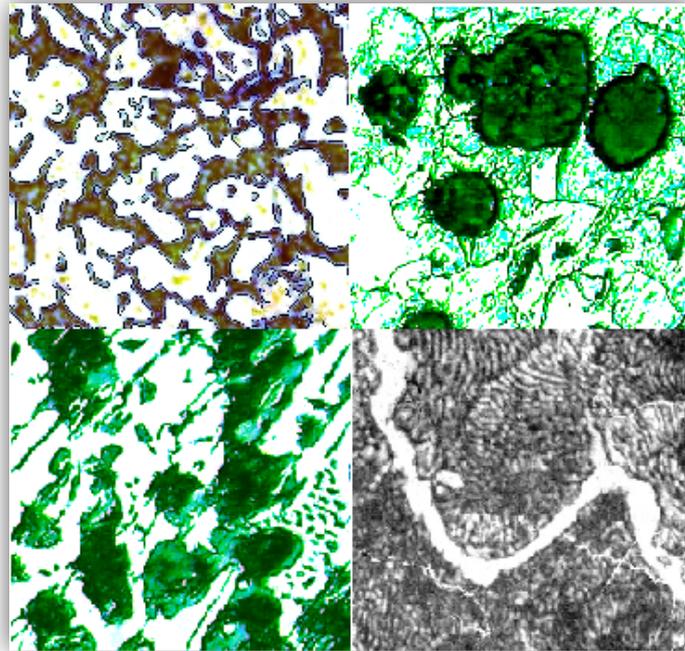


Г.А. Барышев, В.А. Пручкин

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ



ИЗДАТЕЛЬСТВО ТГТУ

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

Г.А. Барышев, В.А. Пручкин

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Лабораторный практикум для студентов 1, 2 и 3 курсов
специальностей 151001, 240801, 260601, 270102,
190601, 110301, 080502, 080507
дневной и заочной форм обучения



Тамбов
Издательство ТГТУ
2008

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
Тамбовского государственного университета им. Г.Р. Державина
В.А. Федоров

Барышев, Г.А.

Б269 Материаловедение : лабораторный практикум / Г.А. Барышев, В.А. Пручкин. – Тамбов : Изд-во Тамб. гос. техн. ун-та, 2008. – 100 с. – 100 экз. – ISBN 978-5-8265-0675-2.

Состоит из 12 лабораторных работ и двух индивидуальных заданий. Каждая работа содержит теоретический материал, описание методики проведения работы и контрольные вопросы. Индивидуальные задания посвящены маркировке металлов и сплавов, применяемых в машиностроении.

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 978-5-8265-0675-2

© ГОУ ВПО «Тамбовский государственный
технический университет» (ТГТУ), 2008

Учебное издание

БАРЫШЕВ Гертруд Алексеевич,
ПРУЧКИН Владимир Аркадьевич

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Лабораторный практикум

Редактор О.М. Я р ц е в а
Компьютерное макетирование Е.В. К о р а б л е в о й

Подписано в печать 18.02.08
Формат 60 × 84/16. 5,81 усл. печ. л. Тираж 100 экз. Заказ № 69

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

ВВЕДЕНИЕ

Лабораторный практикум по дисциплинам «Материаловедение» и «Технология конструкционных материалов и материаловедение» для студентов специальностей 120100, 170500, 150200, 290300 определяет подготовку инженеров-механиков, инженеров-технологов в области материалов. При этом изучаются закономерности, определяющие строение и свойства материалов. Данный практикум составлен в соответствии с написанными и утвержденными рабочими программами указанных специальностей. Лабораторный практикум предназначен для выполнения лабораторных работ.

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 зачета или экзамена.

Лабораторная работа 1

ИЗМЕРЕНИЕ ТВЕРДОСТИ

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

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

Методические указания

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 ее 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

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

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 счет движения особого вида дефектов кристаллической решетки – *дислокаций*.

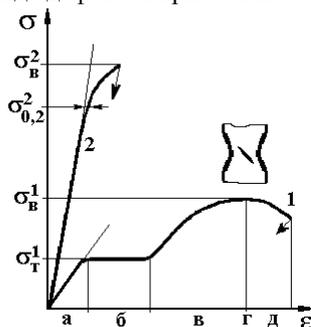


Рис. 2. Кривые испытаний на растяжение пластичного – 1 и высокопрочного – 2

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 *наклеп* – увеличение прочности материала под действием пластической деформации.

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

Временный предел прочности σ_b – напряжение, при котором в материале начинается разрушение. Слово «временный» обычно не говорят – на него указывает индекс в обозначении. 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 – *долом* 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) составляет 0,2% (так условились). Поэтому $\sigma_{0,2}$ иногда называют *физическим* пределом текучести.

В высокопрочном материале образование шейки почти не выражено, и при достижении предела прочности σ_b сразу идет 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 твердости*.

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

Твердость измеряют путем воздействия на поверхность металла наконечника (индентора), изготовленного из малодеформирующегося материала (закаленная сталь, алмаз или твердый сплав) и имеющего форму шарика, конуса, пирамиды или иглы. Существует несколько способов измерения твердости по характеру воздействия наконечника на материал – царапанием, по отскоку шарика и др.

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

1. Измерение твердости по Бринеллю (ГОСТ 9012–59)

Метод Бринелля *применяют только для пластичных материалов* (железо, отожженная сталь, графитизированные чугуны, цветные металлы и сплавы).

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

Твердость 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/мм^2 .

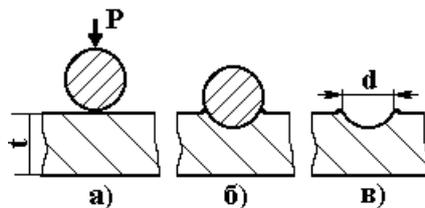


Рис. 3. Измерение твердости по Бринеллю:
а – нагружение; б – снятие нагрузки; в – измерение отпечатка

1. Числа твердости по Бринеллю

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

Выбор схемы измерения твердости по Бринеллю

1. Выбирают диаметр шарика D из трех 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 трех стандартных значений (30; 10; 2,5) в зависимости от ожидаемой твердости измеряемого образца.

Для черных 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 твердости 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 твердости *HB* можно определить предел прочности σ_b пластичных металлов и сплавов. Для этого используют следующие эмпирические зависимости:

для стали с твердостью90...175 *HB* $\sigma_b = 0,34 \text{ HB}$,

175...450 *HB* $\sigma_b = 0,35 \text{ HB}$,

для отожженной меди, латуни, бронзы $\sigma_b = 0,55 \text{ HB}$,

для наклепанной меди, латуни, бронзы ... $\sigma_b = 0,40 \text{ HB}$,

для отожженного дуралюмина $\sigma_b = 0,56 \text{ HB}$,

для дуралюмина после закалки и старения $\sigma_b = 0,30 \text{ HB}$.

2. Измерение твердости по Роквеллу (ГОСТ 9013–59)

Метод Роквелла предназначен для контроля высокопрочных материалов (высокоуглеродистая отожженная сталь, закаленная сталь, белый чугун, высокопрочная бронза, сверхтвердые сплавы). Испытание проводят вдавливанием индентора под

действием нагрузки в шлифованную поверхность образца. Мерой твердости 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 твердости материалов (табл. 2). Они отличаются типом индентора (конус из алмаза или твердого сплава, стальной шарик диаметром 1,58 мм), нагрузкой и показаны на циферблате прибора разной окраской. Твердость по Роквеллу измеряется в условных единицах, соответствующих глубине отпечатка 2 мкм.

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

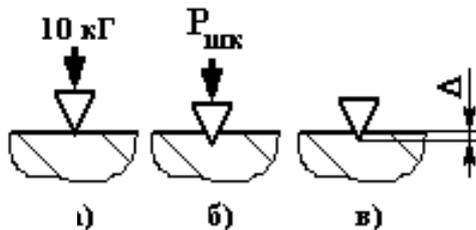


Рис. 4. Схема измерения твердости по Роквеллу:
а – предварительное нагружение; б – основное нагружение; в – измерение

2. Выбор схемы измерения твердости по Роквеллу

Шкала	Наконечник	$P_{шк}$, кГ	Назначение
<i>HRC</i> Черная	Конус	150	а) высокоуглеродистая отожженная сталь б) закаленная сталь
<i>HRA</i> Черная	Конус	60	а) высокотвердые сплавы б) тонкие твердые поверхностные слои
<i>HRB</i> Красная	Шарик	100	а) среднеуглеродистая отожженная сталь б) твердые цветные сплавы

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

Порядок выполнения работы

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

1.1. Выбрать схему измерения твердости по Бринеллю (определить диаметр шарика D и нагрузку P). Произвести измерение твердости 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 удален 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 разгрузку, 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 твердости с помощью универсальной табл. 1. В столбце 1 этой таблицы указаны значения диаметра отпечатка шарика 10 мм d_{10} . Если при измерении твердости 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 – твердость для разных нагрузок, заданных формулой $P = AD^2$. Сначала находят измеренное в опыте значение диаметра отпечатка (с учетом использованного диаметра шарика). Затем надо двигаться по строке до столбца с использованной формулой нагрузки. Число в пересечении строки и столбца – твердость образца.

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

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

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

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

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

- 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 4 диаметра;
- 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;
- вращая маховик, повернуть шкалу индикатора так, чтобы черный ноль установился на большой стрелке;
- 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 повернется обратно (окончание нагружения) и, остановившись, покажет число твердости по выбранной шкале Роквелла.

- 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 отчет.

Содержание отчета

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

Контрольные вопросы

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

Литература: [1; 2].

Лабораторная работа 2

МИКРОСКОПИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

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

Приборы и принадлежность: оптические микроскопы, металлографические шлифы.

Методические указания

Из 106 элементов периодической системы Д.И. Менделеева 82 металла. Поэтому изучение их структуры и свойств так важно для практических целей в электронной технике.

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 нем. Это объясняется тем, что в каждом направлении в кристалле расстояние между атомами или молекулами строго определенное, 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 зерен, в которых одна и та же кристаллическая решетка (показана штриховкой) ориентирована в пространстве по-разному.

Для проведения микроанализа образец разрезают (плоскость разреза А–А) и на одной из его половин шлифовкой и полировкой готовят 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, щелочей или солей. В процессе травления скорость и характер растворения разных зерен шлифа будет разной из-за анизотропии, так как они выходят на поверхность шлифа разными направлениями.

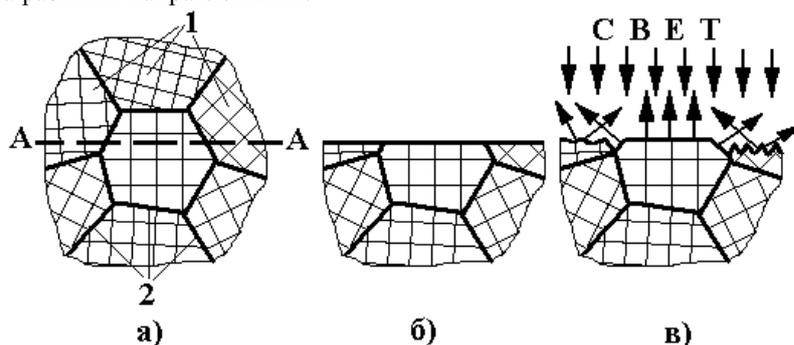


Рис. 1. Микроанализ поликристаллического материала:
а – схема поликристалла (1 – зерна или кристаллиты; 2 – границы зерен);
б – полированный шлиф; в – отражение света от травленного шлифа

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

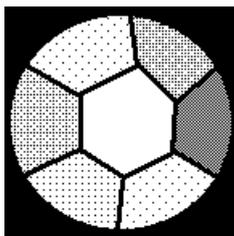


Рис. 2. Структура поликристалла однофазного сплава

При освещении травленной поверхности лучи света будут по-разному отражаться от ее рельефа. Поэтому при наблюдении шлифа в отраженных лучах мы увидим светлые и темные зерна, отделенные друг от друга темными полосками границ (рис. 2).

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

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 отраженных лучах) увеличивается объективом, проходит через полупрозрачное зеркало и попадает в окуляр 6. Окуляр дополнительно увеличивает изображение и проецирует его в глаз оператора.

Увеличение микроскопа можно определить по формуле $M_m = M_{об} \times M_{ок}$, где $M_{об}$ и $M_{ок}$ – увеличение объектива и окуляра.

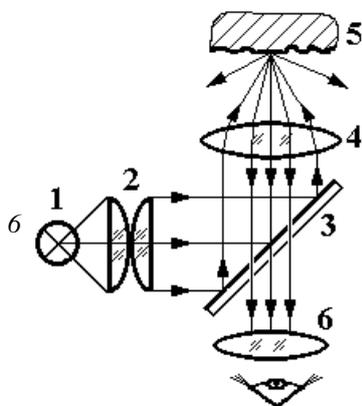


Рис. 3. Схема микроскопа на отражение:

1 – источник света; 2 – конденсор;

3 – полупрозрачное зеркало; 4 – объектив; 5 – объект; 6 – окуляр

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, отделенная от других поверхностью раздела, при переходе через которую кристаллическая решетка, 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 зерен 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).

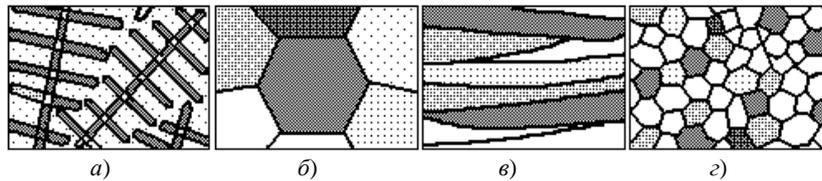


Рис. 4. Структуры передела металла:

a – литой; *б* – отожженный; *в* – деформированный; *г* – после рекристаллизации

После выплавки и заливки в форму начинается затвердевание металла. При кристаллизации также проявляется анизотропия – зародыши образуются не круглой равноосной формы, а в виде иголок в направлении, где его скорость роста максимальна. В кристаллах с кубической решеткой – 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, *a*) имеет высокую неоднородность химического состава – все вредные примеси собираются между дендритами, резко охрупчивая металл.

