

МИНОБРНАУКИ РОССИИ

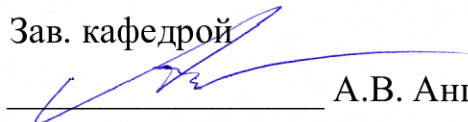
Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего образования
«Тульский государственный университет»

Политехнический институт

Кафедра «Машиностроение и материаловедение»

Утверждено на заседании кафедры
«Машиностроение и материаловедение»
«30» января 2023 г., протокол № 6

Зав. кафедрой

 А.В. Анцев

**МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ
по выполнению лабораторных работ
по дисциплине (модулю)
«Материаловедение»**

**основной профессиональной образовательной программы
высшего образования – программы бакалавриата**

по направлению подготовки
23.03.01 Технология транспортных процессов

с направленностью (профилем)

Организация и безопасность дорожного движения


Форма обучения: заочная

Идентификационный номер образовательной программы: 230301-01-22

Тула 2023 год

Разработчик методических указаний

Сержантова Галина Валериевна, доц. каф. МиМ, к.т.н., доц.
(ФИО, должность, ученая степень, ученое звание)


(подпись)

Лабораторная работа №1

Измерение твердости

Цель работы:

1. Познакомиться с методами измерения твердости металлических материалов.
2. Приобрести навыки измерения твердости методами Роквелла (прибор ТК-2) и Бринелля (прибор ТШ-2).
3. Освоить методику перевода единиц твердости в единицы характеристик механических свойств, получаемых при испытаниях на растяжение.

Краткие теоретические сведения:

1. Измерение твердости металлических материалов

Распространенность испытаний на твердость объясняется относительной простотой и низкой стоимостью их проведения, возможностью испытаний материалов различной пластичности и прочности, небольшим объемом образцов, возможностью проведения измерений непосредственно на деталях. При испытаниях на твердость могут быть получены оценки иных механических свойств, таких как предел текучести, предел прочности и другие.

Наибольшее практическое значение имеют статические испытания твердости вдавливанием в испытуемое тело другого, более твердого тела - индентора [от англ. indenter, от лат. in - в, внутрь и dens (dentis) - зуб] (методы Бринелля, Роквелла, Виккерса, метод микротвердости). Значительно реже используются динамические испытания твердости по отскоку шарика (методы Шора, Полюди) и еще реже используется измерение твердости царапанием (склерометрия). В машиностроении и приборостроении основным методом измерения твердости является измерение твердости вдавливанием - дюрометрия.

2. Измерение твердости методом Бринелля (ГОСТ 9012 - 59)

Сущность метода Бринелля заключается во вдавливании шарика (стального или из твердого сплава) в образец (изделие) под действием усилия, приложенного перпендикулярно поверхности образца в течение определенного времени, и измерении диаметра отпечатка после снятия усилия.

В качестве индентора применяются:

- стальной шарик диаметром 10,0; 5,0; 2,5; 2,0 или 1,0 мм, имеющий твердость не менее 850 *HV*10 (850 единиц твердости по Виккерсу, измеренной при нагрузке 100 Н (10 кгс)).

- шарик из твердого сплава диаметром 10,0; 5,0; 2,5; 2,0 или 1,0 мм, имеющий твердость не менее 1500 *HV*10.

Твердость по Бринеллю при применении стального шарика обозначают символом *HB*, а при применении шариком из твердого сплава - символом *HBW*. Численно твердость *HB* (*HBW*) равна отношению приложенного усилия *F* к площади сферического отпечатка *A* и рассчитывается по формуле:

$$HB(HBW) = \frac{0,102 \cdot F}{A} = \frac{0,102 \cdot F}{\pi \cdot D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})},$$

где *F* - усилие, Н; *D* - диаметр шарика, мм; *d* - диаметр отпечатка, мм.

Запись результата измерения состоит из числового значения твердости из трех значащих цифр, символа твердости по Бринеллю *HB*(*HBW*), диаметра шарика, приложенного усилия и продолжительности выдержки под нагрузкой, если последняя отличается от (10...15) с. Например, запись 575 *HBW* 2,5/187/30 означает твердость по Бринеллю 575 единиц, измеренную при применении шарика из твердого сплава диаметром 2,5 мм, при усилии 187 кгс и продолжительности выдержки под нагрузкой 30 с.

При измерении твердости индентором диаметром 10 мм при усилии 3000 кгс и продолжительности выдержки от 10 до 15 с твердость по

Бринеллю обозначают только числовым значением твердости и символом *HB* или *HBW*, например 185 *HB*, 620 *HBW*. При твердости металлов более 450 единиц по Бринеллю для измерения используют шарики только из твердого сплава, во избежание деформации индентора, а при твердости менее 450 единиц применяют стальные шарики или шарики из твердого сплава. Максимально допустимая твердость металлов при применении метода Бринелля в 650 единиц.

Отбор и подготовка образцов к измерению состоит из следующих этапов:

1. Определяется необходимая толщина образца, которая должна превышать глубину отпечатка не менее чем в 8 раз. В любом случае после испытаний на противоположной стороне образца не должно быть заметно следов деформации от индентора.

2. Поверхность образца (изделия) должна быть гладкой, ровной и свободной от окалины или оксидной пленки. Обработку поверхности образца (изделия) допускается проводить шлифовкой на наждачной бумаге или мелким напильником. При использовании шарика диаметром 1мм поверхность образца должна быть отполирована.

3. Используя стандарт ГОСТ 9012 – 59 выбираются оптимальные усилия измерения (диаметр шарика, усилие, длительность выдержки).

Диаметр отпечатка d измеряют с помощью инструментального микроскопа или других сред измерения.

3. Измерение твердости методом Роквелла (ГОСТ 9013-59)

Сущность метода Роквелла заключается во внедрении в поверхность образца (или изделия) алмазного конуса или стального сферического наконечника под действием последовательно прилагаемых предварительного F_0 и основного F_1 усилий и в определении глубины внедрения индентора после снятия основного усилия F_1 . Принципиальным отличием метода измерения твердости по Роквеллу от метода Бринелля заключается в том, что в методе Роквелла за меру твердости принимают **глубину отпечатка**, а в методе Бринелля **диаметр отпечатка**.

Для измерения твердости используют специальные приборы (например, твердомер ТК – 2). Приборы должны обеспечивать приложение усилий, указанных в табл.1.

В качестве индентора используются: алмазный конусный наконечник (шкалы *A*, *C*); стальной шариковый наконечник диаметром 1,588 мм (шкалы *B*).

Численное значение твердости считывается со шкалы индикатора или показателя цифрового отсчетного устройства прибора с округлением результата до 0,5 единицы твердости. Запись результата измерения состоит из численного значения твердости из трех значащих цифр и символа твердости. Например, запись 65,0 *HRC* означает твердость по Роквеллу равную 65 условным единицам по шкале *C*, полученным при вдавливании алмазного наконечника в поверхность образца (изделия) с общим усилием $F = 1500\text{ Н}$.

Таблица 1

Условия измерения твердости методом Роквелла

Шкала твердости	Обозначение единиц измерения	Предварительное усилие $F_0, \text{Н}$	Основное усилие $F_1, \text{Н}$	Общее усилие $F, \text{Н}$	Диапазон измерения единиц твердости
<i>A</i>	<i>HRA</i>	100	500	600	20...88
<i>B</i>	<i>HRB</i>	100	900	1000	20...100
<i>C</i>	<i>HRC</i>	100	1400	1500	20...70

Отбор и подготовка образцов к измерению твердости проводится аналогично рассмотренным в методе Бринелля.

Твердость по шкале *A* измеряют на твердых сплавах, на металлах после поверхностной упрочняющей обработки, на тонких и хрупких образцах. Твердость по шкале *B* измеряют на сталях в отожженном состоянии, на

цветных металлах, если их твердость не превосходит 200 *HB*. Твердость по шкале *C* измеряют на упрочненных термообработкой или пластическим деформированием сталях и тугоплавких металлах и сплавах.

Выбор шкалы осуществляется из следующих соображений:

-если твердость образца (изделия) не известна, то первое измерение следует проводить по шкале *C*;

-если твердость при этом окажется больше 20 *HRC*, то это число принимают за результат измерения;

-если твердость окажется менее 20 *HRC*, то следует повторно измерить твердость по шкале *B*.

В настоящее время получены зависимости, описывающих связь твердости с характеристиками механических свойств, получаемых при испытаниях на растяжение, ползучесть, сопротивление усталости, износ, некоторые из которых приведены в табл.2.

Таблица 2

Формулы перевода единиц твердости в характеристики прочности при растяжении

Формула перевода	Погрешность	Область применения
$\sigma_{0,2} = 3,67 \cdot HB - 240$	$\approx 10 \%$	Легированные стали перлитного и мартенситного классов ($HB \geq 150$)
$\sigma_{0,2} = 2 \cdot HB$	$\approx 10 \%$	То же ($HB < 150$)
$\sigma_B = 3,45 \cdot HB$	$< 10 \%$	Углеродистые и низколегированные стали ($HB \geq 150$)
$\sigma_B = 325 + 207 \cdot \exp(0,0377 \cdot HRC)$	$\approx 2 \%$	Углеродистые и легированные конструкционные стали в литом, горячекатанном и термообработанном состояниях

Отчет

1. Определить твердость образцов различных материалов. На каждом образце твердость измерить три раза и за результат измерений принять среднее арифметическое значение.
2. Заполнить табл. 3. Для сравнения твердости разных образцов все результаты измерений, полученные при различных нагрузках и на различных шкалах пересчитать в твердость по Бринеллю.
3. Используя табл. 2 определить предел прочности при растяжении для исследуемых сталей. Полученные результаты занести в табл.3.
4. Сделать выводы о влиянии состава материала, термической, термомеханической и механической обработки на твердость металлического материала. Указать, какой способ упрочнения сталей является наиболее эффективным.

