т</u> титан	<u>У</u> углеродистая инструментальная в 0,1 % С	<u>Ф</u> в(<u>ф</u>)анатидий	<u>Х</u> хром
<u>Ц</u> цирконий	<u>Ч</u> ц(<u>ч</u>)ерий	<u>Ш</u> шарикоподш и п-никовая сталь	<u>Ю</u> ал ю миний

2. Примерное назначение конструкционных сталей

Марка	Назначение
Ст1, Ст2	Неответственные корпусные детали (получаемые глубокой вытяжкой или сваркой)
Ст3пс, Ст3кп	Гнутые профили с толщиной листа 1...9 мм, уголки
Ст5пс, Ст5сп	Болты, гайки, ручки, штыри, тяги и др.
08кп, 10	Детали, изготавливаемые холодной штамповкой и холодной высадкой (сложные корпуса, несущие конструкции)
30, 35	Детали, испытывающие небольшие напряжения (оси, шпиндели, звёздочки, диски, валы)
40, 45	Детали, от которых требуется повышенная прочность (коленчатые и распредвалы, шатуны, зубчатые венцы)
50, 55	Зубчатые колёса, прокатные валки, штоки, валы, эксцентрики, малонагруженные пружины и рессоры
60, 70, 80	Детали с высокими прочностными и упругими свойствами (шпиндели, пружинные кольца)
10ХСНД, 09Г2СЮч	Для деталей ответственных сварных конструкций повышенной прочности
09Г2, 09Г2С	Для деталей сварных конструкций
15Х, 15ХФ	Хорошо цементуется. Валы распределительные, толкатели, мелкие детали, работающие в условиях износа при трении
18ХГТ, 20ХГР	Для цементуемых деталей, работающих на больших скоростях при высоких давлениях и ударных нагрузках (зубчатые колёса, шпиндели, кулачковые муфты, втулки и др.)
40Х, 45Х,	Улучшаемая сталь. Для деталей, работаю-

50X	щих на средних скоростях и давлениях (зубчатые колёса, шпиндели в подшипниках качения, червячные валы)
45XH, 50XH	Аналогично применению стали 40X, но для деталей больших размеров
60C2, 60C2A, 65Г	Для рессор из полосовой стали толщиной 3...16 мм и пружинной ленты толщиной 0,08...3 мм; для витых пружин из проволоки диаметром 3...16 мм. Обрабатываются резанием плохо. Максимальная температура эксплуатации 250 °С
50XФА, 50XГФА	Для ответственных пружин и рессор, работающих при повышенной температуре (до 300 °С) с многократными переменными нагрузками
65ГСА, 65С2ВА	Для ответственных высоконагруженных пружин и рессор из калиброванной стали и пружинной ленты

3. Примерное назначение инструментальных сталей

Марка	Назначение
У7, У7А	Для слесарно-монтажных инструментов – молотков, кувалд, бородок, отвёрток, плоскогубцев, острогубцев, боковых кусачек и др.
У8, У8А, У8Г, У8ГА, У9, У9А	Для изготовления инструментов, работающих без разогрева режущей кромки. Для калибров простой формы и пониженных классов точности. Для изготовления плоских и витых пружин и пружинящих деталей сложной конфигурации, мелких конструктивных деталей, в том числе для часов
У10, У10А, У11, У11А	Для штампов холодной штамповки небольших размеров и без резких переходов по сечению. Для калибров простой формы и пониженных классов точности. Для накатных роликов, напильников, шаберов слесарных и др.
У13, У13А	Для инструментов с пониженной износостойкостью при умеренных и значительных удельных давлениях (без разогрева режущей кромки); напильников, бритвенных лезвий и ножей, острых хирургических инструментов, шаберов, гравировальных инструментов
Х, 9Х18	Измерительные инструменты
ХВГ, Х12М, Х12Ф1	Штампы для холодной штамповки, валки для накатки резьбы
4Х5В2ФС,	Штампы для вытяжки, прессования и вы-

4Х5МФС	садки
5ХНВ, 5ХГСНВ	Молотовые и высадочные штампы
3Х12В12Ф, 2Х12В8К10	Формы для литья железных сплавов
Х6ВФ, 9Х5ВФ	Ножовочные полотна
Р12, Р6М3, Р9	Свёрла, протяжки, долбяки, фрезы
Р18, Р14Ф4	Метчики, плашки резьбонарезные, свёрла

Исключением являются подшипниковые стали типа ШХ15, в которых содержание хрома указано в десятых долях % (1,5 % Cr).