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 объему. Одновременно при этом образуется крупное равноосное зерно в структуре отожженного 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 отожженного металла (рис. 4, *г*), 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 зерен 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 твердом состоянии
1				
2				
3				
4				
5				

4. По результатам микроанализа и химическому составу образцов указать тип сплава в твердом 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 твердом состоянии**:

- *Твердый раствор* – это:
 - а) однофазный сплав, у которого одна кристаллическая решетка;
 - б) его кристаллическая решетка похожа на один из компонентов сплава;
 - в) его свойства похожи на один из компонентов сплава;
 - г) он обозначается греческой буквой ($\alpha, \beta, \gamma \dots$).

Структура отожженного твердого раствора показана на рис. 2.

В микроскопе трудно отличить чистый металл от твердого раствора.

- *Химическое соединение* – это:
 - а) однофазный сплав, у которого одна кристаллическая решетка;
 - б) его кристаллическая решетка новая и не похожа ни на один из компонентов сплава;
 - в) его свойства не похожи ни на один компонент сплава;
 - г) химический состав описывается формулой типа A_nB_m .

Структура химического соединения показана на рис. 2.

В микроскопе трудно отличить чистый металл от химического соединения.

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

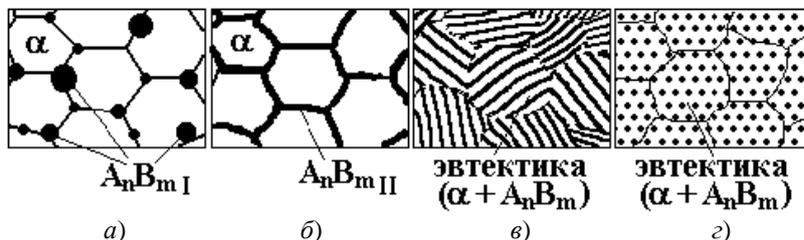


Рис. 5. Структуры физико-механических смесей

Структуры механических смесей показаны на рис. 5. Рассмотрим их на примере механической смеси из двух фаз – пластичного твердого раствора α и твердого хрупкого химического соединения A_nB_m . Все представленные сплавы (рис. 5) имеют примерно одинаковый фазовый состав. Однако за счет различной структуры свойства у них будут сильно отличаться.

Самую низкую твердость будет иметь сплав на рис. 5, а. Структура сплава состоит из зерен твердого раствора α и случайно расположенных первичных включений A_nB_m . Округлые включения A_nB_m не будут сильно мешать пластической деформации зерен α -раствора.

Самой хрупкой будет механическая смесь на рис. 5, б. Структура сплава состоит из зерен твердого раствора α и расположенной по их границам сетки вторичных выделений A_nB_m . При малейшем нагружении этого сплава сразу образуются трещины на зернограницных выделениях A_nB_m 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 зерен пластинчатой эвтектики ($\alpha + A_nB_m$). При достаточно высоком нагружении трещины будут образовываться по плоской границе между пластинами фаз, входящих в эвтектику. Такие твердые пластины, как выделения фазы A_nB_m в этом сплаве, принято называть структурными надрезами.

Структура сплава на рис. 5, г состоит из кристаллитов зернистой эвтектики ($\alpha + A_nB_m$). Обычно округлые включения твердой фазы делают очень мелкими, тогда такой сплав будет и очень прочным, и очень вязким (это наилучшая структура материала для любой конструкции).

Содержание отчета

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

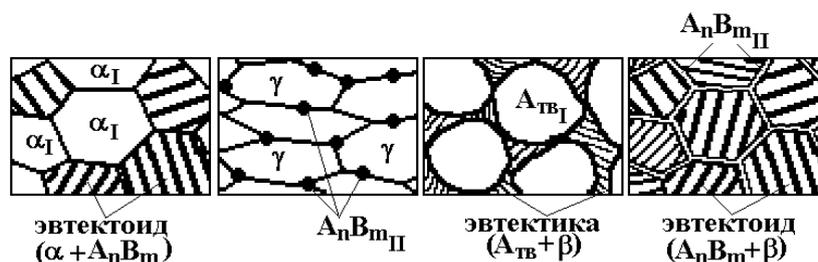


Рис. 6. Варианты заданий по описанию структуры

Контрольные вопросы

1. Принципы микроанализа структуры металлов и сплавов.
2. Что показывает структура металла? Описать структуру сплава (рис. 6).
3. Типы сплавов в твердом состоянии.
4. Типы твердых 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

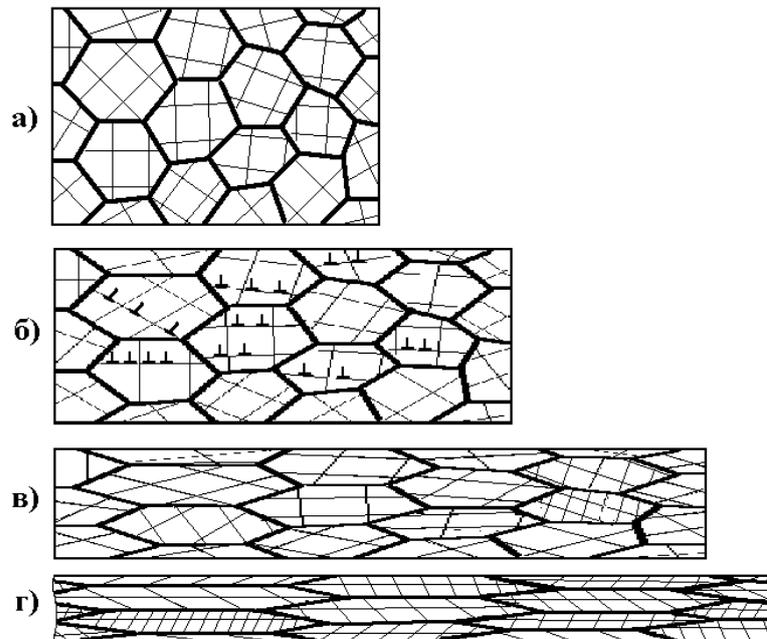
Цель работы: изучить процессы, происходящие при холодной и горячей пластической деформации металлов и сплавов.

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

Методические указания

Пластическая деформация – это необратимое изменение формы и размеров материала под действием нагрузки без разрушения. Пластичность является важнейшим свойством металлов. В неметаллах ее 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 зерен* – они вытягиваются в направлении наиболее интенсивного течения металла (рис. 1, в).

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

Наклеп – 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 зерна очень сильно вытягиваются (рис. 1, г) и металл приобретает *волокнистое (строчечное) строение*.

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

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

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

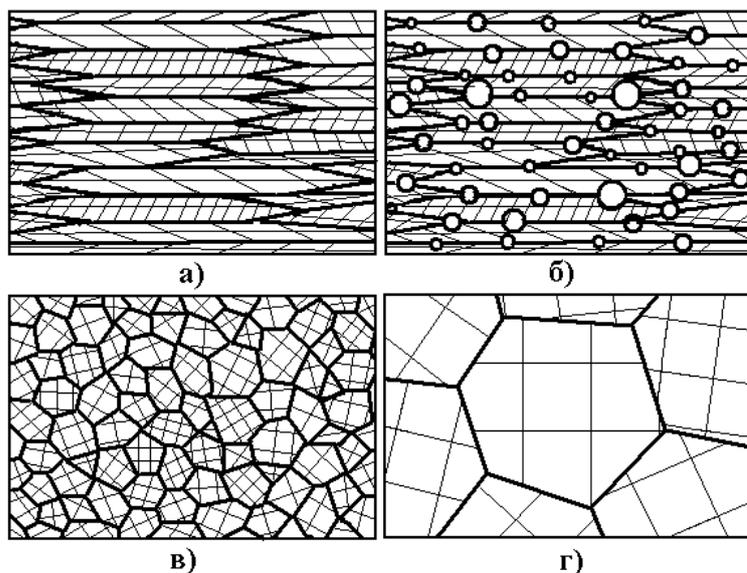


Рис. 2. Изменение структуры при нагревании наклепанного металла: а – деформированный материал; б – начало; в – конец первичной рекристаллизации; г – после собирательной рекристаллизации

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

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

2. При нагреве до $(0,2 \dots 0,3)T_{пл}$ начинается переползание (диффузионное движение) дислокаций внутри деформированных зерен, 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 наклепанного металла, почти полностью восстанавливаются магнитные и электрические свойства.

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

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

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

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

$$T_{рекр} = aT_{пл}, \quad (1)$$

где коэффициент a равен 0,1...0,2 для металлов высокой чистоты, 0,3...0,4 – для технически чистых металлов и 0,5...0,7 – для твердых растворов.

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

Пример. Будет ли расти твердость заготовки из технического чистого олова ($T_{\text{пл}} = 232 \text{ }^\circ\text{C}$), которая пластически деформируется при минус $20 \text{ }^\circ\text{C}$?

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

$T_{\text{деформ}} > T_{\text{рекр}}$, значит *деформация горячая, олово не будет наклепываться, поэтому его твердость 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 $\epsilon = (H_0 - H_{\text{деф}}) / H_0$. Результаты записать в табл. 1.
4. Измерить твердость материала образцов до и после деформации на твердомере Роквелла. Результаты записать в табл. 1.
5. Построить график зависимости твердости металла от относительной деформации. Сделать вывод, наклепывается ли металл при таких условиях осадки.

1. Влияние пластической деформации на твердость металла

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

Содержание отчета

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 $HRB = f(\epsilon)$.

Контрольные вопросы

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

Литература: [1; 2].

Лабораторная работа 4

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.

Методические указания

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.

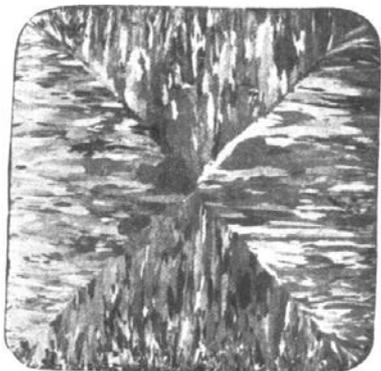


Рис. 1. Транскристаллизация слитка нержавеющей стали

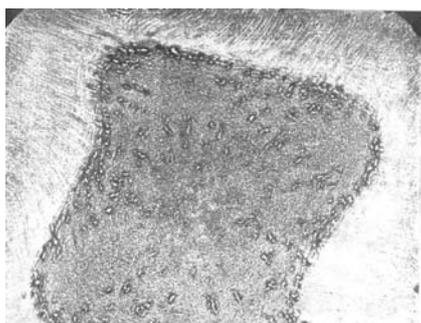


Рис. 2. Ликвационный квадрат в сечении слитка (отпечаток по Бауману)

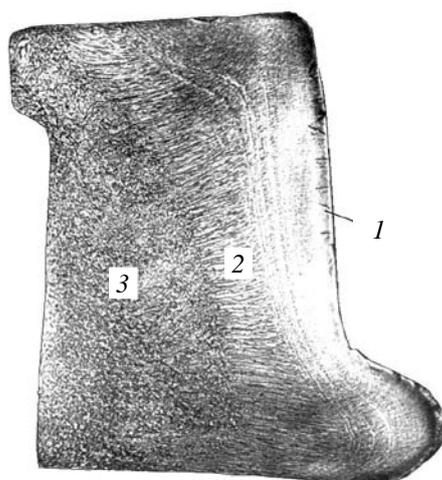


Рис. 3. Поковка бандажа железнодорожного колеса сохранила структуру стального слитка:

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 колеса и т.д.), необходимо, чтобы волокна располагались параллельно контуру детали (рис. 5 – 7). Это достигается правильным выбором способов обработки давлением;

4) неоднородность состава и структуры, создаваемой термической или химико-термической обработкой. Детали, которые должны иметь высокую поверхностную твердость 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 нее. Макроанализ определяет глубину и характер распределения закаленного, цементованного, азотированного, цианированного слоя;

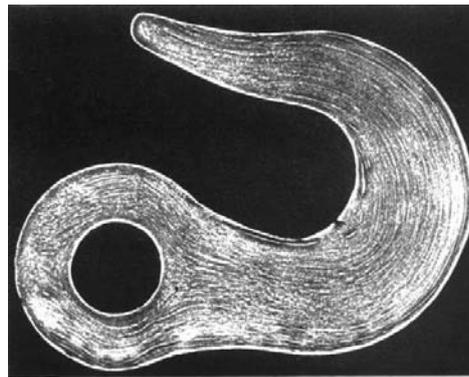


Рис. 5. Макроструктура поковки крюка

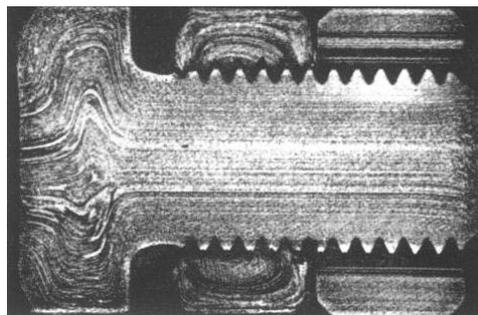


Рис. 6. Макроструктура болтового соединения: болт и левая гайка получены высадкой из стали СтЗкп, правая гайка – точением из СтЗсп

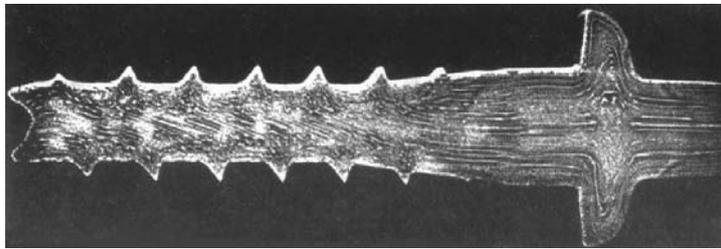
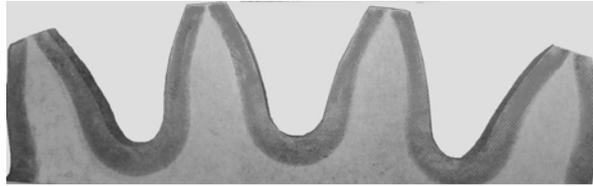
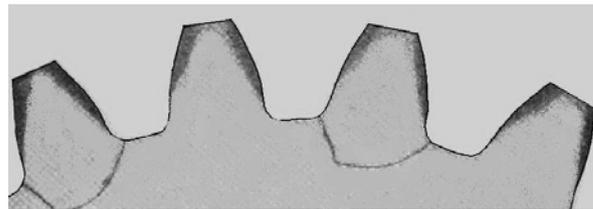


Рис. 7. Макроструктура железнодорожного болта (высадка головки и накатка резьбы)



a)



б)

Рис. 8. Поверхностная пламенная закалка шестерни крана:

a – правильная; *б* – брак по недогреву (при эксплуатации образовались усталостные трещины в неупрочненном основании)

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

Наиболее распространенной причиной выхода из строя деталей в процессе эксплуатации является зарождение на микрочелюстях напряжений (технологических дефектах, выточках на поверхности деталей, вершинах резьбы и др.) усталостной трещины (рис. 9, 10), которая растет 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).