Таблица 3

Материал	Тип индентора	Нагрузка, Н	Твердость			σ_b , МПа
			HRB	HRC	HV	
Медь						
Латунь						
Алюминий						
Дюралюмин						
Сталь в холоднокатанном состоянии						
Сталь в горячекатанном состоянии						
Сталь в отожженном состоянии						
Сталь в закаленном состоянии						
Сталь в отпущенном состоянии						

Контрольные вопросы:

1. Что называется твердостью металлов?
2. Как обозначается твердость по Роквеллу и Бринеллю?
3. В чем разница методов измерения твердости по Бринеллю и Роквеллу?
4. Каким методом можно измерить твердость закаленной стали?
5. Каким методом следует измерять твердость алюминиевых деталей?
6. Как влияет на твердость металла термообработка, обработка давлением?
7. Запишите результат измерения твердости, если стрелка индикатора твердости остановилась на значении 46,75 HRB
8. Почему при измерении твердости неизвестного материала нужно в качестве индентора использовать алмаз?

Лабораторная работа № 2

Микроскопический анализ материалов

Цель работы :

1. Изучить методику приготовления микрошлифов
2. Изучить оптическую схему и конструкцию вертикального металлографического микроскопа МИМ-7
3. Зарисовать микроструктуры микрошлифов с помощью микроскопа МИМ-7

Краткие теоретические сведения:

Под микроанализом понимают изучение строения металлов и сплавов с помощью металлографического микроскопа при увеличении в 50—2000 раз.

При помощи микроанализа определяют:

- 1) форму и размер кристаллических зерен, из которых состоит металл или сплав;
- 2) изменение внутреннего строения сплава, происходящее под влиянием различных режимов термической и химико-термической обработки, а также после внешнего механического воздействия на сплав;
- 3) микропороки металла — микротрещины, раковины и т. п.;
- 4) неметаллические включения — сульфиды, оксиды и др.;
- 5) химический состав некоторых структурных составляющих по их характерной форме и характерному окрашиванию специальными реактивами и в некоторых случаях приблизительно определяют химический состав изучаемого сплава.

Для микроскопического анализа из испытываемого материала вырезают образец и путем ряда операций (шлифования, полирования, травления) доводят до такого состояния, когда при рассмотрении его в металлографический микроскоп выявляются неметаллические включения, мелкие поры, графит в чугуне (после шлифования и полирования) или микроструктура (после шлифования, полирования и травления).

Подготовленная для исследования под микроскопом поверхность образца называется *микрошлифом*.

Таким образом, микроскопический анализ состоит: 1) из приготовления микрошлифов и 2) исследования микрошлифов с помощью металлографического микроскопа.

На вырезанном образце выравнивают поверхность, которая предназначена для микроанализа. Получение плоской поверхности достигается опиливанием напильником (если материал мягкий) или заточкой на абразивном круге (если материал твердый). При заточке образца из закаленной стали необходимо следить за тем, чтобы образец сильно не нагревался, так как при этом в поверхностном слое может произойти отпуск и структура стали изменится. Поэтому при заточке образец необходимо периодически охлаждать погружением в воду.

Полученную плоскую поверхность образца шлифуют на шлифовальной (наждачной) шкурке с зернами различных размеров (номеров) .

Шлифование начинают на шкурке с более крупным абразивным зерном, затем постепенно переходят на шлифование шкуркой с более мелким абразивным зерном.

Шлифуют вручную на шкурке, положенной на толстое стекло, или на специальных шлифовальных станках. При шлифовании вручную образец подготовленной плоскостью прижимают рукой к шлифовальной шкурке и водят им по бумаге в направлении, перпендикулярном к рискам, полученным после опилования напильником. Шлифуют до полного исчезновения риска, после этого поверхность образца вытирают ватой (или промывают), поворачивают на 90° и шлифуют на шкурке с более мелким абразивным зерном до полного исчезновения риска, полученных от предыдущего шлифования. При замене шкурки одного размера зернистости другим образец вытирают ватой и поворачивают на 90° , чтобы риски при последующей обработке получались перпендикулярными к рискам от предыдущей обработки.

Можно шлифовать также специальными пастами, нанесенными на небольшие листы чертежной бумаги.

Механическое шлифование осуществляется на специальных шлифовальных машинах, имеющих несколько кругов диаметром 200—250 мм, приводимых во вращение от электродвигателя. На поверхность кругов надевают или наклеивают шлифовальную шкурку. Методика механического шлифования аналогична методике ручного шлифования.

После окончания шлифования на шлифовальной шкурке самой мелкой зернистости полированием удаляют риски и обрабатываемая поверхность образца получается блестяще зеркальной. Полировать можно механическим и электролитическим способами.

Механическое полирование производят на специальном полировальном станке, обтянутом сукном или фетром. Сукно смачивают полировальной жидкостью.

После полирования образец промывают водой; полированную поверхность протирают ватой, смоченной спиртом, а затем просушивают прикладыванием фильтровальной бумаги или легким протиранием сухой ватой.

Чтобы предохранить полированную поверхность от окисления, образцы хранят в эксикаторе с хлористым кальцием.

При электролитическом полировании в ванну с электролитом погружают полируемый образец, являющийся анодом, и катод из нержавеющей стали. Для электролитического полирования различных сталей, чугунов и сплавов цветных металлов применяют различного состава электролиты и различные режимы.

При электролитическом полировании под действием тока в процессе электролиза на поверхности металла образуется пленка продуктов анодного растворения: толщина пленки на выступах значительно меньше, чем во впадинах, поэтому выступы растворяются более интенсивно и поверхность образца выравнивается.

При электролитическом полировании поверхность образца получается без пленки деформированного металла и, следовательно, без искажения структуры в поверхностном слое, что возможно при механическом полировании.

По зеркальной поверхности образца, полученной после полирования, нельзя судить о строении сплава. Только неметаллические включения (сульфиды, оксиды, графит в сером чугуне) вследствие их окрашенности в различные цвета резко выделяются на светлом фоне полированного микрошлифа. Поэтому для выявления микроструктуры полированную поверхность образца подвергают травлению, т. е. действию растворов кислот,

щелочей, солей. При травлении неоднородные участки металла или сплава становятся видимыми под микроскопом.

Сущность процесса выявления структуры металлов и сплавов травлением заключается в различной степени растворения или окрашивания отдельных структурных составляющих — зерен чистых металлов, твердых растворов, химических соединений. Различные структурные составляющие обладают разным электродным потенциалом. Когда полированная поверхность сплава покрыта травителем, являющимся электролитом, одни структурные составляющие сплава, имеющие более электроотрицательный электродный потенциал, будут являться анодами и растворяться, другие структурные составляющие, с более положительным электродным потенциалом, будут катодами и сохраняться неизменными. Так как таких анодных и катодных участков много, то в результате травления на поверхности микрошлифа образуются многочисленные впадины и выступы, которые и характеризуют микроструктуру сплава.

При освещении протравленного микрошлифа на металлографическом микроскопе лучи света будут по-разному отражаться от различно протравившихся структурных составляющих. Структурные составляющие, протравившиеся слабо, отразят в поле зрения микроскопа больше лучей света и будут казаться светлыми; структурные составляющие, протравившиеся сильно, отразят в поле зрения микроскопа, вследствие рассеяния света, меньше лучей и будут казаться темными. Таким образом, на разнице в состоянии поверхности и количестве отраженных лучей и основано выявление структуры сплавов.

Продолжительность травления зависит от марки стали и структуры, но обычно достаточно выдержка в несколько секунд.

Признаком протравливания является потускнение поверхности. После травления микрошлиф промывают водой, протирают ватой, смоченной спиртом, а затем просушивают прикладыванием фильтровальной бумаги или легким протирающим сухой ватой.

В результате травления должно быть четкое выявление микроструктуры.

После изготовления микрошлифа необходимо исследовать его микроструктуру с помощью оптического микроскопа.

Качество микроскопа характеризуется возможным увеличением, совершенством изображения, разрешающей способностью микроскопа.

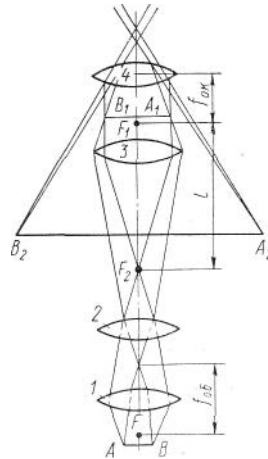


Рис. 1 Оптическая схема микроскопа

Увеличение микроскопа равно произведению увеличений объектива и окуляра. Объектив увеличивает рассматриваемый предмет, а окуляр увеличивает лишь изображение, получаемое от объектива, и не добавляет к нему никаких новых особенностей структуры, если они не выявлены объективом.

Увеличение объектива

$$N_{об} = \frac{l}{f_{об}}$$

где l — оптическая длина тубуса, т. е. расстояние между соседними фокусами F_1 и F_2 , для микроскопа МИМ-7 оно равно 250 мм;

$f_{об}$ — фокусное расстояние объектива.

Увеличение окуляра, так же как и для лупы,

$$N_{ок} = \frac{250}{f_{ок}}$$

где $f_{ок}$ — фокусное расстояние окуляра.

Общее увеличение микроскопа

$$N_{.m} = N_{об} N_{ок} = \frac{l}{f_{об}} \cdot \frac{250}{f_{ок}}$$

Разрешающая способность микроскопа d (способность различать мельчайшие детали предмета) характеризуется уравнением

$$d = \frac{\lambda}{A}$$

где λ — длина волны света в ангстремах;

A — числовая апертура объектива.

