

Федеральное агентство морского и речного транспорта
Федеральное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«Морской государственный университет им. адм. Г. И. Невельского»

В. В. Тарасов, С. Б. Малышко

Лабораторный практикум по материаловедению

Учебное пособие

Рекомендовано научно-методическим советом
Морского государственного университета
в качестве учебного пособия
для студентов и курсантов технических специальностей

Владивосток 2012

УДК 669. 01 (075.8)

Тарасов, В. В. Лабораторный практикум по материаловедению
[Текст] : учеб.пособие / В. В. Тарасов, С .Б. Малышко. – Владивосток :
Мор. гос. ун-т, 2012. – 138 с.

Написано в соответствии с государственными стандартами. Изложены методы определения твердости, прочности металлов и сплавов. Приведено исследование микроструктуры углеродистых сталей и чугунов, сплавов на медной основе, алюминиевых сплавов, а также антифрикционных сплавов, применяемых в судовом машиностроении. Рассмотрены основные виды термической обработки и показано ее влияние на изменение механических свойств.

Предназначено для студентов и курсантов технических специальностей, где курс «Материаловедение» изучается в блоке общепрофессиональных дисциплин

Ил. 45, табл. 36.

Рецензенты:

И. Н. Мутылина, канд. техн. наук, доцент,
зав. кафедрой материаловедения и технологии
материалов Инженерной школы ДВФУ

Е. В. Ружицкая, канд. техн. наук, доцент
кафедры материаловедения и технологии мате-
риалов Инженерной школы ДВФУ

© В. В. Тарасов, С.Б. Малышко, 2012

© Морской государственный университет
им. адм. Г. И. Невельского, 2012

ВВЕДЕНИЕ

Учебное пособие предназначено для студентов и курсантов технических специальностей вузов, при подготовке которых предусмотрено изучение курса «Материаловедение» в блоке общепрофессиональных дисциплин.

Изучение курса «Материаловедение» совместно с другими общепрофессиональными дисциплинами направлено на обеспечение общеинженерной подготовки. Одновременно оно способствует более глубокому усвоению профилирующих дисциплин, формирующих специальные знания будущих инженеров.

Изучение этого курса должно дать студентам знания об основных закономерностях, определяющих строение и свойства наиболее распространенных материалов, а также научить выполнять широко применяемые в технике испытания материалов; уметь самостоятельно пользоваться технической и справочной литературой для выбора необходимых материалов и эффективных методов их обработки с целью повышения надежности и долговечности изготавливаемых из них деталей применительно к условиям их эксплуатации. Эта цель может быть достигнута в результате самостоятельного выполнения лабораторных работ или практических работ. Именно поэтому, в настоящем учебном пособии приведены основные методы испытания и исследования материалов и даны теоретические основы формирования структуры этих материалов. Анализ полученных практических результатов способствует развитию у студентов навыков самостоятельной работы по исследованию микроструктуры и свойств металлических сплавов. Кроме того, дается возможность научиться обобщению полученных экспериментальных данных путем составления таблиц, построения графиков и схематического изображения микроструктур различных металлических сплавов. Поэтому в учебном пособии наряду с микроструктурами воспроизведенными при помощи металлографического микроскопа приведено и их схематическое изображение. Это позволит лучше усвоить строение металлических сплавов и сопоставить его с их свойствами.

Электронная версия лабораторного практикума доступна в сети Интернет по адресу: <http://tm.msun.ru/div/kaf/tm/index.php>.

1. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ МЕТАЛЛОВ

Цель работы

Усвоить понятие твердости, изучить сущность ее определения различными методами. Научиться самостоятельно измерять твердость наиболее распространенными методами.

Приборы и материалы

Приборы Бринелля и Роквелла, образцы из горячекатаной и термически упрочненной углеродистой стали и цветных сплавов, эталонные бруски известной твердости.

1.1. Основные положения

Под **твердостью** материала понимают его способность сопротивляться пластической или упругой деформации при внедрении в него более твердого тела (индентора).

Этот вид механических испытаний не связан с разрушением металла и, кроме того, в большинстве случаев не требует приготовления специальных образцов.

Все методы измерения твердости можно разделить на две группы в зависимости от вида движения индентора: статические методы и динамические. Наибольшее распространение получили статические методы определения твердости.

Статическим методом измерения твердости называется такой, при котором индентор медленно и непрерывно вдавливаются в испытуемый металл с определенным усилием. К статическим методам относят следующие: измерение твердости по Бринеллю, Роквеллу и Виккерсу (рис. 1.1).

В динамических методах определения твердости нагрузка прилагается ударно. К динамическим методам относятся следующие: твердость по Шору, по Пальди.

Конкретный способ определения твёрдости выбирается исходя из свойств материала, задач измерения, условий его проведения, имеющейся аппаратуры и др.

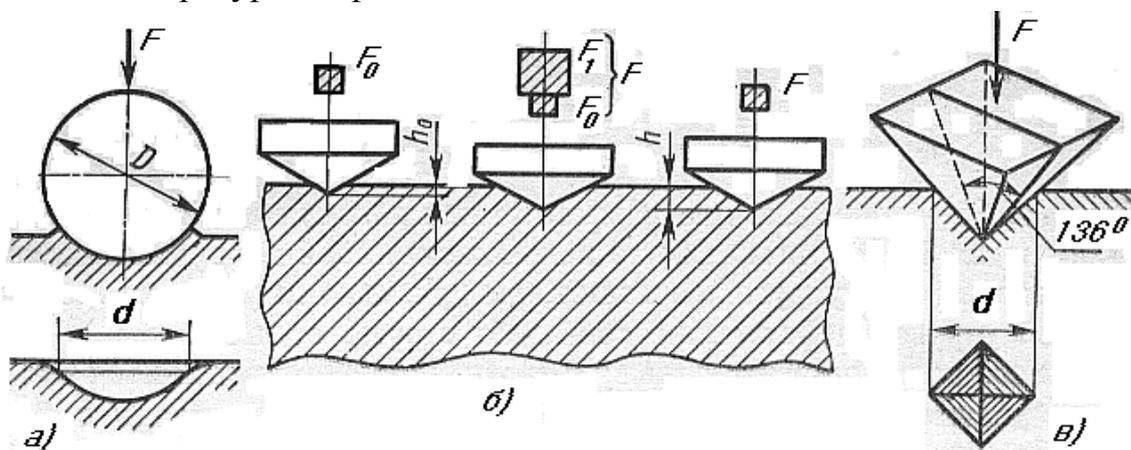


Рис. 1.1. Схема определения твердости:
а) по Бринеллю; б) по Роквеллу; в) по Виккерсу

1.2. Измерение твердости по Бринеллю

Сущность метода заключается в том, что шарик (стальной или из твердого сплава) определенного диаметра под действием усилия, приложенного перпендикулярно поверхности образца, в течение определенного времени вдавливается в испытуемый металл (рис. 1, а). Величину твердости по Бринеллю определяют исходя из измерений диаметра отпечатка после снятия усилия.

При измерении твердости по Бринеллю применяются шарики (стальные или из твердого сплава) диаметром 1,0; 2,0; 2,5; 5,0; 10,0 мм.

При твердости металлов менее 450 единиц для измерения твердости применяют стальные шарики или шарики из твердого сплава. При твердости металлов более 450 единиц – шарики из твердого сплава.

Величину твердости по Бринеллю рассчитывают как отношение усилия F , действующего на шарик, к площади поверхности сферического отпечатка A :

$$HB (HBW) = \frac{F}{A} = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})},$$

где HB – твердость по Бринеллю при применении стального шарика; HBW – твердость по Бринеллю при применении шарика из

твердого сплава, МПа (кгс); F – усилие, действующее на шарик, Н (кгс); A – площадь поверхности сферического отпечатка, мм²; D – диаметр шарика, мм; d – диаметр отпечатка, мм.

Одинаковые результаты измерения твердости при различных размерах шариков получаются только в том случае, если отношения усилия к квадратам диаметров шариков остаются постоянными. Исходя из этого, усилие на шарик необходимо подбирать по следующей формуле:

$$F = K \cdot D^2.$$

Диаметр шарика D и соответствующее усилие F выбирают таким образом, чтобы диаметр отпечатка находился в пределах:

$$0,24 \cdot D \leq d \leq 0,6 \cdot D. \quad (1)$$

Если отпечаток на образце получается меньше или больше допустимого значения d , то нужно увеличить или уменьшить усилие F и произвести испытание снова.

Коэффициент K имеет различное значение для металлов разных групп по твердости. Численное, же значение его должно быть таким, чтобы обеспечивалось выполнение требования, предъявляемого к размеру отпечатка (1).

Толщина образца должна не менее чем в 8 раз превышать глубину отпечатка.

1.3. Последовательность измерения твердости по Бринеллю

Подготовка образца, выбор условий испытания, получение отпечатка, измерение отпечатка и определение числа твердости производится в строгом соответствии ГОСТ 9012–59 (в редакции 2007 г.). Необходимые для замера твердости значения выбираются из таблиц этого ГОСТа.

Значение K выбирают в зависимости от металла и его твердости в соответствии с табл. 1.1.

Таблица 1.1

Испытание твердости по Бринеллю

Диаметр шарика $D, мм$	Прикладываемое усилие $F, Н$				
	$K=F/D^2$				
	30	10	5	2,5	1
10	29420	9807	4903	2452	980,7
5	7355	2452	1226	612,9	245,2
2,5	1839	612,9	306,0	153,0	60,8
1	294,2	98,1	49,0	24,5	9,81
Диапазон твердости НВ	140–650	35–140	< 35	8–50	< 20
Измеряются	Сталь, чугун, высокопрочные сплавы	Чугун, сталь, сплавы меди, легкие сплавы	Медь и ее сплавы, легкие сплавы	Подшипниковые сплавы	Свинец, олово

Усилие, F в зависимости от значения K и диаметра шарика D устанавливаются в соответствии с табл. 1.1.

Рекомендуемое время выдержки образца под нагрузкой для сталей составляет 10 с, для цветных сплавов 30 с (при $K=10$) и 30 с или 60 с (при $K=2,5$).

Пример формы записи твердости по Бринеллю:

250 НВ 5/750 – твердость по Бринеллю 250, определенная при применении стального шарика диаметром 5 мм, при усилии 750 кгс (7355 Н) и продолжительности выдержки от 10 до 15 с;

575 НВW 2,5/187,5/30 – твердость по Бринеллю 575, определенная при применении шарика из твердого сплава диаметром 2,5 мм, при усилии 187,5 кгс (1839 Н) и продолжительности выдержки 30 с

При определении твердости стальным шариком или шариком из твердого сплава диаметром 10 мм при усилии 3000 кгс (29420 Н) и продолжительности выдержки от 10 до 15 с твердость по Бринеллю обозначают только числовым значением твердости и символом НВ или НВW: например 220НВ, 500НВW.

Данные замеров занести в протокол.

Протокол испытаний

Марка металла	D шарика, мм	F, H (кгс)	Продол. выдержки, с	Диаметр отпечатка, мм		Среднее арифм., d _{ср} мм	НВ (НВW)
				d ₁	d ₂		

1.4. Измерение твердости по Роквеллу

Сущность метода состоит в измерении твердости, определяемой глубиной проникновения в испытуемый металл алмазного конуса с углом при вершине 120° или стального закаленного шарика диаметром 1,588 мм под действием заданного усилия.

Усилие на наконечник (рис. 1, б) прилагается последовательно: вначале предварительное F_0 , равное 10 кгс, затем основное F_1 . Сумма предварительного и основного усилий составляет общее усилие F .

Для различных комбинаций нагрузок и наконечников прибор Роквелла имеет три измерительных шкалы: А, В, С.

Шкала А. Наконечник с алмазным конусом, общее усилие равняется 60 кгс (10+50) или 588 Н. Эта шкала применяется для испытания сверхтвердых сплавов, твердого листового металла, а так же тонких твердых диффузионных поверхностных слоев и покрытий и упрочненных слоев. Предел измерения 20–88 единиц.

Шкала С. Наконечник с алмазным конусом, общее усилие равняется 150 кгс (10+140) или 1471 Н. Эта шкала используется при испытании твердости сталей, подвергнутых упрочняющей термической обработке. Предел измерения 20–70 единиц.

Шкала В. Наконечник со стальным шариком. Общее усилие равняется 100 кгс (10+90) или 981 Н. Эта шкала применяется при испытании сталей, не подвергнутых упрочняющей термической обработке, а также цветных сплавов: бронз, латуней и др. Предел измерения 20–100 единиц.

Измерение твердости по Роквеллу осуществляется в строгом соответствии ГОСТ 9013–59 (в редакции 2002 г.).

Твердость, измеренную по методу Роквелла, отсчитывают непосредственно по индикатору твердомера в условных единицах HR, за которыми следует буква, указывающая шкалу отсчета чисел твердости, например: 70 HRA, 58 HRC, 50 HRB.

Данные замеров занести в протокол.

Протокол испытаний

Марка металла	Обозначение шкалы	Вид наконечника	Общее усилие, кгс	Результаты измерения	Примечание

1.5. Содержание отчета

1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Протокол испытаний твердости по методу Бринелля.
4. Протокол испытаний твердости по методу Роквелла.
6. Выводы.

Контрольные вопросы для самопроверки

1. Что такое твердость?
2. Классификация методов измерения твердости.
3. Сущность измерения твердости по Бринеллю.
4. До какого значения твердости при испытании по Бринеллю используются стальные шарики?
5. До какого значения твердости при испытании по Бринеллю используются шарики из твердого сплава?
6. Какого диаметра шарики используются при испытании на твердость по Бринеллю?
7. Из каких условий выбирается диаметр шарика при испытании на твердость по Бринеллю?

8. Как определяется нагрузка при испытании на твердость по Бринеллю?
9. От чего зависит время выдержки при испытании на твердость по Бринеллю?
10. Пример записи твердости по Бринеллю?
11. Сущность измерения твердости по Роквеллу?
12. Чему равны усилия: основное, предварительное и общее в методе Роквелла?
13. При замере какой твердости снимается отсчет показаний по шкалам А, С, В?
14. Пример формы записи твердости по Роквеллу?

2. ИСПЫТАНИЕ МЕТАЛЛОВ НА РАСТЯЖЕНИЕ

Цель работы

Ознакомиться с проведением испытания на растяжение и определением показателей прочности и пластичности.

Приборы и материалы:

Разрывная машина Р 0,5, штангенциркуль, мерительная линейка, набор проволочных образцов.

2.1. Основные положения

Металлы и сплавы, используемые в качестве конструкционных материалов, должны обладать определенными механическими свойствами – прочностью, упругостью, пластичностью, твердостью.

Прочность – это способность металла сопротивляться деформации и разрушению.

Деформацией называется изменение размеров и формы тела под действием внешних сил. Деформации подразделяются на упругие и пластические. Упругие деформации исчезают, а пластические остаются после окончания действия сил. В основе пластических деформаций – необратимые перемещения атомов от исходных положений на расстояния, большие межатомных, изменение формы отдельных зерен металла, их расположения в пространстве.

Способность металлов пластически деформироваться называется пластичностью. Пластичность обеспечивает конструктивную прочность деталей под нагрузкой и нейтрализует влияние концентраторов напряжений – отверстий, вырезов и т.п. При пластическом деформировании металла одновременно с изменением формы меняется ряд свойств, в частности при холодном деформировании повышается прочность, но снижается пластичность.

Большинство механических характеристик металла определяют в результате испытания образцов на растяжение (ГОСТ 1497–84).

При растяжении образцов с площадью поперечного сечения F_0 и рабочей (расчетной) длиной l_0 строят диаграмму растяжения в координатах: нагрузка P – удлинение Δl образца (рис. 2.1).

Диаграмма растяжения характеризует поведение металла при деформировании от момента начала нагружения до разрушения образца. На диаграмме выделяют три участка: упругой деформации – до нагрузки $P_{упр}$; равномерной пластической деформации от $P_{упр}$ до P_{max} и сосредоточенной пластической деформации от P_{max} до P_k . Если образец нагрузить в пределах $P_{упр}$, а затем полностью разгрузить и измерить его длину, то никаких последствий нагружения не обнаружится. Такой характер деформирования образца называется упругим. При нагружении образца более $P_{упр}$ появляется остаточная (пластическая) деформация. Пластическое деформирование идет при возрастающей нагрузке, так как металл упрочняется в процессе деформирования. Упрочнение металла при деформировании называется наклепом. При дальнейшем нагружении пластическая деформация, а вместе с ней и наклеп все более увеличиваются, равномерно распределяясь по всему объему образца. После достижения максимального значения нагрузки P_{max} в наиболее слабом месте появляется местное утонение образца – шейка, в которой в основном и протекает дальнейшее пластическое деформирование. В это время между деформированными зернами, а иногда и внутри самих зерен могут зарождаться трещины. В связи с развитием шейки, несмотря на продолжающееся упрочнение металла, нагрузка уменьшается от P_{max} до P_k и при нагрузке P_k происходит разрушение образца. При этом упругая деформация образца ($\Delta l_{упр}$) исчезает, а пластическая ($\Delta l_{ост}$) остается (рис. 2.1).

При деформировании твердого тела внутри него возникают внутренние силы. Величину сил, приходящуюся на единицу площади поперечного сечения образца, называют напряжением. Размерность напряжения $кгс/мм^2$ или $МПа$ ($1кгс/мм^2=10 МПа$).

Отмеченные выше нагрузки на кривой растяжения ($P_{упр}$, P_T , P_{max} , P_k) служат для определения основных характеристик прочности (напряжений): предела упругости, физического предела текучести,

временного сопротивления (предела прочности) и истинного сопротивления разрушению.

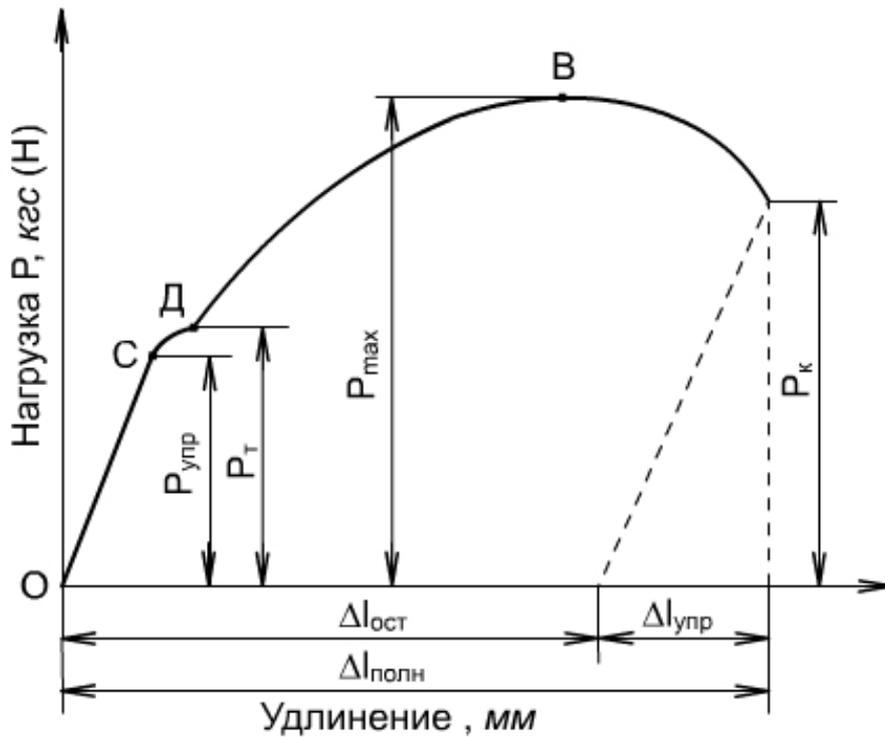


Рис. 2.1. Диаграмма растяжения металла

В технических расчетах вместо предела прочности обычно используется условный предел текучести, которому соответствует нагрузка $P_{0,2}$ (рис. 2.2).

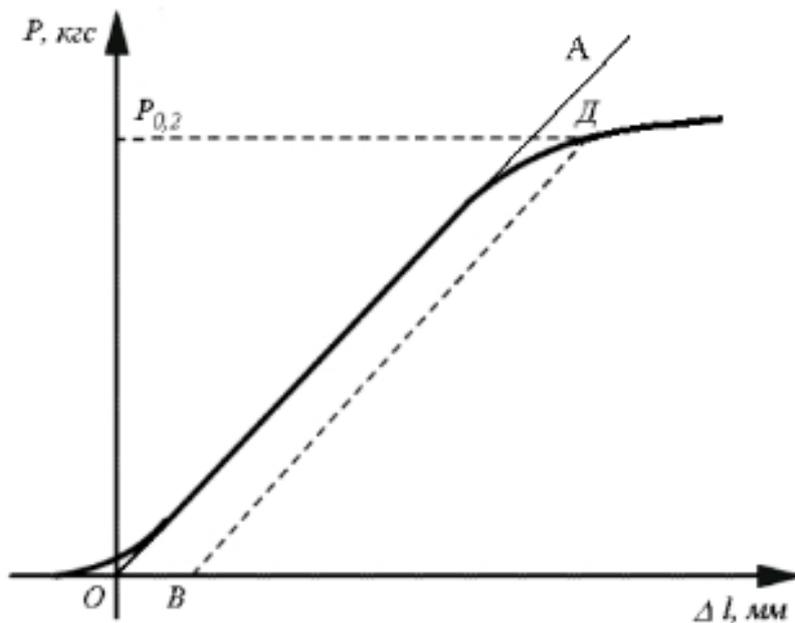


Рис. 2.2. Участок диаграммы растяжения металла

При растяжении образец удлиняется, а его поперечное сечение непрерывно уменьшается. Но поскольку площадь поперечного сечения образца в каждый данный момент определить сложно, то при расчете предела упругости, предела текучести и временного сопротивления пользуются условными напряжениями, считая, что поперечное сечение образца остается неизменным. Истинное напряжение рассчитывается только при определении сопротивления разрушению.

Условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) – это напряжение, при котором образец получает остаточное (пластическое) удлинение, равное 0,2 % своей расчетной длины.

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0},$$

где $P_{0,2}$ – нагрузка, вызывающая остаточное (пластическое) удлинение; равное 0,2 %, кгс (Н); F_0 – начальная площадь поперечного сечения образца, мм².

Временное сопротивление (предел прочности) σ_B – это напряжение, соответствующее наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению образца.

$$\sigma_B = \frac{P_{\max}}{F_0},$$

где P_{\max} – максимальная нагрузка, предшествующая разрушению, кгс (Н).

Временное сопротивление (предел прочности) характеризует несущую способность материала, его прочность, предшествующую разрушению.

Истинное сопротивление разрушению (S_k) – истинное напряжение, предшествующее моменту разрушения образца.

$$S_k = \frac{P_k}{F_k},$$

где P_k – нагрузка, непосредственно предшествующая моменту разрушения, кгс (Н); F_k – площадь поперечного сечения образца в месте разрушения, мм².

Несмотря на то, что P_{\max} больше P_k , истинное сопротивление разрушению $S_k > \sigma_B$, поскольку площадь поперечного сечения образца в месте разрушения F_k значительно меньше начальной площади поперечного сечения F_0 .

Для оценки пластичности металла служат относительное удлинение образца после разрыва (δ , %) и относительное сужение образца после разрыва (Ψ , %).

Относительное удлинение после разрыва (δ , %) определяется по формуле:

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100 \quad ,$$

где l_k – рабочая длина образца после испытания, мм; l_0 – рабочая длина до испытания, мм.

Относительное сужение поперечного сечения после разрыва (Ψ , %) определяется из выражения:

$$\Psi = \frac{F_0 - F_k}{F_0} \cdot 100 \quad ,$$

где F_0 – начальная площадь поперечного сечения образца, мм²; F_k – площадь сечения образца вместе разрушения, мм².

Практически для определения нагрузки, которая вызывает деформацию, соответствующую условному пределу текучести, следует выполнить следующие действия.

На диаграмме растяжения провести прямую ОА (рис. 2.2), совпадающую с прямолинейным участком диаграммы растяжения.

Определить положение точки О. Через точку О провести ось ординат ОР. Масштаб записи диаграммы по нагрузке: одному миллиметру ординаты соответствует 2 кгс нагрузки. Численная величина искомой нагрузки Р (кгс) равна соответствующей ординате диаграммы (мм), умноженной на масштаб диаграммы (2 кгс/мм).

Для определения нагрузки, соответствующей условному пределу текучести $R_{0,2}$, необходимо от начала координат по оси абсцисс отложить отрезок ОВ, величина которого равна заданному остаточному удлинению 0,2 %. Длина отрезка ОВ (мм) рассчитывается по формуле:

$$OB = \frac{l_0 \cdot 0,2 \cdot M}{100} \quad ,$$

где l_0 – рабочая длина образца, мм; М – масштаб записи диаграммы по деформации.

Из точки В провести прямую ВД, параллельную прямолинейному участку диаграммы растяжения (рис. 2.2), до пересечения с диаграммой.

Используя известный масштаб записи диаграммы по нагрузке, определить численные значения нагрузок $P_{0,2}$, P_{\max} , P_k , после чего рассчитать соответствующее напряжения: $\sigma_{0,2}$, σ_b , S_k . Полученные данные занести в протокол испытания.

Протокол испытания

Марка материала _____

№ п/п	Снимаемые параметры	Обозначение	Размер	Численная величина
<i>Исходные данные</i>				
1.	Рабочая длина образца до испытания	l_0	мм	
2.	Диаметр образца до испытания	d_0	мм	
3.	Площадь поперечного сечения образца до испытания	F_0	мм ²	
4.	Масштаб записи диаграммы по деформации	M		
<i>Результаты испытаний</i>				
5.	Нагрузка, соответствующая пластическому удлинению образца на 0,2 %	$P_{0,2}$	кгс	
6.	Максимальная нагрузка при испытании	P_{\max}	кгс	
7.	Нагрузка в момент разрушения	P_k	кгс	
8.	Диаметр образца в месте разрушения	d_k	мм	
9.	Площадь поперечного сечения образца в месте разрушения	F_k	мм ²	
10.	Рабочая длина образца после испытания	l_k	мм	
<i>Характеристики прочности и пластичности</i>				
11.	Условный предел текучести	$\sigma_{0,2}$	кгс/мм ²	
12.	Временное сопротивление (предел прочности)	σ_b	кгс/мм ²	
13.	Истинное сопротивление разрушению	S_k	кгс/мм ²	
14.	Относительное удлинение после разрыва	δ	%	
15.	Относительное сужение после разрыва	ψ	%	

2.2. Содержание отчета

1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Диаграмма растяжения (рис. 2.1).
4. Определения основных характеристик прочности и пластичности.
5. Протокол испытаний.
6. Выводы.

Контрольные вопросы для самопроверки

1. Какими механическими свойствами характеризуются конструкционные материалы?
2. Что такое прочность?
3. Что называется деформацией?
4. Что называется упругой деформацией?
5. Что называется пластической деформацией?
6. Как влияет холодная пластическая деформация на прочность и пластичность?
7. Какие характерные участки можно выделить на диаграмме растяжения?
8. Почему пластическая деформация идет при возрастающей нагрузке?
9. Что такое наклеп?
10. Что такое напряжение?
11. Почему различают истинные и условные напряжения?
12. Что такое условный предел текучести, временное сопротивление и истинное сопротивление разрушению?
13. Какие вы знаете характеристики пластичности?

3. МАКРО- И МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВОВ

Цель работы

Ознакомиться с методами исследования металлических сплавов, приготовлением образцов для металлографического исследования.

Приборы и материалы

Коллекции макро- и микрошлифов, изломов. Металлографические микроскопы, лупы.

3.1. Основные положения

3.1.1. Макроскопический анализ

При макроскопическом анализе строение металлического сплава исследуют невооруженным глазом или с помощью лупы. Обычно он является предварительным видом исследования.

Макростроение сплава изучают на образцах или деталях, в изломе или на предварительно подготовленной поверхности, подвергнутой шлифованию и травлению. Такой образец называют макрошлифом. Если макрошлиф изготовлен в поперечном сечении детали, то его называют темплетом. Макроанализ находит широкое применение в промышленности, так как дает возможность выявлять раковины, шлаковые включения, трещины и другие дефекты строения сплава, химическую и структурную неоднородность.

Непосредственно по виду излома можно провести макроскопический анализ и установить многие особенности строения материалов, а в ряде случаев и причины их разрушения. Излом может быть хрупким и вязким.

По форме различают излом ровный или блестящий и с выступами, или чашечный. Первый вид излома характерен для хрупкого состояния, когда разрушение в условиях растяжения или ударного изгиба произошло без видимой пластической деформации, а второй – для

вязкого излома. Хрупкий излом имеет кристаллическое строение, происходит практически без предварительной пластической деформации, в нем можно различить форму и размер зерен металла. Хрупкий излом может проходить по границам зерен (межкристаллический) и по зернам металла (транскристаллический). В сталях хрупкий излом иногда называют нафталинистым, если он транскристаллический и имеет избирательный блеск.

При крупнозернистом строении сплава хрупкий межкристаллический излом называют камневидным.

Вязкий излом имеет волокнистое строение, форма и размер зерен сильно искажены. Ему предшествует, как правило, значительная пластическая деформация.

Под действием знакопеременных нагрузок возможно возникновение усталостного излома (рис. 3.1). Он состоит из очага разрушения 1 (места образования микротрещины) и двух зон – усталости 2 и долома 3. Очаг разрушения примыкает к поверхности и имеет небольшие размеры. Зону усталости формирует последовательное развитие трещины усталости. В этой зоне видны характерные бороздки, которые имеют конфигурацию колец, что свидетельствует о скачкообразном продвижении трещины усталости. Последнюю стадию разрушения характеризует зона долома.

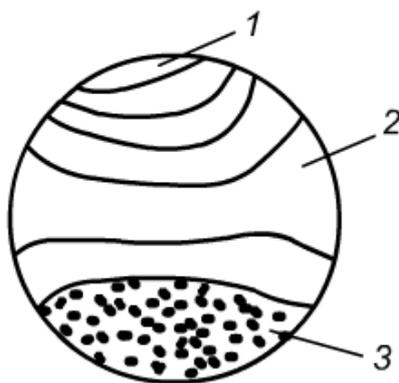


Рис. 3.1. Схематическое строение усталостного излома

Макроструктурный анализ проводится на макрошлифах. Макрошлифы подвергают:

глубокому травлению в концентрированных горячих кислотах для выявления волокнистого строения сплава, что важно для определения анизотропии свойств, различных внутренних дефектов металла;

поверхностному травлению для определения химической неоднородности сплава (ликвации).

Чаще всего определяют общую химическую неоднородность сплава по сечению детали.

Конкретно для сталей распределение С, Р, S зависит от количества этих элементов, процесса кристаллизации и обработки давлением. Для определения общей ликвации свежеприготовленный макрошлиф погружают на 2 минуты в 10 % раствор двойной медно-аммиачной соли соляной кислоты (CuNH_4Cl_2).

При травлении медь замещает железо и оседает на участках поверхности, обедненных S, Р, С, защищает их от дальнейшего растравления. Места, обогащенные примесями, оказываются сильно протравленными. Затем макрошлиф промывают под струей проточной воды и осторожно снимают медь с поверхности ватным тампоном. Полученную картину зарисовывают или фотографируют.

3.1.2. Микроструктурный анализ

Микроструктурный анализ проводится с целью исследования структуры металлов и сплавов под микроскопом на специально подготовленных образцах. Методами микроанализа определяют форму и размеры кристаллических зерен, обнаруживают изменения внутреннего строения сплава под влиянием термической обработки или механического воздействия на сплав, микротрещины и многое другое.

Микроструктурный анализ проводится на микрошлифах, при приготовлении которых необходимо учитывать что:

- шлиф должен иметь минимальный деформированный слой;
- на поверхности шлифа не должно быть царапин и ямок;
- шлиф должен быть плоским (без "завалов"), чтобы его можно было рассматривать при больших увеличениях.

Шлиф, т.е. образец с плоской отполированной поверхностью, механическим методом готовят следующим образом. Вначале производят обработку образца на плоскость (заторцовку) с помощью круга. По краям следует снять фаску, чтобы при последующих операциях не порвать полировальное сукно. Затем производят шлифовку на специальной бумаге с разной величиной зерна абразива, уложенной на стекло. При переходе к следующему номеру бумаги образец разворачивают на 90° и шлифуют до тех пор, пока не исчезнут риски от предыдущей обработки. После шлифования на последней бумаге шлиф промывают в воде, чтобы частички абразива не попали на полировальный круг. После шлифовки производят полировку. Шлиф слегка прижимают к вращающемуся кругу, на который натянуто сукно. Полировальный круг все время смачивается суспензией – взвесью тонкого абразива в воде. Абразивами для полировки служат окись алюминия (белого цвета), окись хрома (зеленого цвета) или другие окислы. Для полировки твердых материалов применяют пасту с алмазным порошком или алмазные круги. Полировку производят до получения зеркальной поверхности. После полировки шлиф промывают в воде или спирте, сушат полированную поверхность фильтровальной бумагой. Ее следует прикладывать к зеркалу шлифа, а не водить по нему.