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

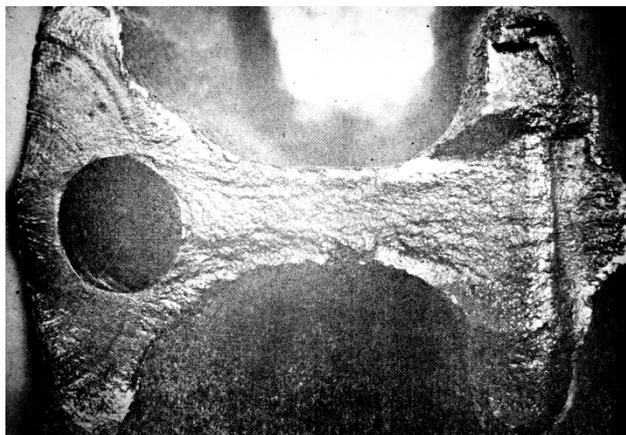


Рис. 9. Излом кованого шатуна из стали 40XГНМ: слева – причина разрушения – полукруг усталостной трещины до половины смазочного отверстия



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

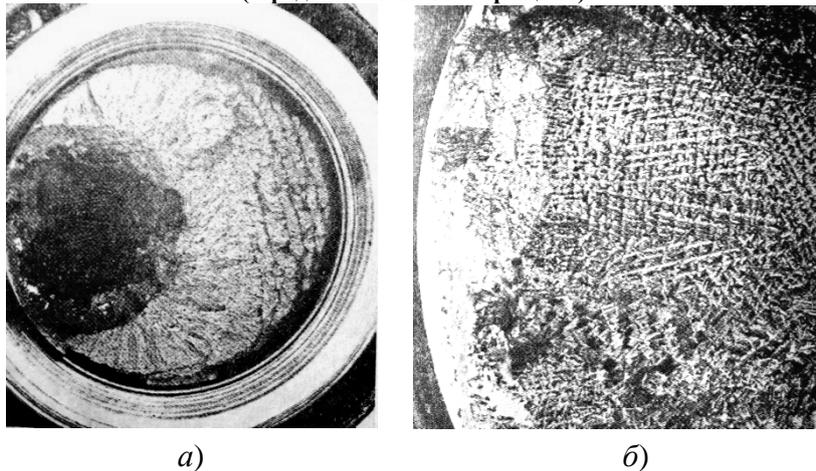


Рис. 11. Разрушение литого шпинделя из-за усадочной раковины: а – вид излома; б – дендритная поверхность раковины

Порядок выполнения работы

1. Выявление неоднородности распределения серы в стальной заготовке.

Для выявления ликвации серы применяется метод Баумана, для выполнения которого необходимо:

- 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 минут.

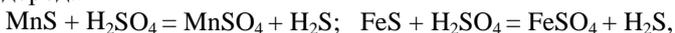
1.4. Лист бромсеребряной фотобумаги поместить в ванночку с 5 % водным раствором серной кислоты и выдержать на свету в течение 5...10 минут.

1.5. Просушить фотобумагу между двумя листами фильтровальной бумаги для удаления избытка раствора.

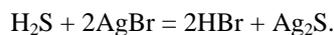
1.6. Наложить эмульсионной стороной фотобумагу на шлифованную заготовку и прикатать ее к поверхности резиновым валиком для удаления пузырей. Выдержать 2...3 минуты и осторожно снять отпечаток с поверхности заготовки.

1.7. Промыть полученный серный отпечаток в воде, перенести в ванну с фотографическим фиксажем для закрепления в течение 10...15 минут, а затем повторно промыть в воде.

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



который взаимодействует с бромидом серебра с образованием темно-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 минут.

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 $5 \dots 30^{\times}$ с помощью лупы и микроскопа МБС-9. Богатые фосфором дендриты будут иметь более темный цвет, как на рис. 4.

3. Анализ поверхности разрушения деталей.

Фрактографический анализ разрушенной заготовки проводить в следующем порядке:

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 отчета

1. Описание методов макроанализа со схемами, режимами подготовки образцов.

2. Макроструктура образцов. Описание структуры, характера дефектов.

Литература: [1; 4].

Лабораторная работа 5

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, термомпары.

Методические указания

1. Метод термического анализа.

Переход металла из жидкого в твердое 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 твердой фазы, распад твердых 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 твердом состоянии (рис. 1, 2).

1.1. 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.

1.2. 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 – твердый раствор B в A , β – твердый раствор на основе B).

Доэвтектические сплавы кристаллизуются в интервале температур (рис. 1, b). 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. Ее затвердевание произойдет

при постоянной температуре (участок Н-К). Далее идет 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 В по сравнению с эвтектикой, поэтому в точке Н (рис. 1, а) начнется кристаллизация β -фазы, что приведет 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 Н-К). 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 Н до точки К с образованием ограниченных твердых растворов. Ниже точки Р в этих сплавах происходит выделение избыточной твердой фазы из-за снижения растворимости компонентов в твердом растворе (при этом скорость падения температуры меняется).

1.3. 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.

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 нее температуры критических точек (□ – начало, ■ – конец кристаллизации и × – превращения в твердом состоянии).

После нанесения на диаграмму всех экспериментальных точек соединяем линией *все точки начала кристаллизации* в разных сплавах в порядке возрастания концентрации компонента В; 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, получим *линию солидус* диаграммы.

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

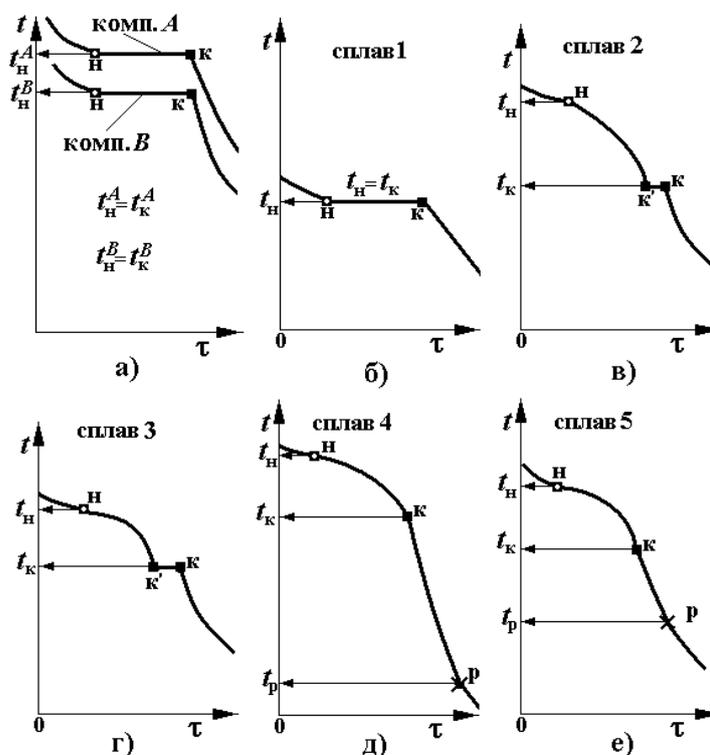


Рис. 1. Кривые термического анализа компонентов и сплавов

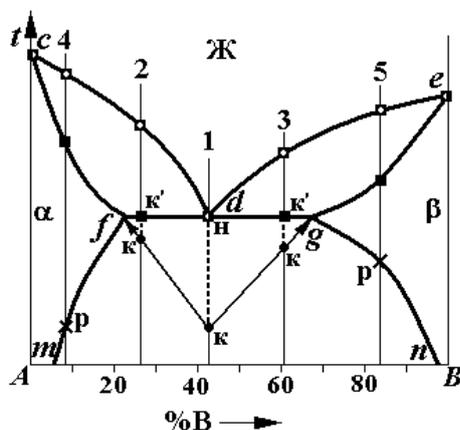


Рис. 2. Построение двойной диаграммы по данным термического анализа сплавов

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 идет. Проекция этих точек на ось химического состава указывает предельную растворимость компонентов в твердых растворах α и β .

Теперь, соединяя все точки конца кристаллизации, получаем *линию солидус* $cfdge$ двойной диаграммы $A-B$.

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

Порядок выполнения работы

1. Экспериментально построить кривые охлаждения и определить критические точки для сплавов системы свинец-сурьма: 100 % Pb; 5 % Sb, 95 % Pb; 11 % Sb, 89 % Pb; 40 % Sb, 60 % Pb и 100 % Sb.
2. Установить огнеупорные тигли с заданными сплавами в элект-ропечь и расплавить материал с некоторым перегревом.
3. Выключить печь, и горячие спаи термопар поместить в расплавы.
4. С началом охлаждения каждого расплава через каждые 60 секунд записывать температуру по показаниям стрелки потенциометра (табл. 1). $t_{\text{крист}}$ прервать через 3 – 5 минут после полного затвердевания сплава.

1. Результаты термического анализа сплава

Химический состав сплава – ___% A, ___% B

Время опыта, минут								
Температура, °C								

5. На миллиметровой бумаге по полученным данным построить кривую охлаждения в координатах «температура-время» для каждого изученного сплава.

Примечание: кривые термического анализа можно записать с помощью многоточечного потенциометра КСП-4.

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.

2. Результаты термического анализа сплавов двойной диаграммы

Химический состав сплава, B %	Температура, °C		Длина участка эвтектики, мм
	начала кристаллизации	конца кристаллизации	

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

Требования к отчету

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 счет чего при кристаллизации чистого металла температура остается постоянной?
3. Как строится диаграмма состояния?

Литература: [1; 2].

Лабораторная работа 6

ИЗУЧЕНИЕ ДВОЙНЫХ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ

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

Методические указания

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 – определенный объем, 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 трех (Fe – C – W) – трехкомпонентной. Многокомпонентными считаются сплавы, в составе которых более трех компонентов. Иногда в качестве компонента может быть химическое соединение.

Фаза – это однородная часть сплава, отделенная границей раздела, при переходе через которую кристаллическая решетка, 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:

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

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

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

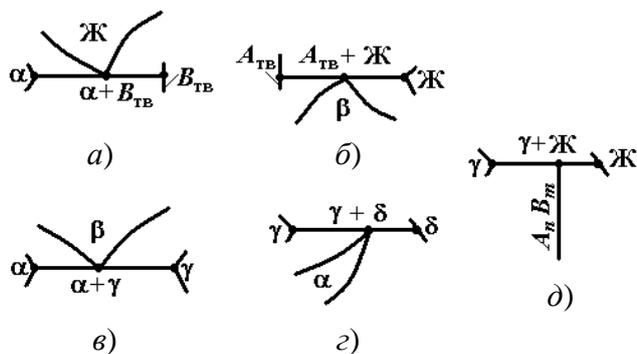


Рис. 1. Примеры невариантных превращений на двойных диаграммах состояния:

a – эвтектическое; b – эвтектоидное; c – перитектическое;
 z – 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 твердая ($\Phi = 2$), то $C = 1 - 2 + 1 = 0$ – система безвариантна. Иначе – кристаллизация чистого металла должна протекать при постоянной температуре.

При перитектическом, перитектоидном, эвтектическом или эвтектоидном превращениях (рис. 1) в двухкомпонентной системе ($K = 2$) в равновесии находятся три фазы ($\Phi = 3$). Эти превращения протекают при постоянной температуре.

Пример. Схема эвтектического превращения (в точке на рис. 2) $Ж \rightarrow \alpha + \beta$, $\Pi = 1$, $C = 2 - 3 + 1 = 0$. Температура постоянна (линия 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).