Световые лучи от электрической лампы 1 (рис. 2) проходят через коллектор 2 и, отражаясь от зеркала 3 , попадают на светофильтр 4 (обычно желтый для получения изображения с резкими контурами), затем на апертурную диафрагму 5 (для ограничения световых пучков и получения высокой четкости изображения), линзу 6 , фотозатвор 7 , полевую диафрагму 8 (для ограничения освещенного поля рассматриваемого участка на микрошлифе), преломляются пентапризмой 9 , проходят через линзу 10 , попадают на отражательную пластинку 11 направляются объектив 12 и на микрошлиф 13 , установленный на предметном столике. Отразившись от микрошлифа 13 , лучи вновь проходят через объектив 12 и, выходя из него параллельным пучком, попадают на отражательную пластинку 11 и ахроматическую линзу 14 . При визуальном наблюдении в ход лучей вводится зеркало 15 , которое отклоняет лучи в сторону окуляра 16 . При фотографировании зеркало 15 выключается выдвижением тубуса вместе с окуляром и зеркалом и лучи направляются непосредственно к фотоокуляру 17 , проходят через него на зеркало 18 , от которого отражаются и попадают на матовое стекло 19 , где и дают изображение. Для фиксирования микроструктуры матовое стекло 19 заменяется кассетой с фотопластинкой.

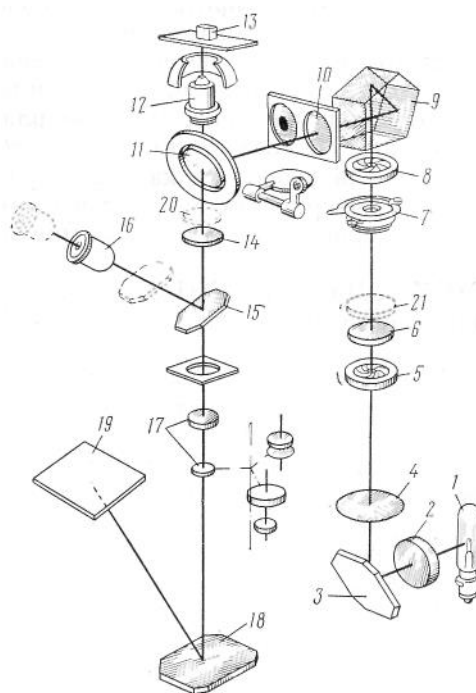


Рис. 2. Оптическая система микроскопа МИМ-7

Для наблюдения в поляризованном свете в систему включают вкладной анализатор 20 и поляризатор 21.

Микроскоп МИМ-7 (рис. 3) состоит из трех основных частей: осветителя, корпуса и верхней части.

Осветитель I имеет фонарь 1, внутри кожуха которого находится лампа. Центрировочные винты 2 служат для совмещения центра нити лампы с оптической осью коллектора.

Корпус II микроскопа. В корпусе микроскопа находятся: диск 3 с набором светофильтров; рукоятка 4 переключения фотоокуляров; посадочное устройство для рамки 5 с матовым стеклом или кассеты с фотопластинкой 9 X 12 мм; узел апертурной диафрагмы, укрепленный под оправой осветительной линзы 6; кольцо с накаткой 7, служащее для изменения диаметра диафрагмы; винт 8, вращением которого смещается диафрагма для создания косого освещения; винт 9 для фиксации поворота апертурной диафрагмы.

Верхняя часть III микроскопа имеет следующие детали.

1. Иллюминаторный тубус 10, в верхней части которого расположено посадочное отверстие под объектив. На патрубке иллюминаторного тубуса расположена рамка с линзами 11 для работы в светлом и темном поле и рукоятка 12 для включения диафрагмы 24 при работе в темном поле; под кожухом 13— пентапризма. В нижней части кожуха 13 расположены центрировочные винты 14 полевой диафрагмы, диаметр которой изменяют при помощи поводка 15. Под конусом полевой диафрагмы находится фотозатвор 16.

2. Визуальный (зрительный) тубус 17, в отверстие которого вставляется окуляр 18. При визуальном наблюдении тубус вдвигают до упора, а при фотографировании выдвигают его до отказа.

3. Предметный столик 19, который при помощи винтов 20 может передвигаться в двух взаимно перпендикулярных направлениях. В центре предметного столика имеется окно, в него вставляют одну из сменных подкладок 21 с отверстиями различного диаметра. На предметном столике расположены держатели, состоящие из вертикальных колонок 22 и пружинящих прижимов 23, которыми микрошлиф прижимается к подкладке предметного столика. Макрометрический винт 24 служит для перемещения предметного столика в вертикальном направлении и этим производится грубая наводка на фокус. Зажимным винтом 25 фиксируют определенное положение предметного столика, чтобы он самопроизвольно не опускался. Для установки столика 19 на нужной высоте на кронштейне столика награвирована риска, которая устанавливается против точки, награвированной на корпусе микроскопа.

4. Микрометрический винт 26, с помощью которого объектив перемещают в вертикальном направлении и точно наводят на фокус. Расход микрометрической подачи 3 мм, цена деления барабана — 0,003 мм.

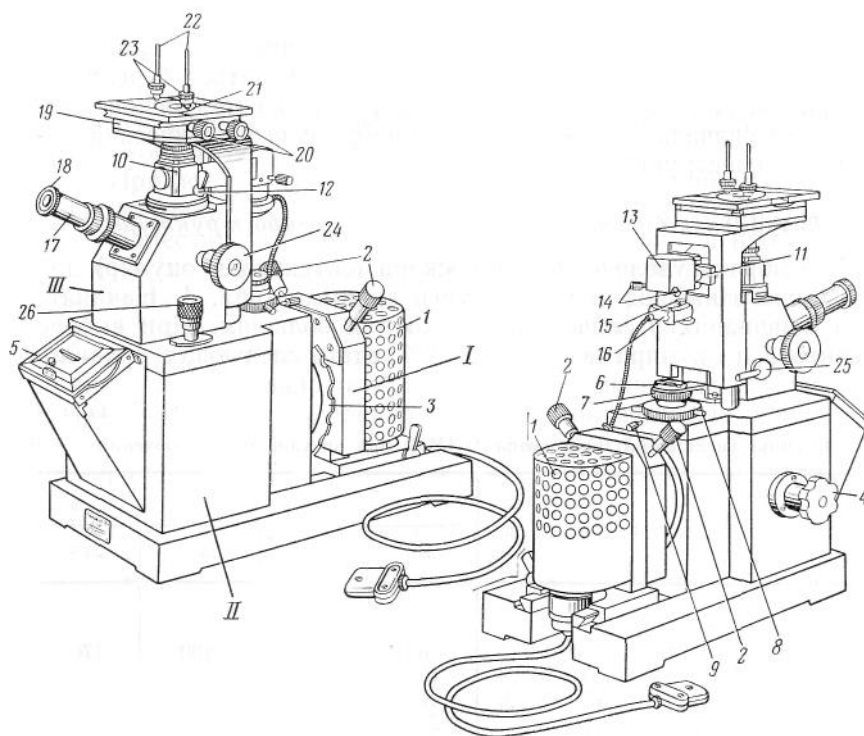


Рис. 4. Общий вид микроскопа МИМ-7

ОТЧЕТ

1. Ознакомиться с конструкцией и оптической схемой микроскопа МИМ-7.
2. Зарисовать микроструктуры микрошлифов
2. Сделать выводы по работе

Контрольные вопросы:

1. Что такое микроанализ и для чего его используют?
2. Назовите этапы приготовления микрошлифа
3. Что входит в оптическую систему микроскопа МИМ-7?
4. Что называют объективом и окуляром?

5. Как подсчитать общее увеличение микроскопа?
6. Что представляет собой осветительная часть микроскопа?
7. Какие структурные составляющие можно увидеть на нетравленном шлифе?

Лабораторная работа №3

Изучение микроструктуры железоуглеродистых сплавов (стали)

Цель работы:

1. Изучить микроструктуры технического железа, углеродистых сталей в равновесном состоянии.
2. Схематически зарисовать и описать изучаемые микроструктуры.
3. Разобрать микроструктуры по диаграмме состояния железо—цементит.
4. Составить отчет о работе.

Краткие теоретические сведения:

Микроструктура технического железа и углеродистых сталей для равновесных условий характеризуется нижней левой частью диаграммы состояния железо-цементит (рис. 1).

Сплавы с содержанием до 0,02% С называются техническим железом, от 0,02 до 0,8% С — доэвтектоидными сталями и от 0,8 до 2,14% С — заэвтектоидными сталями. Сплав с содержанием 0,8% С называется эвтектоидной сталью.

Микроструктура технического железа. Растворимость углерода в α -железе переменная (см. линию PQ на диаграмме железо — цементит). С понижением температуры растворимость углерода в α -железе понижается. При 727° С в α -железе растворяется 0,02% С, а при комнатной температуре

0,006% С. Поэтому сплавы железа с содержанием до 0,006% С имеют структуру только твердого раствора углерода в α -железе, т. е. феррита. На рис.2 дана микроструктура феррита. В сплавах с содержанием от 0,006 до 0,02% С в связи с понижением растворимости углерода в α -железе при понижении температуры из феррита выделяется цементит, называемый третичным. Третичный цементит выделяется по границам зерен феррита (рис. 3).