Примеры. Сталь 10ХСНД – сталь качественная конструкционная с содержанием 0,10 % углерода, хрома, кремния, никеля, меди до 1 % каждого.

Сталь 18Г2АФ – сталь качественная конструкционная с содержанием 0,18 % углерода, марганца 2 %, азота, ванадия до 1 % каждого.

Сталь 9ХС – сталь качественная инструментальная с содержанием 0,9 % углерода, хрома и кремния до 1 % каждого.

Сталь ХГ2ВМ – сталь качественная инструментальная с содержанием до 1 % углерода, марганца 2 %, вольфрама и молибдена до 1 % каждого.

При обозначении легирующих элементов буквами русского алфавита принято использовать «звучащие» буквы в их названии (выделены в табл. 1 скобками).

Некоторые марки сталей разрабатывали в специализированных отраслях машиностроения. Они имеют отличия от общих принципов маркировки сталей.

4. Примерное назначение коррозионностойких сталей и сплавов

Марка	Назначение
20Х13, 08Х13, 25Х13Н2	Для деталей с повышенной пластичностью, подвергающихся ударным нагрузкам и работающих в слабоагрессивных средах. Мартенситная сталь
14Х17Н2, 12Х13	Для различных деталей химической и авиационной промышленности. Феррито-мартенситная сталь
95Х18	Для деталей высокой твердости, работающих в условиях износа. Мартенситная сталь
09Х15Н8Ю, 07Х16Н6	Для высокопрочных изделий, упругих элементов
08Х10Н20Т2	Немагнитная сталь для деталей, работающих в морской воде, аустенитная немагнитная
03Х13АГ19	Для деталей, работающих в слабоагрессивных средах, а также при температурах до $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$
12Х18Н10Т, 03Х18Н12	Для сварных конструкций в разных отраслях промышленности, аустенитная

	немагнитная
15X18H12C4ТЮ	Для сварных изделий, работающих в воздушной и агрессивной средах, в концентрированной азотной кислоте
120Г10ФЛ, 130Г14ХМФАЛ	Аустенитная сталь для деталей, работающих в условиях износа с ударом, литейная

Стали, проходящие промышленные испытания, часто маркируют буквами ЭИ или ЭП (завод «Электросталь» Московской области), ДИ (завод «Днепроспецсталь»), ЗИ (Златоустовский завод) с соответствующим очередным номером плавки. Здесь буква И означает – исследовательская, а буква П – пробная. Некоторые удачные по свойствам стали сохраняют свою старую марку в промышленной практике.

Примеры. Сталь 03X21H21M (ЗИ35), сталь 10X17H13M3T (ЭИ 432), сталь P7T (ЭП200), сталь 10X13Г18Д (ДИ61).

Для изготовления подшипников качения разработана группа специальных шарикоподшипниковых сталей, которые обозначают буквой Ш в начале марки. Высокие требования к чистоте по вредным примесям в этих сталях относят их к категории высококачественных. В таких сталях содержание хрома указано в марке в десятых долях процента (сталь ШХ4, ШХ15, ШХ20СГ).

При высокоскоростном резании металлов широко применяют так называемые быстрорежущие (рапидные) стали. Они маркируются буквой Р в начале марки. Число, стоящее после этой буквы, обозначает содержание вольфрама в процентах. Обычно кроме вольфрама эти стали легированы 4 % хрома и 1 % ванадия (старое название – сталь 18-4-1), но указывать их в характеристике стали не надо.

Пример. Сталь Р18 – высококачественная (см. ниже) быстрорежущая инструментальная сталь; содержание углерода до 1 %, 18 % вольфрама.

Маркировка высококачественной стали

Стали этого класса обладают большой надёжностью, сочетанием высокой прочности и стойкости против хрупкого разрушения, комплексом специальных свойств. Это достигается жёстким контролем чистоты материала по вредным примесям и введением большого количества легирующих добавок. Они применяются для изготовления ответственных деталей, работающих в жестких условиях эксплуатации.