Порядок выполнения работы

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

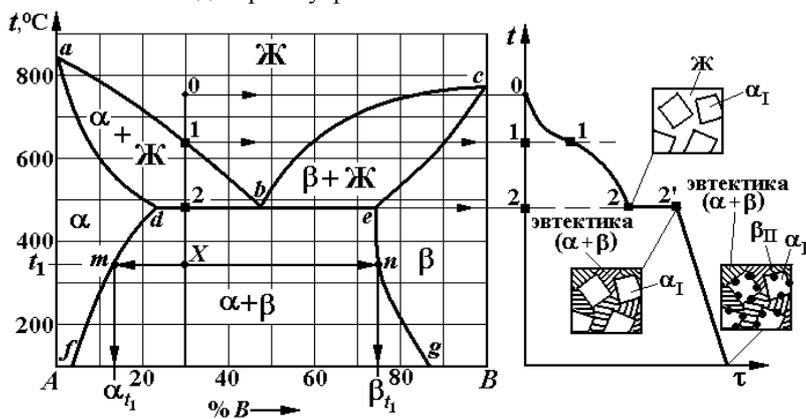


Рис. 2. Пример выполнения расчетов фазового состава и структуры сплава с помощью двойной диаграммы

Для этого надо:

- 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 твердые);
- применить 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 из точки сплава X влево и вправо от нее надо провести горизонтальную линию постоянной температуры 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 :

- а) однофазные области, в которые упираются концы коноды, указывают, какие фазы присутствуют в нашем сплаве ($\alpha + \beta$);

б) проекция точки m на ось концентраций – точка α_t покажет химический состав α -раствора (13 % B и остальное – 87 % A). Проекция точки n на ось концентраций – точка β_t покажет химический состав β -раствора (74 % B и остальное – 26 % A);

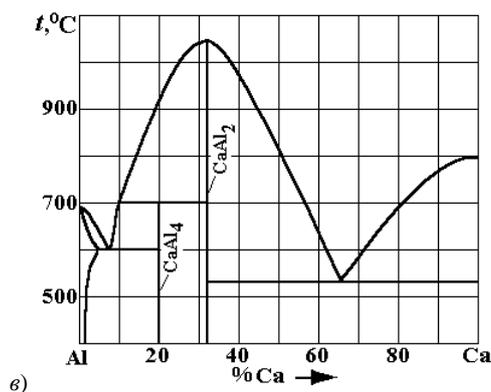
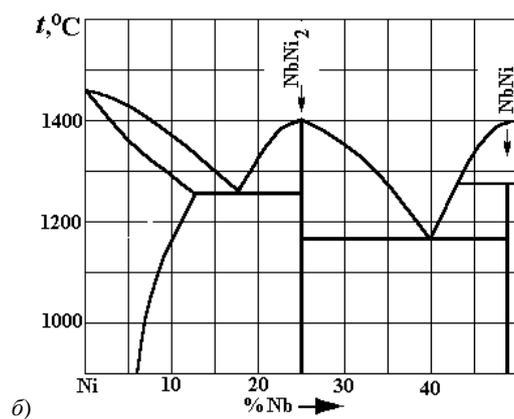
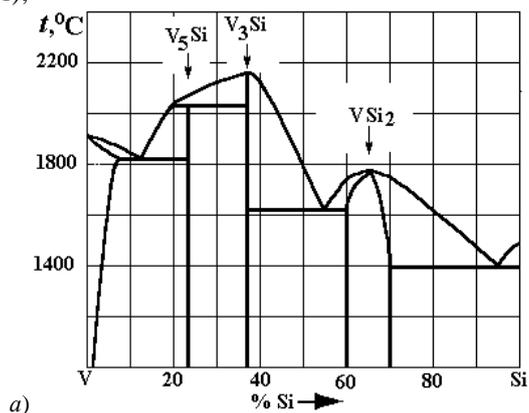
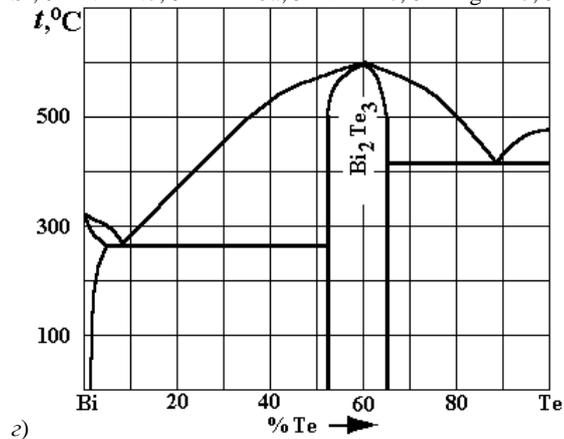
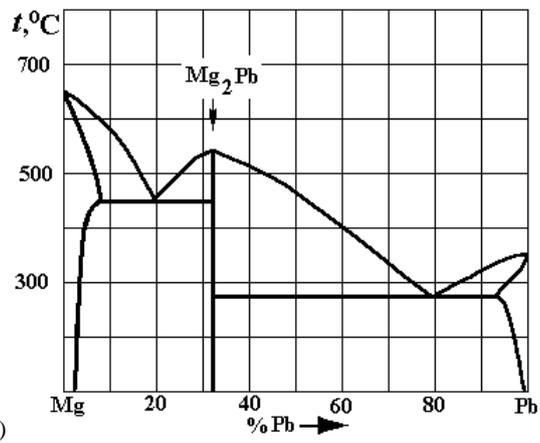
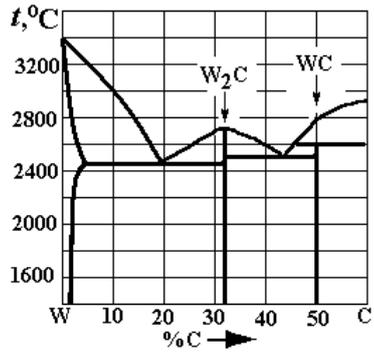


Рис. 3. Варианты заданий по двойным диаграммам состояния:
 а – V – Si; б – Ni – Nb; в – Al – Ca; г – Bi – Te; д – Mg – Pb; е – W – C



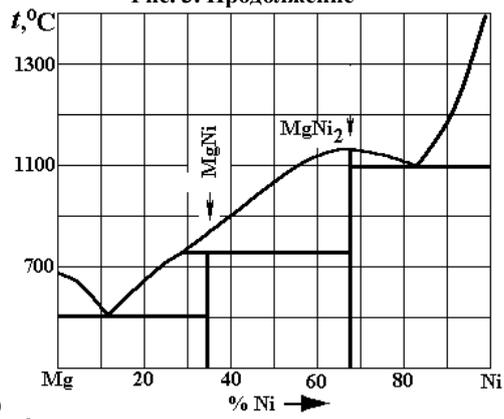


d)

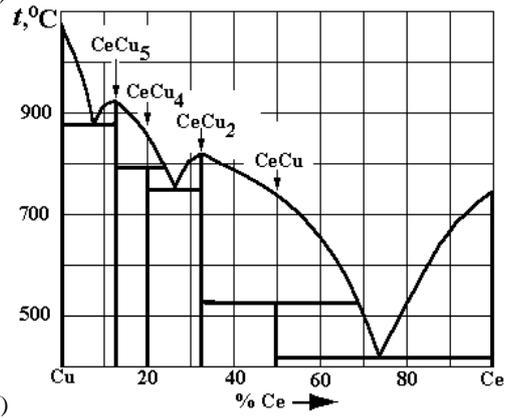


e)

Рис. 3. Продолжение



a)



б)

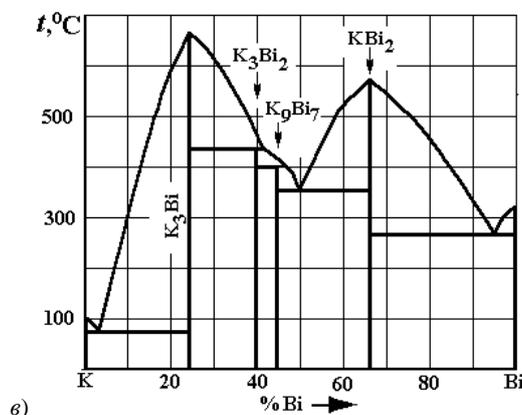


Рис. 4. Варианты заданий по двойным диаграммам состояния:
а – Mg – Ni; б – Cu – Se; в – Kl – Bi; г – Mg – Cu

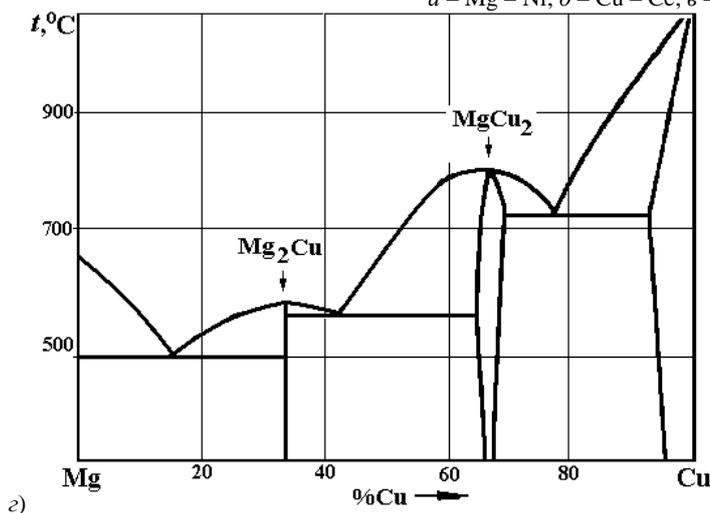


Рис. 4. Продолжение

в) точка сплава X разбивает коноду на отрезки. Количество фазы прямо пропорционально длине отрезка коноды, противоположного этой фазе. Измеряем длину отрезков mXn , mX и Xn . Определяем количество фазы α – $Q_\alpha = \frac{Xn}{mXn} \times 100\%$ и количество твердой фазы β $Q_\beta = \frac{mX}{mXn} \times 100\%$ при температуре t_1 .

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

Пример. На рис. 2 точка сплава X ближе α -раствору. Поэтому $Q_\alpha = \frac{47}{65} \times 100\% = 72,3\%$, а $Q_\beta = \frac{18}{65} \times 100\% = 27,7\%$.

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 x до жидкой фазы на двойной диаграмме. Эта термическая ось при пересечении с фазовыми линиями двойной диаграммы даст критические точки Вашего сплава, в которых в нем происходят фазовые превращения. Их значения по температурной шкале 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 °C 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 $C = K - F + 1 = 3 - F$. 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 зерен 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 – раствора и жидкости ближе к a . 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 зерен пластинчатой эвтектики ($\alpha + \beta$) и первичных ограненных зерен α -раствора, на границах которых круглые включения β_{II} .

Контрольные вопросы

1. Какие типы твердых сплавов есть на Вашей диаграмме? Покажите по периметру соответствующие им области на диаграмме.
2. Покажите линии ликвидус и солидус 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].

Лабораторная работа 7

МИКРОАНАЛИЗ ОТОЖЖЕННЫХ СТАЛЕЙ

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

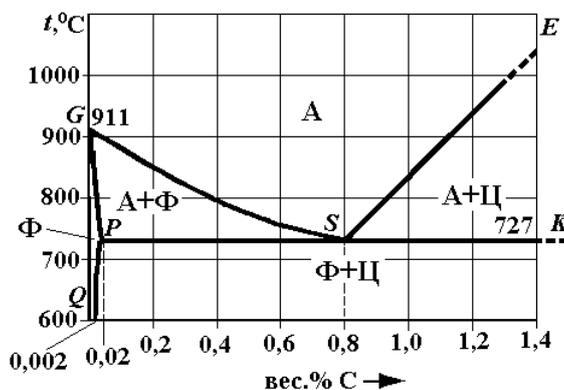
Приборы и принадлежности: металлографические микроскопы, микрошлифы.

Методические указания

Равновесное состояние достигается при очень медленном охлаждении, поэтому основой для определения фаз и структурных составляющих железоуглеродистых сплавов в равновесном состоянии является диаграмма железо-цементит (рис. 1, а). Стали находятся левее точки E . Обычно содержание углерода в сталях не превышает 1,3 % углерода. При температурах ниже 727 °С все отожженные углеродистые стали состоят из двух фаз: феррита и цементита.

Ф е р р и т – это твердый раствор углерода в α -железе с объемноцентрированной кубической решеткой (в ОЦК – железе). Максимальная растворимость углерода в α -железе составляет около 0,02 % (точка P) при 727 °С. При охлаждении растворимость падает до 0,002 % С. При рассмотрении под микроскопом феррит наблюдается в виде зерен различных оттенков.

Ц е м е н т и т – это карбид железа Fe_3C , содержащий 6,67 % углерода. Кристаллическая решетка имеет сложную орторомбическую решетку.



а)

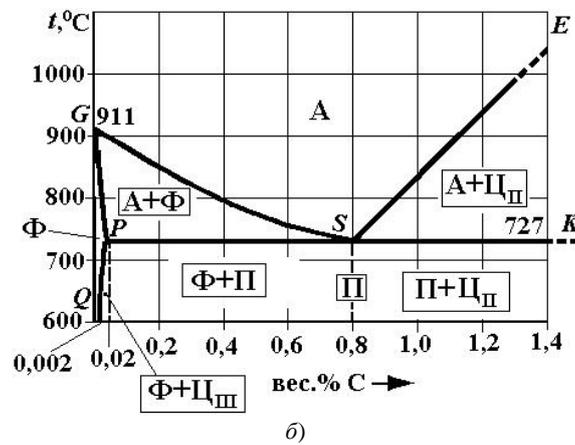


Рис. 1. «Стальной угол» диаграммы состояния железо-углерод:
 а – заполнение фазами; б – заполнение структурными составляющими

При температурах выше линии CSE равновесной фазой является а у с т е н и т – твердый раствор углерода в γ -железе с гранецентрированной кубической решеткой (в ГЦК – 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.