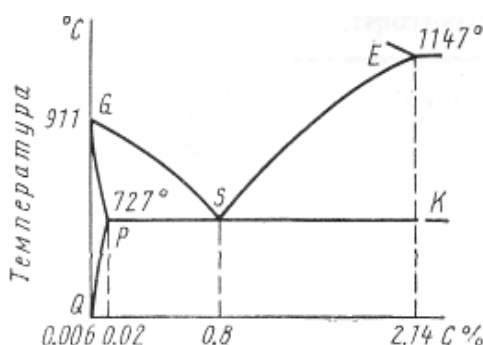


Рис. 1. Нижняя часть диаграммы состояния железо — цементит

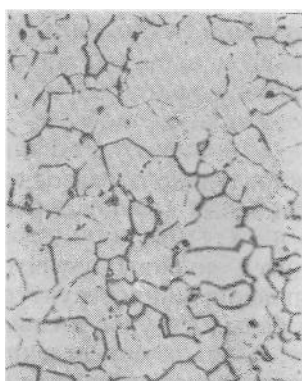


Рис. 2. Железо — феррит (x 200)



Рис. 3. Сталь с 0,015% С — феррит и третичный цементит (x500)

Микроструктура доэвтектоидной и эвтектоидной стали. Микроструктура доэвтектоидной стали (до 0,8% С) состоит из феррита и перлита. Микроструктура эвтектоидной стали (0,8% С) состоит из одного перлита. Микроструктура феррита дана на рис. 2. Что же представляет собой вторая структурная составляющая доэвтектоидных сталей — перлит?

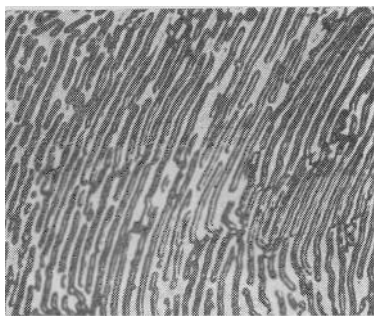


Рис. 4. Эвтектоидная сталь с 0,8% С — перлит (x1000)

На рис. 4 дана микроструктура перлита. Перлит — это эвтектоид — механическая смесь феррита и цементита, получающаяся в результате распада аустенита с 0,8% С. При травлении шлифа стали с 0,8% С, т. е. эвтектоидной стали, поверхность имеет перламутровый отлив, в связи с чем такую структуру и называли перлитом. На микроструктуре перлита общий светлый фон — феррит, выступающие пластины — цементит, темные места — тени. В зависимости от скорости охлаждения пластины цементита в перлите могут быть длиннее или короче и толще или тоньше.

В доэвтектоидной стали после травления феррит выявляется в виде светлых полей, а перлит — в виде полей полосчатого строения, более темных, чем феррит. Количество перлита и феррита в доэвтектоидной стали зависит от содержания углерода. С увеличением содержания углерода количество феррита уменьшается, а количество перлита увеличивается (рис. 5).

По микроструктуре доэвтектоидной стали можно приблизительно определить содержание в ней углерода, для чего по микроструктуре нужно ориентировочно определить площадь (в процентах), занимаемую ферритом и перлитом. В связи с тем, что в феррите растворено очень небольшое количество углерода, практически можно считать, что в доэвтектоидной стали весь углерод находится в перлите.

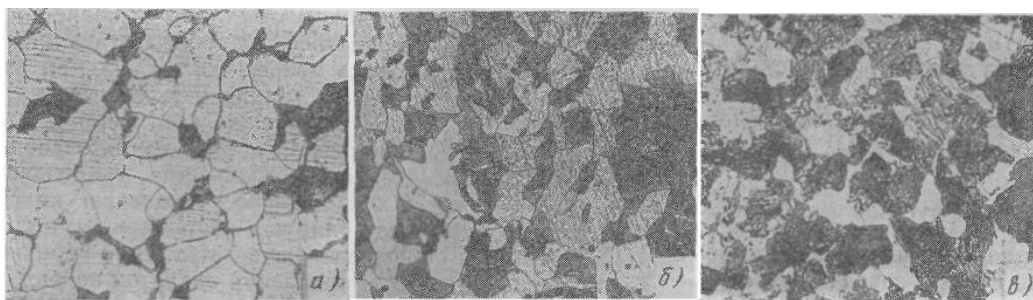


Рис. 6. Дозвтектоидные стали — феррит и перлит (x500):

a — 20% перлита; *б* — 40% перлита; *в* — 70% перлита

Тогда содержание углерода C в стали можно определить по формуле $C = \frac{F_n \cdot 0.8}{100} \%$

где F_n — площадь, занимаемая перлитом, в % .

Предположим, например, что 30% всей площади занято ферритом, 70% — перлитом. Содержание углерода в такой стали будет $C = \frac{70 \cdot 0.8}{100} = 0.56\%$

Микроструктура заэвтектоидной стали. Сталь с содержанием углерода от 0,8 до 2,14% называется заэвтектоидной и имеет структуру, состоящую из перлита и вторичного цементита. Вторичный цементит выделяется из аустенита при охлаждении от температуры A_{cm} (линия SE) до температуры A_{r1} (линия PSK) (см. рис .1) вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените.

При медленном охлаждении вторичный цементит выделяется в виде сетки по границам зерен аустенита. При достижении температуры A_{r1} аустенит превращается в перлит. В результате медленного охлаждения заэвтектоидная сталь имеет структуру

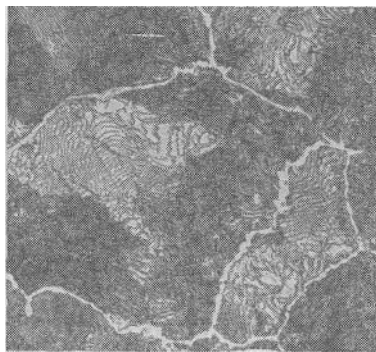


Рис. 7. Заэвтектоидная сталь с 1,2% С — перлит и цементит (х500)

Чем больше углерода в заэвтектоидной стали, тем более массивной (толстой) получается цементитная сетка.

ОТЧЕТ

1. Просмотреть и изучить микроструктуры технического железа и углеродистых сталей с различным содержанием углерода в равновесном состоянии.

2. Каждую микроструктуру зарисовать .

3. Под каждой зарисованной микроструктурой дать подпись с указанием наименования сплава, его химического состава, наименования структуры и увеличения.

4. На каждой зарисованной микроструктуре указать стрелками различные фазы и структурные составляющие и около стрелок, на полях, написать их наименование.

5. Изобразить диаграмму состояния железо—цементит, провести на ней вертикальные линии, соответствующие рассматриваемым сплавам, и дать описание процессов превращений, происходящих при охлаждении.

Контрольные вопросы:

1. Какие сплавы называются техническим железом?

2. Что представляют собой доэвтектоидные, эвтектоидные и заэвтектоидные стали?
3. Дайте характеристику структурной составляющей- перлит
4. Как изменяется структура стали при увеличении в ней количества углерода?
5. Что такое третичный цементит?
6. По зарисованным структурам опишите микроструктуру доэвтектоидной стали
7. По зарисованным структурам опишите микроструктуру эвтектоидной стали
8. По зарисованным структурам опишите микроструктуру заэвтектоидной стали

Лабораторная работа №4

Изучение микроструктуры железоуглеродистых сплавов (чугуны)

Цель работы:

1. Изучить микроструктуры: серых и белых чугунов в нетравленном и травленном виде.
2. Схематически зарисовать и описать изучаемые структуры.
3. Составить отчет по работе.

Краткие теоретические сведения:

Микроструктура белых чугунов

В белых чугунах весь углерод находится в связанном состоянии, т. е. в виде цементита. Белый чугун в зависимости от содержания углерода разделяется на доэвтектический (от 2,14 до 4,3%С), эвтектический (4,3% С) и заэвтектический (от 4,3 до 6,67% С). Во всех белых чугунах имеется цементитная эвтектика (ледебурит). Эвтектический белый чугун состоит

только из одного ледебурита, поэтому рассмотрение структуры белого чугуна целесообразно начинать со структуры эвтектического белого чугуна.

Микроструктура эвтектического белого чугуна. Микроструктура эвтектического белого чугуна состоит только из одного ледебурита (цементитной эвтектики), образующегося при 1147°C при эвтектической кристаллизации жидкого сплава с содержанием 4,3% С и состоящего (при 1147°C) из эвтектического цементита и аустенита, содержащего 2,14% С (точка *E* на диаграмме железо—цементит). При последующем охлаждении вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените (линия *SE* на диаграмме железо—цементит, рис. 1) из аустенита выделяется (как и в заэвтектоидных сталях) вторичный цементит. Вторичный цементит сливается с цементитом эвтектическим, поэтому в структуре эвтектики невозможно указать, где находится в отдельности эвтектический цементит и вторичный цементит.

При 727°C эвтектика состоит из цементита (эвтектического и вторичного) и аустенита с содержанием 0,8% С. При этой температуре аустенит превращается в перлит. Таким образом, после полного охлаждения ледебурит (цементитная эвтектика) состоит из цементита и перлита (рис. 2).

Микроструктура доэвтектического белого чугуна. Доэвтектический белый чугун после полного охлаждения имеет следующую структуру: ледебурит (цементитная эвтектика) + перлит + вторичный цементит. Вторичный цементит выделяется из аустенита, содержащего при 1147°C —2,14% С, а при 727°C —0,8% С.