Маркировка высококачественных сталей похожа на качественные.

На высокое качество стали указывает буква А в конце марки или высокое суммарное содержание легирующих элементов (более 8...10 %). Высоколегированная сталь – высококачественная.

Примечание: если в марке стали очень много букв, обозначающих легирующие элементы, содержание которых до 1 %, – это качественная сталь (экономно легированная сталь 12ГН2МФАЮ).

Примеры. Сталь 90X4M4Ф2В6Л – сталь высококачественная конструкционная с содержанием 0,90 % углерода, 4 % хрома, 4 % молибдена, 2 % ванадия, 6 % вольфрама, литейная.

Сталь 18X2H4BA – сталь высококачественная конструкционная с содержанием 0,18 % углерода, хрома 2 %, никеля 4 %, вольфрама до 1 %.

Сталь Р18К5Ф2 – сталь высококачественная быстрорежущая инструментальная с содержанием углерода до 1 %, 18 % вольфрама, 5 % кобальта, 2 % ванадия.

Сталь 9X18 – сталь высококачественная инструментальная с содержанием 0,9 % углерода, 18 % хрома.

Маркировка особо высококачественной стали

Для получения самого высокого комплекса различных свойств сталь выплавляют из чистых шихтовых материалов в вакуумно-индукционной печи (ВИП или ВИ). Другой способ – дополнительная очистка для максимального удаления вредных примесей – переплав. Существуют различные методы рафинирования стали: обработка расплавленной стали синтетическим шлаком (СШ), вакуумно-дуговой переплав (ВДП или ВД), электрошлаковый переплав (ЭШП или Ш) или их сочетание (ШД), электронно-лучевой переплав (ЭЛП) и плазменно-дуговой переплав (ПДП).

В марке особо высококачественной стали после обозначения химического состава через тире указывают тип выплавки или переплава.

Примеры. Сталь 01Х25-ВИ – сталь особо высококачественная с содержанием 0,01 % углерода, 25 % хрома, вакуумно-индукционной выплавки. Сталь ШХ15-ШД – сталь особо высококачественная подшипниковая с содержанием углерода до 1 %, хрома 1,5 % после электрошлакового переплава с последующим вакуумно-дуговым переплавом.

Маркировка автоматной стали

Автоматная сталь (ГОСТ 1414–75) предназначена для изготовления мелких винтов, гаек, шпилек и других конструкционных деталей неотчетственного назначения или работающих без ударных нагрузок.

Для обеспечения низкой себестоимости этих метизов эти детали должны изготавливаться на металлорежущих станках-автоматах, которые устойчиво работают только при обработке охрупченной стали.

Для получения хрупкой стружки на этих станках применяют автоматные стали, легированные серой до 0,3 % и фосфором до 0,16 % (обозначаются А), селеном (АЕ), кальцием (АЦ) или свинцом (АС).

Для автоматной стали металлургическое качество не указывают!

Примеры. Сталь А11 – сталь автоматная с содержанием 0,11 % углерода. Сталь АСЦ30ХМ – сталь автоматная, легированная свинцом и кальцием с содержанием 0,30 % углерода, хрома и молибдена до 1 % каждого.

Примерное назначение различных марок сталей представлено в табл. 2 – 4.

Задание

Дать характеристику стали (варианты заданий в табл. 5):

1. Прочитать вслух марку стали.
2. Указать:
 - а) металлургическое качество стали;
 - б) назначение стали;
 - в) химический состав стали по марке.

Литература: [1 – 3].