После полировки микроструктура, как правило, не бывает видна. Исключением являются сплавы, структурные составляющие которых сильно различаются по составу и твердости, в результате чего одни участки шлифа споллировываются больше, другие меньше, и на поверхности образуется рельеф.

Для выявления микроструктуры шлиф подвергают травлению – кратковременному действию реактива. Травитель и время травления подбирают опытным путем.

Механизм выявления структуры сплава довольно сложен. Те участки шлифа, которые сильно растравлены, кажутся под микроскопом более темными т.к., чем сильнее растравлена поверхность, тем больше она рассеивает свет и меньше света отражает в объектив.

В образце с однофазной структурой границы между зернами растравливаются сильнее, чем тело зерна, и под микроскопом видны канавки в

виде темной сетки (рис. 3.2). Разные зерна одной фазы попадают в сечение шлифа различными кристаллографическими плоскостями, которые травятся по-разному. Поэтому зерна одной фазы могут иметь различные оттенки.

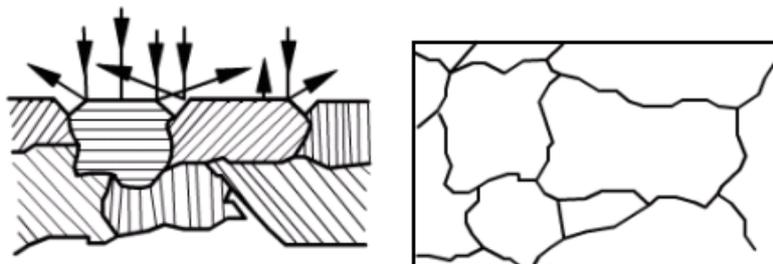


Рис. 3.2. Выявление микроструктуры сплава

В многофазном сплаве различные фазы и структурные составляющие травятся различно. Смесь фаз подвергается не только простому химическому действию реактивов, но и электрохимическому травлению, т.к. смесь фаз является совокупностью микрогальванических элементов. Растворяются частички, являющиеся микроанодами по отношению к другим частицам – микрокатадам.

В результате такого сложного действия травителя выявляется микростроение образца. После травления шлиф промывают водой, сушат фильтровальной бумагой и ставят на столик микроскопа.

3.1.3. Устройство и работа микроскопа

Разрешающая способность глаза ограничена и составляет 0,2 мм. Разрешающая способность характеризуется разрешающим расстоянием, т.е. тем минимальным расстоянием между двумя соседними частицами, при котором они еще видны раздельно. Чтобы увеличить разрешающую способность, используется микроскоп. Разрешаемое расстояние определяется соотношением:

$$\mu = \frac{\lambda}{2A} = \frac{\lambda}{2n \cdot \sin \alpha},$$

где λ – длина волны света; n – показатель преломления среды, находящейся между объективом и объектом; α – угловая апертура, равная половине угла раскрытия входящих в объектив пучка лучей, дающих изображение.

Произведение $n \cdot \sin \alpha = A$ называют числовой апертурой объектива. Эта важнейшая характеристика объектива выгравирована на его оправе. В большинстве исследований применяют сухие объективы, работающие в воздушной среде ($n = 1$). Объектив дает увеличенное промежуточное изображение объекта, которое рассматривают в окуляр, как в лупу. Окуляр увеличивает промежуточное изображение объекта и не может повысить разрешающей способности микроскопа.

Общее увеличение микроскопа равно произведению увеличений объектива и окуляра. Рекомендуется начинать микроанализ с использованием слабого объектива, чтобы вначале оценить общий характер структуры на большой площади. После просмотра структуры при малых увеличениях микроскопа используют объектив с такой разрешающей способностью, чтобы увидеть необходимые мелкие детали структуры.

Окуляр выбирают так, чтобы четко были видны детали структуры, увеличенные объективом. Собственное увеличение окуляра выгравировано на его оправе (например, 7^{\times}).

В металлографии микроанализу подвергаются непрозрачные для световых лучей объекты – микрошлифы, которые рассматривают в микроскоп в отраженном свете. Наводку на резкость осуществляют грубо, вращением макровинта. Тонкую наводку на резкость – вращением микровинта, который перемещает объектив по отношению к неподвижному предметному столику.

Для рассмотрения разных участков шлифа предметный столик вместе со шлифом перемещают винтами относительно неподвижного объектива в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

3.1.4. Определение величины зерна

Величина зерна оказывает существенное влияние на свойства сплава. По методу "секущей" подсчет числа зерен на выделенной площади заменяется подсчетом стыков (границ) плоских зерен.

Для определения диаметра зерна d_z при данном увеличении микроскопа (100^{\times}) необходимо, используя окуляр (7^{\times}), имеющий измерительную линейку, посчитать на контрольном образце количество пересечений

границ с осью шкалы окуляра "секущей". Аналогичный расчет проводится в двух других полях зрения. При подсчете определяют среднее арифметическое значение числа пересечений. Диаметр зерна определяют по формуле:

$$d_3 = \frac{l \cdot m}{n_{cp}},$$

где d_3 – диаметр зерна, мм; l – длина секущей, мм; m – цена деления секущей при данном увеличении микроскопа; n_{cp} – среднее количество пересечений.

3.2. Содержание отчета

1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Рисунок излома контрольного образца и его характеристика.
4. Рисунок выявленной микроструктуры с описанием ее особенностей.
5. Расчет величины зерна выявленной микроструктуры.
6. Выводы.

Контрольные вопросы для самопроверки

1. При каких увеличениях проводят макроанализ?
2. Что такое макрошлиф?
3. Какие задачи можно решить методами макроанализа?
4. Какие виды хрупкого излома возможны?
5. Какие участки можно различить в усталостном изломе?
6. Для чего проводят глубокое и поверхностное травление?
7. Каким образом определяют общую химическую неоднородность?
8. Какие задачи можно решать с помощью микроанализа?
9. Как приготовить микрошлиф?
10. Что такое разрешающая способность микроскопа?

4. СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ДВОЙНЫХ СИСТЕМ

Цель работы

Научиться анализировать фазовые превращения при охлаждении сплавов двойных систем: твердых растворов, эвтектического типа; изображать схемы микроструктур сплавов.

4.1. Основные положения

Микроструктура сплава формируется в процессах кристаллизации расплава, фазовых превращений и структурных изменений в твердом состоянии, происходящих при литье, обработке давлением и термической обработке. В сплавах элементы могут по-разному взаимодействовать между собой, образуя различные по химическому составу, типу связи и строению кристаллические фазы. **Фазой** называется однородная, отделенная поверхностью раздела часть сплава, имеющая одинаковый состав, строение и свойства. Под **структурой** понимают форму, размеры и характер взаимного расположения фаз в сплаве.

Несмотря на многообразие факторов, влияющих на формирование микроструктуры сплава, важнейшие ее особенности можно предсказать, используя диаграмму состояния. **Диаграмма состояния** представляет собой графическое изображение фазового состава сплавов данной системы в функции температуры и химического состава сплавов. Вместе с тем следует помнить, что диаграмма состояния описывает фазовое состояние в равновесных условиях, а реальная структура сплава складывается во времени и в неравновесных условиях (при ускоренном охлаждении, при больших степенях пластической деформации и т.д.).

Далее приведены сведения о типичных диаграммах состояния двойных систем, которые необходимо знать, прежде чем приступить к изучению микростроения промышленных сплавов.

4.2. Диаграмма состояния сплавов, образующих неограниченные твердые растворы

Полная взаимная растворимость в твердом состоянии возможна тогда, когда оба компонента имеют одинаковые кристаллические решетки, и атомные диаметры компонентов мало отличаются по размерам. Такая диаграмма (рис. 4.1) имеет простой вид и состоит из двух линий – ликвидус и солидус, пересекающихся между собой в точках кристаллизации чистых компонентов А и В.

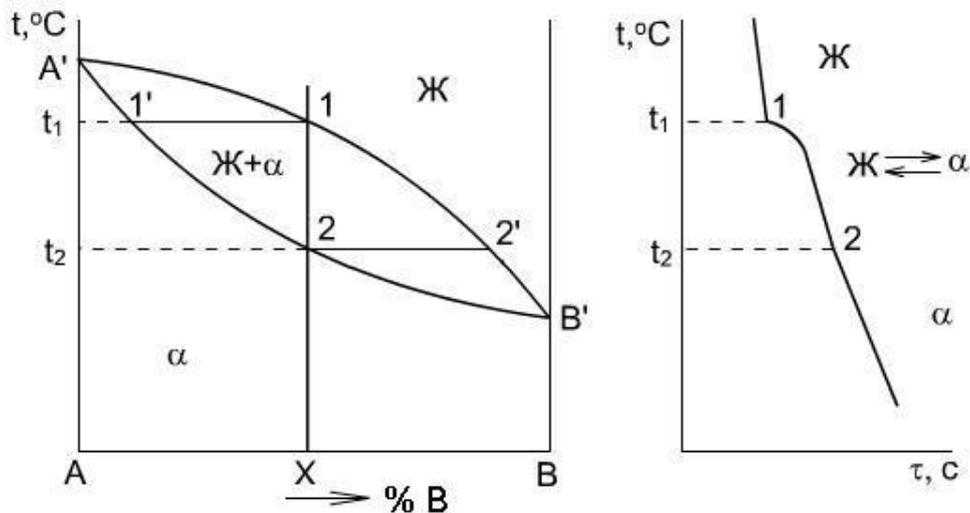


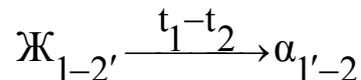
Рис. 4.1. Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых полностью растворимы в жидком и твердом состоянии и кривая охлаждения сплава X

Верхнюю кривую на диаграмме называют линией ликвидуса. Выше этой линии все сплавы системы А – В однофазны и находятся в жидком состоянии (Ж). Нижнюю кривую диаграммы называют линией солидуса. При температурах ниже этой линии все сплавы однофазны и состоят из кристаллов α -раствора. В интервале температур между кривыми ликвидуса и солидуса, называемом интервалом кристаллизации, или интервалом плавления, все сплавы состоят из двух фаз: жидкости и кристаллов α -раствора.

Кривые **ликвидуса** и **солидуса** – это геометрическое место точек, отвечающих температурам начала и конца кристаллизации различных сплавов системы А – В. Кроме того, эти кривые отображают составы равновесных фаз (Ж и α) в различных сплавах и интервале их

кристаллизации, т.е. изображают составы насыщенных один относительно другого жидких и твердых растворов.

Рассмотрим процесс кристаллизации сплава X. При температуре выше t_1 (температура начала кристаллизации) этот сплав представляет собой ненасыщенный жидкий раствор. Как только температура сплава понизится до температуры t_1 , жидкий раствор станет насыщенным относительно α -кристаллов и понижение температуры ниже t_1 приведет к выделению из жидкости состава точки 1 первичных кристаллов α -раствора состава точки 1', расположенной на кривой солидуса. Составы жидкости и выпавших из нее α -кристаллов изменяются при понижении температуры от t_1 до t_2 в соответствии с кривыми ликвидуса и солидуса: жидкости – от точки 1 до точки 2', α -кристаллов – от точки 1' до 2. Следовательно, в интервале кристаллизации в объемах сосуществующих фаз должна протекать выравнивающая диффузия. Рассмотренный процесс первичной кристаллизации сплава X можно записать как:



При температуре конца кристаллизации (t_2) последние следы жидкой фазы (состава точки 2') исчезнут, и сплав будет состоять из α -кристаллов (состава точки 2). При охлаждении от температуры t_2 до комнатной в сплаве не происходит фазовых превращений. После равновесной кристаллизации структура сплава X будет состоять из кристаллов твердого раствора α , состав которого соответствует составу сплава (рис. 4.2). Зерна под микроскопом могут иметь неодинаковый цвет (более темный или более светлый), т.к. в сечении шлифа попадают различные кристаллографические плоскости по-разному ориентированных в пространстве кристаллов. Аналогичную структуру будут иметь все однофазные сплавы, а также чистые компоненты. Поэтому по структуре однофазного материала после равновесной кристаллизации нельзя определить что это: твердый раствор или чистый металл. Форма и размеры зерен не являются специфическими для того или иного сплава, а зависят от условий кристаллизации.

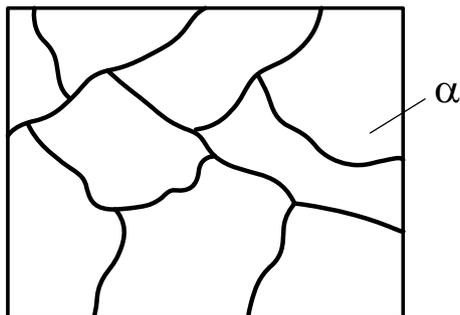
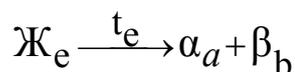


Рис. 4.2. Схема структуры однофазного сплава X

4. 3. Диаграмма состояния сплавов, образующих ограниченные твердые растворы и эвтектику

Ограниченная растворимость наиболее часто встречается в металлических сплавах. На рис.4.3, 4.4 представлены фазовая и структурная диаграммы состояния с эвтектическим превращением.

При температуре t_e в системе А – В протекает эвтектическое превращение



Это превращение происходит во всех сплавах, расположенных по составу между точками a и b . Горизонталь ab и точку e на этой горизонтали называют эвтектическими, а смесь кристаллов ($\alpha_a + \beta_b$), которые выделяется из жидкости при эвтектической кристаллизации – эвтектикой. **Эвтектика** (от греч. *eutektos* – легко плавящийся) – это высокодисперсная смесь кристаллов двух и более фаз, одновременно кристаллизующихся из жидкости при постоянной температуре и концентрации компонентов.

Кривые aa_1 и bb_1 , показывающие как изменяется растворимость одного компонента в другом в твердом состоянии при понижении температур от эвтектической до комнатной, называют **сольвусами** α - и β -твердых растворов.

Сплавы, расположенные от точки a до точки e , называют доэвтектическими. Сплавы, расположенные от точки e до точки b – заэвтектическими. Сплав, состава точки e , называют эвтектическим, или просто эвтектикой.

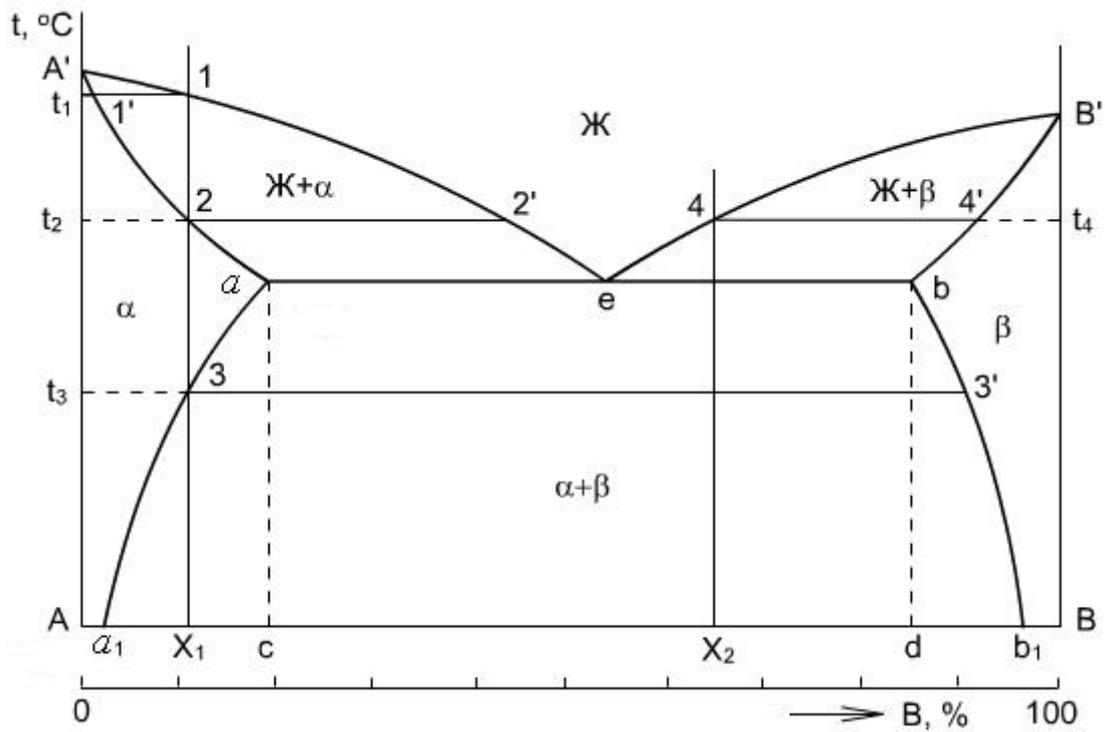


Рис. 4.3. Фазовая диаграмма состояния сплавов, компоненты которых ограниченно растворимы в твердом состоянии и образуют эвтектику

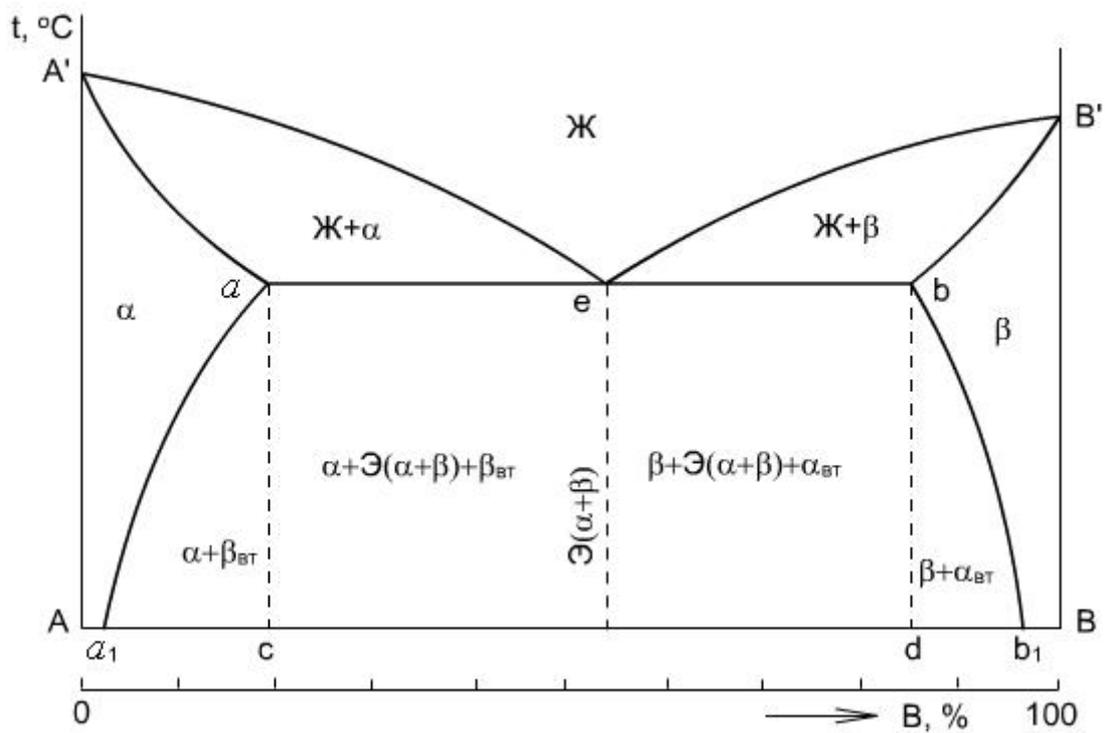
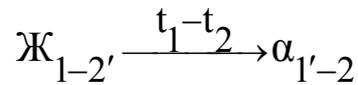


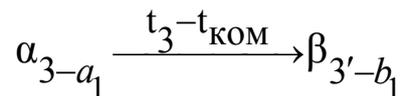
Рис. 4.4. Структурная диаграмма состояния сплавов, компоненты которых ограниченно растворимы в твердом состоянии и образуют эвтектику

Кристаллизация граничных α - и β -растворов в сплавах, состав которых находится в интервале $A - a_1$ и $B - b_1$, протекает также, как у сплавов системы с неограниченной растворимостью компонентов в жидком и твердом состояниях. Эти сплавы однофазны, поэтому их структура аналогична структуре, представленной на рис. 4.2.

Сплавы, состав которых находится в интервалах $a_1 - c$ и $d - b_1$, не претерпевают эвтектического превращения. Рассмотрим процессы фазовых превращений на примере сплава X_1 (рис. 4.3). В интервале температур $t_1 - t_2$ сплав X_1 кристаллизуется как граничный α -твердый раствор, идет первичная кристаллизация.



При охлаждении от температуры t_2 до температуры t_3 в нем не протекают никакие фазовые превращения. Как только фигуративная точка сплава окажется на кривой сольвуса aa_1 , граничный α -раствор состава точки 3 станет насыщенным относительно граничного твердого раствора β состава точки $3'$. Поэтому при дальнейшем понижении температуры от t_3 до комнатной из α -кристаллов, изменяющих свой состав по кривой $3a_1$, выделяются вторичные кристаллы β -фазы, состав которых будет изменяться по кривой $3'b_1$. Этот процесс можно записать так:



При комнатной температуре кристаллы α -фазы состава a_1 окажутся в равновесии с кристаллами β состава b_1 . Доля обеих фаз по правилу рычага измеряется отношением отрезков.

$$x_1 b_1 / a_1 b_1 (\alpha) \quad \text{и} \quad a_1 x_1 / a_1 b_1 (\beta)$$

Под микроскопом в структуре сплава X_1 можно увидеть кристаллы двух видов: первичные кристаллы α -раствора (основа сплава) и вторичные β -кристаллы. Вторичные выделения образуются по границам и внутри зерен исходной фазы α . Вторичные выделения обычно имеют пластинчатую или иглообразную форму, иногда они имеют вид тонких прослоек или компактных частиц, располагающихся по границам первичных зерен (рис. 4.5).

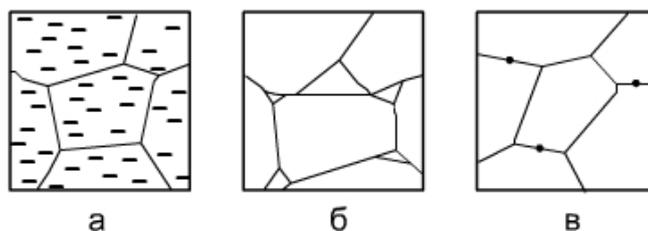
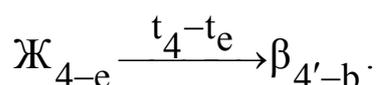


Рис. 4.5. Схемы структуры сплава X_1 с вторичными выделениями пластинчатой формы (а), в виде тонких прослоек (б) или компактных частиц (в)

В сплаве X_1 имеются две структурные составляющие первичные кристаллы α -фазы и вторичные кристаллы β . Под структурными составляющими в сплавах понимают такие самостоятельные элементы их микроструктуры, которые при рассмотрении под микроскопом имеют свое характерное однородное строение. Для сплава X_1 понятие "структурная составляющая" и "фаза" совпадают, поскольку каждая из его структурных составляющих – это одновременно α - или β -фаза

Более сложную структуру имеют до- и заэвтектические сплавы, в которых помимо первичных α - или β -кристаллов, выделяется эвтектика $J_e \xrightarrow{t_e} \alpha_a + \beta_b$, а при охлаждении в твердом состоянии в интервале температур от t_e до комнатной из α - и β -кристаллов выделяются вторичные кристаллы β - и α -кристаллы.

В заэвтектическом сплаве X_2 (рис. 4.3) процесс первичной кристаллизации пройдет по схеме:



Из оставшейся жидкости J_e выделяется эвтектика – смесь кристаллов ($\alpha_a + \beta_b$), т. е. $J_e \xrightarrow{t_e} \alpha_a + \beta_b$.

По окончании кристаллизации сплав X_2 состоит из первичных кристаллов β_b и эвтектики ($\alpha_a + \beta_b$). Так как при эвтектической температуре сплав X_2 состоит из кристаллов предельно насыщенных α_a - и β_b -растворов, а с понижением температуры взаимная растворимость компонентов в твердом состоянии уменьшается, то при охлаждении до комнатной температуры из β -кристаллов (первичных и эвтектических) будут выделяться вторичные α -кристаллы, а из эвтектических α -кристаллов – соответственно вторичные β -кристаллы.

Возможные варианты микроструктуры сплава X_2 показаны на рис. 4.6.

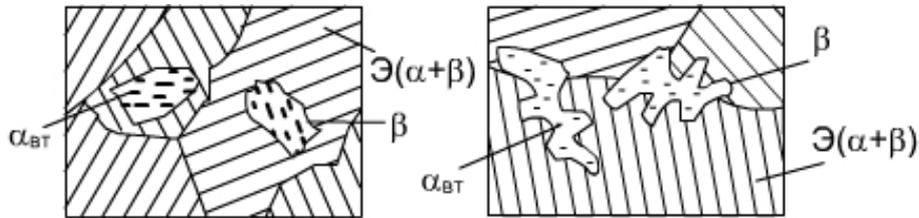


Рис. 4.6. Схемы структур заэвтектического сплава X_2 с эвтектикой и первичными кристаллами в форме многогранников (а) и дендритов (б)

Первичные β -кристаллы могут иметь четкую огранку (рис. 4.6, а) или дендритную форму (рис. 4.6, б). Вокруг первичных β -кристаллов видна вторая структурная составляющая – эвтектика ($\alpha + \beta$), имеющая пластинчатое или другое строение. Внутри первичных кристаллов β в небольшом количестве находится третья структурная составляющая – вторичные α -кристаллы. Выделения вторичных кристаллов в эвтектике незаметны, так как сама эвтектика – дисперсная смесь двух видов кристаллов. Структура других заэвтектических сплавов аналогична разобранный. Различие состоит лишь в соотношении объемов структурных составляющих.

4.4. Содержание отчета

1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Изображение диаграмм состояния двойных систем с нанесением ординат заданных сплавов.
4. Кривые охлаждения этих сплавов.
5. Схемы микроструктур сплавов.
6. Выводы.

Контрольные вопросы для самопроверки

1. Дайте определение понятиям "фаза", "структура", "диаграмма состояния".

2. В каком случае возможна полная взаимная растворимость компонентов в твердом состоянии?
3. Что показывают линии ликвидуса и солидуса?
4. Опишите процесс первичной кристаллизации в сплавах – твердых растворах.
5. Какова микроструктура однофазного сплава после равновесной кристаллизации?
6. Что такое эвтектика? Какое строение она имеет?
7. Как определить долю эвтектики и первичных кристаллов по диаграмме состояния?
8. Какие структурные составляющие имеют до и заэвтектические сплавы?
9. Что показывает линия сольвуса?
10. Какова возможная форма выделений вторичных кристаллов?

5. ИЗУЧЕНИЕ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Цель работы

Изучить диаграмму состояния железоуглеродистых сплавов. Разобраться с превращениями, происходящими в железоуглеродистых сплавах при медленном охлаждении и нагреве.

Наглядные пособия

Диаграмма состояния системы Fe – Fe₃C.

Фотографии микроструктур железоуглеродистых сплавов.

5.1. Основные положения

Диаграмма железоуглеродистых сплавов может быть представлена в двух вариантах: метастабильном, отражающем превращения в системе "железо – карбид железа", и стабильном, отражающем превращения в системе "железо – графит". Наибольшее практическое значение имеет диаграмма состояния "железо – карбид железа", т.к. для большинства технических сплавов превращения реализуются по этой диаграмме.

Карбид железа (Fe₃C) называют цементитом, поэтому метастабильную диаграмму железоуглеродистых сплавов называют диаграммой состояния "железо – цементит" (Fe – Fe₃C).

5.2. Компоненты и фазы в железоуглеродистых сплавах

Основными компонентами железоуглеродистых сплавов являются железо и углерод, которые относятся к полиморфным элементам. В железоуглеродистых сплавах эти элементы взаимодействуют, образуя различные фазы. Под фазой в общем смысле понимается однородная часть системы, имеющая одинаковый химический состав, физические свойства и отделенная от других частей системы поверхностью разде-

ла. Взаимодействие железа и углерода состоит в том, что углерод может растворяться как в жидком (расплавленном) железе, так и в различных его модификациях в твердом состоянии. Помимо этого он может образовывать с железом химическое соединение. Таким образом, в железоуглеродистых сплавах могут образовываться следующие фазы: жидкий раствор, аустенит, феррит, цементит.

Аустенит (обозначают А или γ) – твердый раствор внедрения углерода в Fe γ . Имеет ГЦК-решетку, растворяет углерода до 2,14 %, немагнитен, твердость (160–200 НВ).

Феррит (обозначают Ф или α) – твердый раствор внедрения углерода в Fe α . Имеет ОЦК-решетку, растворяет углерода до 0,02 % (727 °С), при 20 °С менее 0,006 %, ферромагнитен до температуры 769 °С, твердость (80-100 НВ).

Цементит (Ц) – химическое соединение железа с углеродом (Fe $_3$ C). Содержит 6,67 % С. При нормальных условиях цементит тверд (800 НВ) и хрупок. Слабо ферромагнитен до 210 °С.

5.3. Превращения в железоуглеродистых сплавах

Диаграмма состояния Fe – Fe $_3$ C (рис. 5.1) показывает фазовый состав и превращения в сплавах с концентрацией от чистого железа до цементита.

Превращения в железоуглеродистых сплавах происходит как при кристаллизации (затвердевании) жидкой фазы (Ж), так и в твердом состоянии.

Первичная кристаллизация идет в интервале температур, ограниченных линиями ликвидус (ACD) и солидус (AECF).

Вторичная кристаллизация происходит за счет превращения железа одной аллотропической модификации в другую и за счет изменения растворимости углерода в аустените и феррите, которая уменьшается с понижением температуры. Избыток углерода выделяется из твердых растворов в виде цементита. В сплавах системы Fe – Fe $_3$ C происходят следующие изотермические превращения:

Эвтектическое превращение на линии ECF (1147 °С)



Эвтектоидное превращение на линии PSK (727 °C)

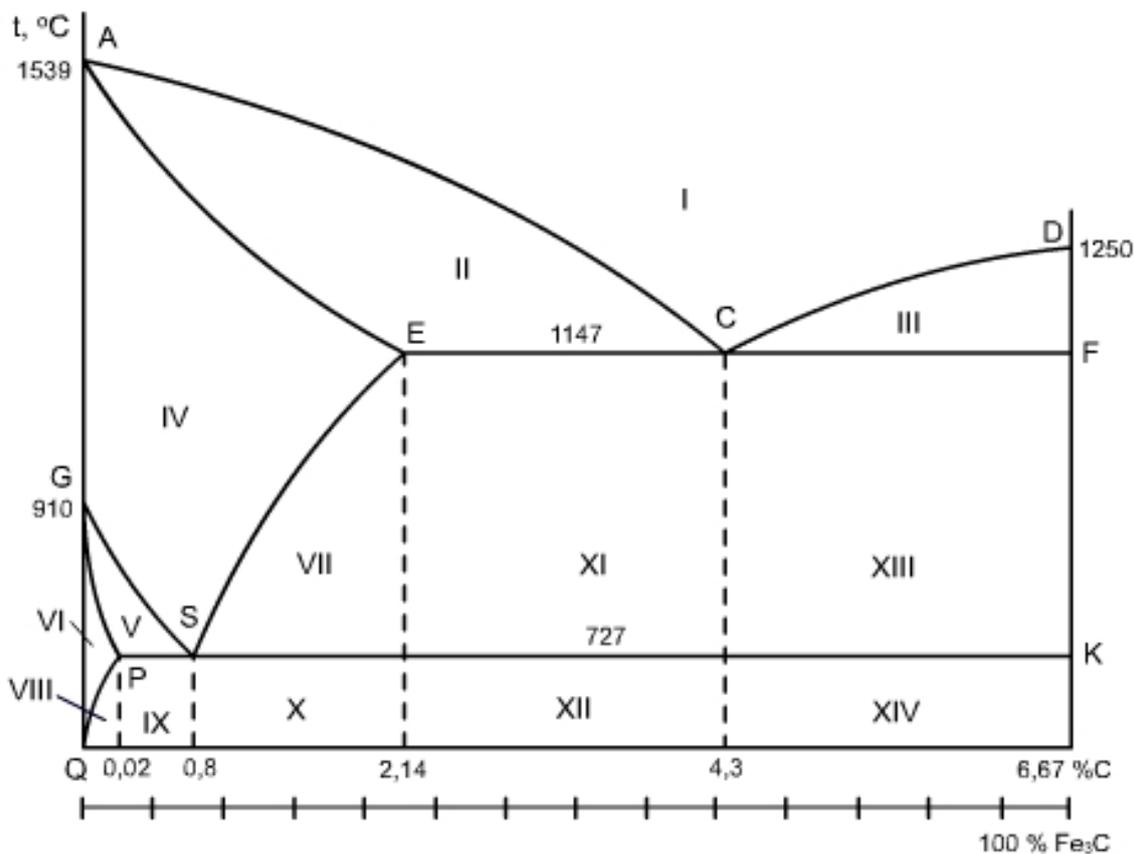


Рис. 1. Диаграмма состояния Fe – Fe₃C
(в упрощенном виде)

Эвтектическая смесь аустенита и цементита называется **ледебуритом** (Л), а эвтектоидная смесь феррита и цементита – **перлитом** (П). Ледебурит содержит 4,3 % углерода. При охлаждении ледебурита ниже линий PSK входящий в него аустенит превращается в перлит и при нормальной температуре ледебурит представляет собой смесь перлита и цементита и называется ледебуритом превращенным (Лпр). Цементит в этой структурной составляющей образует сплошную матрицу, в которой размещены колонии перлита. Такое строение ледебурита объясняет его большую твердость (700 НВ) и хрупкость.