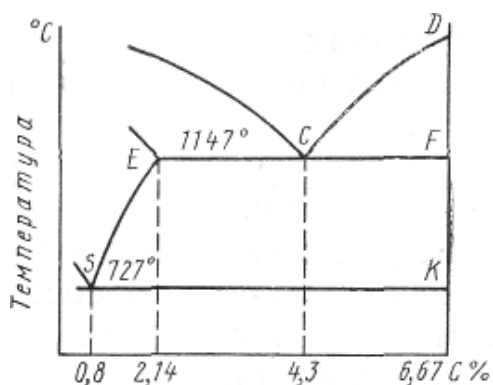


Рис. 1. Правая часть диаграммы состояния железо —цементит

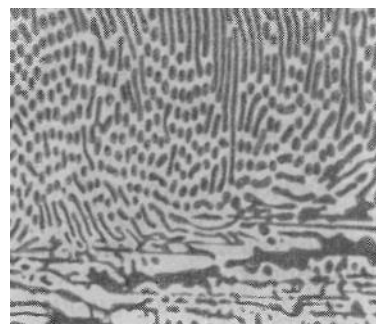


Рис. 2. Эвтектический белый чугун

В белых чугунах с низким содержанием углерода (близким к 2,14%) вторичный цементит выявляется достаточно отчетливо, так как в таких чугунах мало ледебурита.

С увеличением содержания углерода, когда ледебурита становится относительно много, вторичный цементит в структуре сливается с цементитом ледебурита (эвтектическим). Можно считать, что структура таких доэвтектических белых чугунов состоит из ледебурита (цементитной эвтектики) и перлита. На рис. 3 дана микроструктура доэвтектического белого чугуна.

Микроструктура заэвтектического белого чугуна. Микроструктура заэвтектического белого чугуна состоит из ледебурита (цементитной эвтектики) и первичного цементита (рис. 4).



Рис. 3. Доэвтектический белый чугун — перлит, ледебурит и цементит (x500)

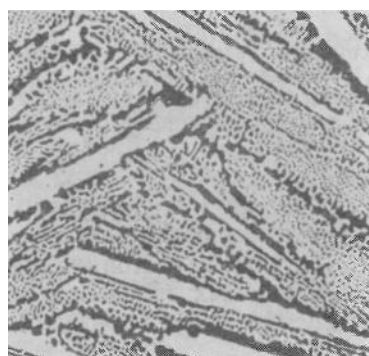


Рис. 4 Заэвтектический белый чугун —цементит первичный и ледебурит (x500)

Микроструктура серых чугунов

Микроструктура серых чугунов При рассмотрении в микроскоп нетравленного микрошлифа серого чугуна хорошо видны включения пластинчатого графита (рис. 5). На величину и расположение включений графита влияют скорость охлаждения, температура и время выдержки расплавленного чугуна перед отливкой, химический состав чугуна, введение в чугун некоторых примесей (модификаторов). Например, скорость охлаждения влияет таким образом, что при прочих равных условиях графит образуется тем крупнее, чем медленнее охлаждение.



Рис. 5. Включения пластинчатого графита. Шлифы нетравленные (x100):

а — прямолинейные; *б* — завитые; *в* — розеточные; *г* —
междендритные

		
Рис. 6. Ферритный серый чугун — феррит и пластинчатый графит	Рис. 7 Феррито-перлитный серый чугун — феррит + перлит + пластинчатый графит	Рис. 8 Перлитный серый чугун — перлит и пластинчатый графит

Чем больше перегрев жидкого чугуна и чем дольше время выдержки при этом, тем мельче получаются графитные включения.

После травления в 2—4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты металлическая основа в серых чугунах очень сходна с микроструктурой сталей и в зависимости от количества связанного углерода может быть ферритной, феррито-перлитной и перлитной.

Таким образом, возможны следующие типы структур серых чугунов: феррит + пластинчатый графит — ферритный серый чугун (рис. 6); феррит + перлит + пластинчатый графит — феррито-перлитный серый чугун (рис. 7) (соотношение количества феррита и перлита в структуре чугуна может быть различным, в зависимости от химического состава и условий охлаждения); перлит + пластинчатый графит — перлитный серый чугун (рис. 8).

Микроструктура высокопрочных чугунов

При рассмотрении в микроскоп нетравленного микрошлифа высокопрочного чугуна хорошо видны включения шаровидного графита (рис. 9).

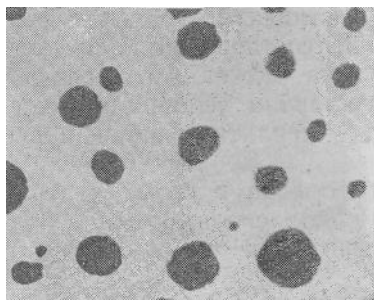


Рис. 9. Высокопрочный чугун—включения шаровидного графита, шлиф нетравлен (x100)

Травление микрошлифа высокопрочного чугуна производят 2—4%-ным спиртовым раствором азотной кислоты.



Рис. 10 Высокопрочный чугун (x100)

а — феррит и шаровидный графит; *б* — феррит + перлит + шаровидный графит; *в* — перлит и шаровидный графит

В высокопрочных чугунах могут быть те же типы структур, которые были указаны для серых чугунов, но графит в этих чугунах шаровидный. Таким образом, возможны следующие типы микроструктуры высокопрочных чугунов: феррит + шаровидный графит — ферритный высокопрочный чугун (рис. 10, *а*); феррит + перлит + шаровидный графит — феррито-перлитный высокопрочный чугун (рис. 10, *б*) (соотношение между количеством феррита и перлита в высокопрочном чугуне может быть различным в зависимости от химического состава и условий охлаждения); перлит + шаровидный графит — перлитный высокопрочный чугун (рис. 10, *в*).

Микроструктура ковких чугунов При рассмотрении в микроскоп нетравленного микрошлифа ковкого чугуна хорошо видны включения хлопьевидного графита (углерода отжига) (рис. 11). Микрошлиф ковкого чугуна травят 2—4%-ным спиртовым раствором азотной кислоты.

Металлическая основа ковкого чугуна может быть ферритной, феррито-перлитной и перлитной. В соответствии с этим различают ферритный, феррито-перлитный и перлитный ковкий чугун (рис. 12). При рассмотрении в микроскоп нетравленного микрошлифа ковкого чугуна хорошо видны включения хлопьевидного графита (углерода отжига) (рис. 11). После травления металлическая основа ковкого чугуна может быть ферритной, феррито-перлитной и перлитной. В соответствии с этим различают ферритный, феррито-перлитный и перлитный ковкий чугун (рис. 12).

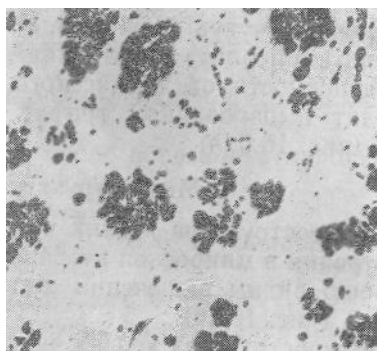


Рис. 11. Ковкий чугун — включения хлопьевидного графита (углерода отжига), шлиф нетравлен (x100)

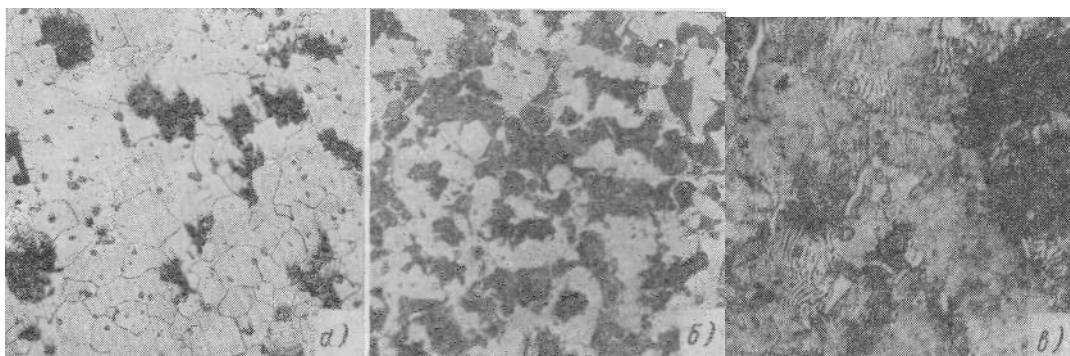


Рис. 12. Ковкий чугун: а — феррит и углерод отжига; б — феррит + перлит + углерод отжига (x200); в — перлит и углерод отжига (x300)

ОТЧЕТ

1. Просмотреть и изучить микроструктуры различных чугунов
2. Каждую микроструктуру зарисовать .
3. Под каждой зарисованной микроструктурой дать подпись с указанием наименования сплава, его химического состава, наименования структуры и увеличения.
4. На каждой зарисованной микроструктуре указать стрелками различные фазы и структурные составляющие и около стрелок, на полях, написать их наименование.
5. Изобразить диаграмму состояния железо—цементит, провести на ней вертикальные линии, соответствующие рассматриваемым сплавам, и дать описание процессов превращений, происходящих при охлаждении.

Контрольные вопросы:

- 1.Какие сплавы называются чугунами?
- 2.Что представляет собой металлическая основа у серых чугунов ? Какую роль в формировании свойств она играет?
- 3.Дайте характеристику структурной составляющей- ледебурит
- 4.Как изменяется структура белого чугуна при увеличении в нем количества углерода?
- 5.В чем отличие белых и серых чугунов?
- 6.Какие чугуны называют ковкими ? Какова их структура?
7. Какие чугуны называют высокопрочными ? Какова их структура?
8. Какие чугуны называют обычными серыми? Какова их структура?

Лабораторная работа № 5

Термическая обработка

Цель работы

Цель работы — научить учащихся самостоятельно производить закалку и отпуск углеродистой стали.

В процессе выполнения работы учащиеся должны изучить: устройство муфельной печи; методику проведения и режимы закалки и отпуска.