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

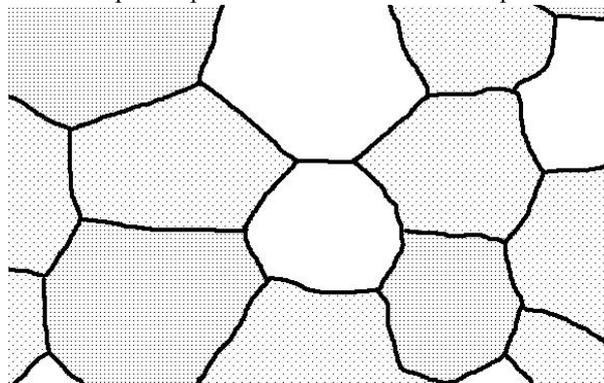


Рис. 2. Микроструктура технического железа. 250 \times

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. 1, б).

В малоуглеродистых сталях, содержащих менее 0,02 % углерода (точка P), структура состоит из феррита и третичного цементита. Цементит III выделяется на границах светлых зерен феррита в виде светлых прожилок (см. рис. 2). Стали с содержанием менее 0,02 % С называют техническим железом (при изготовлении из них сердечников трансформаторов они получают название электротехническая сталь).

При небольшом переохлаждении до температур ниже 727 °С во всех сплавах правее точки P аустенит состава эвтектоидной точки S (0,8 % С) распадается на эвтектоидную смесь феррита и цементита, которая называется п е р л и т о м:



Сталь, содержащую 0,8 % С, называют *эвтектоидной*. Стали, содержащие менее 0,8 % С, но больше 0,02 % С, называют *доэвтектоидными*, а более 0,8 % С – *заэвтектоидными*.

Структура *эвтектоидной стали* – перлит, она состоит из зерен (колоний), в которых чередуются пластины феррита и цементита. При малом увеличении изображение пластинок сливается и перлит выглядит как темные зерна (рис. 3).

В *заэвтектоидной стали* на границах аустенитных зерен при охлаждении выделяется вторичный цементит в виде сплошной светлой сетки, которая хорошо видна между темными колониями перлита (рис. 4).



Рис. 3. Микроструктура эвтектоидной стали с пластинчатым перлитом. 250^х

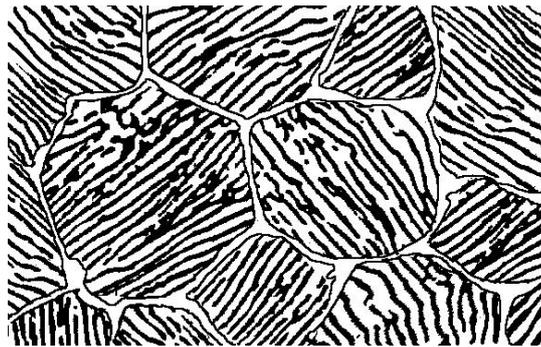


Рис. 4. Микроструктура заэвтектоидной стали с пластинчатым перлитом

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. 5) состоит из светлых зерен феррита и темных зерен перлита. Чем больше углерода в доэвтектоидной стали, тем больше в ней перлита.

По микроструктуре доэвтектоидной стали (феррит + перлит) можно ориентировочно определить содержание в ней углерода. В перлите содержится 0,8 % углерода, а в феррите его практически нет (с точностью до 0,002 %). Содержание углерода в стали пропорционально площади шлифа, занимаемой перлитом. Если оценить долю перлита в структуре доэвтектоидной стали, можно рассчитать содержание углерода. Нанесем на структуру доэвтектоидной стали сетку точек, как на рис. 5.

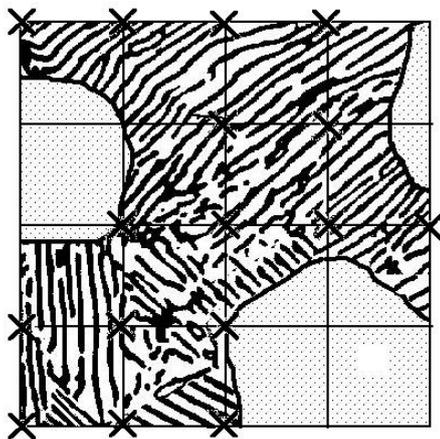


Рис. 5. Микроструктура доэвтектоидной стали со структурой феррит-перлит (схема расчета % C)

Общее число точек на структуре равно 25. Из них на перлит попало 16 точек (показаны крестиками на рис. 5).

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:

$$X_{\text{C}} = \frac{0,8 \times F_{\text{П}}}{100} = \frac{0,8 \times 64}{100} = 0,512 \text{ вес. \% С.}$$

Фазовый состав и структура сталей тесно связаны с их механическими свойствами (рис. 6). При комнатной температуре они все представляют механическую смесь фаз феррита и цементита. Поэтому, твердость по Бринеллю стали линейно растет с увеличением содержания углерода.

Временное сопротивление разрыву (предел прочности $\sigma_{\text{в}}$) 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 обозначать их маркой – сталь 10 или сталь 80, где число указывает концентрацию углерода в сотых долях. Поэтому для доэвтектоидной стали на рис. 5 можно присвоить марку сталь 50.

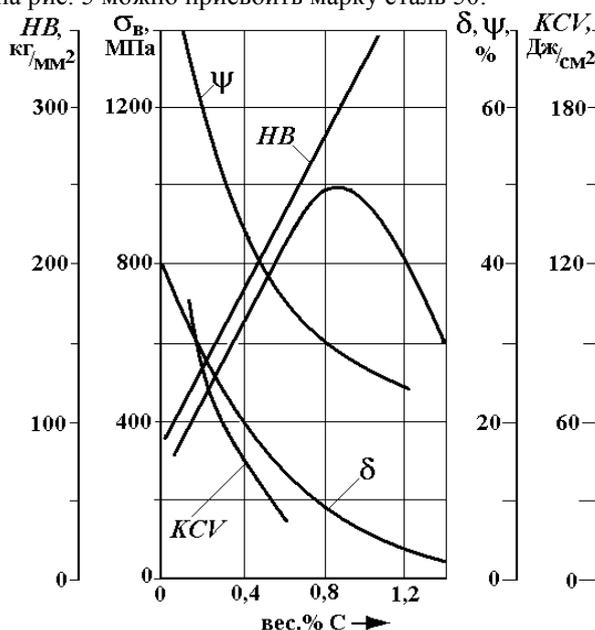


Рис. 6. Влияние содержания углерода на свойства отожженных сталей

При содержании углерода больше 0,8 % кривая прочности резко падает, а твердость продолжает линейно расти. Причина этого – охрупчивание стали за счет зернограничного выделения вторичного цементита. Такие углеродистые качественные стали используют для изготовления инструмента (который требует повышенную твердость) – 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.

- Схематично зарисовать структуры в тетрадь и дать их краткое описание.
- По структуре определить сталь (доэвтектоидная, эвтектоидная, заэвтектоидная) и примерное содержание в ней углерода (для доэвтектоидных сталей).

Для этого на рисунок структуры доэвтектоидной стали надо наложить сетку из равномерно расположенных точек (можно использовать точки пересечения линий линованной бумаги, на которой нарисована структура). Сначала подсчитывают общее число точек N_{O} , попавших на рисунок, затем количество из них – на перлитных зернах $N_{\text{П}}$. Долю перлита в структуре определяют по формуле $F_{\text{П}} = \frac{N_{\text{П}}}{N_{\text{O}}} \times 100 \%$.

- По результатам расчетов указать марку качественной доэвтектоидной стали, определить для нее значения твердости по Бринеллю и временное сопротивление на разрыв с помощью рис. 6.

Составление отчета

1. Рисунок участка диаграммы состояния железо-цементит, характеризующий структуру сталей в равновесном состоянии.
2. Рисунки микроструктур сталей с кратким их описанием.
3. Результаты расчета содержания углерода в доэвтектонидной стали, марку качественной стали и ее 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 называют доэвтектонидными, эвтектонидными и заэвтектонидными? Опишите их структуру.
5. Что происходит с аустенитом при охлаждении ниже температуры $727\text{ }^{\circ}\text{C}$?
6. Каким образом по структуре доэвтектонидной стали можно определить содержание в ней углерода?
7. Какое количество углерода может раствориться в α -железе и в γ -железе? Пояснить по диаграмме состояния железо-цементит.

Литература: [1; 2].

Лабораторная работа 8

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.

Методические указания

Сплавы железа с углеродом ($C > 2,14\%$) называют ч у г у н а м и. В отличие от сталей в чугунах идет 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 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$, белые чугуны могут быть доэвтектическими ($C < 4,3\%$), эвтектическими ($C = 4,3\%$) и заэвтектическими ($C > 4,3\%$).

Во всех белых чугунах жидкость состава точки C ($4,3\% \text{ C}$) при переохлаждении ниже температуры $1147\text{ }^{\circ}\text{C}$ кристаллизуется $\text{Ж}_C \rightarrow \text{A}_E + \text{Fe}_3\text{C}$, давая эвтектическую смесь аустенита и цементита, которую называют л е д е б у р и т о м (Л). При последующем охлаждении в чугунах происходит эвтектоидное превращение, аустенитная составляющая превращается в перлит, поэтому называют преобразованный ледебурит ($\text{Л}'$).

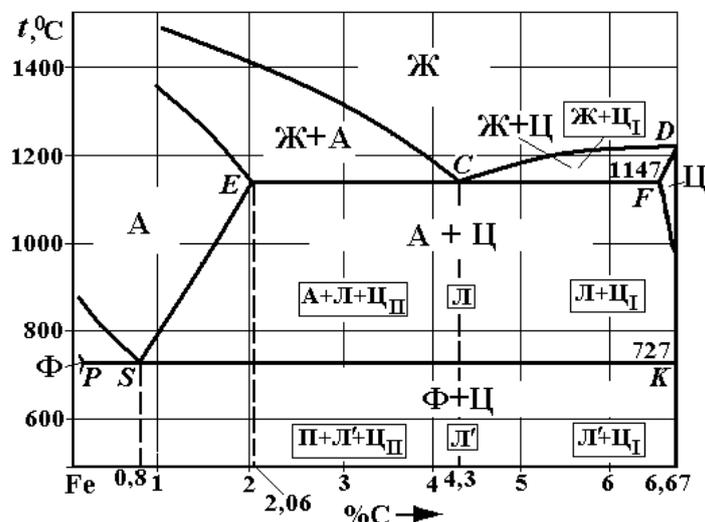


Рис. 1. Диаграмма состояния железо-цементит, характеризующая структуру белых чугунов

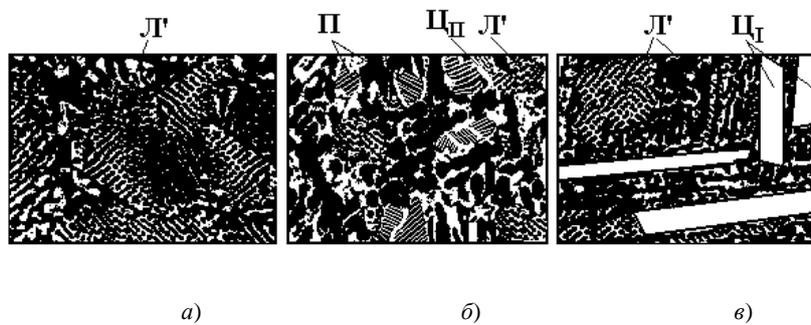


Рис. 2. Структуры белых чугунов:
 а – эвтектический; б – заэвтектический; в – доэвтектический

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_п) в виде плоских игл. После окончания первичной кристаллизации образуется ледебурит. При комнатной температуре заэвтектический белый чугун содержит две структурные составляющие: первичный цементит и преобразованный ледебурит (рис. 2, б).

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 °С 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 твердого и хрупкого цементита, поэтому имеет высокую твердость (450...550 HB), но не обладает достаточной прочностью и надежностью 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.

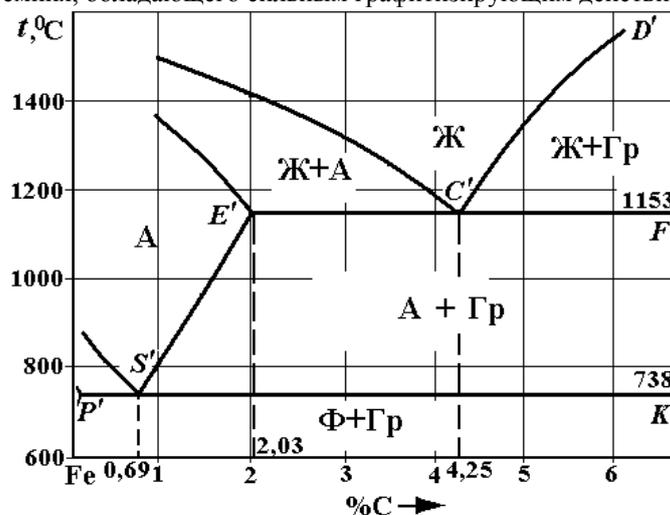


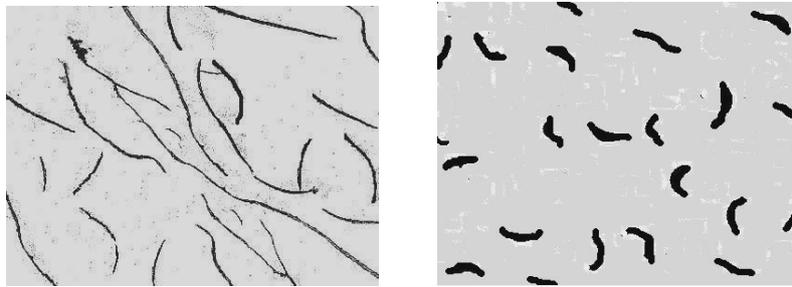
Рис. 3. Диаграмма состояния железо-графит

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

На нетравленном шлифе сечения кристаллов графита выглядят в виде мелких или крупных пластинчатых прожилок темного-серого цвета (рис. 4, а). 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) серый чугун на ферритной основе; б) серый чугун на феррито-перлитной основе; в) серый чугун 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.