Перлит содержит 0,8 % углерода. В зависимости от формы частичек цементита бывает пластинчатый и зернистый. Является прочной структурной составляющей с твердостью (210 НВ).

5.4. Линии диаграммы состояния Fe – Fe₃C

Линии диаграммы представляют собой совокупность критических точек сплавов с различным составом, характеризующих превращения в этих сплавах при соответствующих температурах.

Рассмотрим значение линий диаграммы при медленном охлаждении.

ACD – линия ликвидус. Выше этой линии все сплавы находятся в жидком состоянии.

AECF – линия солидус. Ниже этой линии все сплавы находятся в твердом состоянии.

AC – из жидкого раствора выпадают кристаллы аустенита.

CD – линия выделения первичного цементита.

AE – заканчивается кристаллизация аустенита.

ECF – линия эвтектического превращения.

GS – определяет температуру начала выделения феррита из аустенита (910–727 °C).

GP – определяет температуру окончания выделения феррита из аустенита.

PSK – линия эвтектоидного превращения.

ES – линия выделения вторичного цементита.

PQ – линия выделения третичного цементита.

5.5. Области диаграммы состояния Fe – Fe₃C

Линии диаграммы: делят все поле диаграммы на области равновесного существования фаз. Каждой области диаграммы соответствует определенное структурное состояние, сформированное в результате происходящих в сплавах превращений.

I – Жидкий раствор (Ж).

II – Жидкий раствор (Ж) и кристаллы аустенита (А).

III – Жидкий раствор (Ж) и кристаллы цементита первичного (Ц₁).

IV – Кристаллы аустенита (А).

V – Кристаллы аустенита (А) и феррита (Ф).

- VI – Кристаллы феррита (Ф).
- VII – Кристаллы аустенита (А) и цементита вторичного (Ц_{II}).
- VIII – Кристаллы феррита (Ф) и цементита третичного (Ц_{III}).
- IX – Кристаллы феррита (Ф) и перлита (П).
- X – Кристаллы перлита (П) и цементита вторичного (Ц_{II}).
- XI – Кристаллы аустенита (А), ледебурита (Л) и цементита вторичного (Ц_{II}).
- XII – Кристаллы перлита (П), цементита вторичного (Ц_{II}) и ледебурита превращенного (Л пр).
- XIII – Кристаллы ледебурита (Л) и цементита первичного (Ц_I).
- XIV – Кристаллы цементита первичного (Ц_I) и ледебурита превращенного (Л пр).

5.6. Содержание отчета

1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Диаграмма состояния Fe – Fe₃C с обозначением фаз и структурных составляющих по всем областям диаграммы.
4. Характеристика линий и структурных составляющих железоуглеродистых сплавов.
5. Подробное описание изменений структуры при медленном охлаждении контрольного сплава. Варианты контрольных сплавов указаны в табл.5.1. Фрагмент диаграммы с контрольным сплавом изображен на рис. 5.2.
6. Схема микроструктуры контрольного сплава при нормальной температуре.
7. Выводы.

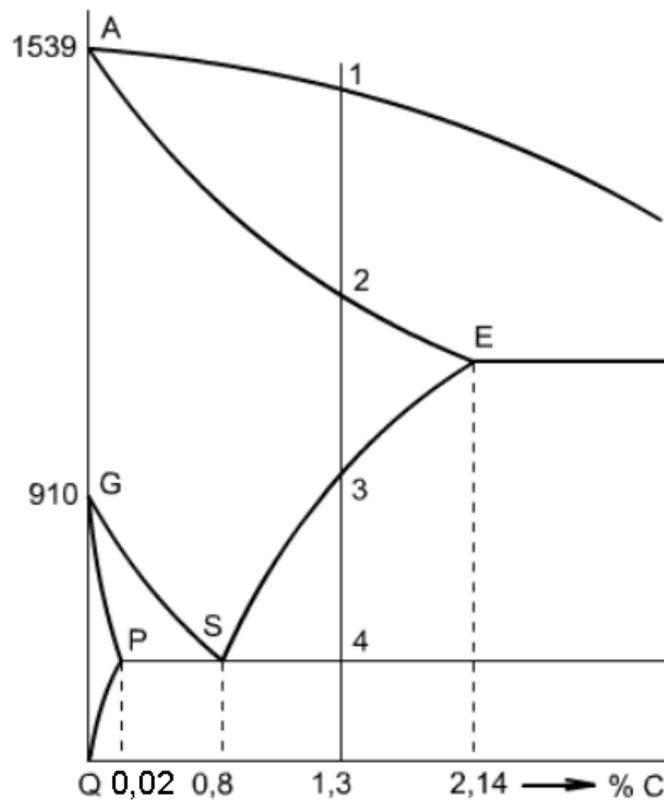


Рис. 5.2. Фрагмент диаграммы состояния Fe – Fe₃C с нанесенной ординатой состава сплава, содержащего 1,3 % C

Контрольные вопросы для самопроверки

1. Что такое фаза?
2. Что такое аустенит?
3. Что такое феррит?
4. Что такое цементит?
5. Какими линиями диаграммы ограничивается температурный интервал первичной кристаллизации?
6. В чем состоит сущность эвтектического превращения?
7. В чем состоит сущность эвтектоидного превращения?
8. Что такое ледебурит?
9. Что такое перлит?
10. На какой линии происходят эвтектические превращения?
11. На какой линии происходят эвтектоидные превращения?

12. Линия выделения первичного цементита?
13. Линия выделения вторичного цементита?
14. Линия выделения третичного цементита?
15. Назовите фазы железоуглеродистых сплавов.
16. Максимальное растворение углерода в Fe α ?
17. Максимальное растворение углерода в Fe γ ?
18. Содержание углерода в цементите?
19. При какой температуре происходит эвтектическое превращение?
20. При какой температуре происходит эвтектоидное превращение?

Таблица 5.1

Варианты контрольных сплавов

№ п/п	% C	№ п/п	% C	№ п/п	% C
1	0,2	11	5,1	21	1,2
2	1,1	12	2,8	22	3,5
3	3,0	13	1,1	23	4,3
4	4,3	14	0,45	24	5,5
5	5,0	15	1,7	25	0,15
6	0,02	16	1,0	26	0,8
7	0,35	17	4,5	27	0,9
8	0,8	18	2,7	28	2,4
9	1,3	19	0,7	29	4,7
10	2,5	20	0,4	30	1,2

6. МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Цель работы

Изучить микроструктуру углеродистых сталей в равновесном состоянии. Научиться определять массовую долю углерода в стали и марку стали по ее микроструктуре. Освоить маркировку углеродистых сталей.

Приборы и материалы

Металлографический микроскоп, набор микрошлифов углеродистых сталей в равновесном состоянии с различной массовой долей углерода.

6.1. Основные положения

6.1.1. Компоненты и фазы в углеродистых сталях в равновесном состоянии

К углеродистым сталям относятся сплавы железа с углеродом с массовой долей углерода от 0,02 до 2,14 %. Основными компонентами углеродистых сталей являются железо и углерод.

Железо является полиморфным металлом, имеющим разные кристаллические решетки в различных температурных интервалах. При температурах ниже 910 °С, железо существует в α -модификации, кристаллическое строение которой представляет собой объемно-центрированную кубическую решетку. Эта аллотропическая модификация железа называется α -железом. В интервале температур от 910 °С до 1392 °С существует γ -железо с гранецентрированной кубической решеткой.

Углерод является неметаллическим элементом, обладающим полиморфизмом. В природе встречается в виде графита и алмаза. В углеродистых сталях железо и углерод взаимодействуют, образуя в за-

висимости от их количественного соотношения и температуры, разные фазы, представляющие собой однородные части сплава. Это взаимодействие заключается том, что углерод может растворяться как в жидком (расплавленном) железе, так и в различных его модификациях в твердом состоянии. Кроме того, он может образовывать с железом химическое соединение. Таким образом, в углеродистых сталях различают следующие фазы: жидкий сплав (Ж), твердые растворы – феррит (Ф) и аустенит (А) и химическое соединение цементит (Ц).

Феррит – твердый раствор внедрения углерода в α -железе. Имеет объемно-центрированную кубическую решетку и содержит при нормальной температуре менее 0,006 % углерода. У феррита низкие твердость и прочность, высокие пластичность и ударная вязкость.

Аустенит – твердый раствор внедрения углерода в γ -железе, при нормальной температуре в углеродистых сталях в равновесном состоянии не существует.

Цементит – химическое соединение железа с углеродом, карбид железа Fe_3C . Он обладает сложной кристаллической решеткой, содержит 6,67 % углерода. Для цементита характерна высокая твердость и очень низкая пластичность.

Согласно фазовой диаграмме "железо – цементит" (рис. 6.1, а) углеродистые стали при нормальной температуре состоят из двух фаз: феррита и цементита. Одному проценту углерода соответствует 15 процентов цементита. Исходя из этого, массовая доля цементитной фазы находится умножением массовой доли углерода, содержащегося в стали, на 15. Поскольку в феррите содержится очень малая доля процента углерода, то практически весь углерод, имеющийся в стали, входит в состав цементита. Поэтому увеличение массовой доли углерода в стали ведет к увеличению массовой доли цементитной фазы, что приводит к повышению твердости и прочности, понижению пластичности и ударной вязкости.

Фазы в углеродистых сталях определенным образом располагаются в их объемах, образуя в зависимости от массовой доли углерода, ту или иную структуру. Равновесные структуры углеродистых сталей указываются на структурной диаграмме "железо – цементит" (рис. 6.1, б).

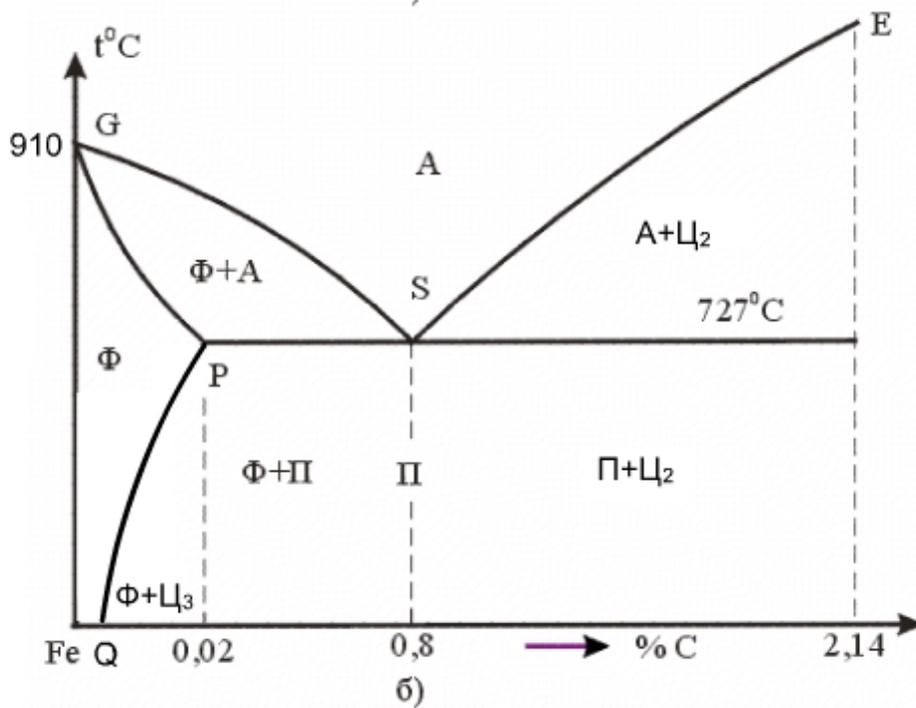
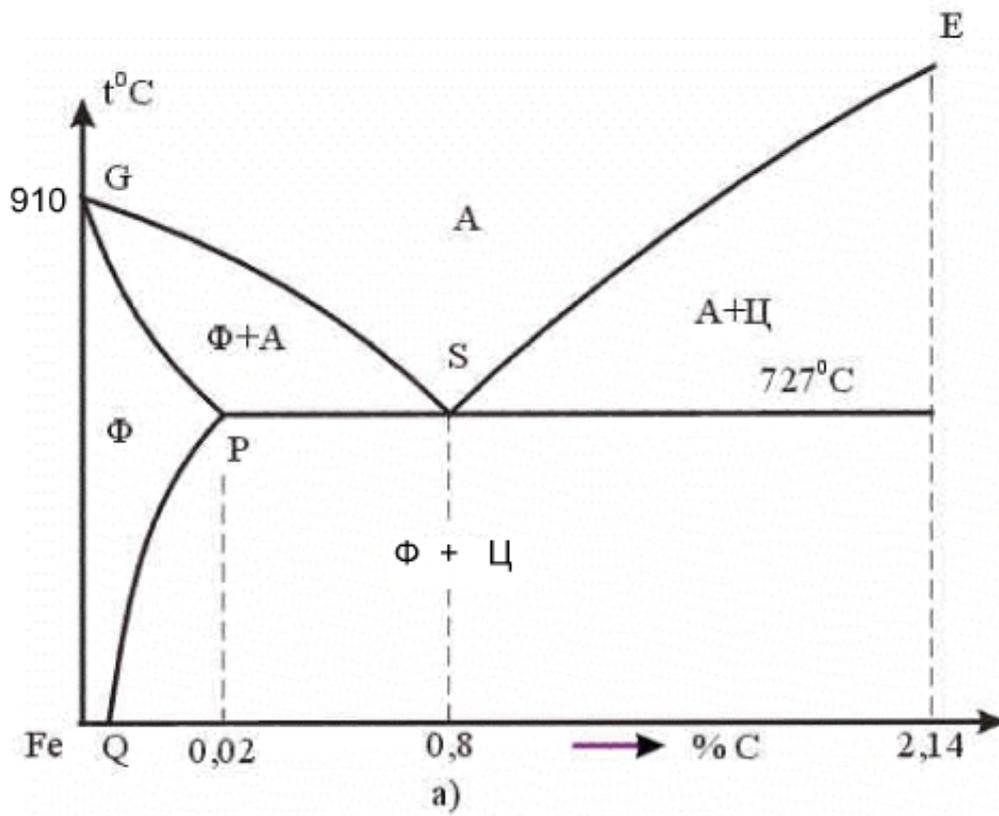


Рис. 6.1. Фрагмент диаграммы состояния “железо – цементит”:
 а) фазовая; б) структурная

6.1.2. Влияние массовой доли углерода на структуру и механические свойства стали

По структуре углеродистые стали подразделяются на: доэвтектоидные, эвтектоидную и заэвтектоидные.

Эвтектоидная сталь содержит 0,8 % С и имеет перлитную структуру (рис. 6.2, б). **Перлит** – эвтектоидная смесь феррита и цементита. Перлит любой углеродистой стали содержит 0,8 % С. Строение перлита таково, что дисперсные частицы цементита равномерно расположены в ферритной основе. В литой, горячекатаной и ковальной стали присутствует пластинчатый перлит, состоящий из пластинок феррита и цементита. В отожженной стали присутствует зернистый перлит, где цементит находится в форме зернышек. На рис. 6.2, б схематически изображено пластинчатое строение перлита, в котором темные полосы представляют тени на светлом фоне феррита от выступающих после травления шлифа цементитных частиц. При микроскопическом исследовании для случая большой степени дисперсности цементитных частиц или малых увеличений микроскопа двухфазное строение перлита может не выявляться. В таких случаях перлит выявляется и виде сплошного темного фона.

Доэвтектоидные стали содержат от 0,02 до 0,8 % С и имеют феррито-перлитную структуру (рис. 6.2, а). Здесь светлые зерна – это феррит, а темные участки представляют собой перлит, являющийся двухфазной структурной составляющей, состоящей из пластинок феррита и цементита.

Количественное соотношение этих структурных составляющих зависит от массовой доли углерода в стали. Поскольку феррит содержит очень мало углерода (менее 0,006 %), то основным носителем углерода в доэвтектоидной стали является перлит, характеризующийся постоянной массовой долей углерода (0,8 %). Поэтому с увеличением в стали массовой доли углерода доля перлита в структуре увеличивается, а феррита соответственно уменьшается. Изменение структуры влечет за собой изменения механических свойств. Направление этих изменений можно определить на основе сопоставления свойств струк-

турных составляющих. Перлит содержит 88 % ферритной фазы и 12 % цементитной и поэтому, по сравнению с ферритной структурной составляющей, обладает большей твердостью и прочностью. Следовательно, с увеличением массовой доли углерода в доэвтектоидной стали увеличивается доля перлита в ее структуре, что приводит к увеличению твердости и прочности и уменьшению пластичности и ударной вязкости.

Заэвтектоидные стали содержат углерода от 0,8 до 2,14 % и имеют структуру, которая состоит из перлита и цементита (рис. 6.2, в).

Структурно-свободный цементит (цементит вторичный) в объеме медленно охлажденной стали располагается вокруг перлитных зерен и металлографически это проявляется в виде цементитной сетки. Такое расположение вторичного цементита способствует повышению хрупкости и снижению вследствие этого, прочности. Поэтому от цементитной сетки избавляются путем отжига на зернистый перлит, добиваясь более равномерного распределения зерен цементита в стали.

6.1.3. Определение массовой доли углерода в стали и марки стали по ее структуре

Возможность определения массовой доли углерода в стали по структуре, обуславливается тем обстоятельством, что структурные составляющие медленно охлажденной, т.е. находящейся в равновесном состоянии стали, содержат определенные и постоянные массовые доли углерода. При изменении доли углерода в такой стали в пределах данной структурной группы (доэвтектоидная, заэвтектоидная) изменяется только количественное соотношение структурных составляющих. Из этого вытекает, что определение массовой доли углерода может производиться только по равновесной структуре.

Поскольку плотности структурных составляющих сталей близки, то соотношение их массовых долей можно заменить соотношением занимаемых ими площадей.

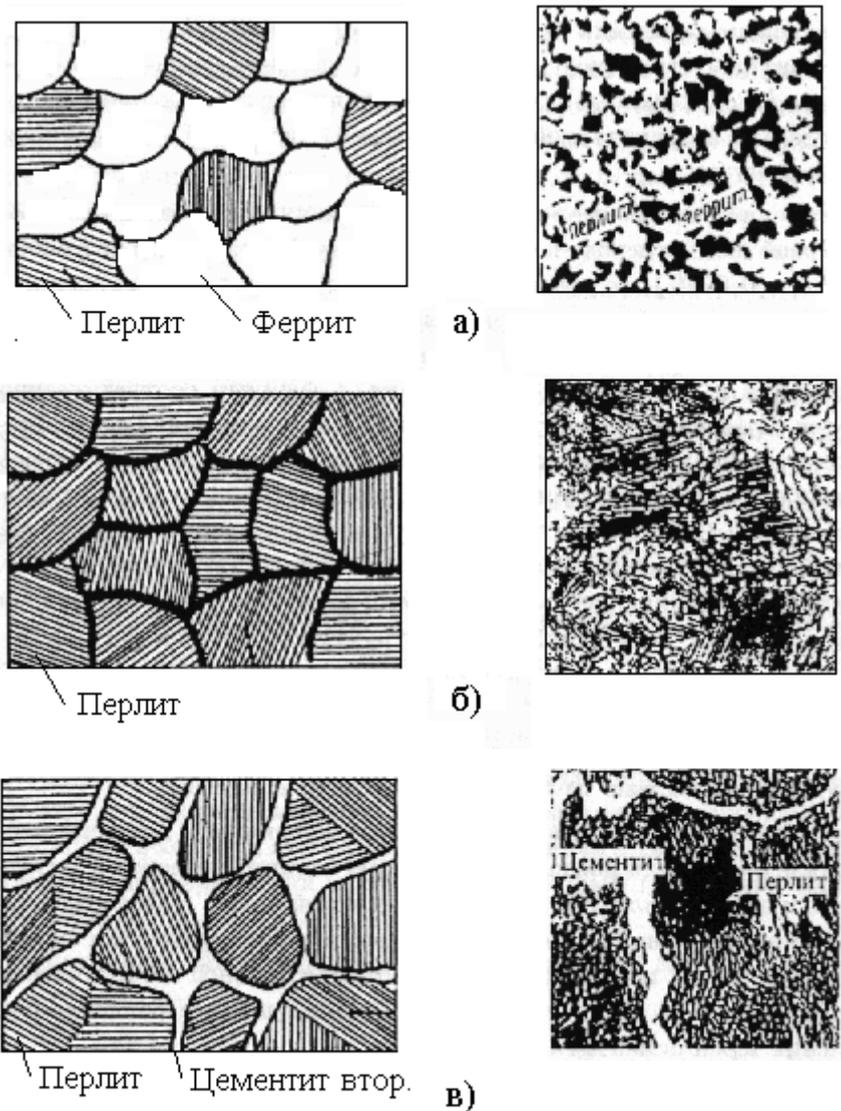


Рис 6.2. Микроструктура углеродистых сталей:
 а) доэвтектоидной; б) эвтектоидной; в) заэвтектоидной
 (слева – схематическое изображение)

В доэвтектоидных сталях массовая доля углерода определяется по формуле:

$$C = \frac{F_n \cdot 0,8}{100}, \quad (1)$$

где F_n – площадь поля зрения микроскопа, занимаемая перлитом, %;
 0,8 – % C в перлите.

Рассчитав массовую долю углерода заданной доэвтектоидной стали по формуле (1), можно по табл. 6.2 определить марку этой стали.

6.1.4. Влияние примесей на свойства сталей

В углеродистой стали кроме основных компонентов (железа и углерода) присутствует ряд примесей: марганец, кремний, сера, фосфор и др. Присутствие разных примесей объясняется соответствующими причинами. Марганец и кремний в десятых долях процента переходят в сталь в процессе ее раскисления; сера и фосфор в сотых долях процента остаются в стали из-за трудности их полного удаления; хром и никель переходят в сталь из шихты, содержащей легированный металлический лом, и допускаются в количестве не более 0,3 % каждого. Таким образом, сталь фактически является многокомпонентным сплавом. Допустимые количества примесей в сталях регламентируются соответствующими стандартами. Примеси оказывают влияние на механические и технологические свойства стали. Так, например, марганец и кремний являются полезными примесями, они раскисляют сталь, повышают твердость и прочность. Фосфор придает стали хладноломкость – хрупкость при нормальной и пониженных температурах, а сера – горячеломкость (красноломкость) – хрупкость при температурах горячей обработки давлением. Таким образом, сера и фосфор являются вредными примесями. Поскольку в сталях допускаются небольшие количества примесей, то их влияние на свойства незначительно. Основным элементом, определяющим механические и технологические свойства стали, является углерод.

Каждой марке углеродистой стали соответствуют регламентированные стандартами определенные пределы содержания углерода.

6.1.5. Маркировка углеродистых сталей

По назначению и качеству углеродистые стали классифицируются следующим образом:

1. Стали конструкционные углеродистые обыкновенного качества содержат вредных примесей: серы до 0,05 %, а фосфора до 0,04 % (ГОСТ 380–2005). Эти стали маркируются Ст0, Ст1кп, Ст1пс, Ст1сп и т.д. до Ст6 (табл. 6.1). Буквы "Ст" обозначают "Сталь". Цифра – ус-

ловный номер марки в зависимости от химического состава. Если в конце марки стоят буквы "кп" – это означает, что сталь кипящая, полностью нераскисленная (раскисляют только ферромарганцем). Если "сп" – сталь спокойная, получаемая полным раскислением (раскисляют ферромарганцем, ферросилицием и алюминием). Если "пс" – сталь полуспокойная промежуточного типа. Стали углеродистые обыкновенного качества широко применяются в строительстве. Из ряда марок изготавливают детали машиностроения, в судостроении могут применять как корпусные.

2. Стали конструкционные углеродистые качественные (ГОСТ 1050–88).

К сталям этой группы предъявляют более высокие требования относительно состава: меньшее содержание серы (менее 0,04 %) и фосфора (менее 0,035 %). Они маркируются двузначными цифрами, обозначающими среднюю массовую долю углерода в стали в сотых долях процента (табл. 6.2). Например, сталь 30 – углеродистая конструкционная качественная сталь со средней массовой долей углерода 0,3 %. Качественные конструкционные углеродистые стали широко применяются во всех отраслях машиностроения и в судостроении в частности.

Низкоуглеродистые стали (08, 10, 15, 20, 25) обладают высокой пластичностью, но низкой прочностью. Стали 08, 10 используют для изготовления деталей холодной штамповкой и высадкой (трубки, колпачки и т.п.). Стали 15, 20, 25 применяют для цементируемых и цианируемых деталей (втулки, валики, пальцы и т.п.), работающих на износ и не испытывающих высоких нагрузок. Низкоуглеродистые качественные стали используют и для ответственных сварных конструкций.

Среднеуглеродистые стали (30, 35, 40, 45, 50), обладающие после термической обработки хорошим комплексом механических свойств, применяются для изготовления деталей повышенной прочности (распределительных валов, шпинделей, штоков, плунжеров, осей, зубчатых колес и т.п.).

Высокоуглеродистые стали (55, 60) обладают более высокой прочностью, износостойкостью и упругими свойствами; применяются

для деталей, работающих в условиях трения при наличии высоких статических и вибрационных нагрузок. Из этих сталей изготавливают прокатные валки, шпиндели, диски сцепления, регулировочные шайбы, пружины и т.п.

3. Стали углеродистые инструментальные качественные и высококачественные (ГОСТ 1435–99).

Эти стали маркируются буквой У, что означает углеродистая сталь, и следующими за ней цифрами, показывающими среднюю массовую долю углерода в десятых долях процента (табл. 6.3). Например, сталь У10 – инструментальная углеродистая качественная сталь со средней массовой долей углерода 1 %. Если в конце марки стоит буква "А", это означает, что сталь высококачественная, т.е. содержит меньше вредных примесей (серы менее 0,018 % и фосфора менее 0,025 %). Для режущего инструмента (фрезы, зенкеры, сверла, ножовки, напильники и т.п.) обычно применяют заэвтектоидные стали (У9, У10, У12). Деревообрабатывающий инструмент, зубила, отвертки, молотки и т. п. изготавливают из сталей У7 и У8.

Таблица 6.1

Химический состав углеродистых конструкционных сталей
обыкновенного качества по ГОСТ 380–2005

Марка стали	Массовая доля элементов, %		
	C	Mn	Si
Ст0	< 0,23	–	–
Ст1кп	0,06–0,12	0,25–0,50	< 0,05
Ст1пс	0,06–0,12	0,25–0,50	0,05–0,15
Ст1сп	0,06–0,12	0,25–0,50	0,15–0,30
Ст2кп	0,09–0,15	0,25–0,50	< 0,05
Ст3пс	0,14–0,22	0,40–0,65	0,05–0,15
Ст4сп	0,18–0,27	0,40–0,70	0,15–0,30
Ст5сп	0,28–0,37	0,50–0,80	0,15–0,30
Ст6пс	0,38–0,49	0,50–0,80	0,05–0,15

Таблица 6.2

Сводные данные по содержанию углерода и механическим свойствам углеродистых качественных конструкционных сталей (ГОСТ 1050–88)

Марка стали	Массовая доля С, %	Механические свойства					Число твердости НВ, МПа (кгс/мм ²)
		Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление σ_b , МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение Ψ , %	Ударная вязкость КСУ, Дж/см ²	
08	0,05–0,12	196	320	33	60	–	не более 1284 (131)
10	0,07–0,14	205	330	31	55	–	1401 (143)
15	0,12–0,19	225	370	27	55	–	1460 (149)
20	0,17–0,24	245	410	25	55	–	1597 (163)
25	0,22–0,30	275	450	23	50	88	1666 (170)
30	0,27–0,35	295	490	21	50	78	1754 (179)
35	0,32–0,40	315	530	20	45	69	2029 (207)
40	0,37–0,45	335	570	19	45	59	2127 (217)
45	0,42–0,50	355	600	16	40	49	2244 (229)
50	0,47–0,55	375	630	14	40	38	2362 (241)
55	0,52–0,60	380	650	13	35	–	2499 (255)
60	0,57–0,65	400	680	12	35	–	2499 (255)

Примечание: 1. Нормы механических свойств указаны для проката диаметром или толщиной до 80 мм в нормализованном состоянии. 2. Ударная вязкость сталей определяется после улучшения (закалки и высокого отпуска). 3. Значения твердости приведены для горячекатаного проката без термической обработки.

Таблица 6.3

Химический состав углеродистых инструментальных качественных и высококачественных сталей по ГОСТ 1435–99

Марки стали	Массовая доля элементов, %				
	C	Si	Mn	S	P
				не более	
У7	0,65–0,74	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,030
У8	0,75–0,84	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,030
У9	0,85–0,94	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,030
У10	0,95–1,09	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,030
У12	1,10–1,29	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,030
У7А	0,65–0,74	0,17–0,33	0,17–0,28	0,018	0,025
У8А	0,75–0,84	0,17–0,33	0,17–0,28	0,018	0,025
У9А	0,85–0,94	0,17–0,33	0,17–0,28	0,018	0,025
У10А	0,95–1,09	0,17–0,33	0,17–0,28	0,018	0,025
У12А	1,10–1,29	0,17–0,33	0,17–0,28	0,018	0,025

6.2. Содержание отчета

1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Фазовая и структурная диаграммы Fe – Fe₃C (рис. 6.1).
4. Расчет массовой доли углерода доэвтектоидной стали.
5. Схемы микроструктур углеродистых сталей: доэвтектоидной, эвтектоидной, заэвтектоидной, с указанием марки стали, ее химического состава и механических свойств, назначения стали.
6. Вывод.

Контрольные вопросы для самопроверки

1. Что такое сталь?
2. Компоненты углеродистых сталей.
3. Дать определение фаз углеродистых сталей (феррита, цементита, аустенита).
4. Охарактеризовать механические свойства феррита и цементита.

5. Как влияет массовая доля углерода на количественное соотношение фаз и механические свойства стали?
6. Что такое перлит?
7. Структурные составляющие углеродистых сталей и особенности их механических свойств.
8. Как углеродистые стали подразделяются по структуре?
9. Как углеродистые стали классифицируются по назначению ?
10. Как маркируются конструкционные и инструментальные углеродистые стали?
11. Какие вредные примеси есть в сталях, и как они влияют на свойства сталей?
12. Какие примеси вводят в сталь при раскислении?
13. Как подразделяются углеродистые стали по качеству?
14. Как применяются низко-, средне- и высокоуглеродистые конструкционные стали?
15. Как применяются инструментальные углеродистые стали?

7. МИКРОСТРУКТУРА ЧУГУНОВ

Цель работы

Исследовать металлографически микроструктуру белых и графитизированных чугунов. Изучить маркировку и практическое применение графитизированных чугунов.

Приборы и материалы

Металлографические микроскопы. Коллекция микрошлифов чугунов.

7.1. Основные положения

К чугунам относятся сплавы железа с углеродом, содержащие более 2,14 % С (рис. 7.1).

Практическое применение находят чугуны с содержанием углерода до 4–4,5 %. При большем количестве углерода, механические свойства существенно ухудшаются.

Промышленные чугуны не являются двойными сплавами, а содержат кроме Fe и С, такие же примеси, как и углеродистые стали Mn, Si, S, P и др. Однако в чугунах этих примесей больше и их влияние иное, чем в сталях. Если весь имеющийся в чугуне углерод находится в химически связанном состоянии, в виде карбида железа (Fe_3C – цементит), то такой чугун называется белым. Чугуны, в которых весь углерод или большая часть, находится в свободном состоянии в виде графитных включений той, или иной формы, называются графитизированными.