Приборы, материалы и инструмент

Для проведения работы необходимо иметь: муфельную печь; термоэлектрический пирометр; масляную ванну; соляную ванну; закалочный бак с водой; закалочный бак с маслом; прибор типа Роквелла; образцы углеродистой стали — конструкционной 40— 65 и инструментальной У9— У12; клещи; штангенциркуль; шлифовальную бумагу.

Подготовка образцов для термической обработки. Образцы должны быть цилиндрические или прямоугольные диаметром или толщиной 10—15 мм, высотой 15—20 мм из углеродистой конструкционной стали 40—65 и углеродистой инструментальной стали У9—У12. На боковой поверхности

каждого образца должно быть клеймо марки стали. Марку стали образца записывают в графу 2 протокола. Образцы измеряют при помощи штангенциркуля, и результаты замера записывают в графу 3 протокола.

Определение твердости углеродистой стали в исходном (отожженном состоянии)

Определить твердость (по *HRB*) образцов в исходном (отожженном) состоянии, сделать перевод полученного результата на твердость по *HB* и оба значения твердости, записать в графы 4 и 5 протокола. Нормы твердости в отожженном состоянии углеродистой стали приведены в табл. 26.

Таблица 26 Нормы твердости углеродистой стали в отожженном состоянии

Марка стали	Твердость отожженной стали <i>HB</i> (не более)	Марка стали	Твердость отожженной стали <i>HB</i> (не более)
40	197	У9	192
45	207	У10	197
50	217	У12	207

Закалка образцов и определение твердости углеродистой стали после закалки

Оборудование для закалки. Стальные образцы нагревают в муфельных электропечах различных конструкций.

Одна из конструкций муфельной печи, удобной в эксплуатации, показана на рис. 17.1. Печь представляет собой металлический корпус 1, внутри которого помещен муфель, собранный из

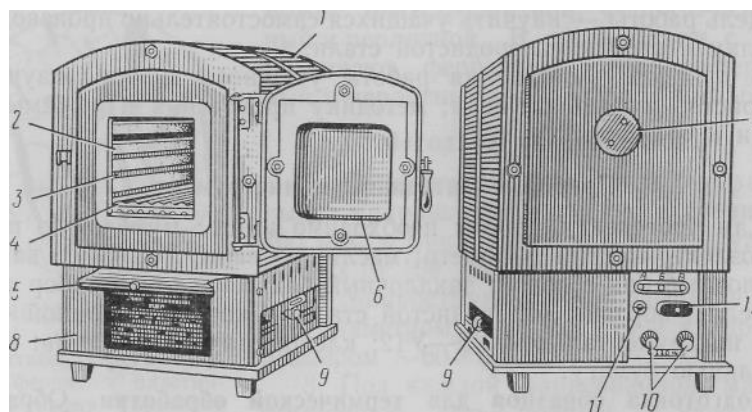


Рис. 17.1. Муфельная печь

четырех шамотных плит 2. В каждой плите имеется по четыре продольных паза, в которых помещены нагревательные спирали 3.

На поду печи установлена отдельная керамическая плитка 4, на которую помещают нагреваемые образцы. При необходимости керамическую плитку можно вынуть, положить на выдвижной столик 5, расположить на плитке образцы и вновь поместить в печь. Пространство между плитами и корпусом заполнено теплоизоляционным материалом. Спереди рабочая камера закрывается керамической дверцей 6 с металлической обшивкой. В задней стенке печи имеется отверстие 7 для установки термопары.

Температуру в печи регулируют рычажным реостатом, изготовленным в виде подставки 8 к печи. Реостат вводят и выводят передвижением ручки 9, расположенной на правой боковой стенке подставки, где сделаны надписи «Введен» и «Выведен».

На задней стенке подставки находятся две клеммы 10 для подключения шнура и три штепсельных гнезда 11 с буквами *А*, *Б* и *В*. При включении штепсельной вилки 12 в гнезда *А* и *Б* печь потребляет полную мощность, а при включении в гнезда *Б* и *В* — рабочую мощность.

Максимальная температура нагрева печи 1000° С. Время разогрева до максимальной температуры 120 мин.

Перед тем как включить печь, реостат выводят, т. е. ручку 9 ставят в крайнее правое положение, а штепсельную вилку 12 включают в гнезда *А* и *Б*. Затем печь включают в сеть. Когда достигнута максимальная температура,

штепсельную вилку 12 переставляют в гнезда *Б* и *В* (рабочий режим печи). Если необходима меньшая температура, постепенно вводят реостат передвижением ручки 9 справа налево.

Методика проведения закалки

1. Определить температуру закалки стали, пользуясь для этого нижней частью диаграммы железо—цементит (рис. 17.2). Для среднеуглеродистых доэвтектоидных сталей (40—65) нормаль-

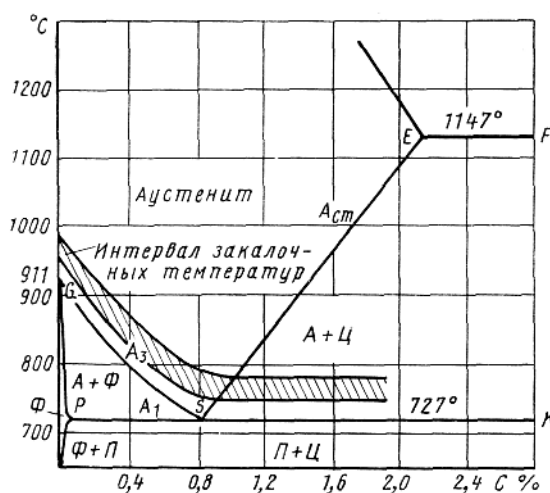


Рис. 17.2. Оптимальный интервал температур закалки углеродистой стали

ной температурой закалки является температура на 30—50° С выше линии *GS* (см. рис. 17.2), т. е. $A_{c3} + (30—50^\circ \text{C})$. Для высокоуглеродистых заэвтектоидных сталей (У9 — У12) нормальной температурой закалки является температура на 30—50° С выше линии *PSK* (см. рис. 17.2), т. е. $A_{c1} + (30—50^\circ \text{C})$. Температуру закалки записать в графу 6 протокола.

2. Определить время нагрева образцов из расчета 1,5 мин на 1 мм диаметра или толщины образца и записать в графу 7 протокола.

3. Образцы поместить в печь, нагретую до температуры закалки для стали данной марки, и выдержать в печи требуемое время. При нагревании до температуры закалки образцов из стали 40 — 65 исходная феррито-перлитная структура превратится в структуру аустенита, а в образцах из

стали У9—У12 при температуре закалки будет структура аустенит и цементит, т. е. часть цементита остается нерастворенной.

4. Образцы последовательно один за другим вынуть из печи и охладить в воде (часть образцов) и в масле при непрерывном энергичном движении образца в охлаждающей жидкости. При охлаждении в воде происходит распад аустенита с образованием мартенсита. При охлаждении в масле образуется смешанная мартенсито-трооститная структура.

5. Оба торца образцов зачистить на шлифовальной шкурке.

6. Определить твердость закаленных образцов по *HRC* и полученный результат записать в графы 8 и 9 протокола.

Отпуск образцов и определение твердости углеродистой стали после отпуска

Оборудование для отпуска. Чтобы обеспечить равномерность нагрева образцов, низкотемпературный отпуск (200°C) надо проводить в масляной ванне, средне- и высокотемпературный отпуск ($300\text{—}600^{\circ}\text{C}$) — в соляной ванне. При отсутствии масляной и соляной ванн может быть использована электрическая муфельная печь (см. рис. 17.1).

Методика проведения отпуска

1. Определить время выдержки при температуре отпуска из расчета 2—3 мин на 1 мм диаметра или толщины образца и записать в графу 10 протокола.

2. Образцы поместить в масляную ванну, нагретую до 200°C , выдержать в ней необходимое время и охладить на воздухе.

В результате отпуска при 200°C происходит превращение мартенсита закалки в мартенсит отпуска, снижение внутренних напряжений и хрупкости; твердость остается почти без изменений.

3. Оба торца зачистить на шлифовальной бумаге.

4. Определить твердость по *HRC* и полученный результат записать в графы 11 и 12 протокола.

5. Образцы поместить в соляную ванну, нагретую до 400°C , выдержать в ней необходимое время и охладить на воздухе. В результате отпуска при 400°C происходит превращение мартенсита в троостит отпуска (мелкодисперсную феррито-цементитную смесь), твердость снижается.

6. Оба торца зачистить на шлифовальной шкурке.

7. Определить твердость по *HRC* и полученный результат записать в графы 13 и 14 протокола.

8. Образцы поместить в соляную ванну, нагретую до 600°C , выдержать в ней необходимое время

и охладить на воздухе. В результате отпуска при 600°C образуется сорбит отпуска, феррито-цементитная смесь более крупная, чем троостит. Твердость еще более снижается.

9. Оба торца зачистить на шлифовальной шкурке.

10. Определить твердость по *HRC* и полученный результат записать в графы 15 и 16 протокола.

11. Построить кривые влияния температуры отпуска на изменение твердости закаленной стали в координатах температура отпуска — твердость (рис. 17.3).