5. Варианты задания

Вариант 1	Вариант 2	Вариант 3	Вариант 4
Ст3Гпс	Ст3кп	Ст2кп	Ст6сп
20ХР	50Г2	38ХМЮА	40ХФА
12ХГНФАЮ	15Г2СФ	16Г2АФпс	12Г2СМФ
2Х13В8К10	5ХНМ	2Х12В3МФ	6ХНФ
Р6М5	Р12	Р7Т	Р9

14X17H2	07X13AГ20	08X21H6M2T	09X15H8Ю
Вариант 5	Вариант 6	Вариант 7	Вариант 8
Ст1сп	Ст6пс	Ст5сп	Ст4пс
50ХГ	20ХГР	50ХГА	45ХН
15ХГ2СФР	14ХГНСФР	12ХГ2СМФ	12ХГНФАЮ
9ХФ	8Х4В4Ф	4Х5В4ФСМ	2Х12В7К5
Р6М3	Р9М4	Р12М3	Р18Ф2
14Х18Н4Г4Л	12Х18Н12БЛ	31Х19Н9МВБ Т	15Х23Н18Л
Вариант 9	Вариант 10	Вариант 11	Вариант 12
Ст1сп	Ст4пс	Ст5Гпс	Ст6пс
60С2ХА	40ХН3А	18ХГТ	40ХС
15ГСМХР	14Х2ГМР	14ГНФБАЮ	09Г2СЮЧ
ХГ3М	У11А	4ХНМ	4Х13
Р14Ф4	Р9Ф5	Р6М5Ф3	Р5М4Ф4
12Х18Н12М3 Т	12Х25Н5ТМ ФЛ	120Г10ФЛ	20Х21Н46В8Р Л
Вариант 13	Вариант 14	Вариант 15	Вариант 16
Ст2сп	Ст3пс	Ст4пс	Ст3сп
50ХН	85	50ХФА	70
10ХСНД	15ХСНД	15ГФ	09Г2С
Х6ВФ	9Г2Ф	ХВГ	ХВСГ
Р18Ф3	Р14Ф4	Р9Ф5	Р12Ф3
10Х18Н11БЛ	110Г13ФТЛ	110Г13Х2БРЛ	15Х18Н22В6 М2Р
Вариант 17	Вариант 18	Вариант 19	Вариант 20
Ст5пс	Ст3кп	Ст3Гсп	Ст6пс
60С2Н2А	70С2ХА	70С3А	65ГС
15Г2АФДпс	12ГН2МФАЮ	12Г2АМФ	15ХСНД
У10А	Х12Ф1	6Х2С	9ХВФ
Р9К10	Р18К5Ф2	Р10К5Ф5	Р12Ф4К5
10Х18Н9Л	10Х18Н3Г3Д2 Л	130Г14ХМФА Л	15Х18Н22В6М 2
Вариант 21	Вариант 22	Вариант 23	Вариант 24
Ст2пс	Ст3сп	Ст4кп	Ст4сп
35ХМ	45Г2	50ХГФА	12Х5МА
16Г2АФД	12ГН2МФАЮ	18Г2АФДпс	12ХГН2МБА Ю
7ХГ2ВМ	3Х2В8Ф	У13А	6ХС
Р10М4Ф3К10	Р18Ф2К5	Р18Ф2К8М	Р15Ф2К5
09Х16Н4БЛ	09Х17Н3С	10Х17Н10Г4М БЛ	08Х17Н34В5Т 3Ю2Р

Вариант 25	Вариант 26	Вариант 27	Вариант 28
Ст1кп	Ст1пс	Ст4кп	Ст0
08кп	38ХА	15ХФ	65С2ВА
15Х2ГН2ТА	12ГН2МФАЮ	12Г2СМФЮ	12Г2АМФ
4Х5МС	4Х3ВМФС	9ХФ	4Х5В2ФС
Р10Ф5К5	Р2М8К5	Р14Ф4	Р9Ф5
07Х17Н16ТЛ	07Х18Н9Л	08Х14Н7М	16Х18Н12С4Т ЮЛ

МАРКИРОВКА ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Цель работы: изучить принципы обозначения марок цветных металлов и сплавов на их основе и научиться читать маркировку.

Многообразие цветных металлов и сплавов не позволяет ввести единой системы маркировки. Многие цветные сплавы разрабатывали внутри отдельных отраслей металлургии и машиностроения, поэтому они имеют отличные от других обозначения. Обычно для обозначения отдельных легирующих элементов применяют буквы, приведённые в табл. 1. Цифры после буквы обозначают либо содержание элемента в сплаве в весовых %, либо условную степень чистоты основного металла. Иногда число в марке представляет просто порядковый номер сплава.