7.2. Белые чугуны

Микроскопический анализ белых чугунов проводят, используя диаграмму состояния Fe – Fe_3C (рис. 7.1). Из-за присутствия большого количества цементита белый чугун обладает высокой твердостью

(450–550 НВ), хрупок и практически не поддастся обработке резанием. Поэтому белый чугун имеет ограниченное применение, как конструкционный материал.

Обычной структурной составляющей белых чугунов является ледебурит. **Ледебуритом** называют смесь аустенита и цементита, образующуюся по эвтектической реакции при переохлаждении жидкости состава точки С (4,3 % углерода) ниже температуры 1147 °С.



Чугун, содержащий 4,3 % углерода (точка С), называется белым эвтектическим чугуном. Левее точки С находятся доэвтектические, а правее – заэвтектические белые чугуны.

В доэвтектических белых чугунах из жидкой фазы кристаллизуется аустенит, затем эвтектика – ледебурит.

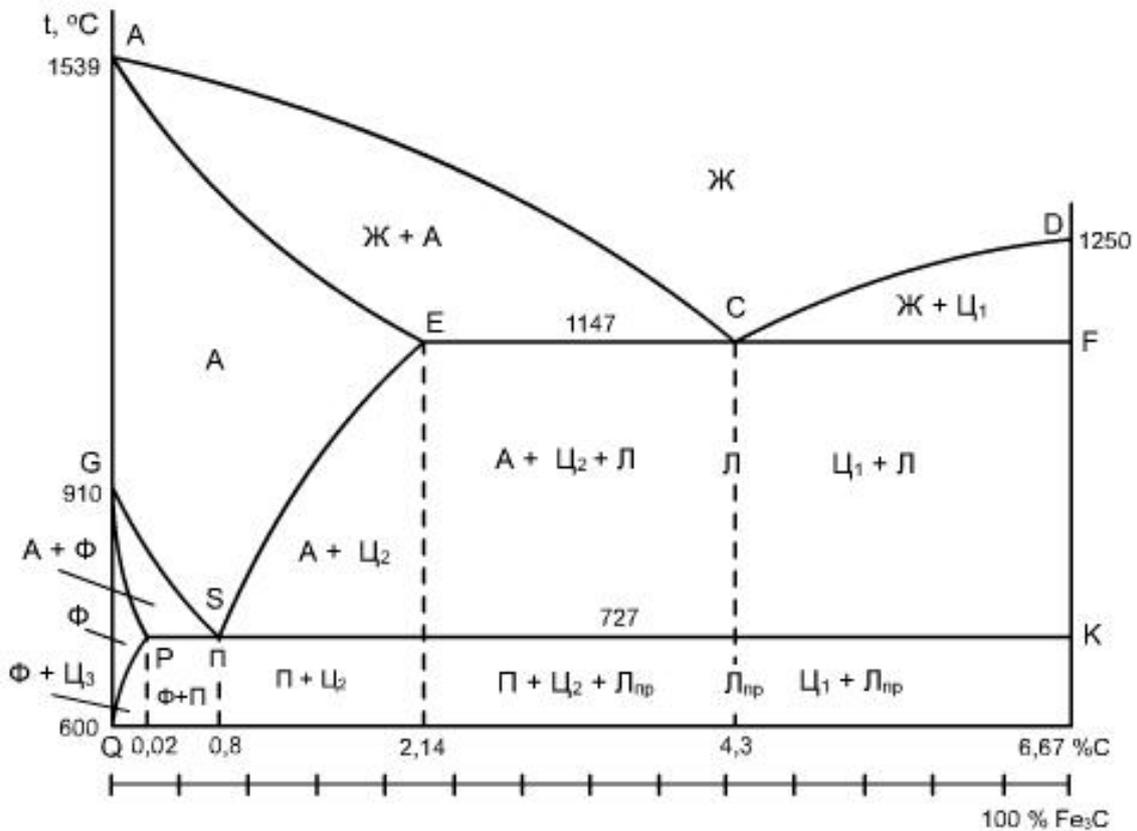


Рис. 7.1. Структурная диаграмма состояния системы железо – цементит (в упрощенном виде)

При охлаждении чугуна в интервале температур от 1147 °С до 727 °С аустенит обедняется углеродом, его состав изменяется по линии ES и выделяется вторичный цементит. При небольшом переохлаждении ниже 727 °С аустенит состава точки S по эвтектоидной реакции распадается на перлит (Ф + Ц)

Вторичный цементит, выделяющийся по границам зерен аустенита, сливается с цементитом ледебурита. Под микроскопом трудно различить включения вторичного цементита.

Таким образом, при комнатной температуре в доэвтектических белых чугунах находятся три структурные составляющие – перлит, вторичный цементит и ледебурит превращенный (рис. 7.2).

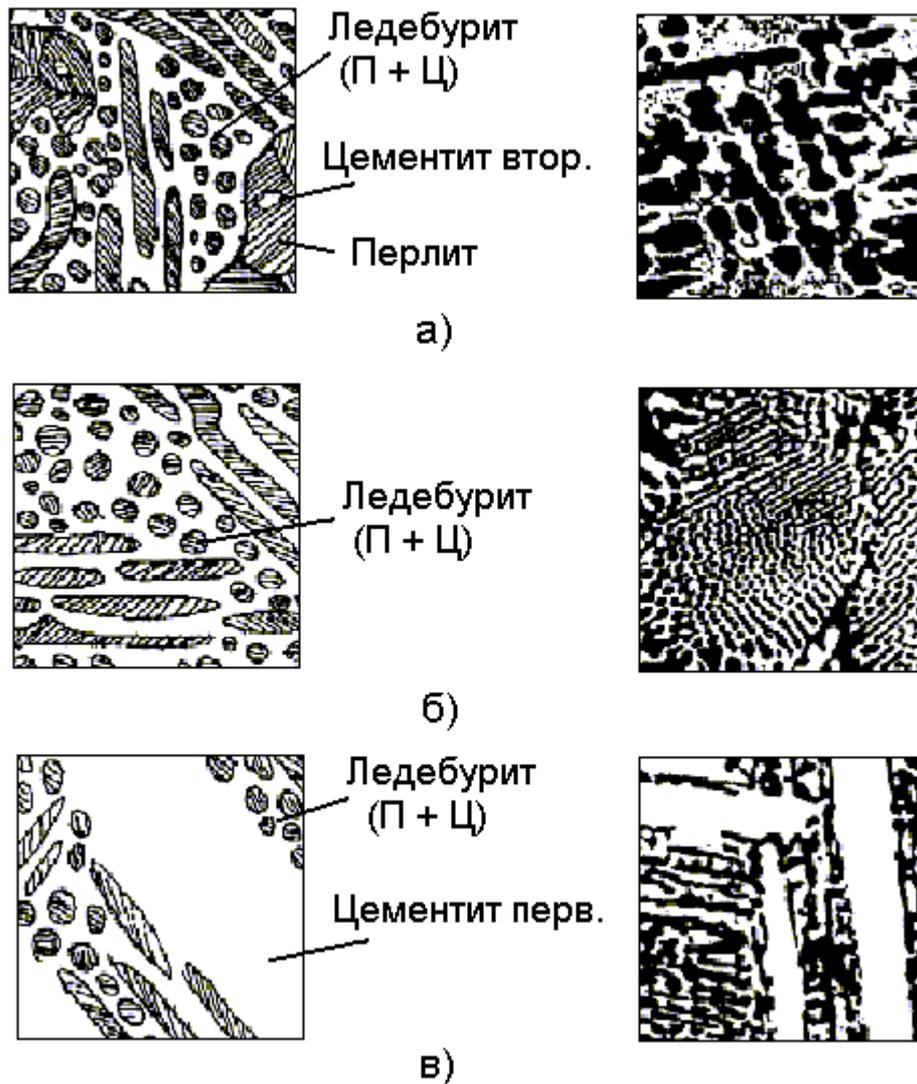


Рис. 7.2. Микроструктура белых чугунов (слева схематическое изображение):
 а) доэвтектический; б) эвтектический; в) заэвтектический

Последний, в свою очередь, состоит из перлита и цементита.

Эвтектический белый чугун при комнатной температуре состоит из одной структурной составляющей – ледебурита превращенного.

В заэвтектических белых чугунах из жидкости кристаллизуется первичный цементит в виде плоских игл, затем образуется ледебурит.

При комнатной температуре заэвтектический белый чугун содержит две структурные составляющие: первичный цементит и ледебурит превращенный.

Фазовый состав белых чугунов при комнатной температуре такой же, как в углеродистых сталях в равновесном состоянии, все они состоят из феррита и цементита.

7.3. Графитизированные чугуны

В зависимости от формы графитных включений различают серые, высокопрочные, ковкие чугуны и чугуны с вермикулярным графитом.

Серые чугуны получают при меньшей скорости охлаждения отливок, чем белые. Они содержат 1–3 % Si, обладающего сильным графитизирующим действием.

Серый чугун широко применяется в машиностроении. Он хорошо обрабатывается режущим инструментом. Из него производят станины станков, блоки цилиндров, фундаментные рамы, цилиндрические втулки, поршни и т.д.

Серые чугуны согласно ГОСТ 1412–85 маркируются буквами "СЧ" и далее следует величина предела прочности при растяжении (в $кгс/мм^2$), например СЧ 15, СЧ 20, СЧ 35 (табл. 7.1).

Графит в сером чугуне наблюдается в виде темных включений на светлом фоне нетравленного шлифа. По нетравленному шлифу оценивают форму и дисперсность графита, от которых в сильной степени зависят механические свойства серого чугуна.

Серые чугуны подразделяют по микроструктуре металлической основы в зависимости от полноты графитизации.

Степень или полноту графитизации оценивают по количеству свободно выделившегося (несвязанного) углерода.

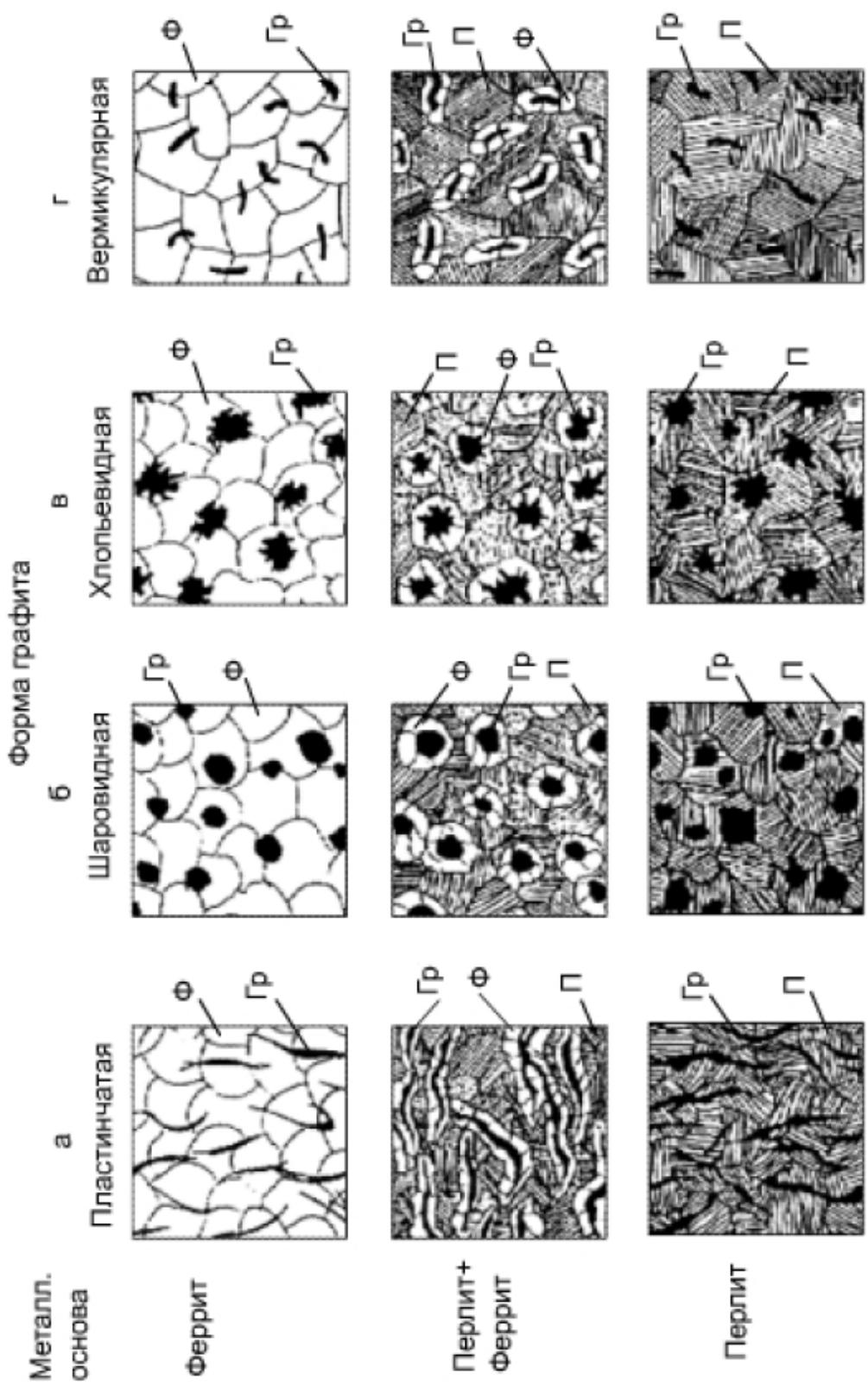


Рис. 7.3. Схема микроструктур графитизированных чугунов: а) серые; б) высокопрочные; в) ковкие; г) с вермикулярным графитом

Полнота графитизации зависит от многих факторов, из которых главными являются скорость охлаждения и состав сплава. При быстром охлаждении кинетически более выгодно образование цементита, а не графита. Чем медленнее охлаждение, тем больше степень графитизации. Кремний действует в ту же сторону, что и замедление охлаждения, т.е. способствует графитизации, а марганец – карбидообразующий элемент – затрудняет графитизацию.

Если графитизация в твердом состоянии прошла полностью, то чугун содержит две структурные составляющие – графит и феррит. Такой сплав называется серым чугуном на ферритной основе (рис. 7.3, а). Если же эвтектоидный распад аустенита прошел в соответствии с метастабильной системой



то структура чугуна состоит из графита и перлита. Такой сплав называют серым чугуном на перлитной основе. Наконец, возможен промежуточный вариант, когда аустенит частично распадается по эвтектоидной реакции на феррит и графит, а частично с образованием перлита. В этом случае чугун содержит три структурные – графит, феррит и перлит. Такой сплав называют серым чугуном на феррито-перлитной основе.

Феррит и перлит в металлической основе чугуна имеют те же микроструктурные признаки, что и в сталях. Серые чугуны содержат повышенное количество фосфора, увеличивающего жидкотекучесть и дающего тройную эвтектику.

В металлической основе серого чугуна фосфидная эвтектика обнаруживается в виде светлых, хорошо очерченных участков.

Высокопрочный чугун с шаровидным графитом получают модифицированием серого чугуна щелочно-земельными элементами. Чаще для этого используют магний, вводя его в жидкий расплав в количестве 0,02–0,03 %. Под действием магния графит кристаллизуется в шаровидной форме (рис.7.3, б). Шаровидные включения графита в металлической матрице не являются такими сильными концентраторами напряжений, как пластинки графита в сером чугуне. Чугуны с

шаровидным графитом имеют более высокие механические свойства, не уступающие литой углеродистой стали.

Маркируют высокопрочный чугун согласно ГОСТ 7293–85 буквами "ВЧ" и далее следуют величина предела прочности при растяжении (в $кгс/мм^2$), например ВЧ 40, ВЧ 45, ВЧ 80 (табл. 7.4). Так же, как и серые чугуны, они подразделяются по микроструктуре металлической основы в зависимости от полноты графитизации и могут быть ферритными, феррито-перлитными и перлитными. Высокопрочный чугун используется во многих областях техники взамен литой и ковкой стали, серого и ковкого чугунов. Высокие механические свойства дают возможность широко применять его для производства отливок ответственного назначения, в том числе и в судовом машиностроении: головок цилиндров, турбокомпрессоров, напорных труб, коленчатых и распределительных валов и т.п.

Ковкий чугун получают путем отжига отливок из белого чугуна. Получение ковкого чугуна основано на том, что вместо неустойчивого цементита белого чугуна при повышенных температурах образуется графит отжига белого чугуна. Мелкие изделия сложной конфигурации, отлитые из белого чугуна, отжигают (получают ковкий чугун) для придания достаточной пластичности, необходимой при их использовании в работе. Ковкий чугун согласно ГОСТ 1215–79 маркируют буквами "КЧ" и далее следуют величина предела прочности при растяжении (в $кгс/мм^2$) и относительного удлинения (в %), например, КЧ 35-10, КЧ 60-3 (табл. 7.2). Графитизация идет путем растворения метастабильного цементита в аустените и одновременного выделения из аустенита более стабильного графита. Чем больше время выдержки при отжиге и меньше скорость охлаждения, тем полнее проходит графитизация. В зависимости от графитизации встречаются те же три основные типа структур, что и в сером чугуне: ковкие чугуны на ферритной, феррито-перлитной и перлитной основах (рис. 7.3, в). От серых (литейных) чугунов ковкие чугуны отличаются по микроструктуре только формой графита.

Если на шлифах (рис. 7.3, а) серых чугунов графит имеет форму извилистых прожилок, то в ковких чугунах графит, называемый угле-

родом отжига, находится в форме более компактных хлопьевидных включений с рваными краями. Более компактная форма графита обеспечивает повышение механических свойств ковкого чугуна по сравнению с серым чугуном с пластинчатым графитом. Обладая механическими свойствами, близкими к литой стали и высокопрочному чугуну, высоким сопротивлением ударным нагрузкам, износостойкостью, обрабатываемостью резанием, ковкий чугун находит свое применение во многих отраслях промышленности. Из него изготавливают поршни, шестерни, шатуны, скобы, иллюминаторные кольца и др.

Чугуны с вермикулярным графитом получают, как и высокопрочные чугуны, модифицированием, только в расплав при этом вводится комплексный модификатор, содержащий магний и редкоземельные металлы. Маркируют чугуны с вермикулярным графитом согласно ГОСТ 28394–89 буквами "ЧВГ" и далее следует цифра, обозначающая величину предела прочности при растяжении ($кгс/мм^2$), например, ЧВГ 30, ЧВГ 45 (табл. 7.3). Вермикулярный графит подобно пластинчатому графиту виден на металлографическом шлифе в форме прожилок, но они меньшего размера, утолщенные, с округлыми краями (рис. 7.3, г). Микроструктура металлической основы ЧВГ также как у других графитизированных чугунов может быть ферритной, перлитной и феррито-перлитной.

По механическим свойствам чугуны с вермикулярным графитом превосходят серые чугуны и близки к высокопрочным чугунам, а демпфирующая способность и теплофизические свойства ЧВГ выше, чем у высокопрочных чугунов. Чугуны с вермикулярным графитом более технологичны, чем высокопрочные и соперничают с серыми чугунами. Для них характерны высокая жидкотекучесть, хорошая обрабатываемость резанием, малая усадка. Чугуны с вермикулярным графитом широко используются в мировом и отечественном автомобилестроении, тракторостроении, судостроении, дизелестроении, энергетическом и металлургическом машиностроении для деталей, работающих при значительных механических нагрузках в условиях износа, гидрокавитации, переменном повышении температуры. Например, ЧВГ используется для производства цилиндрических крышек и втулок,

поршней судовых и тепловозных двигателей, корпусов газовых турбин и компрессоров.

7.4. Содержание отчета

1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Фрагмент диаграммы Fe – Fe₃C (2,14–6,67 % C).
4. Схемы микроструктур исследованных образцов с указанием их марок.
5. Выводы.

Контрольные вопросы

1. Какие сплавы относятся к чугунам?
2. На какие группы подразделяют чугуны?
3. Какую диаграмму состояния используют при анализе микроструктуры белых чугунов?
4. Почему белый чугун имеет ограниченное использование?
5. Что называют ледебуритом?
6. Какой процесс протекает в белых чугунах при переохлаждении расплава ниже 1147 °C?
7. Сколько углерода содержится в эвтектическом белом чугуне?
8. Сколько структурных составляющих можно увидеть при комнатной температуре в белом доэвтектическом чугуне?
9. Сколько структурных составляющих, можно увидеть при комнатной температуре в белом эвтектическом чугуне?
10. Сколько структурных составляющих можно увидеть при комнатной температуре в белом заэвтектическом чугуне?
11. Каким методом получают серый, ковкий, высокопрочный чугун и чугун с вермикулярным графитом?
12. Как маркируются чугуны?
13. От каких факторов зависит степень графитизации?
14. Как применяют графитизированные чугуны?

Таблица 7.1

Химический состав и механические свойства серого чугуна (ГОСТ 1412–85)

Марка чугуна	Массовая доля элементов, %					Механические свойства				Структура металлической основы
	C	Si	Mn	P не более	S не более	Временное сопротивление при растяжении σ_b , МПа (кгс/мм ²) не менее	Относительное удлинение, δ , %	Твердость по Бринеллю НВ* не более		
СЧ 15	3,5–3,7	2,0–2,4	0,5–0,8	0,3	0,15	150 (15)	–	210	Феррит	
СЧ 25	3,2–3,4	1,4–2,2	0,7–1,0	0,2	0,15	250 (25)	–	245	Ф + П	
СЧ 30	3,0–3,2	1,3–1,9	0,7–1,0	0,2	0,12	300 (30)	–	260	Перлит	
СЧ 35	2,9–3,0	1,2–1,5	0,7–1,1	0,2	0,12	350 (35)	–	275	Перлит	

* при толщине стенки отливки 15 мм

Таблица 7.2

Химический состав и механические свойства ковкого чугуна (ГОСТ 1215–79)

Марка чугуна	Массовая доля элементов, %					Механические свойства				Структура металлической основы
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Временное сопротивление при растяжении σ_b , МПа (кгс/мм ²) не менее	Относительное удлинение, δ , % не менее	Твердость по Бринеллю НВ	
КЧ 30-6	2,6–2,9	1,0–1,6	0,4–0,6	0,18	0,20	0,08	294 (30)	6	100–163	Феррит
КЧ 33-8	2,6–2,9	1,0–1,6	0,4–0,6	0,18	0,20	0,08	323 (33)	8	100–163	Ф+П
КЧ 35-10	2,5–2,8	1,1–1,3	0,3–0,6	0,12	0,20	0,06	343 (35)	10	100–163	Ф+П
КЧ 37-12	2,4–2,7	1,2–1,4	0,2–0,4	0,12	0,06	0,06	362 (37)	12	110–163	Ф+П
КЧ 45-7	2,5–2,8	1,1–1,3	0,3–1,0	0,10	0,20	0,08	441 (45)	7	150–207	Перлит
КЧ 60-3	2,5–2,8	1,1–1,3	0,3–1,0	0,10	0,20	0,08	588 (60)	3	212–269	Перлит
КЧ 80-1,5	2,4–2,7	1,2–1,4	0,3–1,0	0,10	0,06	0,08	784 (80)	1,5	270–320	Перлит

Таблица 7.3

Химический состав и механические свойства чугуна с вермикулярным графитом (ГОСТ 28394–89)

Марка чугуна	Массовая доля элементов, %							Механические свойства				Структура металлической основы
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Временное сопротивление при растяжении $\sigma_{\text{в}}$, МПа (кгс/мм ²)	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм ²)	Относительное удлинение δ , %	Твердость по Бринеллю НВ	
ЧВГ30	3,5–3,8	2,2–3,0	0,2–0,6	До 0,08	До 0,025	До 0,15	–	300 (30)	240 (24)	3,0	130–180	Феррит
ЧВГ35	3,5–3,8	2,2–2,8	0,2–0,6	До 0,08	До 0,025	До 0,15	–	350 (35)	260 (26)	2,0	140–190	Феррит
ЧВГ40	3,1–3,5	2,0–2,5	0,4–1,0	До 0,08	До 0,025	До 0,2	0,4–0,6	400 (40)	320 (32)	1,5	170–220	П+Ф
ЧВГ45	3,1–3,5	2,0–2,5	0,8–1,2	До 0,05	До 0,025	До 0,3	0,8–1,0	450 (45)	380 (38)	0,8	190–250	Перлит

Таблица 7.4

Химический состав и механические свойства высокопрочного чугуна (ГОСТ 7293–85)

Марка чугуна	Массовая доля элементов, %							Механические свойства				Структура металлической основы
	Углерод		Кремний					Временное сопротивление при растяжении $\sigma_{\text{в}}$, МПа (кгс/мм ²)	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм ²)	Относительное удлинение δ , % не менее	Твердость по Бринеллю НВ	
	Толщина отливки, мм											
	До 50	Свыше 50 до 100	Свыше 50 до 100	До 50	Свыше 50 до 100	Свыше 100	Свыше 100	Свыше 100	Свыше 100	Свыше 100	Свыше 100	
ВЧ 35	3,3–3,8	3,0–3,5	2,7–3,2	1,9–2,9	1,3–1,7	0,8–1,5	0,8–1,5	350 (35)	220 (22)	22	140–170	Феррит
ВЧ 40	3,3–3,8	3,0–3,5	2,7–3,2	1,9–2,9	1,2–1,7	0,5–1,5	0,5–1,5	400 (40)	250 (25)	15	190–202	Феррит
ВЧ 45	3,3–3,8	3,0–3,5	2,7–3,2	1,9–2,9	1,3–1,7	0,5–1,5	0,5–1,5	450 (45)	310 (31)	10	140–225	Ф+П
ВЧ 50	3,2–3,7	3,0–3,3	2,7–3,2	1,9–2,9	2,2–2,6	0,8–1,5	0,8–1,5	500 (50)	320 (32)	7	153–245	Ф+П
ВЧ 60	3,2–3,6	3,0–3,3	–	2,4–2,6	2,4–2,8	–	–	600 (60)	370 (37)	3	192–277	Ф+П
ВЧ 80	3,2–3,6	–	–	2,6–2,9	–	–	–	800 (80)	480 (48)	2	248–351	Перлит
ВЧ 100	3,2–3,6	–	–	3,0–3,8	–	–	–	1000 (100)	700 (70)	2	270–360	Перлит

8. ПОЛНЫЙ ОТЖИГ И НОРМАЛИЗАЦИЯ СТАЛИ

Цель работы

Получение навыков выбора параметров режима и выполнения операций полного отжига и нормализации стали.

Приборы и материалы

Прибор для определения твердости, лабораторные печи, шлифовальный станок, образцы.

8.1. Основные положения

Основное превращение, протекающее во время охлаждения при отжиге стали – эвтектоидный распад аустенита на смесь феррита с цементитом. Кинетика эвтектоидного превращения изображается S-образными кривыми, построенными в координатах "температура-время" на диаграмме изотермического превращения аустенита (рис. 8.1).

При температуре 727 °С (точка A_1) аустенит находится в термодинамически устойчивом равновесии со смесью феррита и цементита. Чтобы начался распад аустенита, необходимо его переохладить ниже 727 °С. Устойчивость переохлажденного аустенита характеризуется инкубационным периодом, т.е. отрезком времени (от оси ординат до S-кривой, рис. 8.1), в течение которого обычные методы исследования не фиксируют появление продуктов распада.

Эвтектоидная смесь феррита с цементитом растет от отдельных центров в виде колоний. Важнейшей характеристикой эвтектоида является дисперсность феррита и цементита внутри его колоний. Мерой этой дисперсности служит межпластинчатое расстояние Δ_0 (рис. 8.2). Межпластинчатым расстоянием называется средняя суммарная толщина соседних пластинок феррита и цементита.

В зависимости от дисперсности пластин в эвтектоиде его называют перлитом, сорбитом или трооститом.

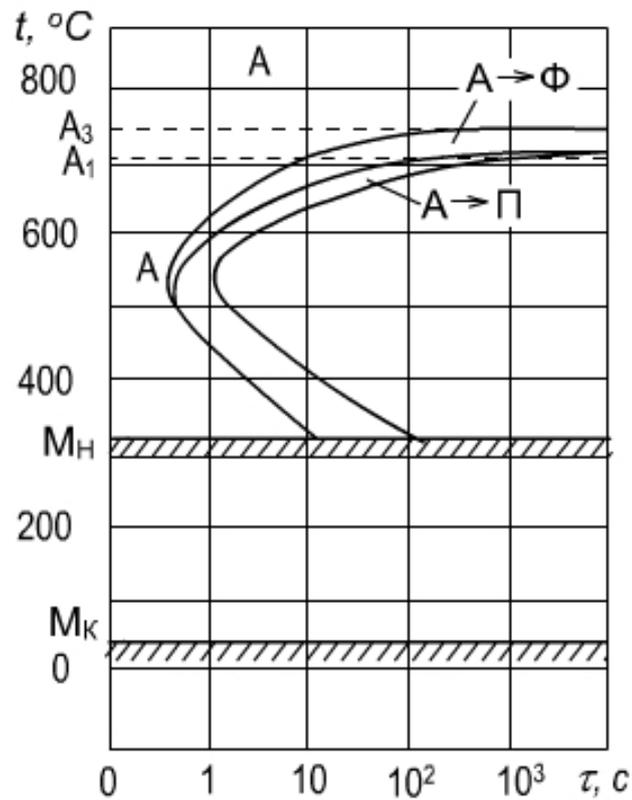


Рис. 8.1. Диаграмма изотермического распада аустенита для доэвтектоидной стали

Перлит образуется при небольших степенях переохлаждения (охлаждение с печью со скоростью в несколько градусов в минуту), и строение его можно выявить при малых и средних увеличениях микроскопа. Сорбит образуется при несколько больших степенях переохлаждения (охлаждение на воздухе со скоростью в несколько десятков градусов в минуту). Поэтому он более дисперсен, и микростроение сорбита выявляется только при больших увеличениях микроскопа.

Троостит образуется еще при больших степенях переохлаждения, и его внутреннее строение трудно выявить даже при очень больших увеличениях светового микроскопа. С увеличением дисперсности эвтектоидной смеси возрастают твердость, предел прочности и предел текучести.

Так как подразделение эвтектоида на перлит, сорбит и тростит условно, и между ними нет четкой границы, то их различают по твердости. Например, в стали У8 твердость перлита 170–230 НВ, сорбита 230–330 НВ, тростита 330–400 НВ.

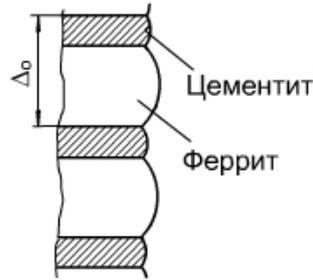


Рис. 8.2. Схема феррито-цементитной структуры

8.2. Полный отжиг

При полном отжиге доэвтектоидная сталь после нагрева выше критической точки A_{C3} на 30–50 °C (рис. 8.3) медленно охлаждается вместе с печью. Охлаждение при отжиге проводят с такой малой скоростью (порядка несколько градусов в минуту), чтобы аустенит распадался при небольшой степени переохлаждения.

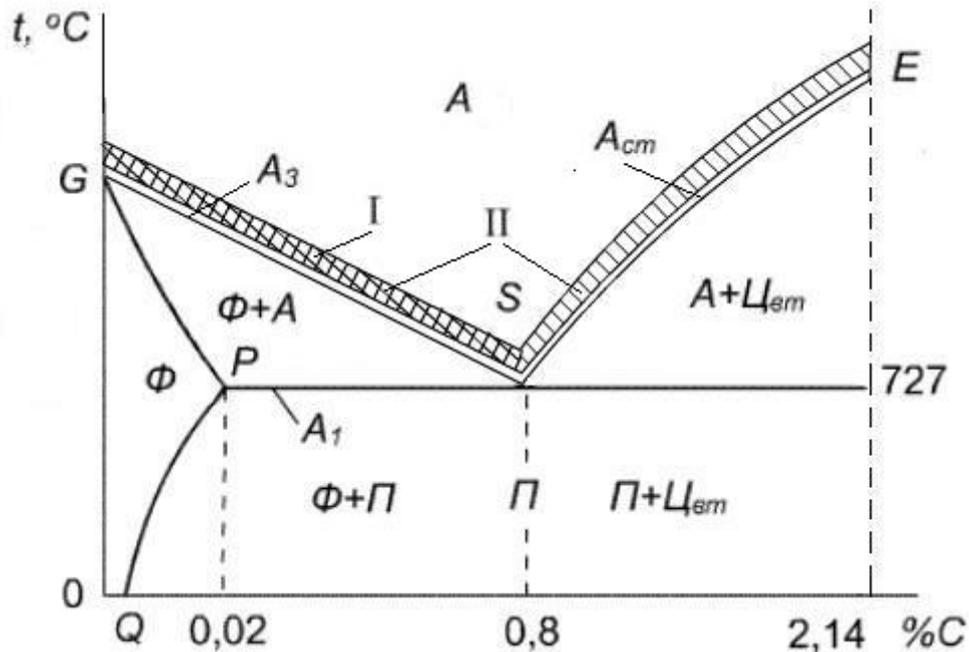


Рис. 8.3. Участок диаграммы Fe – Fe₃C с нанесенным интервалом температур термической обработки:
I – полный отжиг; II – нормализация

Так как превращение аустенита при отжиге полностью завершается при температурах значительно выше изгиба С-кривых, то отжигает-

мые изделия можно выдавать из печи на спокойный воздух при температурах 500–600 °С, если не опасны термические напряжения.