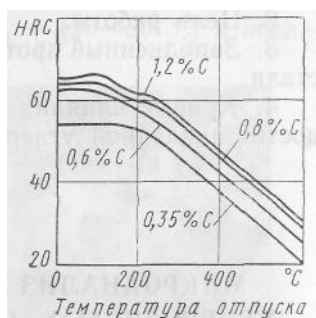


Рис. 17.3. Кривые влияния температуры отпуска на изменение твердости закаленных углеродистых сталей с различным содержанием углерода

Протокол термической обработки углеродистой стали

№ по пор.	Марка стали	Диаметр или толщина образца, мм	Твердость в исходном состоянии		Температура закали, °C	Время нагрева при закатке, мин	Твердость после закатки, <i>HRC</i>	
			<i>HRB</i>	<i>HB</i>			в воде	в масле
1	2	3	4	5	6	7	8	9

Продолжение

Время выдержки при отпуске в мин	Твердость после отпуса 200° C <i>HRC</i>		Твердость после отпуса 400° C <i>HRC</i>		Твердость после отпуса 600° C <i>HRC</i>	
	Закалка в воде	Закалка в масле	Закалка в воде	Закалка в масле	Закалка в воде	Закалка в масле
10	11	12	13	14	15	16

Отчет о проведенной работе должен содержать следующее:

1. Задание.
2. Цель работы.
3. Заполненный протокол термической обработки углеродистой стали.
4. Кривые влияния температуры отпуса на изменение твердости закаленной углеродистой стали.

Лабораторная работа №6

Прокаливаемость сталей

1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

1.1. Познакомиться с методикой определения прокаливаемости сталей методом торцевой закалки в соответствии с ГОСТ 5657 – 69;

1.2. Дать сравнительную оценку прокаливаемости углеродистых и легированных сталей.

2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Объемная закалка сталей на мартенсит является главным способом упрочнения большой группы конструкционных сталей. Для деталей, работающих в условиях растяжения, требуется, чтобы мартенситная структура была сформирована по всему сечению деталей (болты, шпильки, корпусные детали и т.д.). Для обеспечения однородности структуры охлаждение при закалке необходимо проводить таким образом, чтобы избежать распада аустенита на феррито - карбидную смесь. Этого можно достичь, если скорость охлаждения $V_{охл}$ будет превышать критическую скорость. *Критической скоростью закалки $V_{кр}$* , называется минимальная скорость охлаждения, при которой аустенит еще не распадается на феррито - карбидную смесь.

Очевидно, что для тел конечных размеров скорость охлаждения на поверхности всегда больше, чем в центре (рисунок 1). Если скорость охлаждения в центре детали больше критической, то весь объем аустенита при закалке превратится в мартенсит. Если в центре тела скорость охлаждения меньше, чем критическая, то мартенсит образуется только в поверхностных слоях, где $V_{охл} > V_{кр}$, а в центре аустенит будет распадаться на феррито - карбидную смесь. При этом тело не прокалится насквозь. Неполную прокаливаемость целесообразно рекомендовать для изделий, работающих в условиях циклического

знакопеременного нагружения, изгиба или кручения, когда действующие напряжения максимальны в поверхностных слоях.

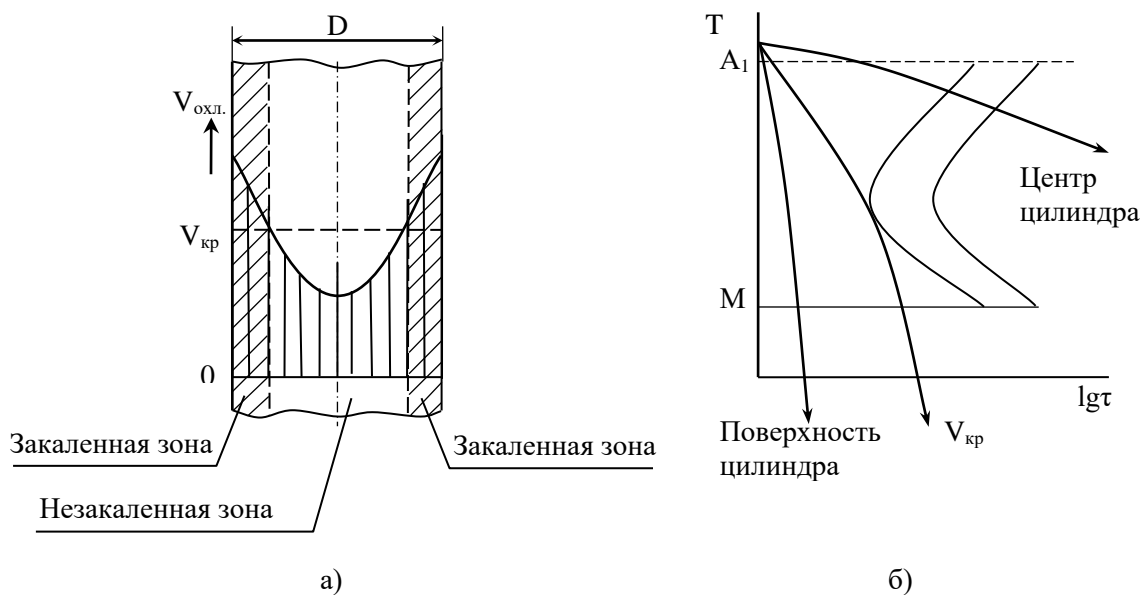


Рисунок 1 – Схемы, показывающие различную скорость охлаждения по сечению и связанную с этим несквозную прокаливаемость: а) эпюра распределения скоростей охлаждения по сечению цилиндра при закалке; б) диаграмма изотермического превращения аустенита и скоростей охлаждения при закалке цилиндра

Прокаливаемость является одним из важнейших технологических свойств сталей и количественно характеризуется глубиной проникновения закаленной зоны. Прокаливаемость зависит как от внутренних (химический состав, размер аустенитного зерна и т.д.), так и от внешних факторов (интенсивность охлаждения), а также от геометрических размеров и массы тела (отношение поверхности тела к его объему). Для описания прокаливаемости как свойства стали, определение этой характеристики проводят в стандартных условиях, исключая влияние внешних факторов и размеров закаливаемого тела.

Для практической оценки прокаливаемости используют критерий, называемый *критическим диаметром* $D_{кр}$, представляющий собой максимальный диаметр цилиндра, который прокаливается насквозь в данном

охладителе (вода, масло, воздух и т.д.). Очевидно, что для различных охладителей $D_{кр}$ будет разным.

Для экспериментального определения прокаливаемости используют метод торцевой заковки (ГОСТ 5657-69). Для проведения торцевой пробы, предварительно нормализованные, стандартные образцы (рисунок 2) в течение (30...50) мин прогревают в печи до температуры, рекомендуемой для нагрева данной стали под заковку. Если для испытуемой стали указан интервал температур нагрева под заковку, то образец прогревают до температуры, соответствующей верхнему значению этого интервала. Для исключения обезуглероживания и окисления нагрев ведут в защитной атмосфере или в специальном приспособлении, обеспечивающем защиту поверхности образца от окисления. Продолжительность выдержки при нагреве составляет 30 мин.

Стандартный образец после нагрева в печи быстро переносят в специальную установку, в которой его охлаждают струей воды под определенным напором только с торца (рисунок 2).

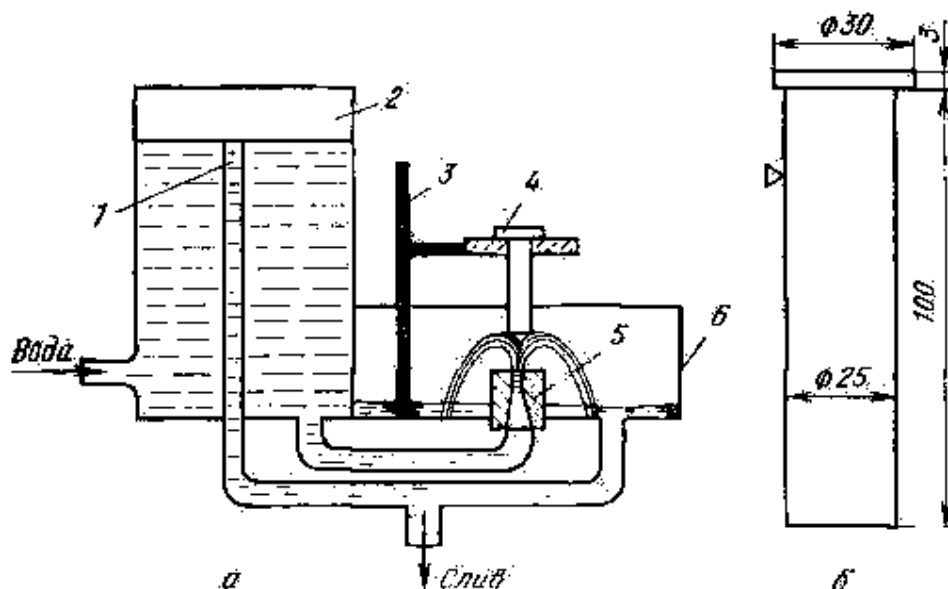


Рисунок 2 Установка (а) и образец (б) для торцевой заковки: 1 - уравнивательная трубка для создания постоянного напора; 2 - напорный бачок; 3 - штатив; 4 - образец; 5 - сопло;

6 – сливная коробка.

После полного охлаждения образца по его двум диаметрально противоположным образующим сошлифовывают площадки на глубину 0,5 мм. По длине этих площадок через 1,5 – 3,0 мм измеряют методом Роквелла твердость по шкале C и строят кривую прокаливаемости в координатах твердость HRC - расстояние от торца l . Чем меньше прокаливаемость стали, тем быстрее падает твердость при удалении от торца. Для разных плавок одной марки стали получается набор кривых прокаливаемости, так как химический состав стали, а, следовательно, и прокаливаемость меняются в некоторых пределах. Поэтому сталь определенной марки характеризуется марочной *полосой прокаливаемости* (рисунок 3). Индексами (цифровыми показателями) прокаливаемости марки могут служить максимальная или минимальная твердость на определенном расстоянии от охлаждаемого торца ($\Pi \frac{HRC_{\max}(HRC_{\min})}{l}$), или максимальное и минимальное расстояние от торца до точек с заданной твердостью ($\Pi \frac{HRC}{l_{\min} : l_{\max}}$). Например, $\Pi \frac{60}{10}$ - твердость 60 HRC на расстоянии 10 мм от торца; $\Pi \frac{48}{6:20}$ – твердость 48 HRC имеет место на расстоянии от 6 до 20 мм. (определяется по полосе прокаливаемости).