Удобно изучать маркировку сплавов по группам, связанным с определенным металлом.

1. Условные обозначения химических элементов
в марках цветных металлов и сплавов

Элемент	Химический символ	Обозначение элемента
Алюминий	Al	А
Бериллий	Be	Б
Железо	Fe	Ж
Иридий	Ir	И
Кадмий	Cd	Кд
Кремний	Si	К
Магний	Mg	Мг
Марганец	Mn	Мц
Медь	Cu	М
Мышьяк	As	Мш
Никель	Ni	Н
Олово	Sn	О
Ртуть	Hg	Р
Свинец	Pb	С
Сурьма	Sb	Су
Теллур	Te	Те
Титан	Ti	Т
Фосфор	P	Ф
Хром	Cr	Х
Цинк	Zn	Ц

АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

Большинство марок алюминиевых сплавов начинаются с буквы А, обозначающей основной элемент.

1. Алюминий первичный

Первичный алюминий (ГОСТ 11069–74) маркируется буквой А, после которой указывается чистота материала в виде дробной части содержания основного металла в весовых %: особой чистоты (осч) – А999; высокой чистоты (вч) – А995, А99, А97, А95 и технически чистый – А85, А8, А7, А7Е, А5, А5Е, А0. Если в конце марки стоит буква Е – металл предназначен для получения проволоки, если стоит буква Р – рафинированный.

Примеры. Алюминий А995 – первичный алюминий с содержанием основного металла 99,995 %.

Алюминий А7Е – первичный алюминий с содержанием основного металла 99,7 % для проволоки.

2. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые

Деформируемые сплавы (ГОСТ 4784–74) маркируются буквами АД (алюминий деформируемый) и порядковым номером в ГОСТ. В скобках приведено цифровое обозначение марки.

2.1. Алюминий технически чистый.

АД00 (1010), АД0 (1011), АД1(1013) АД(1015). Если после марки стоит буква Ш – металл для изготовления пищевой посуды.

Пример. Алюминий АДШ – алюминий деформируемый технически чистый пищевого назначения.

2.2. Сплавы алюминий-магний-кремний (авиали).

Авиали АД31(1310), АД33 (1330), АД35 (1350), АВ (1340), САВ-1 разработаны в авиационной промышленности (табл. 2). Для них характерно сочетание высокой прочности с малой плотностью. Высокая пластичность после закалки облегчает обработку сплавов давлением.

2.3. Коррозионно-стойкие сплавы (алюминий-магний, алюминий-марганец).

Сплавы относятся к неупрочняемым термообработкой и отличаются высокой пластичностью, свариваемостью и коррозионной стойкостью. Их маркируют содержанием магния в весовых % после букв АМг. Содержание марганца в сплавах типа АМц составляет 1...1,6 %.

Пример. Сплав АМг2 ГОСТ 4784–74 – алюминиевый сплав с содержанием 2 % магния.

2.4. Дуралюмины.

Деформируемые термически упрочняемые (закалка + старение) сплавы. Маркируются буквой Д и порядковым номером в ГОСТ 4784–74.

Пример. Сплав Д16 ГОСТ 4784–74 – дуралюмин № 16.

2.5. Высокопрочные алюминиевые сплавы.

Высокопрочные алюминиевые сплавы маркируют буквой В и их порядковым номером в ГОСТ 4784–74.

Пример. Сплав В95 ГОСТ 4784–74 – высокопрочный алюминиевый сплав № 95.

2.6. Ковочные сплавы.

Сплавы (марки АК4, АК6, АК8) обладают хорошей пластичностью, стойки к образованию трещин при горячей пластической деформации. Отличаются от дуралюминов повышенным содержанием кремния (0,7...1,2 %). Буква К означает ковочный сплав. Цифра 4, 6 или 8 после букв АК указывает порядковый номер сплава в ГОСТ.

Пример. Сплав АК6 – алюминиевый ковочный сплав № 6 по ГОСТ 4784–74.

Примечание: сплавы типа АК, в которых после буквы К стоят другие цифры и буквы, относятся к литейным по ГОСТ 1583–89.

Пример. Сплав АК6М2 – алюминиевый литейный сплав с содержанием 6 % кремния и 2 % меди по ГОСТ 1583–89.