Полный отжиг проводят для снижения твердости, повышения пластичности и получения однородной мелкозернистой структуры.

8.3. Нормализация стали

При нормализации сталь нагревают до температур на 30–50 °С выше линии GSE и охлаждают на спокойном воздухе (рис. 8.3). Ускоренное, по сравнению с отжигом, охлаждение обуславливает несколько большее переохлаждение аустенита. Поэтому при нормализации получается более тонкое строение эвтектоида. После нормализации сталь должна иметь большую прочность, чем после отжига. Нормализацию применяют чаще как промежуточную операцию для смягчения стали перед обработкой резанием, для устранения пороков строения и общего улучшения структуры перед закалкой. Таким образом, назначение нормализации как промежуточной обработки аналогично назначению отжига. Так как нормализация гораздо выгоднее отжига (охлаждение не с печью, а на воздухе), то ее всегда следует предпочесть отжигу, если оба эти вида обработки дают одинаковые результаты. Но нормализация не всегда может заменить отжиг как операция смягчения стали.

Нормализацию широко применяют вместо смягчающего отжига к малоуглеродистым сталям, в которых аустенит слабо переохлаждается. Но она не может заменить смягчающий отжиг высокоуглеродистых сталей, которые весьма ощутимо упрочняются при охлаждении на воздухе из-за значительного переохлаждения аустенита.

В заэвтектоидной стали нормализация устраняет грубую сетку вторичного цементита. При нагреве выше линии SE (рис.8.3) вторичный цементит растворяется, а при последующем ускоренном охлаждении на воздухе он не успевает образовать грубую сетку, понижающую свойства стали.

8.4. Содержание отчета

1. Название работы
2. Цель работы
3. Участок диаграммы Fe – Fe₃C (рис. 8.3).
4. Выбранные параметры режима полного отжига и нормализации для заданной стали.
5. Значения твердости до и после термической обработки.
6. Выводы.

Контрольные вопросы для самопроверки

1. В чем заключается процесс полного отжига доэвтектоидной стали?
2. Что такое нормализация?
3. Какие структурные изменения происходят при полном отжиге?
4. Как выбирают температуру нагрева для отжига доэвтектоидной стали?
5. В каких случаях назначают полный отжиг стали?
6. В каких случаях назначают нормализацию стали?
7. Что служит мерой дисперсности эвтектоида?
8. Как меняются механические свойства с увеличением дисперсности эвтектоида?
9. Как на практике различают перлит, сорбит и троостит?
10. Какую структуру имеет нормализованная сталь?
11. Какую структуру имеет отожженная сталь?

9. ЗАКАЛКА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Цель работы

Изучить процесс закалки стали; исследовать влияние массовой доли углерода на закаливаемость стали.

Приборы и материалы

Прибор для определения твердости, муфельные лабораторные печи, оснащенные приборами для контроля температур, закалочные баки с охлаждающими средами, шлифовальный станок, образцы стали в отожженном состоянии.

9.1. Основные положения

9.1.1. Мартенситное превращение в стали

Мартенситное превращение протекает при быстром охлаждении углеродистой стали с температуры выше A_1 (рис. 9.1), например в воде, при этом подавляется диффузионный распад аустенита на смесь двух фаз (феррита и цементита). Концентрация углерода в мартенсите такая же, как и в исходном аустените. Следовательно, в отличие от перлитного превращения мартенситное превращение – бездиффузионное. При больших переохлаждениях в условиях малой подвижности атомов полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение происходит, но при этом углерод не успевает выделиться из раствора в виде карбидной фазы. Поэтому **мартенсит**, образующийся в результате бездиффузионного полиморфного превращения аустенита в углеродистой стали, всегда является пересыщенным твердым раствором внедрения углерода в α -железе. Мартенсит отличается от аустенита кристаллической решеткой; у аустенита гранецентрированная решетка γ -железа, а у мартенсита – тетрагональная, близкая к объемно центрированной кубической решетке α -железа.

Преобразование аустенита в мартенсит при охлаждении начинается и заканчивается при определенных для каждой марки стали температурах – температуре начала (M_H) и конца (M_K) мартенситного превращения. На схеме диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита эвтектоидной стали (рис. 9.1) условно показана область мартенситного превращения. Условно потому, что в изотермических условиях мартенситное превращение не развивается.

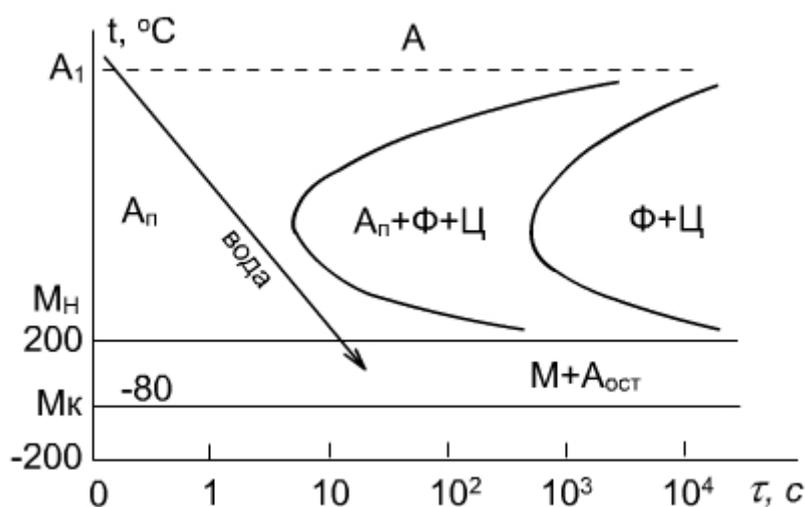


Рис. 9.1. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита эвтектоидной стали: А – устойчивый аустенит, $A_{\text{ост}}$ – остаточный аустенит, A_p – переохлажденный аустенит; М – мартенсит, Φ – феррит, Ц – цементит

Температура начала мартенситного превращения в отличие от температуры начала перлитного превращения, не зависит от скорости охлаждения. На положение мартенситной точки (M_H) влияет содержание углерода в стали, с увеличением которого снижается M_H . При температуре мартенситной точки M_H превращение только начинается, появляются первые кристаллы мартенсита. Чтобы мартенситное превращение развивалось, необходимо непрерывно охлаждать сталь ниже мартенситной точки. Если охлаждение приостановить и выдерживать углеродистую сталь при постоянной температуре ниже мартенситной точки M_H , то образование мартенсита почти сейчас же прекращается и происходит стабилизация аустенита, т.е. в структуре наблюдается остаточный аустенит. Эта особенность наиболее ярко отличает кинетику

мартенситного превращения от перлитного, которое всегда доходит до конца при постоянной температуре ниже точки A_1 , т.е. оканчивается полным исчезновением аустенита. В закаленных сталях, имеющих точку M_K ниже $20\text{ }^\circ\text{C}$ присутствует остаточный аустенит, и его количество тем больше, чем выше содержание в стали углерода

Мартенситный кристалл (пластина) образуется только в пределах аустенитного зерна и не переходит границу между его зернами. В плоскости шлифа мартенситные пластины, как правило, попадают поперечным сечением и наблюдаются под микроскопом в виде игл. Так как размеры первых пластин мартенсита определяются размерами аустенитного зерна, то все факторы, приводящие к его укрупнению, делают более грубоигольчатым сам мартенсит. Поэтому сильный перегрев стали при закалке дает крупноигольчатый мартенсит.

При закалке на мартенсит углеродистой стали резко возрастает ее твердость и снижается пластичность. Например, твердость эвтектоидной стали в отожженном состоянии равна 180 НВ, а в закаленном – 650 НВ, т.е. примерно в 3,5 раза выше. Высокая твердость углеродистых сталей, закаленных на мартенсит, обусловлена, в первую очередь, возникновением сильных искажений решетки пересыщенного раствора за счет внедрения атомов углерода.

Закалкой называется вид термической обработки, заключающийся в нагреве стали до температуры выше критической точки, выдержке и последующем быстром охлаждении со скоростью не ниже критической.

Критические точки – это температуры фазовых превращений. Различают равновесные (теоретические) и фактические критические точки. Равновесные критические точки лежат на линиях диаграмм состояния и показывают температуры фазовых переходов в условиях чрезвычайно медленного изменения температур (нагрева или охлаждения).

Равновесные критические точки углеродистых сталей можно определять по метастабильной диаграмме "железо – цементит". На этой диаграмме равновесные точки, лежащие на линии PSK, обозначаются A_1 и показывают температуру превращения перлита в аустенит при

нагреве и обратного превращения при охлаждении. Равновесные точки, находящиеся на линии GS, обозначаются A_3 и показывают температуры окончания растворения феррита в аустените при нагреве и начала его выделения из аустенита при охлаждении. Равновесные точки линии SE обозначаются A_{cm} и показывают температуры окончания растворения цементита (вторичного) в аустените при нагреве и начала его выделения из аустенита при охлаждении.

Фактические критические точки при нагреве смешаются вверх по температурной шкале и обозначаются аналогично равновесным точкам с добавлением буквы "с", например, A_{c1} , A_{c3} .

При охлаждении происходит смещение фактических критических точек относительно равновесных в сторону уменьшения температуры, это смещение отмечается буквой "r" (A_{r1} , A_{r3}).

Нагрев при закалке производится для перевода всей исходной структуры или определенной ее части в аустенит, который является исходной фазой для получения конечной структуры закаленной стали.

Выдержка необходима для выравнивания температуры по сечению детали и для полного установления необходимого фазового состояния.

Охлаждение при закалке должно производиться со скоростью не меньше критической для того, чтобы предотвратить протекание диффузионных процессов и переохладить весь исходный аустенит до температурного интервала мартенситного превращения.

Критическая скорость охлаждения (закалки) – это минимальная скорость охлаждения, при которой предотвращается диффузионный распад переохлажденного аустенита, и он весь превращается в мартенсит.

9.1.2. Выбор технологических параметров закалки

Фактическая скорость печного нагрева определяется температурой, до которой нагрето печное пространство, и массой помещенной в него детали.

Температура закалки определяется исходя из массовой доли углерода в стали и соответствующего ей значения критической точки. Практически критические точки выбирают по справочникам или по диаграмме состояния "железо – цементит" (рис. 9.2).

В зависимости от температуры нагрева закалку называют полной или неполной. При полной закалке сталь переводят в однофазное аустенитное состояние, т. е. нагревают выше критических температур A_{c3} или A_{cm} , при неполной – до межкритических температур – между A_{c1} и A_{c3} (A_{cm}).

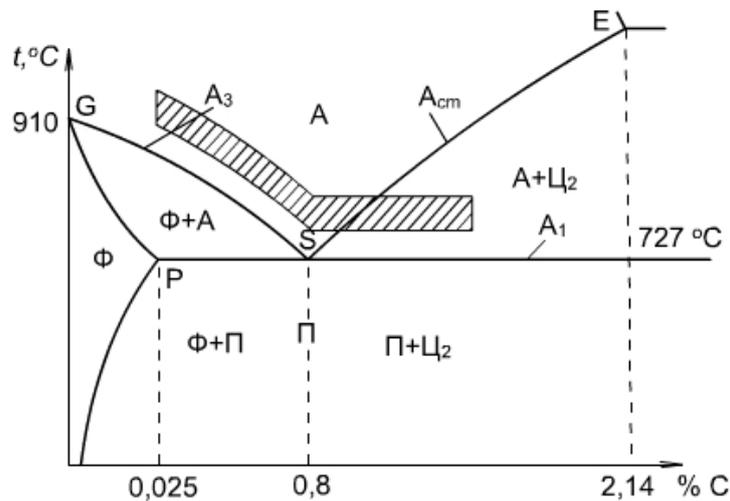


Рис. 9.2. Фрагмент диаграммы состояния Fe – Fe₃C с нанесенным оптимальным интервалом температур закалки

Дозвтектоидные стали подвергают **полной** закалке, при этом температура нагрева определяется следующим образом:

$$t_{\text{н}} = A_{c3} + (30-50) \text{ } ^\circ\text{C}$$

Такая температура обеспечивает получение при нагреве мелкозернистого аустенита, и соответственно после охлаждения – мелкокристаллического мартенсита с небольшим количеством остаточного аустенита. Неполная закалка дозвтектоидной стали приводит к сохранению в структуре мягкого феррита и снижению твердости и прочности закаленной стали.

Заэвтектоидные стали подвергают **неполной** закалке. Оптимальная температура:

$$t_{\text{н}} = A_{c1} + (30-50) \text{ } ^\circ\text{C}$$

После закалки заэвтектоидная сталь приобретает структуру, состоящую из мартенсита и цементита вторичного с небольшим количеством остаточного аустенита. Кристаллы цементита тверже кристаллов мартенсита, поэтому при неполной закалке заэвтектоидные стали имеют более высокую твердость, чем при полной.

Эвтектоидную сталь при закалке нагревают выше температуры A_{c1} на 30–50 °С. После охлаждения структура этой стали будет представлять мартенсит с небольшим количеством остаточного аустенита.

Продолжительность нагрева и выдержки определяется размерами и конфигурацией деталей и способом их укладки в печи. Она должна быть такой, чтобы прошло выравнивание концентрации углерода в аустените. Обычно общее время нагрева и изотермической выдержки составляет 1–1,5 мин на мм наибольшего поперечного сечения детали.

Охлаждение при закалке должно производиться в такой охлаждающей среде, которая обеспечивает скорость охлаждения не менее критической.

Охлаждающая способность наиболее распространенных закалочных сред увеличивается в следующей последовательности: минеральное масло, вода, водные растворы солей и щелочей.

Углеродистые стали обладают большой критической скоростью охлаждения и поэтому для них, как правило, в качестве охлаждающей среды выбирают воду или водные растворы солей и щелочей при нормальной температуре.

Закалочные напряжения складываются из термических и структурных напряжений. При закалке всегда возникает перепад температуры по сечению изделия. Разная величина термического сжатия наружных и внутренних слоев в период охлаждения обуславливает возникновение термических напряжений.

Мартенситное превращение связано с увеличением объема на несколько процентов. Поверхностные слои раньше достигают мартенситной точки, чем сердцевина изделия. Мартенситное превращение и связанное с ним увеличение объема около 1 %, происходит в разных точках сечения изделия не одновременно, что приводит к возникновению структурных напряжений.

Суммарные закалочные напряжения растут с увеличением температуры нагрева под закалку и с повышением скорости охлаждения, так как в обоих этих случаях увеличивается перепад температур по сечению изделия.

Важнейшей характеристикой стали является ее **закаливаемость**. Под закаливаемостью понимают способность стали повышать твердость в результате закалки. Закаливаемость стали определяется в первую очередь содержанием в стали углерода.

Таблица 9.1

Температуры критических точек при нагреве сталей и их твердость после закалки

Марка стали	Массовая доля углерода, %	Температура, °С		Твердость правильно закаленной стали, HRC
		A _{c1}	A _{c3}	
Углеродистые конструкционные стали				
20	0,17–0,24	735	850	34–40
25	0,22–0,30	735	835	
30	0,27–0,35	730	820	42–48
35	0,32–0,40	730	810	
40	0,37–0,45	730	790	52–56
45	0,42–0,50	730	770	
50	0,47–0,55	725	760	56–60
55	0,52–0,60	725	755	
60	0,57–0,65	725	750	60–62
Углеродистые инструментальные стали				
У7	–	725	765	63–64
У8 – У12	–	730	–	63–64

9.2. Содержание отчета

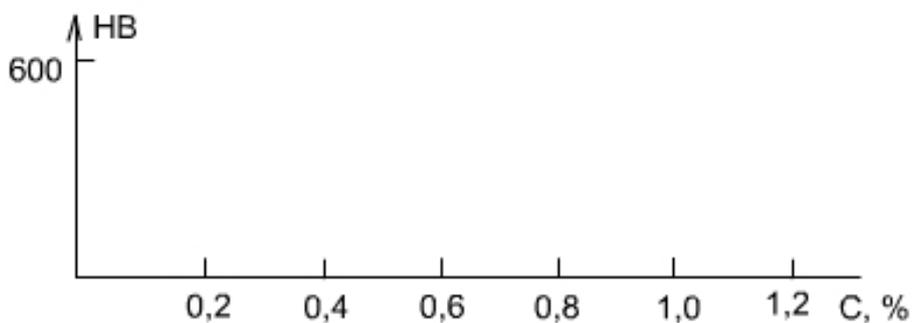
1. Титульная часть.
2. Цель работы
3. Выбор технологических параметров закалки заданных образцов углеродистых сталей в виде таблицы, представленной ниже.

Исходные данные				Режим закалки				
Марка стали	Массовая доля углерода, %	Твердость после отжига		Диаметр образца, мм	Критические точки		Выдержка, мин	Охлаждающая среда
		HRB	HB		Обозначение	Температура		

4. Результаты закалки.

Марка стали	Массовая доля углерода, %	Твердость		Структура
		HRC	HB	

5. Зависимость твердости закаленной стали от массовой доли углерода.



6. Выводы.

Контрольные вопросы для самопроверки

1. Что такое закалка?
2. Как изменяются механические свойства в результате закалки?
3. Равновесные критические точки, их смысл и обозначение.
4. Обозначение и отличие фактических критических точек от равновесных.
5. Назначение нагрева, выдержки и охлаждения при закалке.
6. Что такое критическая скорость закалки?

7. От чего зависит и как практически определяется общее время выдержки при закалке?
8. Структура доэвтектоидной закаленной стали.
9. Структура заэвтектоидной закаленной стали.
10. Что такое мартенсит?
11. От чего зависят свойства мартенсита?
12. Основная структурная составляющая закаленной стали.
13. Влияние массовой доли углерода на закаливаемость стали.
14. В чем сущность мартенситного превращения?
15. Почему размер аустенитных зерен влияет на размер пластин мартенсита?
16. Каковы условия получения крупноигльчатого и мелкоигльчатого мартенсита?
17. Чем отличается мартенситное превращение от перлитного?
18. Чем вызывается образование закалочных напряжений?
19. До каких температур нагревают до- и заэвтектоидные стали под закалку?

10. ОТПУСК ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ

Цель работы

Практически освоить технологию проведения отпуска и исследовать влияние температуры отпуска на твердость стали.

Приборы и материалы

Прибор для определения твердости, муфельные печи, оснащенные приборами для контроля температур, закалочные баки с охлаждающими средами, закаленные образцы из среднеуглеродистой стали.

10.1. Основные положения

Закаленная сталь характеризуется по сравнению с другими состояниями максимальными значениями твердости, прочности и минимальными значениями пластичности и вязкости. Кроме того, в результате закалки в стали возникают большие остаточные закалочные напряжения, которые сами по себе, без приложения внешних нагрузок, могут приводить к трещинообразованию и разрушению детали. Поэтому для уменьшения хрупкости и снятия закалочных напряжений закаленные детали подвергают отпуску.

Отпуском называется термическая обработка, заключающаяся в нагреве закаленной стали до температуры ниже критической точки A_{c1} , выдержке и последующем охлаждении.

В зависимости от температуры нагрева различают три вида отпуска:

низкий отпуск	150–250 °С,
средний отпуск	350–450 °С,
высокий отпуск	500–650 °С.

Выбор температуры отпуска зависит от того, в каких условиях будет работать изделие и, следовательно, какими свойствами оно должно обладать.

10.2. Превращения при отпуске, структура и свойства отпущенной стали

Основным превращением, происходящим при отпуске является распад мартенсита закалки на феррито-карбидную смесь.

С повышением температуры отпуска увеличивается диффузионная подвижность атомов и, как следствие этого, увеличивается скорость и полнота процесса распада мартенсита. Кроме температуры на превращение при отпуске оказывает влияние время выдержки при температуре нагрева. Однако определяющее воздействие оказывает температура отпуска.

При низком отпуске в результате частичного распада мартенсита закалки образуется **мартенсит отпуска**, в котором наблюдается перераспределение углерода с начальным образованием карбидов. Уменьшение количества растворенного углерода снижает тетрагональность мартенсита. Одновременно происходит распад остаточного аустенита. При этом практически не снижается твердость и износостойкость, но снимается часть закалочных напряжений и снижается хрупкость. Низкий отпуск применяется для режущих инструментов и деталей, подвергнутых поверхностной закалке или цементации.

Средний отпуск приводит к завершению распада мартенсита на мелкодисперсную феррито-цементитную смесь, называемую **трооститом отпуска**. Твердость его в пределах 40–50 HRC для сталей, содержащих 0,45–0,8 % С. При этом сохраняются высокие упругие свойства, и происходит дальнейшее (относительно низкого отпуска) снятие закалочных напряжений. Средний отпуск применяется для пружин и рессор.

В результате высокого отпуска происходит коагуляция (укрупнение) и сфероидизация карбидов и, образующаяся при этом феррито-цементитная смесь с более крупными, чем у троостита отпуска цементитными частицами, называется **сорбитом отпуска**. Твердость его находится в пределах 15–25 HRC для сталей, содержащих 0,40–0,60 % С. Эта структура обладает хорошим сочетанием прочности и пластичности. Поэтому высокий отпуск применяется для многих деталей машин

(коленчатые и распределительные валы, шестерни и т.п.), работающих в условиях циклических знакопеременных и динамических нагрузок.

Комплекс термической обработки, состоящей из полной закалки и высокого отпуска конструкционных сталей, называется улучшением. Таким образом, отпуск является заключительной термической обработкой, формирующей конечную структуру и придающей изделиям требуемые условиями эксплуатации свойства.

Для достижения этих свойств температуру отпуска необходимо назначать исходя из следующих закономерностей: при повышении температуры отпуска понижаются твердость и прочность и повышаются пластичность и ударная вязкость сталей.

Технология проведения отпуска состоит из нагрева образца до температуры соответствующего отпуска и выдержки при этой температуре. Таким образом, общее время нахождения образца в печи ($\tau_{\text{общ.}}$) определяется:

$$\tau_{\text{общ}} = \tau_{\text{H}} + \tau_{\text{B}}$$

Данные τ_{H} (время нагрева) и τ_{B} (время выдержки) берутся из табл. 10.2. Ориентировочно время выдержки при температуре отпуска составляет половину времени нагрева.

10.3. Содержание отчета

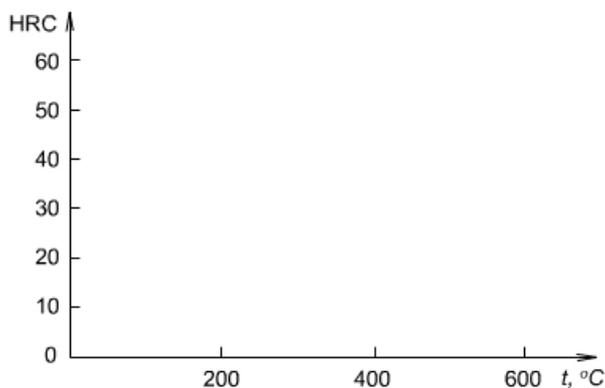
1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Исходные данные образцов и результаты закалки представить в форме таблицы, приведенной ниже.

Марка стали	Массовая доля углерода, %	Диаметр образца, мм	Режим закалки			Результаты закалки	
			t, °C	Время нагрева мин	Охлаждающая среда	Твердость HRC	Структура

4. Режим и результаты отпуска закаленной стали.

Вид отпуска	Режим отпуска			Результаты отпуска	
	Температура нагрева, °C	Общее время нагрева, мин	Охлаждающая среда	Твердость HRC	Структура

5. Зависимость твердости от температуры отпуска стали.



6. Выводы.

Контрольные вопросы для самопроверки

1. Что такое отпуск?
2. Какие причины обуславливают необходимость проведения отпуска?
3. Виды отпуска?
4. Чем определяется выбор температуры отпуска?
5. Основное превращение, протекающее при отпуске?
6. От каких факторов зависят скорость и полнота превращений при отпуске?
7. Структура после низкого, среднего и высокого отпуска?
8. Отличие сорбита отпуска от троостита отпуска?
9. Влияние температуры отпуска на уровень закалочных напряжений?
10. Практическое назначение видов отпуска.
11. Влияние температуры отпуска на механические свойства стали.
12. Какие процессы проходят в закаленной стали при ее последующем нагреве до температуры 200 °C?

13. Какие процессы проходят в закаленной стали при ее последующем нагреве до температуры 400 °С?
14. Какие процессы проходят в закаленной стали при ее последующем нагреве до температуры 600 °С?
15. Какой комплекс термической обработки называют улучшением?
16. Для какой группы деталей целесообразно проводить улучшение?

Таблица 10.1

Температура закалки и твердость закаленных сталей

Марка стали	Массовая доля углерода, %	Температура закалки, °С	Твердость HRC
20	0,17–0,24	900–920	35–40
25	0,22–0,30	890–910	40–42
30	0,27–0,35	870–890	43–45
35	0,32–0,40	850–870	46–48
40	0,37–0,45	840–860	52–54
45	0,42–0,50	830–850	54–56
50	0,47–0,55	820–840	56–58
55	0,52–0,60	810–830	58–60
60	0,57–0,65	800–820	60–62

Таблица 10.2

Продолжительность нагрева и выдержки при термической обработке

Температура печи, °С	Продолжительность нагрева и выдержки на 1 мм сечения, мин	
	круглого	квадратного
900	1,3	1,8
800	1,5	2,0
700	0,7	0,9
600	0,9	1,1
500	1,0	1,2
400	1,1	1,3
300	1,3	1,6
200	1,5	1,8

Примечание: 1. Продолжительность нагрева до температур 200–700 °С указана без времени выдержки.

11. МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЦЕМЕНТОВАННЫХ ДЕТАЛЕЙ

Цель работы

Ознакомиться с процессом цементации и микроструктурой цементованного слоя.

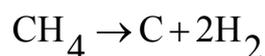
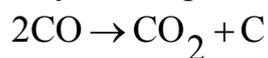
Приборы и материалы

Металлографический микроскоп, образцы цементованных сталей.

11.1. Основные положения

Цементацией (науглероживанием) называется химико-термическая обработка, заключающаяся в диффузионном насыщении углеродом поверхностного слоя детали путем нагрева ее без доступа воздуха в науглероживающей среде (карбюризаторе). Как правило, цементацию проводят при температурах выше точки A_{C3} с выдержкой при этой температуре в течение определенного времени, зависящего от требуемой толщины цементованного слоя и марки цементируемой стали.

Наибольшее распространение получила цементация в твердой (древесный уголь) и газообразной (природный газ, метан и др.) средах. Науглероживание осуществляется атомарным углеродом, выделяющимся при диссоциации окиси углерода или других углеводородов, например метана, по следующим реакциям:



Атомарный углерод, взаимодействуя с нагретой до аустенитного состояния стали, диффундирует в глубину поверхностного слоя и растворяется в γ -железе. Так как γ -железо обладает способностью растворять значительное количество углерода (до 2,0 %), цементация проводится при температуре выше A_{C3} (920–950 °С). Массовая доля

углерода в поверхностном слое определяется пределом растворимости углерода в аустените (т.е. линией SE диаграммы Fe – Fe₃C) (рис. 11.1, а). При температуре цементации диффузионный слой состоит только из аустенита, а после медленного охлаждения – из продуктов его распада: феррита и цементита. Концентрация углерода при этом обычно не достигает предела насыщения (C_{max}) при данной температуре.

Цементованный слой имеет переменную концентрацию углерода по глубине, убывающую от поверхности к сердцевине детали (рис. 11.1, б). В связи с этим после медленного охлаждения в структуре цементованного слоя можно различить (от поверхности к сердцевине) три зоны: (1) заэвтектоидную, состоящую из перлита и вторичного цементита, последний образует сетку по бывшему зерну аустенита; (2) эвтектоидную, состоящую из пластинчатого перлита; (3) доэвтектоидную, состоящую из перлита и феррита (рис. 11.1, в). Ближе к сердцевине изделия содержание углерода снижается, а, следовательно, в структуре стали уменьшается количество перлита и увеличивается количество феррита.

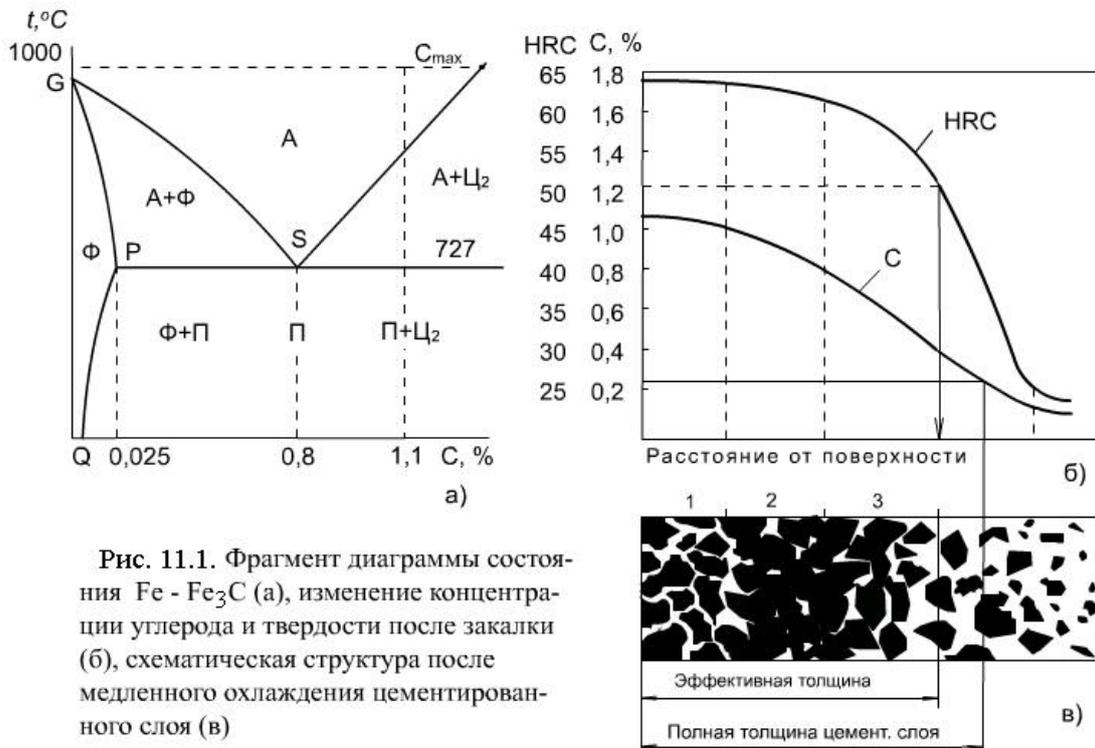


Рис. 11.1. Фрагмент диаграммы состояния Fe - Fe₃C (а), изменение концентрации углерода и твердости после закалки (б), схематическая структура после медленного охлаждения цементированного слоя (в)

Поверхностный слой имеет лучшие свойства при содержании углерода в пределах 0,9–1,1 %. При более высоком содержании углеро-

да он становится излишне хрупким, при меньшем содержании высокая твердость после закалки не достигается.

Различают полную и эффективную толщину цементованного слоя. Под полной толщиной понимают всю толщину, в пределах которой содержание углерода уменьшается от максимального на поверхности до исходного в сердцевине.

Практическое значение имеет эффективная (техническая) толщина, за которую принимают расстояние в мм от поверхности до того места, в котором массовая доля углерода равна 0,4 %. На изображенной схеме структурных зон эффективной толщине цементованного слоя соответствует расстояние от поверхности до места, в котором структура состоит из 50 % перлита и 50 % феррита и имеющего твердость после термообработки 50 HRC. Эффективная толщина цементованного слоя обычно составляет 0,5–1,8 мм.

Цементацией достигается лишь выгодное распределение углерода по сечению детали. Окончательные свойства цементованные детали получают в результате термической обработки, состоящей из закалки и низкого отпуска. Структура цементованного слоя, состоящая из мелкоигльчатого мартенсита отпуска с мелкими сфероидальными карбидами, должна обеспечивать поверхностную твердость 59–63 HRC.