а)

б)

Рис. 4. Микроструктура графитизированных чугунов:
а – серого; б – вермикулярного (нетравленный шлиф, 100^х)

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

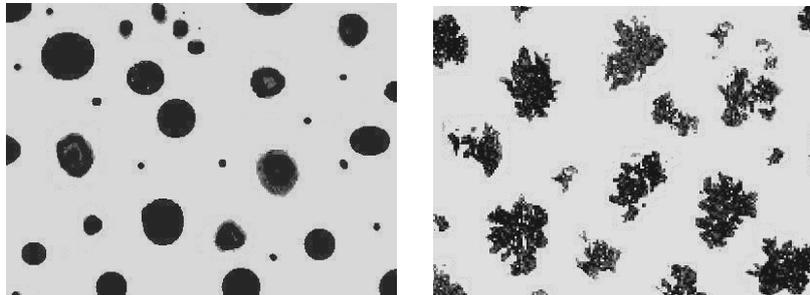
Вермикулярный чугун содержит графит червеобразной (вермикулярной) формы, получаемый за счет модификации жидкого металла магнием и редкоземельными металлами. От пластинчатого вермикулярный графит отличается округлыми краями, меньшими размерами и меньшим отношением длины включения к его толщине (рис. 4, 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).



а)

б)

Рис. 5. Микроструктура графитных чугунов:
а – высокопрочного; б – ковкого (нетравленный шлиф, 100^х)

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 путем 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 шестерен, 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).

1). *Твердость чугунов не зависит от формы графитных включений* и определяется структурой металлической матрицы, увеличиваясь от ферритной к перлитной.

Прочность определяется структурой металлической матрицы и растет от ферритной к перлитной основе. Включения графита ослабляют металл и служат концентраторами напряжений (как обсуждено выше), поэтому их форма существенно 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	Твердость 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	Твердость 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 отчет по работе.

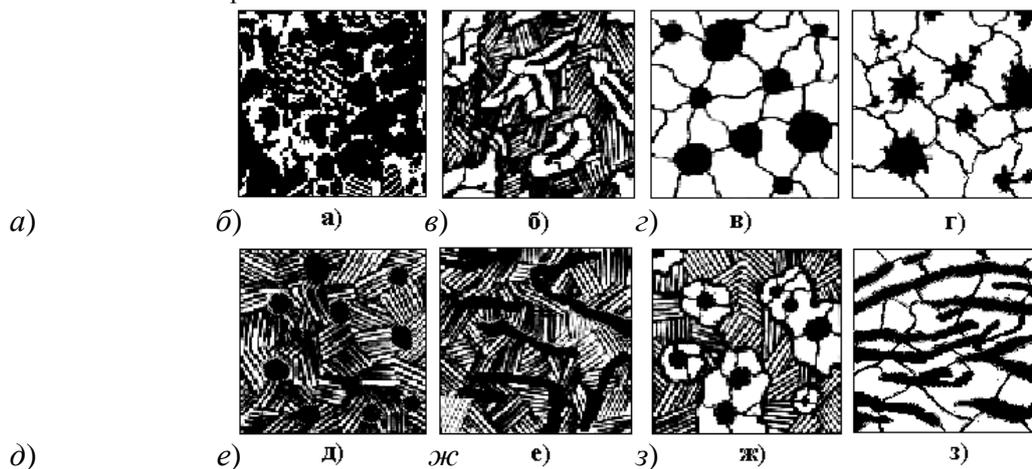


Рис. 6. Варианты заданий по структуре чугунов

Составление отчета

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.

Контрольные вопросы

1. Какие сплавы железа с углеродом называются чугунами?
2. Какие чугуны называют доэвтектическими, эвтектическими и заэвтектическими? В чем 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 на рис. 6.

Литература: [1; 2; 7].

Лабораторная работа 9

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.

Методические указания

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 счет 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 счет очень быстрого охлаждения с 950 °С 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 ($m\% \text{ C}$).

При снижении температуры переохлажденный аустенит распадается (II превращение при термообработке)



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

Чем сильнее переохлаждается аустенит ниже критической точки A_{c1} , тем больше энергетический выигрыш от его распада, тем больше зародышей феррито-цементитной смеси ($\Phi + \text{Ц}$) 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 переохлажденного аустенита в стали описывается С-образной диаграммой (рис. 1).

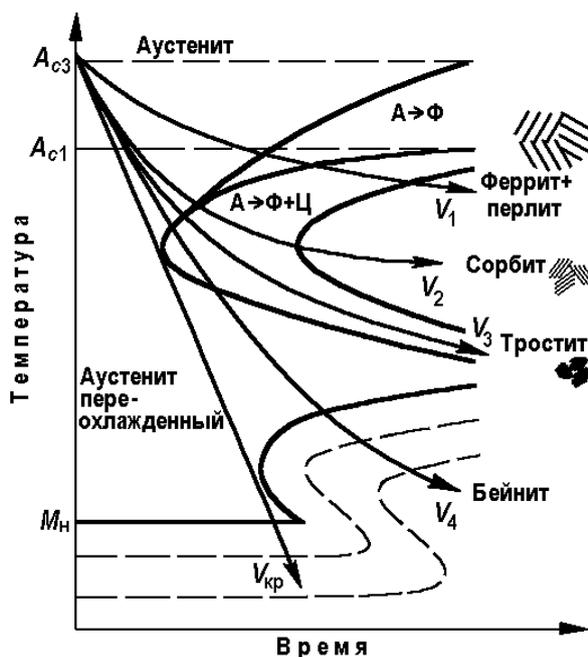


Рис. 1. Распад переохлажденного аустенита в доэвтектоидной стали

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 закалки* и при 450...500 °С – *тростит закалки*).

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

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

Свойства – твердость 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).

Мартенситное (III) превращение аустенита

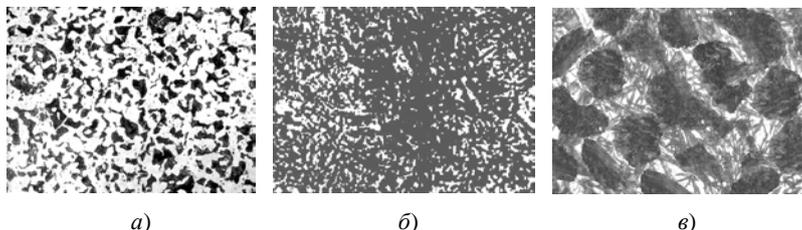
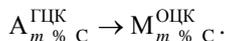


Рис. 2. Структуры второго превращения доэвтектоидной стали, 100 \times :

a – феррит + перлит; *b* – сорбит; *v* – тростит (с мартенситом)

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

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

Мартенсит – это пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в ОЦК – железе.

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

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

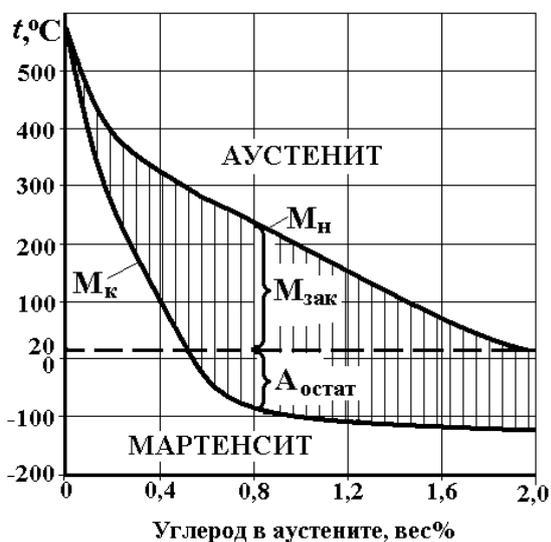


Рис. 3. Мартенситная диаграмма:

M_n – температура начала; M_k – температура конца мартенситного превращения

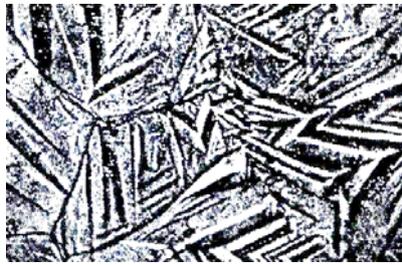
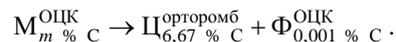


Рис. 4. Мартенсит закалки, 400 \times

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 твердости бейнит занимает промежуточное положение между мартенситом и трооститом закалки.

Превращения мартенсита при нагревании (отпуске)



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

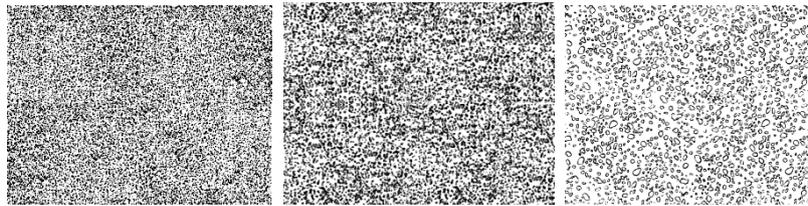


Рис. 5. Структуры отпуска доэвтектоидной стали, 800 \times :
а – тростит; б – сорбит; в – перлит

При температуре меньше 200 $^{\circ}C$ смещения атомов углерода и железа малы (порядка межатомных расстояний), но это приводит к частичному снятию остаточных напряжений. Получающийся при этом *мартенсит отпуска* сохраняет высокую твердость, но более устойчив. Его структура аналогична мартенситу закалки (игольчатая).

При 300 $^{\circ}C$ остаточный аустенит закалки превращается в мартенсит отпуска, но сталь при этом охрупчивается за счет выделения цементита на границах зерен. Поэтому такую обработку стали не применяют.

При нагреве до 400...500 $^{\circ}C$ активизируется диффузия атомов углерода, которые уходят из пересыщенного раствора в ОЦК – железе в виде цементита, имеющего форму мелких округлых зерен.

Структура – сверхмелкие круглые зерна цементита, равномерно распределенные в ферритной основе, – *тростит отпуска*.

При нагреве до 550...600 $^{\circ}C$ начинается активное движение атомов железа и легирующих элементов. Это приводит к укрупнению (коагуляции) округлых зерен цементита в ферритной основе, что снижает твердость и прочность стали, но увеличивает ее вязкость.

Структура – мелкие круглые зерна цементита, равномерно распределенные в ферритной основе, – *сорбит отпуска*.

Порядок выполнения работы

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

Содержание отчета

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

Контрольные вопросы

1. Распад переохлажденного 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.

Методические указания

Термической обработкой называют процессы нагрева и охлаждения металла, проведенные по определенному 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 твердом состоянии при распаде аустенита. Поэтому при выборе их термообработки следует использовать «стальной» угол диаграммы Fe–Fe₃C. На рис. 2 представлены основные режимы термообработки, применяемые для углеродистых и малолегированных 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:

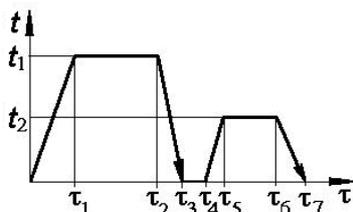


Рис. 1. График термообработки

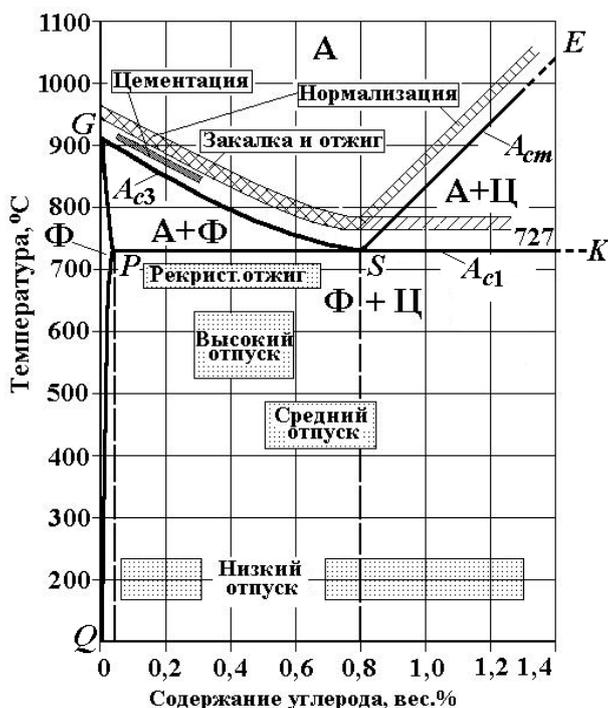
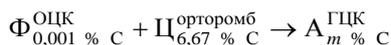


Рис. 2. «Стальной» угол диаграммы Fe–Fe₃C

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 °С (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 идет 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...50 °С выше соответствующей критической точки. Нагрев аустенита выше критических точек на 100 °С 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).

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

Стали в зависимости от назначения делят на конструкционные и инструментальные. Для изготовления деталей конструкций необходим материал, который сочетает в себе прочность, упругость с высокой вязкостью при разрушении, которая обеспечивает его надежность в процессе эксплуатации. В инструментальных сталях важнейшей характеристикой является твердость, а также прочность, что сочетается часто с хрупкостью (т.е. с более низким значением вязкости).

С учетом 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...50 °С, 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*. Он применяется для получения равновесной структуры, измельчения зерна, снижения твердости и улучшения обрабатываемости стальных заготовок.

Дешевой 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, твердость повыше, но обрабатываемость на металлорежущих станках остается высокой.