3. Сплавы алюминиевые литейные

К литейным относятся алюминиевые сплавы (ГОСТ 1583–89) с содержанием 6...13 % кремния (силумины), хуже литейные свойства у сплавов с 4...5 % меди или 5...12 % магния с добавкой марганца.

В марке литейных сплавов после буквы А стоят буквы, обозначающие легирующие элементы (табл. 2.1), и сразу после нее – число весовых процентов данного элемента (середины марочного интервала). До 1989 года действовала старая маркировка, которая состояла из букв АЛ и порядкового номера в стандарте.

Примечание: в конце марки могут быть строчные буквы, указывающие на количество примесей в сплаве: ч – чистый; пч – повышенной чистоты; оч – особой чистоты; р – рафинированный; л – литейный.

Примеры. Сплав АК9пч ГОСТ 1583–89 – алюминиевый литейный сплав с содержанием 9 % кремния (К9) повышенной чистоты.

Сплав АМ5 ГОСТ 1583–89 – алюминиевый литейный сплав с содержанием 5 % меди (М5).

МЕДЬ И ЕЁ СПЛАВЫ

Буквой М в начале марки обозначают чистую медь и медно-никелевые прецизионные сплавы. Конструкционные медные сплавы имеют исторически сформировавшиеся названия – латуни и бронзы. Латунями называют медные сплавы, в которых основным легирующим элементом является цинк. Сплавы меди со всеми другими элементами называют – бронзы.

1. Медь чистая

Чистоту меди (ГОСТ 859–78) обозначают числом, стоящим после буквы М. Чем меньше число, тем более чистый металл (00 – высокочистая, 0 – чистая, 1, 2, 3 – технически чистая). Строчные буквы в конце марки обозначают технологию обработки металла: к – катодная; б – безкислородная; р, ф – раскисленная.

Пример. Медь М1к – медь технически чистая № 1 по ГОСТ 859–78 катодная.

2. Бронза

Маркировка бронзы начинается с букв Бр. В зависимости от состава, назначения и метода обработки бронзы делят на литейные оловянные (ГОСТ 613–79) и безоловянные (ГОСТ 493–79); обрабатываемые давлением оловянные (ГОСТ 5017–74) и безоловянные (ГОСТ 18175–78).

В марке литейной бронзы после обозначения Бр стоят буквы, обозначающие легирующие элементы (табл. 1), и сразу после них – число весовых процентов данного элемента (середины марочного интервала). Иногда в конце марки стоит буква Л (литейная).

Примеры. Бронза БрО5Ц5С5 – литейная бронза с содержанием 5 % олова, 5 % цинка, 5 % свинца, остальное – медь. ГОСТ 613–79.

Бронза БрА7Мц15ЖЗН2Ц2 – литейная бронза с содержанием 7 % алюминия, 15 % марганца, 3 % железа, 2 % никеля, 2 % цинка, остальное – медь. ГОСТ 493–79.

Обрабатываемые давлением бронзы имеют в марке после Бр перечень всех букв легирующих элементов (табл. 2.1), входящих в состав сплава. Содержание всех этих элементов (в вес. %) указывается в конце марки через тире в том же порядке, что и указанные легирующие вещества.

Примеры. Бронза БрОЦС4–4–4 – обрабатываемая давлением бронза с содержанием – 4 % олова, 4 % цинка, 4 % свинца, остальное – медь. ГОСТ 5017–74.

Бронза БрАЖНМц9–4–4–1 – обрабатываемая давлением бронза с содержанием – 9 % алюминия, 4 % железа, 4 % никеля, 1 % марганца, остальное – медь. ГОСТ 18175–78.

3. Латунь (сплавы медно-цинковые)

Маркировка латуней начинается с буквы Л. В зависимости от назначения и метода обработки латуни делят на литейные (ГОСТ 17711–80) и обрабатываемые давлением (ГОСТ 15527–70).

В марке латуни, обрабатываемой давлением, после буквы Л стоит содержание меди в весовых процентах. Затем идёт перечень всех букв легирующих элементов (табл. 1), входящих в состав сплава. Содержание этих элементов (в вес. %) указывается в конце марки через тире в том же порядке, что и указанные легирующие вещества. Содержание главного легирующего элемента в латуни (цинк) получается как остаток до 100 %.