Назначение цементации и последующей термической обработки – получение высокой твердости и износостойкости поверхностного слоя при сохранении вязкой, хорошо выдерживающей динамические нагрузки сердцевины. Цементации подвергают детали, изготовленные из низкоуглеродистой (0,1–0,25 %), чаще легированной стали, такие как шестерни, поршневые пальцы, шейки валов и осей, измерительный инструмент и др. Выбор таких сталей необходим для того, чтобы сердцевина изделия, не насыщаясь углеродом при цементации, сохраняла высокую вязкость после закалки.

11.2. Определение толщины цементованного слоя

Толщину цементованного слоя определяют с помощью макро- и микроанализа, а также измерением твердости. Макроанализ позволяет быстро определить толщину с точностью, достаточной для производственных

условий. Для этого цементованный образец погружают на 1–2 минуты в реактив состава: 2 г $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ и 1 мл HCl на 100 мл спирта. Мягкая нецементованная сердцевина покрывается красным налетом меди, а науглероженный слой не изменяется. Толщина слоя измеряется при помощи лупы или отсчетного микроскопа.

Цементованный слой можно также выявить раствором гипосульфита на шлифованной поверхности металла. В результате этого взаимодействия зерна феррита покрываются темной пленкой сернистого железа, а высокоуглеродистая цементованная полоса остается светлой.

11.3. Содержание отчета

1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Схема микроструктуры цементованного слоя с указанием структурных зон и структурных составляющих каждой зоны.
4. Определение толщины цементованного слоя заданной стали.
5. Выводы.

Контрольные вопросы для самопроверки

1. Что называется цементацией?
2. Для чего применяется цементация?
3. Какие стали подвергают цементации?
4. В какой среде производится науглероживание?
5. Почему цементация проводится при температуре выше A_{C3} ?
6. Какие зоны различаются в структуре цементованного слоя?
7. Какое оптимальное содержание углерода в поверхностном слое цементованной стали?
8. Что называется эффективной толщиной цементованного слоя?
9. Какая термическая обработка проводится после цементации и ее назначение.

12. КОНСТРУКЦИОННЫЕ ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

Цель работы

Изучить микроструктуру и свойства конструкционных легированных сталей.

Приборы и материалы

Металлографические микроскопы, коллекции микрошлифов легированных сталей, таблицы химических составов сталей.

12.1. Основные положения

Детали современных машин и конструкций работают в условиях высоких динамических нагрузок, больших концентраций напряжений и низких температур. Поэтому конструкционные стали должны обладать высоким пределом текучести, являющимся основной характеристикой при расчетах на прочность деталей машин и конструкций, в сочетании с высокой пластичностью, сопротивлением хрупкому разрушению и низким порогом хладноломкости.

Конструкционные стали должны иметь хорошие технологические свойства: хорошо обрабатываться давлением и резанием, обладать высокой прокаливаемостью и малой склонностью к обезуглероживанию и деформациям при закалке и т. д.

Механические свойства конструкционных легированных сталей в изделиях крупных сечений после закалки и отпуска значительно выше, чем механические свойства углеродистых сталей. Это объясняется тем, что легированные стали обладают меньшей критической скоростью закалки, а, следовательно, лучшей **прокаливаемостью**, т. е. способностью закаливаться на определенную глубину. Чем выше в стали концентрация легирующих элементов, тем выше ее прокаливаемость.

Кроме того, возможность менее резкого охлаждения при закалке (в масле) деталей из легированных сталей уменьшает в них напряжения и опасность образования трещин.

Конструкционные легированные стали делят по назначению на: цементуемые и улучшаемые, широко используемые для изготовления деталей машин; строительные, применяемые в строительных и корпусных конструкциях; рессорно-пружинные и др. В зависимости от основных легирующих элементов стали делят на группы: хромистые, хромоникелевые, марганцовистые и др.

По ГОСТ 4543–71 принято обозначать хром – Х; никель – Н; марганец – Г; кремний – С; молибден – М; вольфрам – В; алюминий – Ю; медь – Д; ниобий – Б; бор – Р; кобальт – К; титан – Т; ванадий – Ф. Цифра, стоящая после буквы, указывает среднее содержание легирующего элемента в процентах. Если цифра отсутствует, то содержание легирующего элемента менее или около 1 %. Цифры в начале марки конструкционной легированной стали соответствуют содержанию углерода в сотых долях процента.

Например, сталь 40ХН в среднем содержит 0,40 % С, 1 % Cr, 1 % Ni. Буквы в конце марки означают, что сталь высококачественная – А или особовысококачественная – Ш.

Некоторые стали содержат дополнительные обозначения. Например, марки шарикоподшипниковых сталей начинаются с буквы "Ш", автоматные – с буквы "А".

12.2. Легированные цементуемые (нитроцементуемые) стали

К легированным конструкционным сталям, упрочняемым в поверхностном слое цементацией и нитроцементацией относятся низкоуглеродистые стали, содержащие до 0,2 % С по массе. В табл. 12.1 приведена массовая доля элементов сталей этой группы.

В равновесном состоянии они имеют феррито-перлитную структуру. На рис. 12.1, а представлена схема микроструктуры стали 15Х после отжига.

Растворение хрома в феррите происходит путем замещения в решетке атомов железа атомами Cr, что вызывает изменение параметров кристаллической решетки феррита, его свойств и свойств стали в целом. Так добавление 1 % Cr приводит к увеличению пластичности и ударной

вязкости стали и небольшому росту прочности. Сталь 15X после отжига имеет низкую твердость, хорошо обрабатывается резанием.

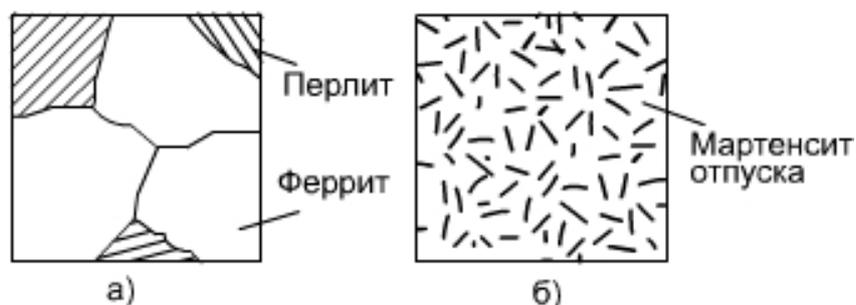


Рис.12.1. Схема микроструктуры стали 15X:
а) после отжига; б) после закалки и низкого отпуска

Готовую деталь подвергают упрочняющей химико-термической обработке – цементации или нитроцементации и последующей закалке и низкому отпуску. При этом, поскольку легирование способствует повышению прокаливаемости стали при закалке, сердцевина детали будет несколько упрочнена. Получаем структуру мартенсита отпущенного (рис. 12.1, б). Твердость поверхности детали после такой обработки будет 60 HRC, а сердцевины – 15–20 HRC.

В исходном отожженном состоянии свойства сталей этой группы практически одинаковы: $\sigma_B = 500\text{--}600$ МПа; $\sigma_{0,2} = 350\text{--}450$ МПа; $\delta = 30\%$; $\Psi = 60\%$. Поэтому основным критерием выбора марки стали для изготовления детали служит критический диаметр, определяющий размер сечения изделия, прокаливающегося насквозь.

После закалки и низкого отпуска прочность стали повышается, пластичность снижается незначительно. У стали 15X: $\sigma_B = 750$ МПа; $\sigma_{0,2} = 650$ МПа; $\delta = 15\%$; $\Psi = 55\%$ – после закалки в масло и отпуска при 200 °С.

12.3. Улучшаемые легированные стали

Улучшаемые (среднеуглеродистые) стали содержат 0,3–0,5 % С и до 5 % различных легирующих элементов.

Стали этой группы подвергают обычно улучшению – закалке в масле и высокому отпуску (500–600 °С).

На рис. 12.2 представлена схема микроструктуры стали 40Х, после отжига и после улучшения.

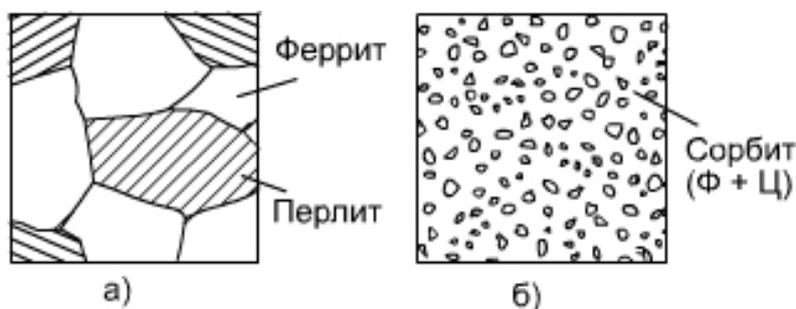


Рис. 12.2. Схема микроструктуры стали 40Х:
а) после отжига; б) после закалки и высокого отпуска

Основным параметром, по которому выбирается марка улучшаемой стали, является прокаливаемость (критический диаметр), так как механические свойства в случае прокаливаемости у сталей разных марок этой группы отличаются незначительно. У стали 40Х $\sigma_B = 980 \text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 785 \text{ МПа}$; $\delta = 10 \%$; $\Psi = 45 \%$; $KCU = 59 \text{ Дж/см}^2$ – после закалки в масло и отпуска при 500 °С.

В табл. 12.2 приведены массовые доли элементов некоторых легированных улучшаемых сталей, критические диаметры и порог хладноломкости.

12.4. Содержание отчета

1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Схема микроструктур исследуемых сталей с указанием структурных составляющих.
4. Химический состав заданных сталей, их механические свойства, термическая обработка и применение.
5. Выводы.

Контрольные вопросы для самопроверки

1. Как классифицируют конструкционные легированные стали?
2. Какие требования по механическим и технологическим свойствам предъявляют к конструкционным сталям?
3. Каким образом маркируют легированные стали?
4. Как влияют легирующие элементы на прокаливаемость сталей?
5. Какое количество углерода содержат цементуемые легированные конструкционные стали?
6. Какую микроструктуру они имеют?
7. Какие изменения происходят при легировании феррита?
8. Какой термической обработке подвергают цементуемые стали после цементации?
9. Как изменяются механические свойства в процессе термической обработки?
10. Что такое улучшение?
11. Какие легированные стали подвергают улучшению?
12. Какую микроструктуру имеют улучшаемые стали?

Таблица 12.1

Массовая доля элементов (%) в легированных цементируемых сталях

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	Ni	Другие
15X	0,12-0,18	0,17-0,37	0,40-0,70	0,70-1,00	не более 0,30	-
20X	0,17-0,23	0,17-0,37	0,50-0,80	0,70-1,00	0,30	-
15XM	0,11-0,18	0,17-0,37	0,40-0,70	0,80-1,10	0,30	Mo - 0,4-0,55
18XГТ	0,17-0,23	0,17-0,37	0,80-1,10	1,00-1,30	0,30	Ti - 0,03-0,09

Таблица 12.2

Массовая доля элементов (%) и свойства улучшаемых легированных сталей

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Критический диаметр D_k (охл. в масле), мм	Порог хладноломкости t_{50} , °C
40X	0,36-0,44	0,17-0,37	0,5-0,8	0,8-1,1	0,3	0,035	0,035	27	-50
30XГСА	0,28-0,34	0,90-1,20	0,8-1,1	0,8-1,1	0,3	0,025	0,025	40	-20
40XH	0,36-0,44	0,17-0,37	0,5-0,8	0,45-0,75	1,0-1,4	0,035	0,035	35	-70

13. МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Цель работы

Получить практический навык микроанализа основных групп медных сплавов – латуней и бронз. Изучить их микроструктуру, свойства, маркировку и область применения.

Приборы и материалы

Микроскоп металлографический. Коллекция микрошлифов однофазных и двухфазных латуней и бронз.

13.1. Основные положения

13.1.1. Медь

Медь – это пластичный металл светло-розового цвета, плавится при 1083 °С, имеет плотность 8,96 г/см³ обладает гранцентрированной кубической решеткой. Отличительная особенность меди – ее малое электросопротивление, высокая теплопроводность, хорошая коррозионная стойкость во многих естественных средах (атмосфера, земля, морская и пресная вода). Последнее свойство объясняется как химической стойкостью самой меди (по электрохимическому потенциалу медь положительнее водорода), так и устойчивостью образующихся продуктов коррозии.

Предел прочности меди в отожженном состоянии составляет $\sigma_b = 250$ МПа, относительное удлинение $\delta = 50$ %, относительное сужение $\psi = 75$ %. Для упрочнения меди используется наклеп. Путем наклепа можно довести σ_b до 450 МПа, но при этом пластичность понижается.

Примеси оказывают существенное влияние на механические, технологические и физические свойства меди. Растворимые примеси

(Al, Sn, Zn и др.) повышают механические свойства, но значительно снижают электро- и теплопроводность. Нерастворимые примеси (Pb, Bi) образуют легкоплавкие эвтектики, которые затрудняют горячую обработку давлением из-за горячеломкости. Примеси (S, O) образуют тугоплавкие эвтектики, которые располагаются по границам зерен, что приводит к появлению хрупкости меди. Микроструктура литой меди полиэдрическая, зернистая (рис. 13.1, а). Микроструктура холоднодеформированной меди, подвергнутой последующему рекристаллизационному отжигу, такая же, но с наличием двойников (рис. 13.1, б).

Химический состав меди и свойства нормированы ГОСТ 859–2001. Медь поставляют в мягком (отожженном) и твердом состоянии. Она применяется для изготовления сплавов на медной основе, токопроводящих деталей, фольги и т.п. (табл. 13.1).

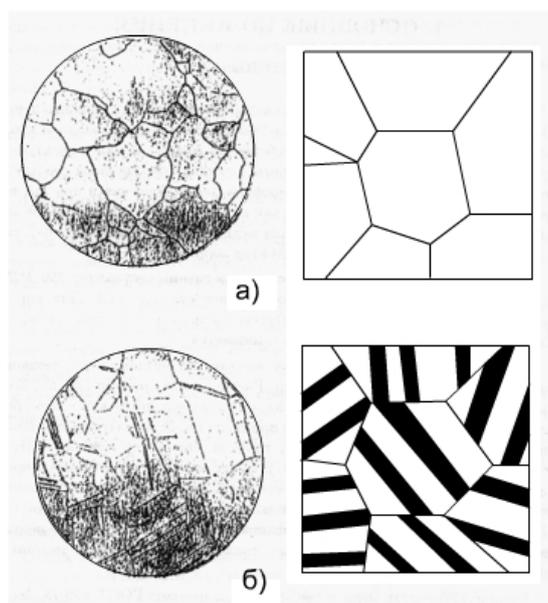


Рис. 13.1. Микроструктура меди (справа – схематическое изображение):
а) литая; б) после деформации и отжига

13.1.2. Латунь

Латуни представляют собой двойные или многокомпонентные медные сплавы, в которых цинк является основным легирующим

компонентом. Цинк способен растворяться в меди в твердом состоянии до 39 % (рис. 13.2, а).

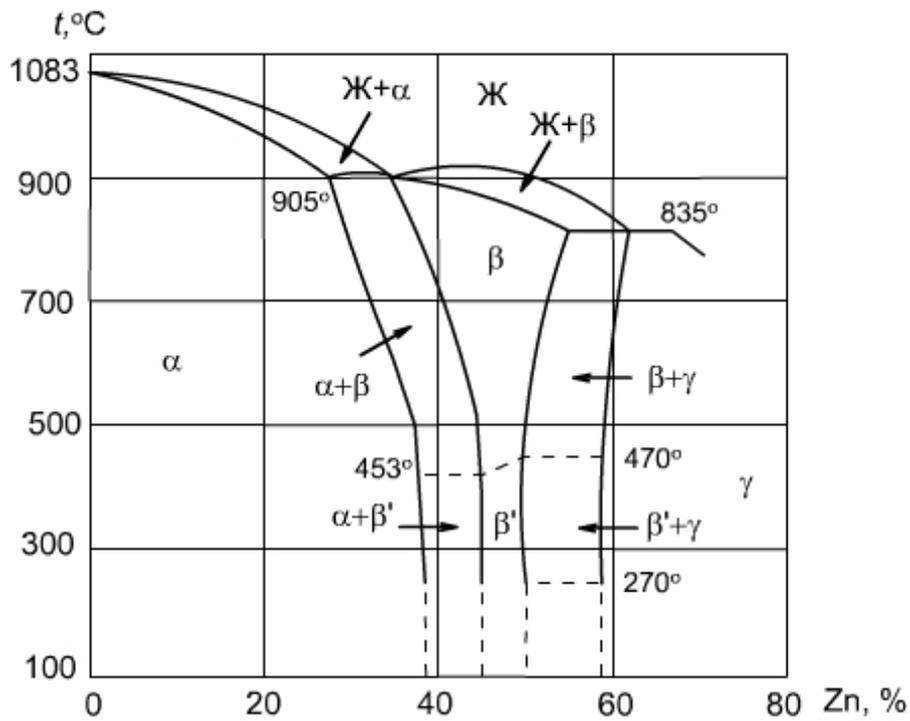


Рис. 13.2, а. Диаграмма состояния медь – цинк

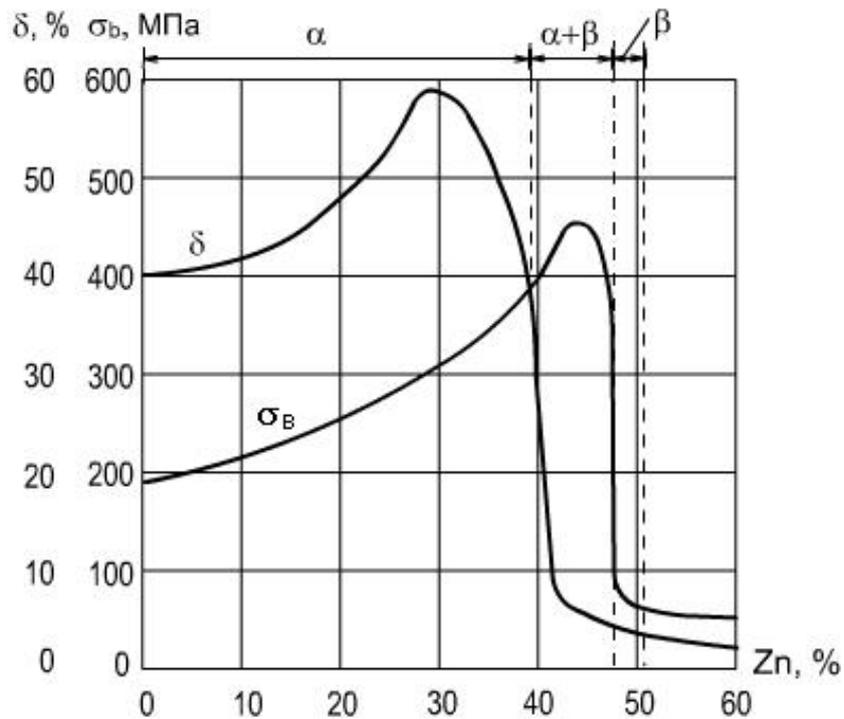


Рис. 13.2, б. График изменения механических свойств латуней, в зависимости от содержания цинка:

δ – относительной удлинение; σ_B – предел прочности

Твердый раствор Zn в Cu имеет кристаллическую решетку меди и называется α -фазой. При содержании цинка, превышающем 39 %, наряду с α -фазой образуется β -фаза, представляющая собой твердый раствор на базе химического соединения CuZn.

Количество β -фазы зависит от того, насколько содержание цинка превышает его предел растворимости в меди (39 %). Поэтому латуни, содержащие цинк до 39 %, имеют структуру, состоящую из зерен α -фазы и называются однофазными. Латуни с содержанием цинка более, 39 %, но менее 46 % имеют структуру, состоящую из зерен α - и β -фазы и относятся к двухфазным.

Микроструктура литой однофазной латуни имеет дендритное строение (рис. 13.3, а). Эта же латунь после холодной обработки давлением и рекристаллизационного отжига, имеет зернистую структуру с наличием двойников (рис. 13.3, б).

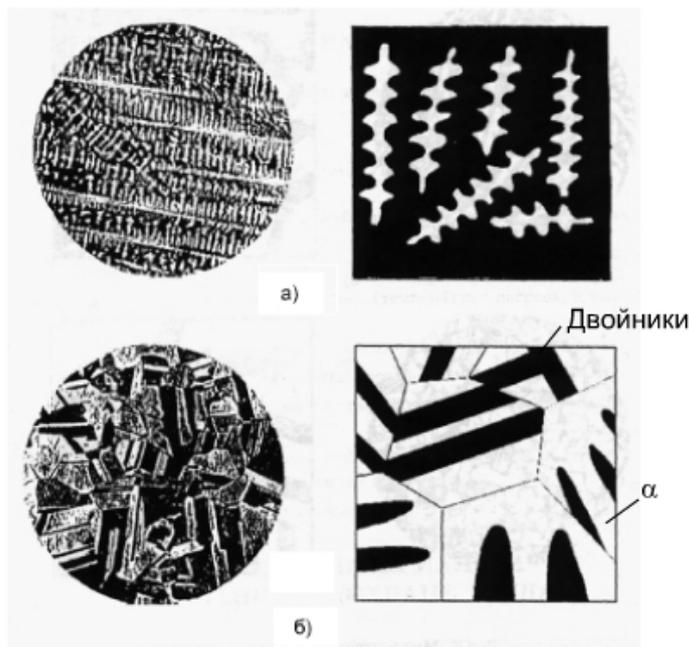


Рис. 13.3. Микроструктура однофазной латуни (справа – схематическое изображение): а) литая; б) после деформации и отжига

Микроструктура литой двухфазной ($\alpha+\beta$)-латуни состоит из светлых зерен α -фазы и темных зерен β -фазы. В деформированной и отожженной ($\alpha+\beta$)-латуни на зернах α -фазы имеются ее двойники (рис. 13.4).

Таким образом, латуни, содержащие от 39 до 46 % Zn, имеют двухфазную структуру ($\alpha+\beta$) и обладают низкой пластичностью, поэтому они хорошо обрабатываются давлением лишь в горячем состоянии, в отличие от α -латуни, которая хорошо обрабатывается в холодном состоянии.

По технологическому признаку латуни подразделяют на литейные и обрабатываемые давлением. Физические и механические свойства латуней, обрабатываемых давлением, нормируются ГОСТ 15527–2004. Двойные латуни маркируются буквой "Л" и числом, характеризующим среднее содержание меди в сплаве (табл. 13.2).

Для повышения прочности, коррозионной стойкости и некоторых специальных свойств разработаны специальные многокомпонентные латуни. Состав сложных латуней отражается в ее марке, где большие буквы А, Н, Мц, К, О, Ж обозначают соответственно алюминий, никель, марганец, кремний, олово, железо, а цифры, следующие после содержания меди, показывают процентное содержание данного металла в сплаве. Олово существенно снижает обесцинкование латуней при работе в пресной и морской воде, поэтому оловянные латуни иногда называют "морскими" (ЛО90-1, ЛО62-1).

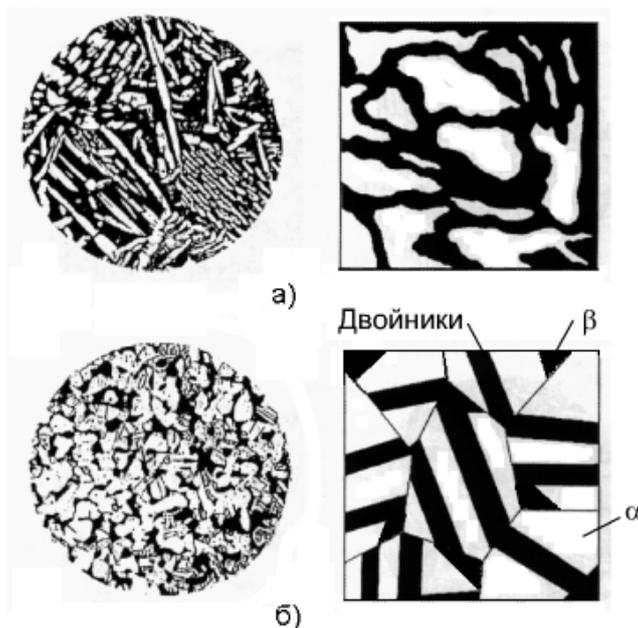


Рис. 13.4. Микроструктура двухфазной латуни (справа – схематическое изображение): а) литая; б) после деформации и отжига

Марганец улучшает стойкость латуней в морской атмосфере (ЛМц58-2). Кремний резко упрочняет латуни, также повышает коррозионную стойкость (ЛК62-0,5). Более сложные по составу латуни содержат совместно алюминий (до 2 %), железо, никель, марганец, кремний (по 1–3 %). Отличительная особенность этих сплавов еще более высокая прочность и стойкость в различных средах. К этой группе сплавов относится латунь ЛЖМц59-1-1.

Для улучшения обработки резанием (точение, сверление и пр.) в некоторые двойные латуни вводят свинец (ЛС59-1). Он не растворяется в меди и в структуре распределен в виде отдельных включений. При обработке резанием латуни, в структуре которой имеются мелкие равномерно распределенные включения свинца, получается сыпучая, а не витая стружка. Это не только облегчает процесс обработки резанием, но и позволяет получать чистую без заусенцев обработанную поверхность.

В табл. 13.3 приведены примеры специальных латуней, обрабатываемых давлением, а в табл. 13.4 их фазовый состав. Они широко применяются в судостроении в качестве антифрикционных материалов и для деталей судовой арматуры.

Литейные латуни нормируются по ГОСТ 17711–93, они содержат те же элементы, что и латуни, обрабатываемые давлением, от последних литейные латуни отличает, как правило, большее легирование цинком и другими металлами. Вследствие малого интервала кристаллизации литейные латуни обладают хорошими литейными характеристиками. В марке литейной латуни указывается содержание цинка. Например: ЛЦ40С – литейная латунь, содержащая 40 % Zn и 1 % Pb. В табл. 13.5 указаны состав и область применения сплавов этой группы.

13.1.3. Бронзы

Бронзами называют сплавы меди, в которых цинк и никель не являются основными легирующими элементами.

Название бронзам дают по названию основного легирующего элемента, например, оловянная, алюминиевая и т.п. Отдельные бронзы в

качестве легирующего компонента содержат цинк, но он не является основным. Но фазовому составу бронзы делят на однофазные и двухфазные. Однофазные бронзы состоят из зерен твердого раствора легирующих элементов в меди, называемого α -фазой. По технологическому признаку бронзы, как и латуни, делят на две группы: литейные и деформируемые. Литая однофазная бронза имеет структуру неоднородного твердого раствора, т.е. дендритную структуру. Дендриты любого сплава всегда обогащены более тугоплавким компонентом, а междендритные объемы – более легкоплавким. Схемы микроструктуры литой и деформированной однофазных бронз аналогичны соответствующим схемам латуни (рис. 13.3). В двухфазных бронзах наряду с α -фазой присутствуют кристаллы более твердого химического соединения той или иной природы, которые могут присутствовать в структуре либо в виде отдельных кристаллов, либо являться составной частью эвтектоида. Например, микроструктура литой двухфазной бронзы БрА10 состоит из следующих структурных составляющих – светлых участков α -фазы (это твердый раствор алюминия в меди) и темных участков эвтектидной смеси α -фазы и химического соединения γ ($\text{Cu}_{32}\text{Al}_9$) (рис. 13.5).

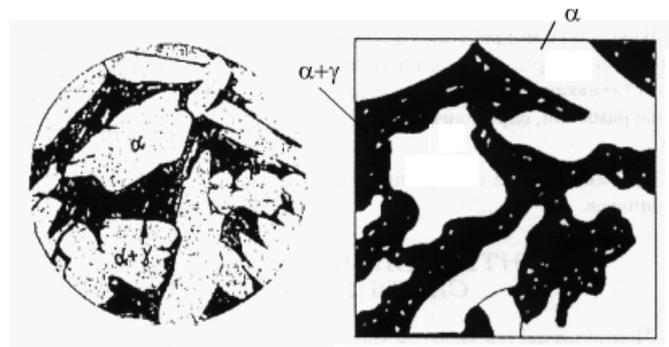


Рис. 13.5. Микроструктура литой двухфазной бронзы
(справа – схематическое изображение)

Алюминиевые бронзы содержат обычно добавки марганца, железа, никеля, свинца. Марганец улучшает коррозионную стойкость, никель и железо – прочностные свойства, свинец – антифрикционные свойства и обрабатываемость резанием алюминиевых бронз.

Оловянные бронзы – это сплавы меди с оловом, которые могут содержать, добавки фосфора, свинца, цинка, никеля и других легирующих элементов. Обладая достаточной прочностью, они имеют высокую коррозионную стойкость (особенно в морской воде), хорошие антифрикционные свойства (низкий коэффициент трения, высокое сопротивление износу). Небольшие добавки фосфора (0,1–0,4 %) в оловянные бронзы вводят с целью их раскисления. Добавки цинка улучшают литейные свойства (вследствие уменьшения интервала кристаллизации), а добавки свинца – антифрикционные свойства.

Помимо оловянных и алюминиевых бронз в судовых механизмах применяются кремнистые и бериллиевые бронзы. Последние близки к алюминиевым бронзам по значению свойств и технологическим характеристикам.

Согласно ГОСТ 5017–74 и ГОСТ 18175–78 все марки деформируемых бронз начинаются с "Бр" – бронза, затем буквами указываются все легирующие элементы сплава, а далее содержание этих элементов в той последовательности, в которой расположены буквы, остаток – медь. В табл. 13.6 указаны области применения бронз, обрабатываемых давлением.

Большинство литейных оловянных бронз применяется для изготовления ответственных отливок. Отливки из алюминиевых бронз обычно получают литьем в кокиль или песчаные формы. Особенность маркировки литейных бронз (ГОСТ 613–79, ГОСТ 493–79) в отличие от деформируемых в том, что содержание легирующих элементов указывается сразу после букв, обозначающих эти элементы (табл. 13.7).

13.2. Содержание отчета

1. Название
2. Цель работы.
3. График изменения механических свойств латуней (рис. 13.2, б).
4. Схемы микроструктуры заданных латуней. Их химический состав, механические свойства, применение.
5. Схемы микроструктуры заданных бронз в литом состоянии.

Их химический состав и применение.

6. Выводы.

Контрольные вопросы для самопроверки

1. Чем объясняется хорошая коррозионная стойкость меди в естественных средах?
2. Каким образом упрочняют медь?
3. Какие примеси практически не растворяются в меди?
4. Медь какой марки (М0 или М3) имеет больше примесей?
5. Что такое латунь?
6. Как влияет цинк на свойства однофазных латуней?
7. Какие латуни называются однофазными?
8. Чем отличаются технологические свойства однофазных и двухфазных латуней?
9. В каком состоянии латунь или бронза имеет дендритное строение?
10. Как маркируют деформируемые и литейные латуни?
11. Какие латуни относят к многокомпонентным, специальным?
12. Какие латуни называют "морскими"?
13. Что такое бронза?
14. Дайте характеристику свойств оловянных бронз.
15. Есть ли отличие в маркировке литейных и деформируемых бронз?
16. Как классифицируют бронзы по фазовому составу?
17. Как классифицируют бронзы по химическому составу?
18. Как классифицируют бронзы по технологическому признаку?
19. Где применяются бронзы?
20. Где применяются латуни?
21. Какой сплав прочнее (Л90 или Л80)?