Пластинчатые структуры второго превращения, получаемые после нормализации или отжига, не обеспечивают высокой надежности 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...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 $A_{c3} + (30...50)$ °С для доэвтектоидных сталей или $A_{c1} + (30...50)$ °С для эвтектоидной (из полностью аустенитного состояния) и *неполную* $A_{c1} + (30...50)$ °С для заэвтектоидных сталей. Полную закалку для заэвтектоидных сталей не применяют из-за большого количества остаточного аустенита (с низкой твердостью) и риска коробления или разрушения деталей.

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

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

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

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

Отпуск стали – нагрев закаленной 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...200 °С с целью снижения остаточных напряжений при сохранении высокой твердости на структуру *мартенсита отпуска*;

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

– *высокий отпуск* при 550...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 твердостью, 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 $A_{c3} + (10...20)$ °С в течение 3...6 часов с последующей полной закалкой и низким отпуском. В результате на поверхности деталей будет твердый высокоуглеродистый мартенсит отпуска, а в сердцевине – вязкий малоуглеродистый мартенсит отпуска или исходная феррито-перлитная структура в случае низкой прокаливаемости стали.

Порядок выполнения работы

Задание 1. Получить от преподавателя образцы трех сталей с различным содержанием углерода. Измерить твердость 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 твердость на приборе Роквелла.

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

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

- определить по марке стали ее 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, приведенными ниже.

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. Дозэвтектоидные 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)

1. Варианты марок сталей к заданию 2

№ варианта	1	2	3	4	5	6
Марка стали	65С2ВА	18ХГТ	У9А	80	У7А	20Х
№ варианта	7	8	9	10	11	12
Марка стали	70С3А	9ХФ	45Г2	30ХГС	У13А	60С2ХА
№ варианта	13	14	15	16	17	18
Марка стали	50ХФА	35ХМ	У8	60С2	4ХМФС	38ХА
№ варианта	19	20	21	22	23	24
Марка стали	75	50ХГ	У12А	15ХФ	50ХГФА	У8Г
№ варианта	25	26	27	28	29	30
Марка стали	60С2Н2	40ХФА	20ХГР	9ХС	50Г2	50ХН

Содержание отчета

1. Название и цель работы.
2. Описание образцов сталей, выбранные температуры закалки, значения их твердости 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.

Методические указания

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 решетки, но увеличивается растворимость легирующих элементов. Равновесная структура таких сплавов содержит зерна твердого раствора и включения второй фазы (обычно – твердого химического соединения).

Термообработка состоит из закалки и последующего отпуска, который в этом случае называется старением. При нагревании зерна второй фазы растворяются в твердом 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, твердой фазы. Сплавы с такой структурой имеют очень высокую прочность и низкую пластичность. Это связано с тем, что пластическая деформация осуществляется в кристаллических материалах за счет движения дислокаций. Мелкие включения твердой фазы тормозят это движение, поэтому пластичность уменьшается, а прочность растет. 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. 2) позволяет достаточно точно спрогнозировать превращения при термообработке этих сплавов.

1. Химический состав дюралюминов, 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

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

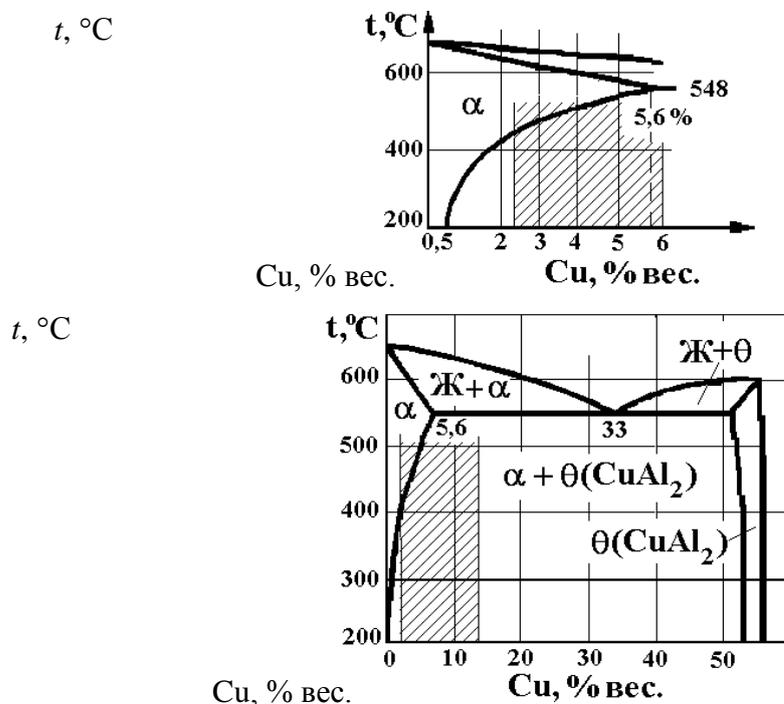


Рис. 1. Равновесная диаграмма состояния Al–Cu (заштрихованная область – термоупрочняемые сплавы)

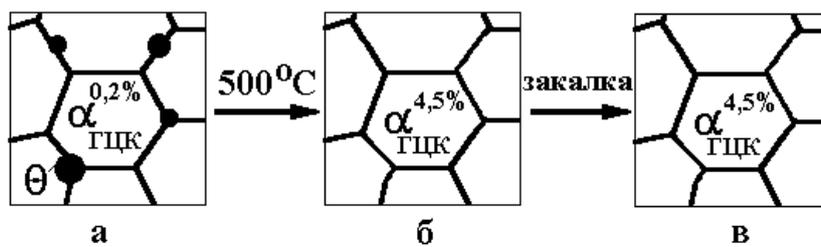


Рис. 2. Изменение структуры дуралюминия при закалке

В Al–Cu сплавах с содержанием меди больше 0,5 вес. %, но меньше 5,6 вес. % равновесная структура (рис. 2, а) будет состоять из зерен пластичного твердого раствора α и крупных включений твердой 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 температуры 450...500 °С, при которой θ -фаза растворится и останется только пластичный твердый раствор α (рис. 2, б). При этих температурах обычно ведут горячую прокатку металлических заготовок (более высокий нагрев может вызвать сильное окисление сплава по границам зерен, его охрупчивание и даже оплавление).

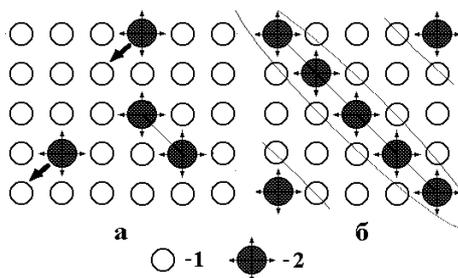
Штамповку проще вести при комнатной температуре, поэтому для сохранения высокой пластичности делают закалку (обычно в воду). При быстром охлаждении не успевают произойти диффузионные движения атомов в сплаве (не выделяются кристаллы θ -фазы) – однофазная структура твердого раствора сохраняется (рис.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

2. Влияние термообработки на механические свойства дуралюминов

Марка	Режим термообработки	Предел прочности, σ_b , МПа	Предел текучести, σ_t , 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

При комнатной температуре скорость диффузии мала, поэтому в течение 3 – 5 часов 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.



**РИС. 3. ОБРАЗОВАНИЕ ЗОН ГИНЬЕ–ПРЕСТОНА ПРИ ЕСТЕСТВЕННОМ СТАРЕНИИ:
1 – АТОМЫ АЛЮМИНИЯ; 2 – АТОМЫ МЕДИ**

Естественное (низкотемпературное) старение происходит в закаленном дуралюминии 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 счет группирования атомов меди. Вокруг каждого отдельного атома замещения (Cu) в ГЦК решетке α -раствора 12 атомов алюминия смещены из своего положения равновесия (рис. 3, а). Если же два атома Cu располагаются рядом, искажение решетки 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 по фамилиям первооткрывателей.

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

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

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

Искусственное (высокотемпературное) старение – это процесс распада неравновесного пересыщенного твердого 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 θ -фазы размером от 50 до 100 нм., равномерно распределенные внутри пластичной матрицы. С ростом температуры и времени старения твердость дуралюминия растет. Обычно его старят при температуре 100 °С в течение 1 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.

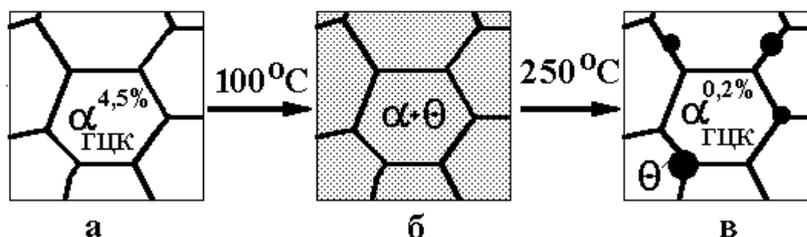


РИС. 4. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ДЮРАЛЮМИНИЯ ПРИ ФАЗОВОМ (ИСКУССТВЕННОМ) СТАРЕНИИ

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

Порядок работы

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

3. Изменение твердости дуралюминия при термической обработке

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

2. Произвести закалку образцов дуралюмина с температуры 450...500 °С в воду.
3. Измерить твердость дуралюмина после закалки.
4. Провести искусственное старение образцов при температуре 100 °С в течение 10 мин, 20 мин, 30 мин и 40 минут. Для этого загрузить в печь, нагретую до 100 °С, все образцы и выдержать их в течение 1–2 минут для прогрева по всему сечению. После этого засечь начало времени выдержки по часам. По истечении каждой заданной выдержки вынимать из печи по одному образцу и охлаждать его в воде.
5. Измерить твердость образцов дуралюмина после различных режимов искусственного старения.
6. Построить график изменения твердости 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 отчета

1. Двойная диаграмма Al–Cu.
2. Краткое описание схемы термообработки дуралюмина. Виды старения после закалки этих сплавов и получаемые свойства.
3. График изменения твердости 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].

Лабораторная работа 12

ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

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

Приборы и оборудование: электропечи, твердомер Роквелла.

Методические указания

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 (Ц_П) 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 °С связывают выделяющийся из него углерод в карбидные фазы, причем карбиды мелкодисперсные. Процесс на-

зывают 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 °С (углеродистые У7, У8, У13 и низколегированные стали 9ХФ, 9ХС, 13Х, В2Ф);

– полутеплостойкие – до 400...500 °С (среднелегированные стали Х6ВФ, Х6Ф4М, Х12М);

– теплостойкие – до 600...650 °С (высоколегированные быстрорежущие стали Р18, Р6М5, Р6М5Ф3, Р6М5К5);

– с повышенной теплостойкостью – до 800...1000 °С (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 счет легирования сильными карбидообразующими элементами: вольфрамом, молибденом, ванадием (Р18, Р6М5, Р9).

Стали повышенной производительности (теплостойкость 625...640 °С) 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 (Р10М5К25), а значит более высокую твердость.

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.

Порядок выполнения работы

1. Получить образцы инструментальных материалов, подвергнутых закалке и низкому отпуску.
2. Измерить твердость каждого образца по Роквеллу.
3. Поместить образцы в печь, разогретую до температур, указанных ниже. Выдержать 40 мин:
 - 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 твердость образцов после нагревания и результаты для каждой стали занести в табл. 1.

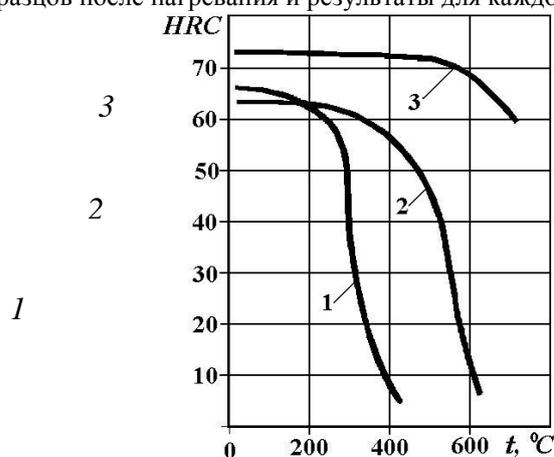


Рис. 1. Краснотойкость инструментальных сталей:

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

1. Результаты контроля теплостойкости инструментальных сталей

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

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

Содержание отчета

1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Материалы и приборы.

4. Краткая теория теплостойкости.
5. Графики кривых красностойкости твердость–температура нагрева.

Контрольные вопросы

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

Литература: [1; 2; 6].

Индивидуальное задание 1

МАРКИРОВКА СТАЛЕЙ

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

Методические указания

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 ее металлургического качества, назначения и химического состава.

Металлургическое качество стали зависит от ее чистоты по вредным примесям (сера 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;
- инструментальные;
- стали с особыми свойствами.

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, 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 надежностью, 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 режимов ее 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 еще 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. 1.1), 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 %.