Пример. Латунь ЛАНКМц75–2–2,5–0,5–0,5 – обрабатываемая давлением латунь содержит 75 % меди, легирована 2 % алюминия, 2 % никеля, 0,5 % кремния, 0,5 % марганца, остальное – цинк. ГОСТ 15527–70.

В марке литейной латуни после буквы Л стоит Ц и сразу указывается содержание цинка (в весовых %). Далее в таком же порядке приводятся остальные легирующие элементы (табл. 1) с их содержанием. Медь – остальное.

Пример. Латунь ЛЦ23А6Ж3Мц2 – литейная латунь с содержанием 23 % цинка, 6 % алюминия, 3 % железа, 2 % марганца, остальное – медь. ГОСТ 17711–80.

4. Медно-никелевые сплавы

Медно-никелевые сплавы (ГОСТ 492–73) обладают особыми физическими и химическими свойствами. Коррозионностойкими сплавами являются мельхиоры (система Cu–Ni), нейзильберы (система Cu–Ni–Zn, 5...35 % Ni и 13...45 % Zn) и куниали (система Cu–Ni–Al).

Марка таких сплавов начинается с буквы М (медь), затем идут буквы легирующих элементов (табл. 1) и в конце в том же порядке среднее содержание этих веществ в весовых процентах.

Пример. Сплав МНМц15-20 – медный сплав с содержанием 15 % никеля и 20 % марганца.

Задание

Дать характеристику сплава (варианты заданий в табл. 2):

1. Прочитать вслух марку сплава.
2. Указать:
 - а) основной металл сплава;
 - б) назначение или способ обработки сплава;
 - в) химический состав сплава *по марке*.

Литература: [1; 2; 4; 5].

2. Варианты заданий

Вариант 1	Вариант 2	Вариант 3
А995	А99	А95
АМц	АМцС	Д12
АК12	АК9	АК9ч
М00к	М0к	М00
БрА10Ж3Мц2	БрА11Ж6Н6	БрС60Н2,5

Л85	ЛО62-1	ЛС63-3
МНМц43-0,5	МНМц40-0,5	МНЖМц30-1-1
Вариант 4	Вариант 5	Вариант 6
А97	А999	А85
АМГ1	АМГ2	АМГ3
АК9пч	АК7	АК7пч
М00б	М0	М0б
БрО3Ц12С5	БрОЦС4-4-2,5	БрОЦ4-3
ЛЖС58-1-1	ЛС60-2	ЛМц58-2
МН19	МНМц3-12	МНЦС16-29-1,8
Вариант 7	Вариант 8	Вариант 9
А8	А7	А7Е
АМГ4	АК4	АМГ3
АК10Су	АК21М2,5Н2,5	АК6М2
М00б	М1	М0к
БрОФ2-0,25	БрОФ4-0,25	БрОФ6,4-0,15
ЛЦ30А3	ЛЖМц59-1-1	ЛЦ23А6Ж3Мц2
МНЦС16-29-1,8	МНЦ15-20	МНА13-3
Вариант 10	Вариант 11	Вариант 12
А5	А5Е	А0
В95	АМГ3С	АК6
АК5М	АК8М3ч	АК12ММГН
Вариант 10	Вариант 11	Вариант 12
М00	М00к	М1ф
БрО3Ц7С5Н1	БрО4Ц7С5	БрО4Ц4С17
ЛЦ40Мц3Ж	ЛМш68-0,05	ЛЖС58-1-1
МНА6-1,5	МНЦ15-20	МНА13-3
Вариант 13	Вариант 14	Вариант 15
АД00	АД0	АД1
Д18	АМГ6	Д16
АК12М2МГН	АК12М2	АК9М2
М2р	М3	М2
БрО10Ц2	БрО5С25	БрО6Ц6С3
Л80	ЛО90-1	ЛС63-2
МН19	МНМц3-12	МНЦС16-29-1,8
Вариант 16	Вариант 17	Вариант 18
АД	А5	А7Е
В65	АК8	АМГ5
АМ5	АМ4,5Кп	АК7Ц9
М1	М1р	М2
БрО8Ц4	БрО10Ф1	БрО10С10
ЛС60-1	ЛО70-1	Л63
МН19	МНМц3-12	МНЦС16-29-1,8