Таблица 13.1

Медь, применяемая в судостроении:
марки, назначение (ГОСТ 859–2001)

Марка металла	Содержание меди, %, не менее	Примеры применения
М0	99,93	Для изготовления сплавов на медной основе, применяемых для фасонного литья слитков, обрабатываемых давлением
М1	99,90	
М3	99,5	Для изготовления прокладок, работающих в средах дизельного топлива, пара и др. до 400 °С
МЗр	99,5	Для производства труб для трубопроводов морской воды, в том числе паропроводов отработавшего пара при температуре до 250 °С

Таблица 13.2

Двойные деформируемые латуни, применяемые в судостроении:
марки, назначение (ГОСТ 15527–2004)

Марка сплава	Наименование сплава	Медь, %	Примеры применения	Фазовый состав
Л96	Томпак	96	Ножи рубильников	α
Л90	Томпак	90	Фланцы трубопроводов морской воды	α
Л70	Латунь	70	Трубы теплообменных аппаратов в средах	α
Л60	Латунь	60	Детали теплообменных аппаратов	α+β

Таблица 13.3

Деформируемые латуни (ГОСТ 15527–2004)

Марка сплава	Наименование сплава	Содержание добавок	Примеры применения
ЛО70-1 ЛО62-1	Латунь оловянная	29% Zn; 1 % Sn 37% Zn; 1 % Sn	Трубы теплообменных аппаратов, работающих на морской воде
ЛЖМц59-1-1	Латунь железомарганцевая	39 % Zn; 1 % Mn; 1 % Fe	Детали арматуры, работающие при температуре 250 °С
ЛС59-1	Латунь свинцовая	40% Zn 1 % Pb	Детали иллюминаторов, детали, работающие на трение

Таблица 13.4

Фазовый состав латуней

Марка сплава	Содержание цинка	Фазовый состав
ЛА77-2	21	α
ЛАЖ60-1-1	38	$\alpha + \beta + \gamma$ (Fe)
ЛАН59-3-2	36	$\alpha + \beta$
ЛО60-1	39	$\alpha + \beta$
ЛС59-1	40	$\alpha + \beta + Pb$
ЛЖС58-1-1	40	$\alpha + \beta + Pb + \gamma$ (Fe)

Таблица 13.5

Литейные латуни ГОСТ 17711–93

Марка сплава	Содержание добавок	Область применения
ЛЦ40Мц3Ж	40 % Zn; 3 % Mn; 1 % Fe	Гребные винты
ЛЦ16К4	16 % Zn; 4 % Si	Детали, работающие в морской воде, при протекторной защите
ЛЦ38Мц2С2	38 % Zn; 2 % Mn; 2 % Pb	Антифрикционные детали

Таблица 13.6

Примеры применения бронз, обрабатываемых давлением

Марка сплава	Примеры применения
Бронзы оловянные (ГОСТ 5017–74)	
БрОЦ4-3	Пружины, омываемые морской водой
БрОФ6,5-0,15	Особо ответственные пружинные контакты
БрОФ7-0,2	Детали, работающие на трение
Бронзы безоловянные (ГОСТ 18175–78)	
БрАЖ9-4	Детали арматуры (до 250 °С), работающие в масле, пресной воде; детали, работающие на трение
БрАМц9-2	Детали арматуры (до 250 °С), работающие в масле, морской воде
БрАЖМц10-3-1,5	Игольчатые клапаны, втулки сальников (до 250 °С), пресная вода, масло, жидкое топливо
БрКМц3-1	Пружины цилиндрические (до 200 °С), пресная и морская вода
БрБ2	Судовое машиностроение: мембраны, детали часовых механизмов

Таблица 13.7

Химический состав и применение литейных бронз
(ГОСТ 613–79, ГОСТ 493–79)

Марка сплава	Содержание добавок, %								Примеры применения
	Sn	Pb	Zn	Al	Mn	Fe	Ni	P	
Бр010Ц2	10	–	2	–	–	–	–	–	Арматура, антифрикционные детали
Бр08Ц4	8	–	4	–	–	–	–	–	Арматура, насосы, работающие в морской воде
Бр05Ц5С5	5	5	5	–	–	–	–	–	Арматура, антифрикционные детали
Бр010Ф1	10	–	–	–	–	–	–	1	Узлы трения арматуры, высоконагруженные детали шнековых приводов
БрА9Мц2Л	–	–	–	9	2	–	–	–	Антифрикционные детали, детали арматуры, работающие в пресной воде, в жидком топливе и в паре при температуре до 250°C
БрА10Мц2Л	–	–	–	10	2	–	–	–	
БрА9Ж3Л	–	–	–	9	–	3	–	–	Арматура, антифрикционные детали
БрА9Ж4Н4Мц1	–	–	–	9	1	4	4	–	Арматура для морской воды

14. МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Цель работы

Изучить микроструктуру литых и деформируемых алюминиевых сплавов. Научиться самостоятельно проводить микроанализ этих материалов.

Приборы и материалы

Металлографические микроскопы, коллекция микрошлифов алюминиевых сплавов.

14.1. Основные положения

14.1.1. Алюминий

Среди металлов алюминий по распространенности в природе занимает первое место, по практическому использованию – второе (после железа). Алюминий – химический элемент, находящийся в третьей группе периодической системы Д.И. Менделеева. Атомный номер алюминия 13, атомная масса 26,98, температура плавления 660 °С, плотность 2,7 г/см³, полиморфных превращений не имеет, обладает решеткой гранецентрированного куба с периодом $a = 0,4041$ нм.

Алюминий отличается от других металлов малой плотностью, высокими пластическими и коррозионностойкими свойствами, высокими тепло- и электропроводимостью, а также отражательной способностью.

Благодаря таким свойствам алюминий находит применение почти во всех отраслях промышленности – авиационной, строительной, химической и т.д.

В зависимости от содержания примесей алюминий разделяют на сорта: технический, высокой чистоты и особой чистоты.

В таблице 14.1 приведены некоторые марки, химический состав алюминия деформируемого (ГОСТ 4784–97), предназначенного для производства полуфабрикатов методом горячей или холодной деформации. На алюминий первичный, поставляемый в форме чушек, слитков распространяется стандарт ГОСТ 11069–2001, примеры обозначения марок которого приведены в таблице 14.2. Постоянные примеси алюминия – Fe, Si, Cu, Zn, Ti, они ухудшают все его свойства. Механические свойства алюминия зависят от его чистоты и состояния. Увеличение содержания примесей и пластическая деформация повышают прочность и твердость алюминия (табл. 14.3).

Алюминий характеризуется высокими технологическими свойствами. Из него могут быть изготовлены любые полуфабрикаты различных габаритов. Благодаря высокой пластичности полуфабрикаты из алюминия легко можно подвергать деформации без существенных нагревов. Сварка может осуществляться практически всеми методами, включая сварку плавлением. Обрабатываемость резанием вследствие высокой вязкости у алюминия плохая.

Он используется в электротехнической промышленности и теплообменниках. Высокая отражательная способность алюминия используется для производства зеркал, мощных рефлекторов. Алюминий практически не взаимодействует с азотной кислотой, органическими кислотами и пищевыми продуктами. Из него изготавливается тара для транспортировки пищевых продуктов, домашняя утварь. Листовой алюминий широко применяется как упаковочный материал. Значительно выросло применение алюминия в строительстве и на транспорте.

14.1.2. Классификация алюминиевых сплавов

В зависимости от способа производства промышленные алюминиевые сплавы делятся на спеченные, литейные и деформируемые (рис. 14.1).

Литейные сплавы претерпевают эвтектическое превращение, а деформируемые – нет. Последние в свою очередь бывают термически

неупрочняемыми (сплавы, в которых нет фазовых превращений в твердом состоянии) и термически упрочняемыми (сплавы, упрочняемые закалкой и старением).

Алюминиевые сплавы обычно легируют Cu, Mg, Si, Mn, Zn, реже Li, Ni, Ti.

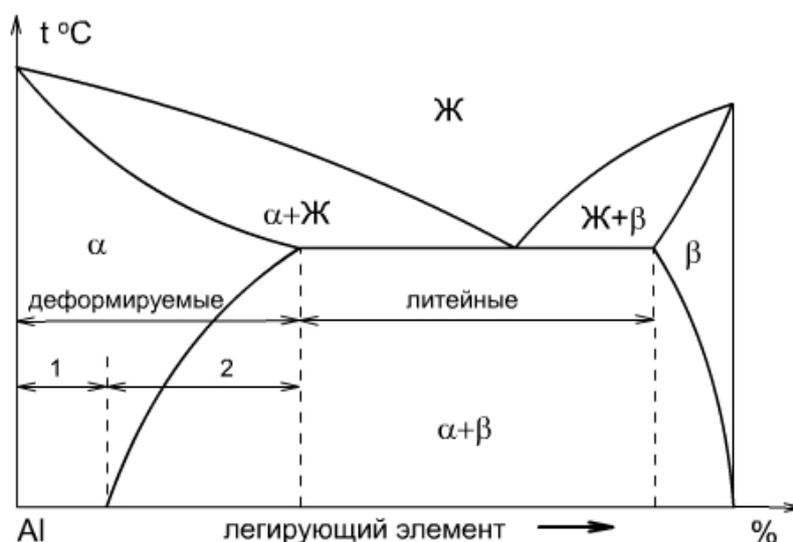


Рис. 14.1. Диаграмма состояний “алюминий – легирующий элемент”:

1 – деформируемые, термически неупрочняемые сплавы;

2 – деформируемые, термически упрочняемые сплавы

14.1.3. Деформируемые алюминиевые сплавы, неупрочняемые термической обработкой

В эту группу сплавов входят технический алюминий и термически неупрочняемые свариваемые коррозионностойкие сплавы алюминия с марганцем и магнием (ГОСТ 4784–97).

Сплавы АМц относятся к системе Al – Mn (рис. 14.2). Структура сплава АМц состоит из α-твердого раствора марганца в алюминии и вторичных выделений фазы $MnAl_6$ (рис. 14.3). В присутствии железа вместо $MnAl_6$ образуется сложная фаза $(MnFe)Al_6$, практически нерастворимая в алюминии, поэтому сплав АМц не упрочняется термической обработкой.

В состав данных сплавов входят 1–1,5 % Mn и 0,20 % Cu; медь добавляют в целях уменьшения питтинговой коррозии.

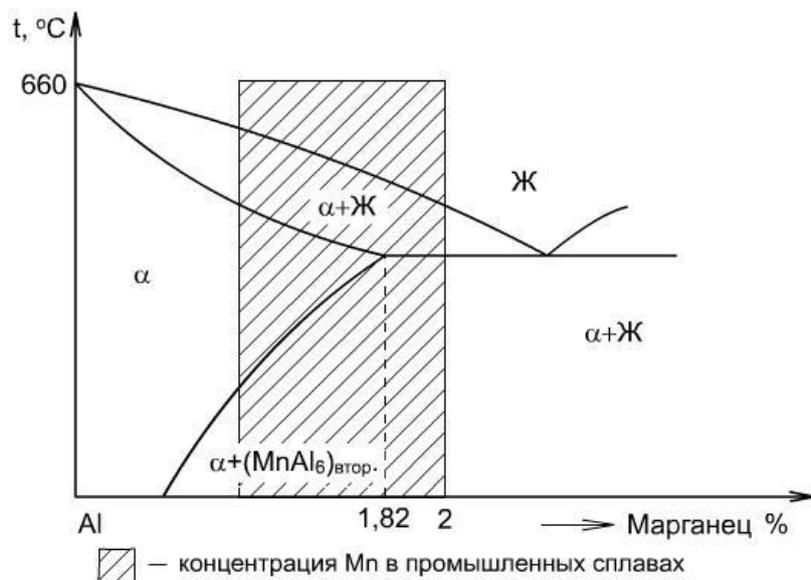


Рис. 14.2. Диаграмма состояния “алюминий – марганец”

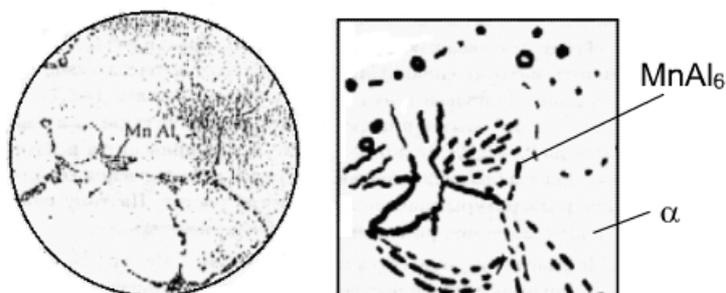


Рис. 14.3. Микроструктура сплава АМц

Допускается до 0,7 % Fe и 0,6 % Si, что приводит к некоторому упрочнению сплавов без существенной потери сопротивления коррозии.

При понижении температуры прочность быстро растет. Поэтому сплавы этой группы нашли широкое применение в криогенной технике.

Сплавы АМг (магналий) относятся к системе Al – Mg (рис. 14.4). Магний образует с алюминием α -твердый раствор, и в области концентраций от 1,4 до 17,4 % Mg происходит выделение вторичной β -фазы (MgAl), но сплавы содержащие до 7 % Mg, дают очень незначительное упрочнение при термической обработке, поэтому их упрочняют пластической деформацией – нагартовкой.

Сплавы систем Al – Mn и Al – Mg используются в отожженном, нагартованном и полунагартованном состояниях. В промышленных

сплавах магний содержится в пределах от 0,5 до 12–13 %, сплавы с низким содержанием магния обладают наилучшей способностью к формообразованию, сплавы с высоким содержанием магния имеют хорошие литейные свойства (табл. 14.5).

На судах из сплавов этой группы изготовлены спасательные боты, шлюпбалки, забортные трапы, дельные вещи и т.п.

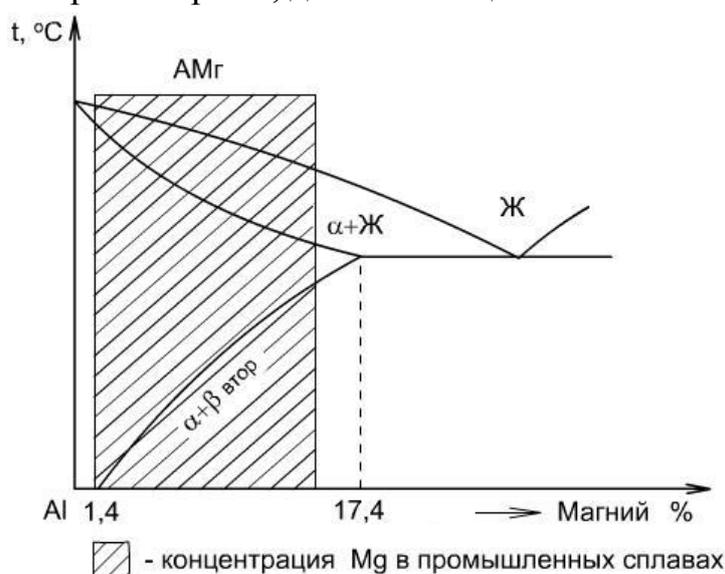


Рис. 14.4. Диаграмма состояния “алюминий – магний”

14.1.4. Деформируемые алюминиевые сплавы, упрочняемые термической обработкой

К этой группе сплавов относятся сплавы высокой и нормальной прочности. Составы некоторых деформируемых термически упрочняемых сплавов приведены в табл. 14.6 (ГОСТ 4784–97). Типичными деформируемыми алюминиевыми сплавами являются дуралюмины (маркируют буквой "Д") – сплавы системы Al – Cu – Mg. Очень упрощенно процессы, проходящие при упрочняющей термической обработке дуралюмина можно рассмотреть, используя диаграмму Al – Cu (рис.14.5).

При закалке, которая заключается в нагреве сплава выше линии переменной растворимости, выдержке при этой температуре и быстрым охлаждении, фиксируется структура пересыщенного α -твердого раствора (светлый фон на рис. 14.6, а) и нерастворимых включений железистых и марганцовистых соединений (темные включения).

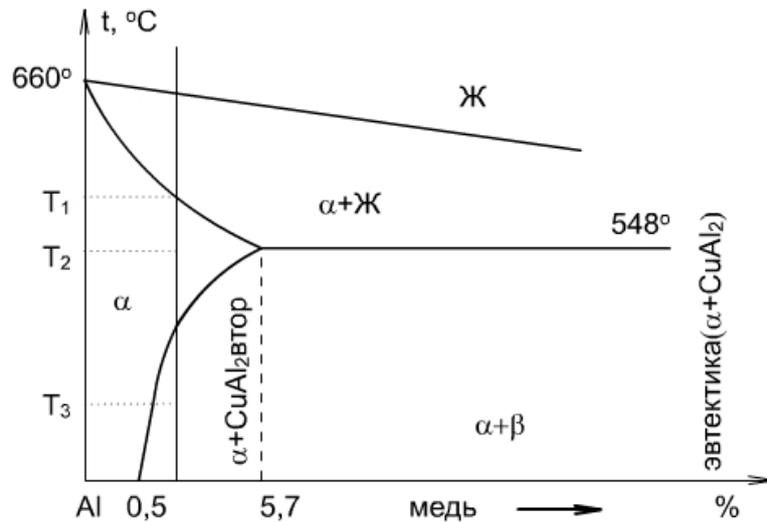


Рис. 14.5. Фрагмент диаграммы состояния “алюминий – медь”:

T_1 – температура оплавления; T_2 – температура закалки;

T_3 – температура искусственного старения

Сплав в свежезакаленном состоянии имеет небольшую прочность $\sigma_B = 30 \text{ кгс/мм}^2$ (300 МПа); $\delta = 18 \%$; твердость 75 НВ.

Пересыщенный твердый раствор неустойчив. Наивысшая прочность достигается при последующем старении закаленного сплава. Искусственное старение заключается в выдержке при температуре 150–180 °С.

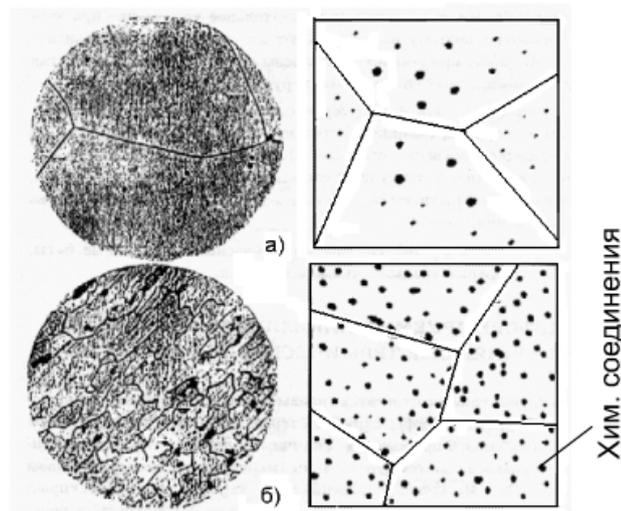


Рис. 14.6. Микроструктура дюралюмина после:

- а) закалки в воде с температуры T_2 ; б) закалки и искусственного старения при T_3
(справа – схематическое изображение)

При этом из пересыщенного α -твердого раствора выделяются упрочняющие фазы CuAl_2 , CuMgAl_2 , и др.

Микроструктура состаренного сплава представлена на рис. 14.6, б. Она состоит из твердого раствора и включений различных вышеперечисленных фаз.

14.1.5. Литейные алюминиевые сплавы

Действующий в настоящее время стандарт на алюминиевые литейные сплавы (ГОСТ 1583–89) предусматривает их деление на 5 групп:

I – сплавы на основе системы Al – Si – Mg

II – сплавы на основе системы Al – Si – Cu

III – сплавы на основе системы Al – Cu

IV – сплавы на основе системы Al – Mg

V – сплавы на основе системы Al – прочие компоненты.

В табл. 14.7 приведены некоторые марки литейных алюминиевых сплавов и их химический состав.

Характерным представителем алюминиевых литейных сплавов являются силумины – это сплавы алюминия с кремнием, обычно содержащие 10–13 % Si, например сплав АК12. Диаграмма Al – Si представлена на рис. 14.7.

Микроструктура литых доэвтектических силуминов состоит из светлых дендритов α -твердого раствора кремния в алюминии и двойной эвтектики (α +Si) игольчатого типа, рис. 14.8, в (т.к. растворимость Al в Si при комнатной температуре составляет 0,05 % , допустимо считать, что в структуре сплавов при низких температурах присутствует не β -твердый раствор, а кремний).

Микроструктура сплава эвтектического состава состоит из эвтектики (α +Si). При обычном способе литья эта эвтектика имеет грубое строение (рис. 14.8, б). Кремний в ней находится в виде грубых игл.

В силуминах заэвтектического состава первично кристаллизуются многогранные кристаллы Si светло-серого цвета (рис. 14.8, в).

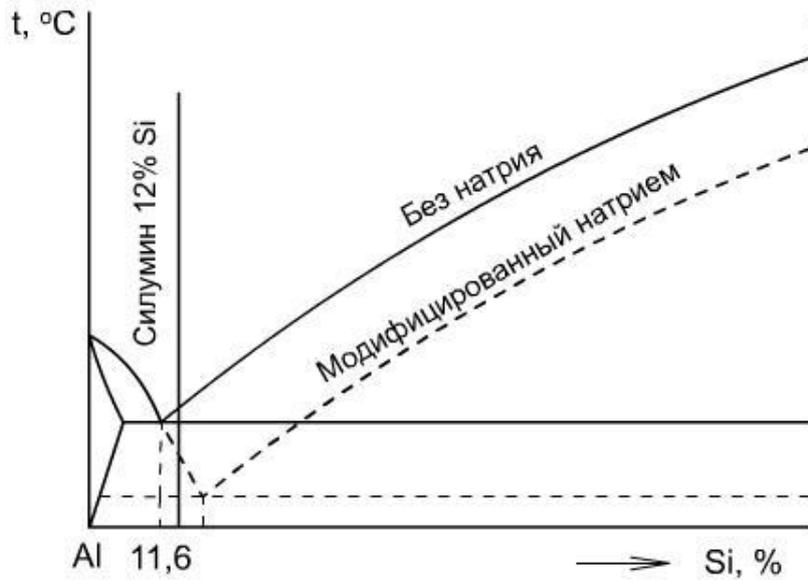


Рис. 14.7. Диаграмма состояния “алюминий – кремний”

Кремний хрупок, поэтому силумины имеют низкие механические свойства ($\sigma_B = 120\text{--}160 \text{ МПа}$, $\delta = 1\text{--}2 \%$). Чтобы избавиться от грубой эвтектики и первичных кристаллов, сплавы модифицируют, т.е. перед разливкой в расплав вводят небольшое количество натрия (0,05–0,08 % к массе сплава) или кальция, бора.

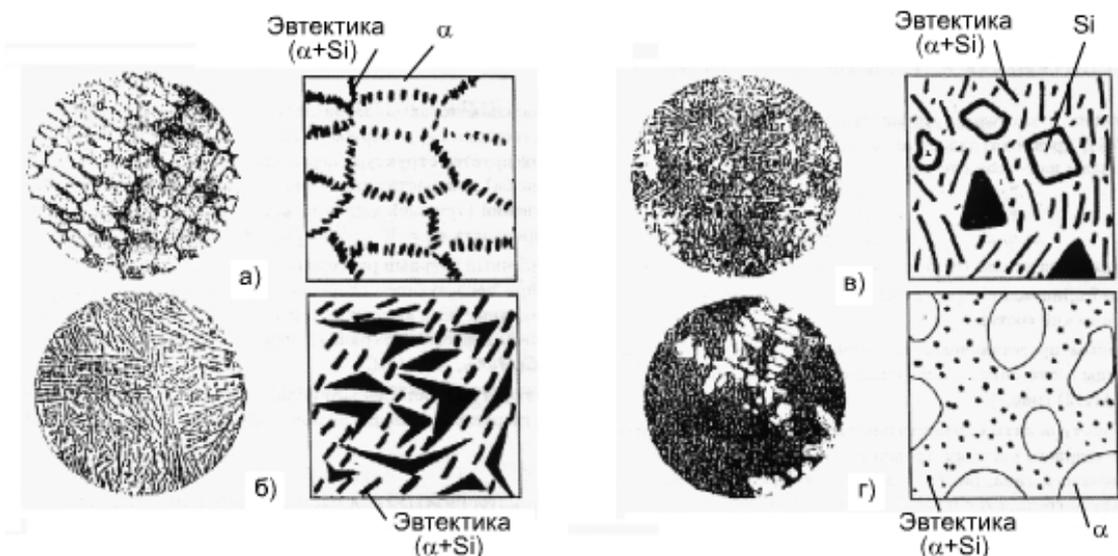


Рис. 14.8. Микроструктура силуминов
(справа – схематическое изображение):

- а) доэвтектический; б) эвтектический; в) заэвтектический;
- г) модифицированный

В результате модифицирования (рис. 14.7 – пунктир) увеличивается концентрация кремния в эвтектике (с 11,7 % до 15 %) и сплавы

переохлаждаются относительно равновесной эвтектической температуры 577 °С. Силумины заэвтектического состава, содержащие 11,7–15 % Si, становятся доэвтектическими, и в их структуре вместо первичных хрупких кристаллов кремния имеются дендриты пластического α -твердого раствора (рис.14.8, г). Переохлаждение приводит к формированию в структуре мелкозернистой эвтектики.

Модифицирование улучшает не только механические свойства силуминов ($\sigma_b = 170\text{--}200 \text{ МПа}$, $\delta = 3\text{--}5 \%$), но и литейные. Модифицированные силумины хорошо свариваются и имеют высокую коррозионную стойкость.

Для повышения прочности двойные силумины легируют магнием, медью и подвергают термической обработке.

По назначению конструкционные литейные алюминиевые сплавы условно делятся на следующие группы:

- 1) сплавы, отличающиеся высокой герметичностью (АК12, АК8);
- 2) высокопрочные жаропрочные сплавы (АМ5, АК5М);
- 3) коррозионно-стойкие сплавы (АМг10; АЦ4Мг).

14.2. Содержание отчета

1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Фрагмент диаграммы состояния Al – Cu (до 10 % Cu).
4. Схема микроструктуры образцов дуралюмина в закаленном и состаренном состояниях.
5. Диаграмма состояния Al – Si – равновесная и после модифицирования (пунктиром).
6. Схема микроструктур образцов силуминов: доэвтектического, эвтектического, заэвтектического и модифицированного.
7. Краткие выводы об особенностях структуры и свойствах исследованных сплавов.

Контрольные вопросы для самопроверки

1. Какими свойствами обладает алюминий?
2. Как маркируют алюминий?
3. Какие постоянные примеси содержит алюминий?
4. Как влияют примеси на свойства алюминия?
5. Где применяется алюминий технической чистоты?
6. Как классифицируют алюминиевые сплавы?
7. Какие компоненты обычно используют для легирования алюминиевых сплавов?
8. Какова структура сплава АМц?
9. Приведите примеры деформируемых, термически неупрочняемых сплавов.
10. Какой упрочняющей термообработке подвергают дуралюмины?
11. Что такое старение?
12. Как маркируют литейные алюминиевые сплавы?
13. Как маркируют деформируемые алюминиевые сплавы?
14. Что такое модифицирование?
15. Какие сплавы называют силуминами?
16. Чем модифицируют силумины?
17. С какой целью модифицируют силумины?
18. Какова структура модифицированного силумина?
19. Какими компонентами легируют силумины?

Таблица 14.1

Алюминий деформируемый (ГОСТ 4784–97)

Обозначение марок	Химический состав, %	
	Алюминий, не менее	Сумма примесей, не более
АД000	99,80	0,20
АД00	99,70	0,30
АД0	99,50	0,50
АД1	99,30	0,70
АД	99,00	1,0

Таблица 14.2

Алюминий первичный (ГОСТ 11069–2001)

Обозначение марок	Химический состав, %	
	Алюминий, не менее	Сумма примесей, не более
Алюминий высокой чистоты		
A995	99,995	0,005
A99	99,99	0,010
A95	99,95	0,05
Алюминий технической чистоты		
A85	99,85	0,15
A8	99,8	0,20
A7	99,7	0,30
A5	99,5	0,50
A0	99,0	1,00

Таблица 14.3

Механические свойства алюминия различной чистоты в отожженном состоянии

Чистота, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	НВ, МПа	δ , %
99,99	22	49	84–112	45,5
99,8	25	61	133	38,5
99,5	28	70	126–175	31,5

Таблица 14.4

Деформируемые алюминиевые сплавы системы Al – Mn и Al – Mg (ГОСТ 4784–97)

Обозначение марок		Химический состав, %			
Буквенное	Цифровое	Al	Cu	Mn	Mg
АМц	1400	Основа	0,2	1,0–1,5	0,2
АМг1	1510	Основа	0,2	0,2	0,5–1,1
АМг3	1530	Основа	0,1	0,3–0,6	3,2–3,8
АМг4	1540	Основа	0,1	0,2–0,7	3,5–4,5
АМг6	1560	Основа	0,1	0,5–0,8	5,8–6,8

Таблица 14.5

Сплавы литейные на основе системы Al – Mg (ГОСТ 1583–89)

Группа сплава	Марка сплава (старое обозначение)	Массовая доля основных компонентов, %					
		Mg	Zr	Be	Ti	Al	
IV Сплавы на основе системы Al – Mg	АМгбл (АЛ23)	6,0–7,0	0,05–0,2	0,02–0,1	0,05–0,15	основа	
	АМг11 (АЛ22)	10,5–13,0	Si 0,8–1,2	0,03–0,07	0,05–0,15	основа	
	АМг7 (АЛ29)	6,0–8,0	Si 0,5–1,0	Mn 0,25–0,6	–	основа	

Таблица 14.6

Состав некоторых деформируемых термически упрочняемых сплавов (ГОСТ 4784–97)

Обозначение марок	Химический состав, %										Название сплава
	Буквенное	Цифровое	Cu	Mg	Mn	Zn	Cr	Fe	Si		
Д1	1110	3,8–4,8	0,4–0,8	0,4–1,0	0,3	0,1	0,7	0,2–0,8	Дуралюмин		
Д16	1160	3,8–4,9	1,2–1,8	0,3–0,9	0,25	0,1	0,5	0,5	Супердуралюмин		
АКД8	1380	3,9–5,0	0,2–0,8	0,4–1,0	0,25	0,1	0,7	0,6–1,2	Ковочный сплав		
В95	1950	1,4–2,0	1,8–2,8	0,2–0,6	5,0–7,0	0,1–0,25	0,5	0,5	Высокопрочный сплав		

Примечание: алюминий – основа сплавов.

Таблица 14.7

Некоторые литейные алюминиевые сплавы (ГОСТ 1583–89)

Группа сплава	Марка сплава	Старая марка сплава	Массовая доля элементов, %					
			Mg	Si	Mn	Cu	Ti	Прочие
I	АК12	АЛ2	–	10–13	–	–	–	–
	АК8л	АЛ34	0,4–0,6	6,5–8,5	–	–	0,1–0,3	Be 0,15–0,4
II	АК5М	АЛ5	0,4–0,6	4,5–5,5	–	1,0–1,5	–	–
	АК8М	АЛ32	0,3–0,5	7,5–9	0,3–0,5	1,0–1,5	0,1–0,3	–
III	АМ5	АЛ19	–	–	0,6–1,0	4,5–5,3	0,15–0,35	–
	АМ4,5Кд	ВАЛ10	–	–	0,35–0,8	4,5–5,1	0,15–0,35	Cd 0,07–0,25
IV	АМг5К	АЛ13	4,5–5,5	0,8–1,3	0,1–0,4	–	–	–
	АМг10	АЛ27	9,5–10,5	Zr 0,05–0,20	–	–	0,05–0,15	Be 0,05–0,15
V	АК7Ц9	АЛ11	0,1–0,3	6,0–8,0				Zn 7,0–12,0
	АЦ4Мг	АЛ24	1,5–2,0	–	0,2–0,5	–	0,1–0,2	Zn 3,5–4,5

Примечание: алюминий – основа сплавов.

15. АНТИФРИКЦИОННЫЕ СПЛАВЫ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ В СУДОВОМ МАШИНОСТРОЕНИИ

Цель работы

Получить навык металлографического анализа антифрикционных сплавов.

Изучить микроструктуру и знать применение антифрикционных сплавов.

Приборы и материалы

Металлографические микроскопы, коллекция микрошлифов антифрикционных сплавов, фотографии микроструктур.

15.1. Основные положения

К антифрикционным относят материалы, которые идут на изготовление различных деталей, работающих в условиях трения скольжения. В судовом машиностроении из этих деталей конструируются кинематические узлы с вращательным или качательным движением. Антифрикционный материал должен обладать низким коэффициентом трения в кинематическом узле, хорошей прирабатываемостью, высокой износостойкостью, малой склонностью к заеданию (схватыванию), способностью обеспечить равномерную смазку, высокой теплопроводностью, а также хорошо сопротивляться усталости. Перечисленные свойства антифрикционного материала должны им обеспечиваться при определенных удельных контактных нагрузках и различных конструктивных решениях узлов трения.

Большое разнообразие конструктивных типов узлов трения, а также условий эксплуатации привело к необходимости создания самых разнообразных антифрикционных материалов. Различают следующие антифрикционные материалы: сплавы на основе олова, свинца (баббиты), меди (бронзы, латуни), железа (чугуны), металлокерамические

(бронзографит, железографит), пластмассы (текстолит, фторопласт-4, древеснослоистые пластики и др.), а также сложные композиции типа "металл – пластмасса".

В табл. 15.1 приведена номенклатура антифрикционных материалов, применяемых в судостроении.

По структурному признаку металлические антифрикционные материалы делят на две группы: первая – материалы с мягкой основой и твердыми включениями и вторая – материалы с твердой основой и мягкими включениями.

В современном судовом машиностроении используются подшипниковые сплавы на основе олова и свинца, сплавы на медной основе: латуни и бронзы. Для обеспечения, указанного выше комплекса, часто противоречивых свойств, могут использоваться сплавы, состоящие из относительно мягкой основы, в которой распределена достаточно твердая вторая фаза.

Назначение твердых кристаллов – осуществлять непосредственный контакт с вращающимся валом, назначение пластичной основы – обеспечивать прирабатываемость вкладыша к валу. Количество твердой составляющей должно быть небольшим, чтобы твердые и хрупкие кристаллы не соприкасались между собой. Кроме того, они должны быть равномерно распределены в пластичной основе. Подобную структуру имеют баббиты.