1.1. Маркировка легированных сталей

А (внутри марки) а зот	А (в начале марки) а втоматная	А (в конце марки) высоко-качественная	Б ниобий
В в ольфрам	Г марга н ец	Д ме д ь	Е се л ен

Продолжение табл. 1.1

К к обальт	Л (в конце марки) л итейная	М м олибден	Н н икель
П ф(п х)осфор	Р (внутри марки) р об	Р (в начале марки) р апидная (вольфрам)	С с илиций (кремний)
Т т итан	У углеродистая инструментальная в 0,1 % С	Ф в(ф)анадий	Х х ром
Ц ц ирконий	Ч ц(ч)ерий	Ш ш арикопод ш ип-никовая сталь	Ю а лю м иний

1.2. 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, звездочки, диски, валы)

40, 45	Детали, от которых требуется повышенная прочность (коленчатые и распредвалы, шатуны, зубчатые венцы)
50, 55	Зубчатые колеса, прокатные валки, штоки, валы, эксцентрики, малонагруженные пружины и рессоры
60, 70, 80	Детали с высокими прочностными и упругими свойствами (шпиндели, пружинные кольца)

Продолжение табл. 1.2

Марка	Назначение
09Г2, 09Г2С	Для деталей сварных конструкций
10ХСНД, 09Г2СЮч	Для деталей ответственных сварных конструкций повышенной прочности
15Х, 15ХФ	Хорошо цементируется. 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 колеса, шпиндели, кулачковые муфты, втулки и др.)
40Х, 45Х, 50Х	Улучшаемая сталь. Для деталей, работающих на средних скоростях и давлениях (зубчатые колеса, шпиндели в подшипниках качения, червячные валы)
45ХН, 50ХН	Аналогично применению стали 40Х, но для деталей больших размеров
60С2, 60С2А, 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
50ХФА, 50ХГФА	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

1.3. Примерное назначение инструментальных сталей

Марка	Назначение
У7, У7А	Для слесарно-монтажных инструментов – молотков, кувалд, бородок, отверток, 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

Продолжение табл. 1.3

Марка	Назначение
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

X, 9X18	Измерительные инструменты
XВГ, X12М, X12Ф1	Штампы для холодной штамповки, валки для накатки резьбы
4X5В2ФС, 4X5МФС	Штампы для вытяжки, прессования и высадки
5ХНВ, 5ХГСНВ	Молотовые и высадочные штампы
3X12В12Ф, 2X12В8К10	Формы для литья железных сплавов
X6ВФ, 9X5ВФ	Ножовочные полотна
P12, P6M3, P9	Сверла, протяжки, долбяки, фрезы
P18, P14Ф4	Метчики, плашки резьбонарезные, сверла

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. 1.1 скобками).

1.4. Примерное назначение коррозионностойких сталей и сплавов

Марка	Назначение
20X13, 08X13, 25X13H2	Для деталей с повышенной пластичностью, подвергающихся ударным нагрузкам и работающих в слабоагрессивных средах. Мартенситная сталь
14X17H2, 12X13	Для различных деталей химической и авиационной промышленности. Феррито-мартенситная сталь
95X18	Для деталей высокой твердости, работающих в условиях износа. Мартенситная сталь
09X15H8Ю, 07X16H6	Для высокопрочных изделий, упругих элементов
08X10H20T2	Немагнитная сталь для деталей, работающих в морской воде, аустенитная немагнитная
03X13AG19	Для деталей, работающих в слабоагрессивных средах, а также при температурах до –196 °С
12X18H10T, 03X18H12	Для сварных конструкций в разных отраслях промышленности, аустенитная немагнитная
15X18H12C4TЮ	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

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

Стали, проходящие промышленные испытания, часто маркируют буквами ЭИ или ЭП (завод «Электросталь» Московской области), ДИ (завод «Днепропетросталь»), 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 03X21H21М (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 P18 – высококачественная (см. ниже) быстрорежущая инструментальная сталь; содержание углерода до 1 %, 18 % вольфрама.

Маркировка высококачественной стали.

Стали этого класса обладают большой надежностью, сочетанием высокой прочности и стойкости против хрупкого разрушения, комплексом специальных свойств. Это достигается жестким 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 90Х4М4Ф2В6Л – сталь высококачественная конструкционная с содержанием 0,90 % углерода, 4 % хрома, 4 % молибдена, 2 % ванадия, 6 % вольфрама, литейная.

Сталь 18Х2Н4ВА – сталь высококачественная конструкционная с содержанием 0,18 % углерода, хрома 2 %, никеля 4 %, вольфрама до 1 %.

Сталь P18K5Ф2 – сталь высококачественная быстрорежущая инструментальная с содержанием углерода до 1 %, 18 % вольфрама, 5 % кобальта, 2 % ванадия.

Сталь 9Х18 – 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 предназначена для изготовления мелких винтов, гаек, шпилек и других конструктивных деталей неответственного назначения или работающих без ударных нагрузок.

Для обеспечения низкой себестоимости этих метизов они 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. 1.2 – 1.4.

Задание

Дать характеристику стали (варианты заданий в табл. 1.5):

1. Прочитать вслух марку стали.
2. Указать металлургическое качество стали.
3. Указать назначение стали.
4. Указать химический состав стали по марке.

1.5. Варианты задания

Вариант 1	Вариант 2	Вариант 3	Вариант 4
Ст3Гпс	Ст3кп	Ст2кп	Ст6сп
20ХР	50Г2	38ХМЮА	40ХФА
12ХГНФАЮ	15Г2СФ	16Г2АФпс	12Г2СМФ

2X13B8K10	5XHM	2X12B3MФ	6XНФ
P6M5	P12	P7T	P9
14X17H2	07X13AГ20	08X21H6M2T	09X15H8Ю
Вариант 5	Вариант 6	Вариант 7	Вариант 8
Ст1сп	Ст6пс	Ст5сп	Ст4пс
50XГ	20XГР	50XГА	45XH
15XГ2СФР	14XГНСФР	12XГ2СМФ	12XГНФАЮ
9XФ	8X4B4Ф	4X5B4ФСМ	2X12B7K5
P6M3	P9M4	P12M3	P18Ф2
14X18H4Г4Л	12X18H12БЛ	31X19H9MBBT	15X23H18Л
Вариант 9	Вариант 10	Вариант 11	Вариант 12
Ст1сп	Ст4пс	Ст5Гпс	Ст6пс
60C2XA	40XH3A	18XГT	40XC
15ГСМХР	14X2ГМР	14ГНФБАЮ	09Г2СЮЧ
XГ3M	У11А	4XHM	4X13
P14Ф4	P9Ф5	P6M5Ф3	P5M4Ф4
12X18H12M3T	12X25H5TMФЛ	120Г10ФЛ	20X21H46B8PЛ
Вариант 13	Вариант 14	Вариант 15	Вариант 16
Ст2сп	Ст3пс	Ст4пс	Ст3сп
50XH	85	50XФА	70
10XCHД	15XCHД	15ГФ	09Г2С
X6BФ	9Г2Ф	XBG	XBCГ
P18Ф3	P14Ф4	P9Ф5	P12Ф3
10X18H11БЛ	110Г13ФТЛ	110Г13X2БPЛ	15X18H22B6M2P

Продолжение табл. 1.5

Вариант 17	Вариант 18	Вариант 19	Вариант 20
Ст5пс	Ст3кп	Ст3Гсп	Ст6пс
60C2H2A	70C2XA	70C3A	65ГC
15Г2АФДпс	12ГН2МФАЮ	12Г2АМФ	15XCHД
У10А	X12Ф1	6X2C	9XBФ
P9K10	P18K5Ф2	P10K5Ф5	P12Ф4K5
10X18H9Л	10X18H3Г3Д2Л	130Г14ХМФАЛ	15X18H22B6M2
Вариант 21	Вариант 22	Вариант 23	Вариант 24
Ст2пс	Ст3сп	Ст4кп	Ст4сп
35XM	45Г2	50XГФА	12X5MA
16Г2АФД	12ГН2МФАЮ	18Г2АФДпс	12XГН2МБАЮ
7XГ2BM	3X2B8Ф	У13А	6XC
P10M4Ф3K10	P18Ф2K5	P18Ф2K8M	P15Ф2K5
09X16H4БЛ	09X17H3C	10X17H10Г4МБЛ	08X17H34B5T3Ю2P
Вариант 25	Вариант 26	Вариант 27	Вариант 28
Ст1кп	Ст1пс	Ст4кп	Ст0
08кп	38XA	15XФ	65C2BA
15X2ГН2ТА	12ГН2МФАЮ	12Г2СМФЮ	12Г2АМФ
4X5MC	4X3BMФС	9XФ	4X5B2ФС
P10Ф5K5	P2M8K5	P14Ф4	P9Ф5
07X17H16ТЛ	07X18H9Л	08X14H7M	16X18H12C4ТЮЛ

МАРКИРОВКА ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

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

Методические указания

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, приведенные в табл. 2.1. 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.

2.1. 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

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

1. АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ

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

1.1. Алюминий первичный ГОСТ 11069–74

Первичный алюминий 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.

1.2. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые ГОСТ 4784–74

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

1.2.1. 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.

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

Авиали АД31(1310), АД33 (1330), АД35 (1350), АВ (1340), САВ-1 разработаны в авиационной промышленности (табл. 2.2). Для них характерно сочетание высокой прочности с малой плотностью. Высокая пластичность после закалки облегчает обработку сплавов давлением.

1.2.3. 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.

1.2.4. 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.

1.2.5. 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.

1.2.6. 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.

1.3. Сплавы алюминиевые литейные ГОСТ 1583–89

К литейным относятся алюминиевые сплавы 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 (середина 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).

2. МЕДЬ И ЕЕ 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.

2.1. Медь ГОСТ 859–78

Чистоту меди 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.

2.2. Бронзы

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. 2.1), и сразу после них – число весовых процентов данного элемента (середина 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 БрА7Мц15Ж3Н2Ц2 – 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.

2.3. Латунни (сплавы медно-цинковые)

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

В марке латунни, обрабатываемой давлением, после буквы Л стоит содержание меди в весовых процентах. Затем идет перечень всех букв легирующих элементов (табл. 2.1), 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 латунни (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 латунни после буквы Л стоит Ц и сразу указывается содержание цинка (в весовых %). Далее в таком же порядке приводятся остальные легирующие элементы (табл. 2.1) с их содержанием. Медь – остальное.

Пример. Латунь ЛЦ23А6ЖЗМц2 – литейная латунь с содержанием 23 % цинка, 6 % алюминия, 3 % железа, 2 % марганца, остальное – медь. ГОСТ 17711–80.

2.4. Медно-никелевые сплавы

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

Марка таких сплавов начинается с буквы М (медь), затем идут буквы легирующих элементов (табл. 2.1) 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. 2.2):

1. Прочитать вслух марку сплава.
2. Указать основной металл сплава.
3. Указать назначение или способ обработки сплава.
4. Указать химический состав сплава *по марке*.

Литература: [1; 2; 4; 5].

2.2. Варианты заданий

Билет 1	Билет 2	Билет 3
A95	A99	A95
AMц	AMцC	Д12
AK12	AK9	AK9ч
M00к	M0к	M00
БрОФ8,0–0,3	БрОФ7–0,2	БрОФ6,5–0,4
Л85	ЛО62–1	ЛС63–3
MНMц43–0,5	MНMц40–0,5	MНЖMц30–1–1
Билет 4	Билет 5	Билет 6
A97	A999	A85
AMг1	AMг2	AMг3
AK9пч	AK7	AK7пч
M00б	M0	M0б
БрО3Ц12C5	БрОЦ4–4–2,5	БрОЦ4–3
ЛЖC58–1–1	ЛC60–2	ЛMц58–2
MН19	MНMц3–12	MНЦ16–29–1,8
Билет 7	Билет 8	Билет 9
A8	A7	A7E
AMг4	AK4	AMг3
AK10Cy	AK21M2,5H2,5	AK6M2
M00б	M1	M0к
БрОФ2–0,25	БрОФ4–0,25	БрОФ6,4–0,15
ЛMцA57–3–1	ЛЖMц59–1–1	ЛK80–3
MНЦ16–29–1,8	MНЦ15–20	MHA13–3
Билет 10	Билет 11	Билет 12
A5	A5E	A0
B95	AMг3C	AK6
AK5M	AK8M3ч	AK12MMгH
Билет 10	Билет 11	Билет 12
M00	M00к	M1ф
БрО3Ц7C5H1	БрО4Ц7C5	БрО4Ц4C17
ЛЦ40Mц3Ж	ЛMш68–0,05	ЛЖC58–1–1
MHA6–1,5	MНЦ15–20	MHA13–3
Билет 13	Билет 14	Билет 15
AD00	AD0	AD1
Д18	AMг6	Д16
AK12M2MгH	AK12M2	AK9M2
M2p	M3	M2
БрО10Ц2	БрО5C25	БрО6Ц6C3
Л80	ЛО90–1	ЛC63–2
MН19	MНMц3–12	MНЦ16–29–1,8

Продолжение табл. 2.2

Билет 16	Билет 17	Билет 18
АД	А5	А7Е
В65	АК8	АМг5
АМ5	АМ4,5Кп	АК7Ц9
М1	М1р	М2
БрО8Ц4	БрО10Ф1	БрО10С10
ЛС60–1	ЛО70–1	ЛС64–2
МН19	МНМц3–12	МНЦС16–29–1,8
Билет 19	Билет 20	Билет 21
А97	А85	А999
Д18	Д1	В65
АМг4К1,5М	АМг5Мц	АМг6
М2р	М1ф	М3р
БрА5	БрА7	БрАМц10–2
ЛМш68–0,05	Л68	Л63
МНА13–3	МН19	МНМц3–12

Продолжение табл. 2.2

Билет 22	Билет 23	Билет 24
А99	А95	А999
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
Билет 25	Билет 26	Билет 27
А5	А8	А7
Д16	АД33	Д18
АЦ4Мг	АЦ4Мг	АК7Ц9
М3р	М3	М2
БрКд1	БрМц5	БрБНТ1,9
ЛС74–3	ЛН65–5	ЛАН59–3–2
МНМцС16–29–1,8	МНМц40–0,5	МНЖМц30–1–1
Билет 28	Билет 29	Билет 30
А85	А5Е	А7Е
АД35	АД31	В95
АК7Ц9	АК9Ц6	АК9Ц6
М1р	М1ф	М2р
БрАМц9–2	БрАЖ9–4	БрАЖМц10–3–1,5
Л90	ЛА77–2	ЛАЖ60–1–1
МНА13–3	МН19	МНМц3–12

РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА

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.