Вариант 19	Вариант 20	Вариант 21
A97	A85	A999
Д18	Д1	В65
АМг4К1,5М	АМг5Мц	АМг6
М2р	М1ф	М3р
БрСу6С12Ф0.3	БрА7Мц15Ж3Н2Ц2	БрАМц10-2
ЛМш68-0,05	Л68	ЛЦ40Мц3А
МНА13-3	МН19	МНМц3-12
Вариант 22	Вариант 23	Вариант 24
A99	A95	A999
АК6	АМг4	Д12
АМг6лч	АЦ4Мг	АМг7
М3	М3р	М1рМ
БрМг0,3	БрБНТ1,9Мг	БрАЖН10-4-4
ЛС59-3	ЛОМш70-1-0,05	ЛАМш77-2-0,05
МНМц43-0,5	МНМц40-0,5	МНЖМц30-1-1
Вариант 25	Вариант 26	Вариант 27
A5	A8	A7
Д16	АД33	Д18
АЦ4Мг	АЦ4Мг	АК7Ц9
М3р	М3	М2
БрА7Ж1.5С1.5	БрСу6С12Ф0.3	БрСу3Н3Ц3С20Ф
ЛС74-3	ЛН65-5	ЛАН59-3-2
МНМцС16-29-1,8	МНМц40-0,5	МНЖМц30-1-1
Вариант 28	Вариант 29	Вариант 30
A85	A5E	A7E
АД35	АД31	В95
АК7Ц9	АК9Ц6	АК9Ц6
М1р	М1ф	М2р
БрАМц9-2	БрАЖ9-4	БрАЖМц10-3-1,5
ЛЦ23А6Ж3Мц2	ЛЦ37Мц2С2К	ЛЦ30А3
МНА13-3	МН19	МНМц3-12

СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуляев, А.П. Металловедение : учебник для высш. техн. учеб. заведений / А.П. Гуляев. – 6-е изд., перераб. и доп. – М. : Металлургия, 1986. – 544 с.
2. Лахтин, Ю.М. Материаловедение : учебник для высш. техн. учеб. заведений / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – 3-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1990. – 528 с.
3. Материаловедение : учебник для высш. техн. учеб. заведения / Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др. ; под общей ред. Б.Н. Арзамасова. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1986. – 384 с.
4. Геллер, Ю.А. Материаловедение / Ю.А. Геллер, А.Г. Рахштадт. – М. : Металлургия, 1975.
5. Журавлев, В.Н. Машиностроительные стали : справочник / В.Н. Журавлев, О.И. Николаева. – 4-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1992. – 480 с.
6. Инструментальные стали : справочник / Л.А. Позняк, С.И. Тишев, Ю.М. Скрынченко и др. – М. : Металлургия, 1977. – 168 с.

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	3
Лабораторная работа 1. ИЗМЕРЕНИЕ ТВЕРДОСТИ	3
Лабораторная работа 2. МИКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	12
Лабораторная работа 3. ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	18
Лабораторная работа 4. МАКРОАНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ЗАГОТОВОК И ДЕТАЛЕЙ	24
Лабораторная работа 5. ТЕРМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ	32
Лабораторная работа 6. ИЗУЧЕНИЕ ДВОЙНЫХ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ	37
Лабораторная работа 7. МИКРОАНАЛИЗ ОТОЖЖЕННЫХ СТАЛЕЙ	47
Лабораторная работа 8. МИКРОАНАЛИЗ ЧУГУНОВ	55
Лабораторная работа 9. МИКРОАНАЛИЗ НЕРАВНОВЕСНЫХ СТРУКТУР	63
Лабораторная работа 10. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ	68
Лабораторная работа 11. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДЮРАЛЮМИНИЯ	75
Лабораторная работа 12. ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ	81
Индивидуальное задание 1. МАРКИРОВКА СТАЛЕЙ	83
Индивидуальное задание 2. МАРКИРОВКА ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	93
СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	101