15.2. Баббиты

Баббитами называют антифрикционные сплавы на основе олова или свинца. Баббиты обладают низкой твердостью (30 НВ), имеют невысокую температуру плавления (240–320 °С), повышенную размягчаемость, отлично прирабатываются и обладают высокими антифрикционными свойствами. В то же время они обладают низким сопротивлением усталости, что влияет на работоспособность подшипников.

В России баббиты, используемые в судостроении, стандартизованы ГОСТ 1320-74 (табл. 15.2).

Баббит Б83 – сплав на основе олова, содержащий 83 % Sn, 11 % Sb и 6 % Cu. Если бы сплав не содержал меди, то согласно диаграммы состояния Sn – Sb его структура должна бы состоять из двух составляющих: светлых граненых первичных кристаллов β -фазы (твердые включения) и темных α -кристаллов раствора на базе олова (мягкая составляющая). Границы зерен в α -фазе обычно не вытравливаются, поэтому под микроскопом она выглядит как сплошной черный фон. Медь, введенная в сплав Б83 для предотвращения ликвации по плотности, образует с оловом интерметаллид Cu_3Sn (твердая составляющая), звездчатые кристаллы которого, выделяясь в первую очередь из расплава, образуют как бы каркас, препятствующий всплытию более легких β -кристаллов. Таким образом, структура баббита Б83 состоит из трех фаз: α , β (SnSb) и γ (Cu_3Sn) (рис. 15.1).

Оловянные баббиты являются лучшими подшипниковыми сплавами и применяются для заливки наиболее ответственных подшипников паровых турбин, компрессоров, дизелей и других высоконагруженных установок, работающих со смазкой при высоких скоростях скольжения.



Рис. 15.1. Микроструктура баббита Б83
(Справа – схематическое изображение микроструктуры)

Баббит Б16, разработанный А.М.Бочваром – сплав на свинцовой основе. Он содержит 16 % Sn, 16 % Sb, 2 % Cu. Медь введена для предотвращения ликвации по плотности.

Баббит Б16 применяют как заменитель баббита Б83 для вкладышей подшипников, электродвигателей, паровых турбин, не испытывающих ударных нагрузок. По сравнению с оловянными баббитами

свинцовые обладают большим коэффициентом трения. Они более хрупки, так как в них мягкой составляющей является достаточно хрупкая эвтектика.

15.3. Антифрикционные сплавы на основе меди

В качестве антифрикционных сплавов употребляют бронзы (оловянные и безоловянные) и латуни. Подшипники изготавливают из бронзы в монометаллическом и биметаллическом исполнении. Для монометаллических подшипников используют оловянистые бронзы, которые были ранее рассмотрены в лабораторной работе "Микроструктура медных сплавов".

Для биметаллических подшипников в качестве антифрикционного слоя употребляются бронзы, содержащие повышенное количество свинца без олова (БрС30) или с 1 % Sn.

В отличие от баббитов, бронза БрС30 относится к антифрикционным материалам с твердой матрицей (70 % Cu) и мягкими включениями (30 % Pb). При граничном трении на поверхность вала переносится тонкая пленка свинца, защищающая шейку стального вала от повреждения. Эта бронза отличается высокой теплопроводностью (в четыре раза большей, чем у остальных бронз) и хорошим сопротивлением усталости. На рис. 15.2 изображена микроструктура БрС30.

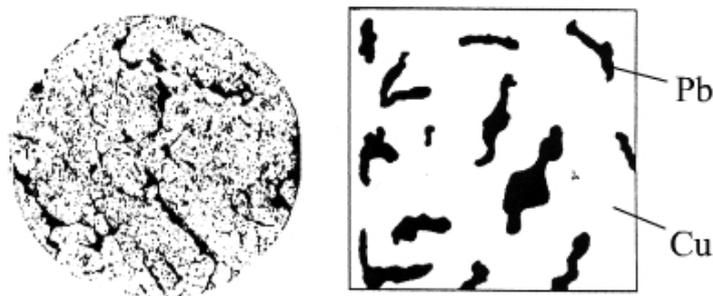


Рис. 15.2. Микроструктура бронзы БрС30
(Справа – схематическое изображение микроструктуры)

15.4. Антифрикционные сплавы на основе железа

Для работы при значительных давлениях и малых скоростях скольжения используют антифрикционные чугуны (ГОСТ 1585–85). Буквы в обозначении марок чугуна указывают: АЧ – антифрикционный чугун; С – серый с пластинчатым графитом; В – высокопрочный с шаровидным графитом; К – ковкий с хлопьевидным графитом; цифра – порядковый номер марки. Чугуны имеют высокие антифрикционные свойства, которые определяются в значительной степени строением мягкой графитовой составляющей. Чугун с глобоидальной формой графита и с толстыми пластинками более износостоек, чем чугун с тонкими пластинками. В структуре антифрикционного чугуна желательно иметь минимальное количество свободного феррита (не более 15 %) и должен отсутствовать свободный цементит. В табл. 15.3 приведены структура и назначение антифрикционных чугунов.

Достоинство чугунов – невысокая стоимость, недостатки – плохая прирабатываемость, чувствительность к недостаточности смазочного материала, пониженная стойкость к воздействию ударной нагрузки.

15.5. Антифрикционные сплавы на основе алюминия

Алюминиевые сплавы в последнее время все шире используются для замены антифрикционных сплавов на свинцовой и оловянной основе, а также свинцовистой бронзы. Их классифицируют по микроструктурному признаку. Первая группа – сплавы, имеющие твердые структурные составляющие (FeAl_3 ; Al_3Ni ; CuAl_2 ; Mg_2Si и др.) в пластичной основе металла. Они применяются при высоких скоростях вращения и невысоких нагрузках с применением смазки. Однако если подача смазки прекращается, то наступает схватывание. Свободны от этого недостатка сплавы второй группы, они легированы оловом. В случае прекращения поступления смазки олово расплавляется, покрывая вал тонким слоем и тем самым препятствуя контакту железа с алюминием и, следовательно, схватыванию. Из-за хорошей теплопроводности граничный слой смазочного материала на этих сплавах со-

храняется при больших скоростях и высоком давлении. В табл. 15.4 приведены современные антифрикционные сплавы. Согласно ГОСТ 14113–78 алюминиевые антифрикционные сплавы маркируются буквой "А", следующие буквы указывают легирующие элементы (О – олово, Н – никель, С – сурьма, К – кремний и др.). Медь вводят в сплавы для упрочнения матрицы, кремний, железо, никель и др. для уменьшения износа (образуют твердые частицы).

15.6. Неметаллические антифрикционные материалы

Для изготовления различных деталей, работающих в условиях трения скольжения с небольшими нагрузками и скоростями, применяют антифрикционные полимерные и пластмассовые материалы (табл. 15.1). Эти материалы обладают небольшим коэффициентом трения, высокой износостойкостью и коррозионной стойкостью. Однако низкая теплопроводность, значительный коэффициент термического расширения, небольшая твердость и высокая податливость ограничивают возможности их широкого применения.

Из полимеров наиболее широко применяют полиамиды и фторопласт, который обладает исключительно высокими антифрикционными свойствами (коэффициент трения фторопласта по стали без смазочного материала составляет 0,04–0,06). Однако фторопласт "течет" под нагрузкой и как все полимеры, плохо отводит теплоту. Его можно применять лишь при ограниченных нагрузках и скоростях.

Для изготовления подшипников применяют также терморезистивные и термопластичные пластмассы (более десяти видов). Среди терморезистивных пластмасс используют текстолит – слоистый материал, состоящий из хлопчатобумажной ткани и связующей фенолформальдегидной (или другой) смолы. Такие подшипники могут работать в тяжелых условиях, смазываются водой, которая хорошо их охлаждает. Например, антифрикционный текстолит ПТК-С рекомендуется для изготовления вкладышей судовых дейдвудных подшипников.

15.7. Содержание отчета

1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Схемы микроструктур заданных образцов с указанием структурных составляющих и фазового состава.
4. Химический состав заданных сплавов и их применение.
5. Выводы.

Контрольные вопросы для самопроверки

1. Что такое антифрикционный материал?
2. Какие требования предъявляются к антифрикционным материалам?
3. Какие материалы используются для вкладышей тонкостенных подшипников?
4. Что такое баббит?
5. Каким образом структурные составляющие обеспечивают антифрикционные свойства баббита?
6. Каким образом устраняется ликвация по плотности в баббите?
7. Каково назначение баббита Б88?
8. По каким важным антифрикционным свойствам свинцовые баббиты уступают оловянным?
9. По каким важным антифрикционным свойствам антифрикционные чугуны уступают баббитам?
10. Какими достоинствами обладают бронзовые вкладыши?
11. Каким образом структурные составляющие обеспечивают антифрикционные свойства алюминиевых сплавов?
12. Какие достоинства и недостатки имеют антифрикционные неметаллические материалы?

Таблица 15.1

Номенклатура антифрикционных материалов,
применяемых в судостроении

Наименование		Марка
Баббит	Оловянный	Б88, Б83, Б83С
	Свинцовый	Б16
	Свинцово-никелевый	БН
Бронза	Оловянно-фосфористая	БрО10Ф1, БрОФ6,5-0,15, БрОФ7-0,2
	Оловянно-цинковая	БрО10Ц2, БрО8Ц4
	Оловянно-цинково-свинцово-никелевая	БрО3Ц7С5Н1
	Алюминиево-марганцовистая	БрАМц9-2, БрА10Мц2Л
	Алюминиево-железистая	БрАЖ9-4
	Свинцовая	БрС30
Латунь	Марганцовистая	ЛМц58-2
	Свинцовая	ЛС59-1
	Цинко-марганцово-свинцовая	ЛЦ38Мц2С2
Неметаллические материалы	Резина	8130, 8075, 1626
	Древесно-слоистый пластик	ДСП-А, ДСП-Б, ДСП-В, ДСП-Г
	Древесно-текстолитовый пластик	Д5ТСП
	Текстолит	ПТК-С
	Бакаут	
	Фторопласт	Ф4, Ф40
	Полиамид литевой	610
	Полиамид, наполненный графитом	П68Г-5, П68Г-10
	Полиамид стеклонаполненный	ПА 610-ДС, ПА 6-210-ДС
	Смола капроновая	Б
	Капролон	В
Углеграфитовый материал, пропитанный баббитом	ЭГО-Б83	

Таблица 15.2

Химический состав баббитов, % (ГОСТ 1320-74)

Марка	Олово	Сурьма	Медь	Кадмий	Никель	Свинец
Б88	Остальное	7,3–7,8	2,5–3,5	0,8–1,2	0,15–0,25	–
Б83	Остальное	10,0–12,0	5,5–6,5	–	–	–
Б16	15,0 – 17,0	15,0–17,0	1,5–2,0	–	–	Остальное
БН	9,0 – 11,0	13,0–15,0	1,5–2,0	0,1–0,7	0,1–0,5	Остальное

Таблица 15.3

Структура и назначение антифрикционного чугуна (ГОСТ 1585-85)

Марка чугуна	НВ, МПа	Микроструктура		Назначение
		Графит	Металл. основа	
АЧС-1	180–241	Пластинчатый	Перлитная	Для работы в паре с закаленным и нормализованным валом
АЧС-2	180–229	то же	Перлитная	
АЧС-3	160–190	то же	П + Ф	То же и с валом без термообработки
АЧС-4	180–229	то же	Перлитная	Для работы в паре с закаленным и нормализованным валом
АЧС-5	180–290	то же	Аустенитная	Особо нагруженные узлы трения, в паре с закаленным и нормализованным валом
АЧС-6	100–120	то же	Перлитная, пористая	В узлах трения при температуре до 300 °С, с валом без термообработки
АЧВ-1	210–260	Шаровидный	Перлитная	Для узлов трения с повышенными окружными скоростями, с закаленным и нормализованным валом
АЧВ-2	167–197	то же	П + Ф	Для узлов трения с повышенными окружными скоростями, с валом без термообработки
АЧК-1	187–229	Хлопьевидный	Перлитная	Для работы в паре с закаленным и нормализованным валом
АЧК-2	16 – 197	то же	П + Ф	Для работы в паре с валом без термообработки

Таблица 15.4

Химический состав алюминиевых антифрикционных сплавов, %
(ГОСТ 14113–78)

Группа	Сплав	Ni	Mg	Sb	Cu	Si	Sn	Ti
I	АН-2,5	2,7–3,3	–	–	–	–	–	–
	АСМ	–	0,3–0,7	3,5–6,5	–	–	–	–
II	АО9-1	–	–	–	0,8–1,2	–	8,0–9,0	0,02–0,2
	АО3-7	–	–	–	7,0–8,5	0,6–1,2	2,5–3,5	Mn 0,5–0,8
	АО9-2	0,8–1,2	–	–	2,0–2,5	0,3–0,7	8,0–10	–
	АО20-1	–	–	–	0,7–1,2	–	17,0–23,0	0,02–0,2

Примечание: основа сплавов – алюминий

Таблица 15.5

Химический состав свинцовых баббитов, используемых
для тонкослойных подшипников, %

Марка баббита	Pb	Sn	Sb	Cu	Ca
БС6 (ГОСТ 1320-74)	основа	5,5–6,5	5,5–6,5	0,1–0,3	–
БК2 (ГОСТ 1209–90)	основа	1,5–2,1	0,2	Na 0,2–0,4	0,3–0,55

16. ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ СТАЛИ

Цель работы

Изучить назначение, классификацию, маркировку и режимы термической обработки инструментальных сталей.

Приборы и материалы

Металлографические микроскопы, образцы инструментальных сталей, атлас микроструктур.

16.1. Основные положения

По назначению инструменты делятся на формообразующие и измерительные. Формообразующие инструменты подразделяются на режущие (резцы, фрезы, сверла, развертки), давящие (штампы, накатки) и ударные (зубила, пробойники). В свою очередь различают штампы холодного и горячего деформирования металлов.

Режущие инструменты, работающие в условиях больших нагрузок, высоких температур и трения, должны удовлетворять ряду особых эксплуатационных требований: твердость материала режущей части инструмента должна значительно превышать твердость материала заготовки, высокая прочность обеспечивает сопротивляемость инструмента деформациям в процессе резания, а достаточная вязкость материала инструмента позволяет ему воспринимать ударные динамические нагрузки, возникающие при обработке заготовок. Поскольку в процессе резания механическая энергия превращается в тепловую, режущая кромка инструмента нагревается до высоких температур.

Сталь в штампах испытывает значительные тепловые и ударные нагрузки, распределенные по значительной поверхности. Здесь наилучшей сталью является та, у которой при температурах, соответствующих условиям работы штампа, наблюдается оптимальное сочетание твердости и пластичности.

Условия работы измерительного инструмента приближаются к условиям работы режущего инструмента при легких режимах резания, различие состоит лишь в значительно меньших удельных давлениях на рабочие поверхности. Для разных видов инструмента применяют инструментальные стали разного типа.

Инструментальными сталями называют углеродистые и легированные стали, обладающие высокой твердостью, прочностью, износостойкостью, применяемые для изготовления режущих, измерительных инструментов и штампов.

Одной из главных характеристик инструментальных сталей является теплостойкость (или красностойкость), то есть устойчивость против отпуска при нагреве инструмента в процессе работы. Различают инструментальные стали, не обладающие теплостойкостью (углеродистые и легированные стали, содержащие до 3–4 % легирующих элементов), полутеплостойкие (содержащие свыше 0,6–0,7 % С и 4–3 % Cr) и теплостойкие (высоколегированные стали ледебуритного класса, содержащие Cr, W, V, Mo, Co), получившие название быстро-режущих.

Основным элементом, определяющим высокую износостойкость инструментальных сталей, является углерод, так как твердость, а, следовательно, и износостойкость инструмента после термообработки зависит от содержания углерода в мартенсите. Наличие легирующих элементов в значительной степени влияет на прокаливаемость стали, а также увеличивает стабильность мартенсита при нагреве закаленной стали.

Углеродистые инструментальные стали (У7, У8Г, У12А, У8ГА) согласно ГОСТ 1435–99 маркируют буквой "У" (углеродистая): следующая за ней цифра – средняя массовая доля углерода в десятых доля процента, буква "Г" говорит о повышенном содержании марганца в данной стали, А – высококачественная, т.е. более чистая по сере и фосфору сталь.

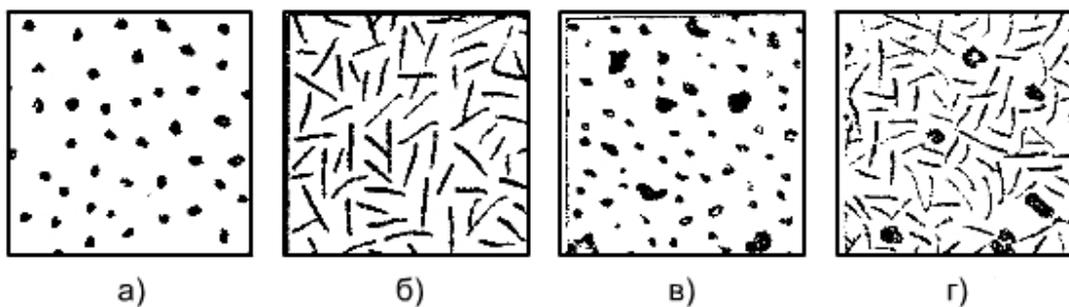


Рис. 16.1. Схема микроструктуры углеродистых инструментальных сталей

- а) Сталь У8 после отжига – перлит зернистый
- б) Сталь У8 после закалки и низкого отпуска – мартенсит отпуска
- в) Сталь У12 после отжига – перлит зернистый + цементит вторичный
- г) Сталь У12 после закалки и низкого отпуска – мартенсит отпуска + цементит вторичный

Доэвтектоидные и эвтектоидные инструментальные стали в исходном (отожженном) состоянии имеют структуру зернистого перлита (рис. 16.1). В структуре заэвтектоидных сталей дополнительно присутствует вторичный цементит. Стали с такой структурой имеют низкую твердость и хорошо обрабатываются резанием. Температура нагрева для закалки доэвтектоидных сталей должна быть выше верхней критической точки A_{c3} ($t_H = A_{c3} + 20-40 \text{ }^\circ\text{C}$), а эвтектоидных и заэвтектоидных выше нижней критической точки A_{c1} ($t_H = A_{c1} + 20-40 \text{ }^\circ\text{C}$), чтобы в результате закалки сталь получила мартенситную структуру. У заэвтектоидных сталей при этом сохраняется вторичный цементит. Закалку проводят в воде или в водных растворах солей. После закалки инструментальные углеродистые стали подвергаются низкому отпуску при $150-180 \text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 16.2), снимающего значительную часть закалочных напряжений при сохранении высокой твердости. Формируется структура мартенсит отпуска. У заэвтектоидных инструментальных сталей в структуре дополнительно присутствует вторичный цементит (рис. 16.1). Поскольку углеродистые стали обладают низкой прокаливаемостью, из них изготавливают в основном инструмент небольшой толщины (напильники, ножовочные полотна, хирургический инструмент).

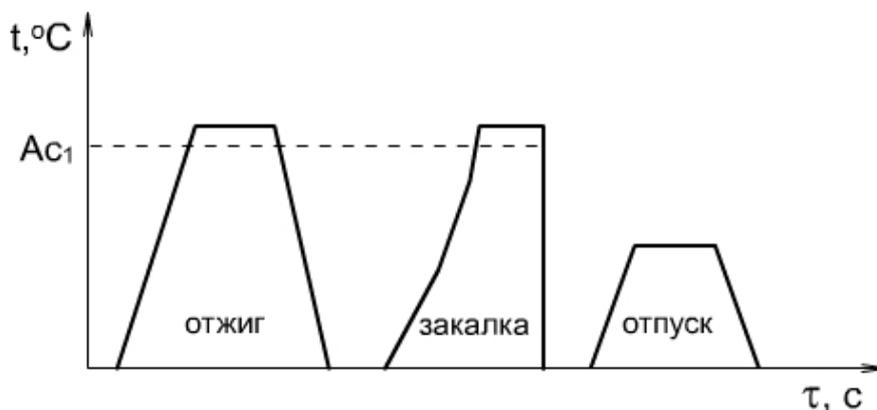


Рис. 16.2. График термической обработки заэвтектоидной инструментальной стали

Углеродистые стали можно использовать в качестве режущего инструмента только для резания материалов с низкой твердостью и с малой скоростью резания, так как при нагреве выше $190\text{--}200\text{ }^\circ\text{C}$ их твердость резко снижается.

Легированная инструментальная сталь (X, 13X, 9XC, XBГ) по ГОСТ 5950–2000 производится в основном высококачественной, поэтому буква "А" в конце марки не ставится. Цифра в начале марки показывает среднюю массовую долю углерода в десятых долях процента. Если содержание углерода около 1 %, то цифра обычно отсутствует. Буквы означают легирующие элементы: В – вольфрам, Г – марганец, К – кобальт, М – молибден, Н – никель, С – кремний, Т – титан, Ф – ванадий, Х – хром. Цифры, стоящие после букв, показывают среднюю массовую долю легирующего элемента в целых процентах. Отсутствие цифры после буквы означает, что содержание этого легирующего элемента находится в пределах от 0,1 до 1 %. Легированные инструментальные стали подобно углеродистым не обладают теплостойкостью и пригодны только для резания относительно мягких материалов с небольшой скоростью. Их используют для инструмента, не подвергаемого в работе нагреву свыше $200\text{--}250\text{ }^\circ\text{C}$. Легированные стали обладают большей прокаливаемостью, чем углеродистые.

Низколегированные стали (13X) рекомендуются для инструментов диаметром до 15 мм. Стали повышенной прокаливаемостью (9XC, XBСГФ) имеют большую теплостойкость ($250\text{--}280\text{ }^\circ\text{C}$), хорошие ре-

жущие свойства и сравнительно мало деформируются при закалке. Их используют для изготовления инструментов диаметром 60–80 мм.

Окончательная термическая обработка легированных сталей состоит из неполной закалки и низкого отпуска (рис. 16.2).

При неполной закалке изделие нагревают до $t_H = A_{c1} + (30-50) \text{ }^\circ\text{C}$, выдерживают и быстро охлаждают в масле или горячих средах, что уменьшает их коробление по сравнению с углеродистыми, охлаждаемыми в воде. Низкий отпуск проводят при температуре 180 °С.

Структура инструментальных легированных сталей после окончательной термической обработки состоит из отпущенного легированного мартенсита и легированного зернистого цементита, т.е. она качественно подобна структуре углеродистой заэвтектоидной инструментальной стали после аналогичной термообработки (рис. 16.1).

Быстрорежущая сталь согласно ГОСТ 19265–73 маркируется буквой "Р", а следующая за ней цифра указывает среднюю массовую долю главного легирующего элемента быстрорежущей стали – вольфрама (Р18, Р6М5, Р9М4К8). Среднее содержание других легирующих элементов обозначается цифрой после соответствующей буквы. Среднее содержание хрома в большинстве быстрорежущих сталей составляет 4 % и поэтому в обозначении марки стали не указывается. Кроме того, не указывается содержание молибдена до 1 % по массе и ванадия, если его содержание меньше, чем молибдена.

В быстрорежущих сталях теплостойкость достигается легированием карбидообразующими элементами (вольфрамом, молибденом, хромом, ванадием) в таком количестве, при котором они связывают почти весь углерод в специальные карбиды. Эти стали сохраняют мартенситную структуру при нагреве до 600–650 °С, поэтому применение их позволяет значительно повысить скорость резания (в 2–4 раза) и стойкость инструмента (в 10–30 раз) по сравнению со сталями, не обладающими теплостойкостью.

Быстрорежущие стали относятся к карбидному (ледебуритному) классу. Их фазовый состав в отожженном состоянии представляет собой легированный феррит и карбиды Cr_7C_3 , $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}_6$, VC . В феррите растворена большая часть хрома, почти весь вольфрам,

молибден и ванадий находятся в карбидах. Количество карбидной фазы в быстрорежущих сталях достигает 22–30 %.

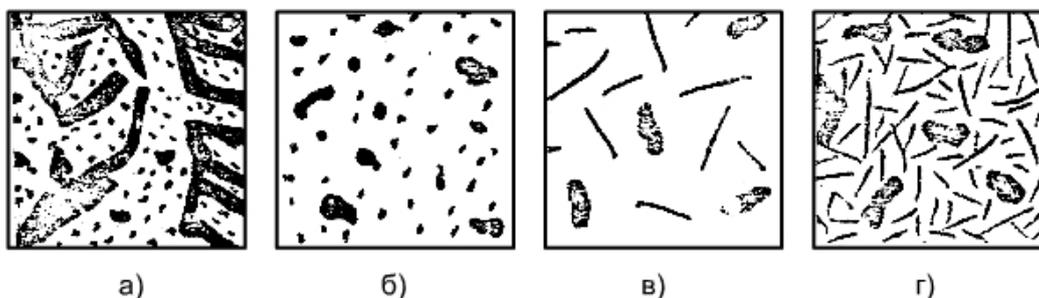


Рис. 16.3. Схема микроструктуры быстрорежущих сталей.

- а) Литая и отожженная – сорбитообразный перлит + карбиды + ледебуритная эвтектика
- б) Горячедеформированная и отожженная – сорбитообразный перлит + карбиды
- в) Закаленная – мартенсит закалки + аустенит остаточный + карбиды
- г) Отпущенная – мартенсит отпуска + карбиды.

В структуре литой быстрорежущей стали присутствует сложная эвтектика, напоминающая ледебурит. В результате горячей механической обработки (ковки) сетка ледебуритной эвтектики дробится (рис. 16.3). Для снижения твердости, улучшения обработки резанием и подготовки структуры стали к закалке послековки быстрорежущую сталь подвергают отжигу при 800–860 °С. Высокие эксплуатационные свойства инструменты из быстрорежущей стали приобретают после закалки и трехкратного отпуска (рис. 16.4).

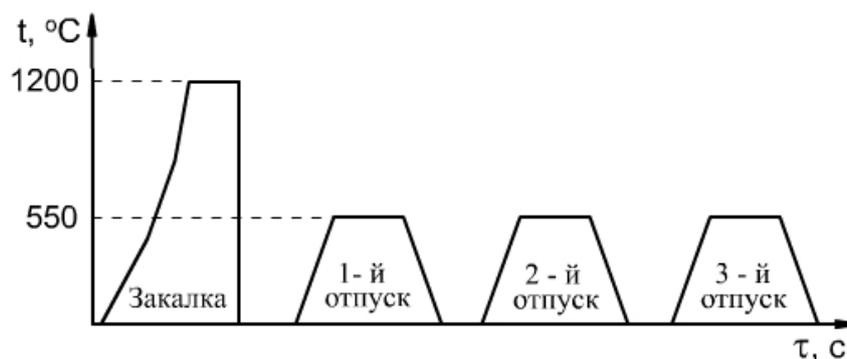


Рис. 16.4. График термической обработки быстрорежущей стали

Температура закалки быстрорежущих сталей составляет 1200–1290 °С. Высокие температуры закалки необходимы для более полно-

го растворения карбидов и получения при нагреве аустенита, высоколегированного хромом, вольфрамом, молибденом и ванадием. Это обеспечивает получение после закалки мартенсита, обладающего высокой теплостойкостью. Однако даже при очень высоком нагреве растворяется только часть карбидов, примерно 30–60 % от имеющихся у различных марок быстрорежущих сталей.

Высоколегированный аустенит, полученный при нагреве под закалку, обладает большой устойчивостью, поэтому быстрорежущие стали имеют малую критическую скорость охлаждения (закалки) и могут закаливаться на воздухе. Однако на практике в качестве охлаждающей среды применяется масло.

Структура быстрорежущей стали после закалки представляет высоколегированный мартенсит, содержащий 0,3–0,4 % С, нерастворенные избыточные карбиды и высоколегированный остаточный аустенит, составляющий 25–35 %. Поскольку остаточный аустенит понижает режущие свойства стали, его присутствие в готовом инструменте недопустимо.

После закалки следует отпуск при 540–570 °С, вызывающий превращение остаточного легированного аустенита в легированный мартенсит и дисперсионное твердение в результате частичного распада мартенсита и выделения карбидов (рис. 16.3), что сопровождается увеличением твердости. Чтобы весь остаточный аустенит перевести в мартенсит применяют многократный (чаще трехкратный) отпуск.

Режимы термической обработки инструментальных сталей приведены в табл. 16.1, 16.2, 16.3.

16.2. Содержание отчета

1. Название работы.
2. Цель работы.
3. Схемы микроструктур исследуемых сталей.
4. Режимы термической обработки сталей.
5. Выводы.

Контрольные вопросы для самопроверки

1. Какими основными качествами должен обладать инструмент?
2. Наличие каких элементов в составе инструментальных сталей обеспечивает высокую твердость инструмента после закалки?
3. Какое основное назначение Cr, W, V, Mo в инструментальных сталях?
4. Что такое теплостойкость стали?
5. Как подразделяются стали по теплостойкости?
6. Какие инструменты требуют сплошной прокаливаемости?
7. Какие основные преимущества имеют легированные инструментальные стали перед углеродистыми?
8. Какой термической обработке подвергают быстрорежущие стали?
9. Какие из рассмотренных сталей имеют высокую теплостойкость?
10. С какой целью быстрорежущие стали подвергают многократному отпуску?

Таблица 16.1

Режим термической обработки инструментальных углеродистых сталей

Марка стали	Отжиг		Закалка		Отпуск	
	Температура, °C	Твердость НВ, не более	Температура, °C	Среда охлаждения	Температура, °C	Твердость HRC, не менее
У7	690–710	187	800–820	Вода	150–180	62
У8	690–710	187	780–800	Вода	150–180	62
У10	750–770	212	770–800	Вода	150–180	63
У12	750–770	217	760–790	Вода	150–180	64

Таблица 16.2

Режимы термической обработки инструментальных легированных сталей (ГОСТ 5950–2000)

Марка стали	Отжиг		Закалка		Отпуск	
	Температура, °С	Твердость НВ, не более	Температура, °С	Среда охл.	Температура, °С	Твердость HRC, не менее
X	770–790	229	830–850	Масло	180	60
9ХС	790–810	241	840–860	Масло	180	63
ХВСГФ	790–810	241	840–860	Масло	180	63
13Х	760–800	248	790–810	Вода	180	61
ХВГ	770–790	255	820–840	Масло	180	61
11ХФ	760–800	229	810–830	Масло	180	63
В2Ф	760–800	229	820–840	Вода	180	60
X12	850–870	255	960–980	Масло	180	62
X12МФ	850–870	255	960–980	Масло	180	61

Таблица 16.3

Режимы термической обработки быстрорежущих сталей (ГОСТ 19265–73)

Марка стали	Отжиг		Закалка		Отпуск	
	Температура, °С	Твердость НВ, не более	Температура, °С	Среда охл.	Температура, °С	Твердость HRC, не менее
P18	840–860	255	1270	Масло	560	63
P9M4K8	840–860	285	1230	то же	550	65
P6M5K5	840–860	269	1230	то же	550	65
P6M5	840–860	255	1220	то же	550	64
P18K5Ф2	840–860	285	1280	то же	570	64
P9K5	840–860	269	1230	то же	570	64
P12Ф3	860–880	269	1250	то же	560	64
P2AM9K5	850–860	285	1200	то же	540	65

СОДЕРЖАНИЕ

Введение	3
1. Определение твердости металлов	4
2. Испытание металлов на растяжение	11
3. Макро- и микроскопическое исследование сплавов	18
4. Сплавы на основе двойных систем	25
5. Изучение диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов	34
6. Микроскопическое исследование структуры углеродистых сталей	41
7. Микроструктура чугунов	5
8. Полный отжиг и нормализация стали	64
9. Закалка углеродистой стали	69
10. Отпуск закаленной стали	78
11. Микроскопическое исследование структуры цементованных деталей	83
12. Конструкционные легированные стали	87
13. Микроскопическое исследование структуры медных сплавов	93
14. Микроскопическое исследование структуры алюминиевых сплавов	105
15. Антифрикционные сплавы, применяемые в судовом машиностроении	118
16. Инструментальные стали	128

Позиция № 146
в плане издания
учебной литературы
МГУ на 2012 г.

Учебное пособие

Валентин Васильевич Тарасов
Светлана Борисовна Малышко

ЛАБОРАТОРНЫЙ ПРАКТИКУМ
ПО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЮ

Учебное пособие

Компьютерная верстка и дизайн А. П. Герасимова

8,3 уч.-изд.л.
Тираж 50 экз.

Формат 60 × 84 ¹/₁₆
Заказ №

Отпечатано в типографии ИПК МГУ им. адм. Г. И. Невельского
690059, Владивосток, ул. Верхнепортовая, 50а