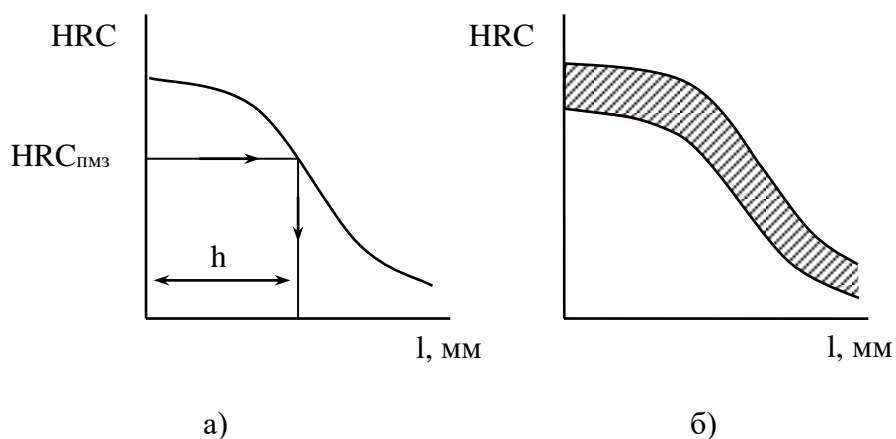


Рисунок 3 Кривая прокаливаемости, построенная по данным торцевой пробы (а) и полоса прокаливаемости для той же стали (б). $HRC_{ПМЗ}$ – твердость полумартенситной зоны.

При оценке прокаливаемости, закаленными считают слои, в которых содержится не менее 50 % мартенсита и остальное троостит (полумартенситная зона (ПМЗ)) или слой со структурой 95 % мартенсита. Если имеются данные по твердости 50 (95)-процентного мартенситного слоя для исследуемой стали, то, имея кривую прокаливаемости, можно определить расстояние от торца до соответствующей зоны h (рисунок 3, а).

Легирование любыми элементами, кроме кобальта, увеличивает прокаливаемость стали.

3. ОБЪЕКТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ, ОБОРУДОВАНИЕ

Объекты исследования – образцы сталей 40 и 40Х в нормализованном состоянии. Нагрев сталей под закалку осуществляют в камерных печах. Торцовую закалку провести на специальной установке. Измерения твердости проводят на приборах типа ТК по шкале С.

4. ЗАДАНИЕ НА РАБОТУ

1. Провести торцовую закалку на исследуемых образцах;

2. На двух сошлифованных площадках измерить твердость образцов на заданных расстояниях от торца (таблица);

3. Построить кривые прокаливаемости, принимая за твердость HRC среднее значение для двух результатов измерений на одинаковом расстоянии от торца.

5. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Предварительно нормализованные стандартные образцы из углеродистой и легированной сталей поместить в печь для нагрева под закалку. Температуру нагрева выбрать в соответствии с марочным составом сталей по справочнику. Время выдержки при данной температуре составляет 25 мин.

2. Провести охлаждение образцов в установке для торцевой закалки.

3. На шлифованных площадках образцов измерить твердость HRC на расстояниях от торца, рекомендуемых стандартом (таблица). Полученные результаты записать в таблицу.

4. По результатам измерения твердости построить кривые прокаливаемости. Имея данные по твердости 50 (95)-процентного мартенситного слоя определить положение полумартенситной зоны и зоны 95 % мартенсита.

6. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

1. Цель работы;
2. Краткие теоретические сведения;
3. Порядок выполнения работы;
4. Результаты измерений;
5. Кривые прокаливаемости для исследуемых сталей;
6. Выводы по работе.

Таблица – Результаты измерений

Расстояние от торца, мм	1, 5	3, 0	4, 5	6, 0	7, 5	9, 0	10, 5	12, 0	13, 5	15, 0	18, 0	21, 0	24, 0	27, 0
Сталь 40, HRC														
Сталь 40X, HRC														

7. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что такое прокаливаемость сталей? Какая разница между прокаливаемостью и закаливается сталей?
2. Какие существуют количественные критерии прокаливаемости конструкционных сталей?
3. Что подразумевается под закаленным слоем?
4. Какие внешние и внутренние факторы влияют на прокаливаемость сталей?
5. В каких случаях необходимо знание 50 % прокаливаемости или 95 % прокаливаемости?

Лабораторная работа № 7

Микроанализ сплавов на основе меди

Цель работы

Цель работы — научить учащихся самостоятельно проводить микроанализ меди, латуней и бронз.

В процессе выполнения работы учащиеся должны изучить микроструктуры меди, латуней и бронз в связи с диаграммами состояния.

Приборы, материалы и инструмент

Для проведения работы необходимо иметь: металлографический микроскоп; коллекцию микрошлифов меди, латуней и бронз; циркуль и линейку.

Микроструктура меди

Микроструктура деформированной и отожженной меди дана на рис. 1. Структура — зернистая, с наличием двойников.

Кислород с медью образует соединение Cu_2O (закись меди). По диаграмме состояний системы медь—кислород (рис. 2), при содержании кислорода 0,39% (3,4% Cu_2O) образуется эвтектика $\text{Cu—Cu}_2\text{O}$.

В меди, недостаточно раскисленной при выплавке, сохраняются включения закиси меди. На рис. 3 дана микроструктура литой меди (нетравленный шлиф), соответствующая по диаграмме состояний системы медь—кислород эвтектическому сплаву.



Рис. 1. Микроструктура деформированной и отожженной меди; травление солянокислым раствором хлорного железа (x200)

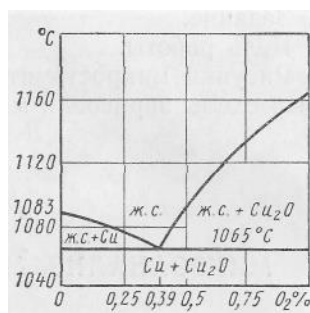


Рис. 2. Диаграмма состояния медь—кислород

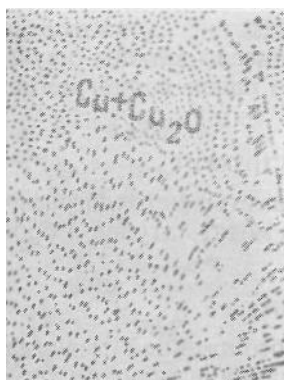


Рис.3. Микроструктура меди, содержащей 0,39% кислорода — эвтектика
Cu — Cu₂O (X250); шлиф нетравлен

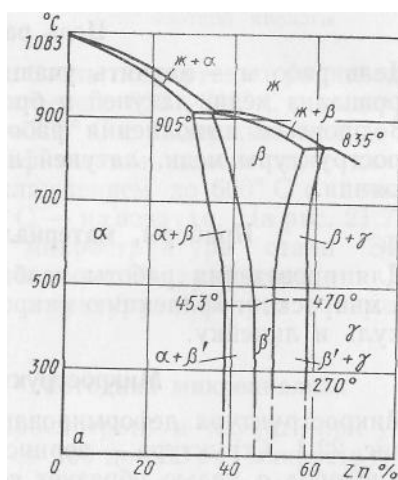


Рис. 4. Диаграмма состояния медь —цинк

Микроструктура латуней

Диаграмма состояний системы медь—цинк дана на рис. 4. Практическое применение находят однофазные латуни с содержанием цинка до 39% (α -латуни) и двухфазные латуни с содержанием цинка от 39 до 45% ($\alpha + \beta'$ -латуни).



Рис. 5. Микроструктура α -латуни: *a* — литая (X250); *б* — деформированная и отожженная (X100); травление солянокислым раствором хлорного железа

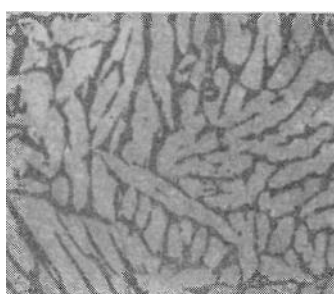


Рис. 6. Микроструктура литой $\alpha + \beta$ -латуни с 40% цинка (типа Л62) (x150); травление солянокислым раствором хлорного железа

Микроструктура α -латуней. Микроструктура α -латуни с содержанием 30% цинка (Л70) дана на рис. 5.

Микроструктура литой α -латуни (рис.5, *a*) имеет дендритное строение. Светлые участки — дендриты, богатые медью, затвердевшие первыми из жидкого состояния; темные участки — междендритные пространства, обогащенные цинком.

Микроструктура деформированной и отожженной α -латуни (рис.5, *б*) имеет зернистое строение и характерные полосы двойников.

Вследствие различной ориентировки зерен (анизотропии) они травятся с разной интенсивностью, поэтому получают различную окраску.

Микроструктура $\alpha + \beta$ -латуней. Границей между однофазной α -латунью и двухфазной $\alpha + \beta$ -латунью является 39% цинка (см. рис. 4).

Микроструктура $\alpha + \beta$ -латуни с содержанием цинка 40% в литом состоянии дана на рис. 6. Структура похожа на видманштеттову структуру литой стали.

Микроструктура сложных (многокомпонентных) латуней. Микроструктуры некоторых сложных латуней приведены на рис. 7.

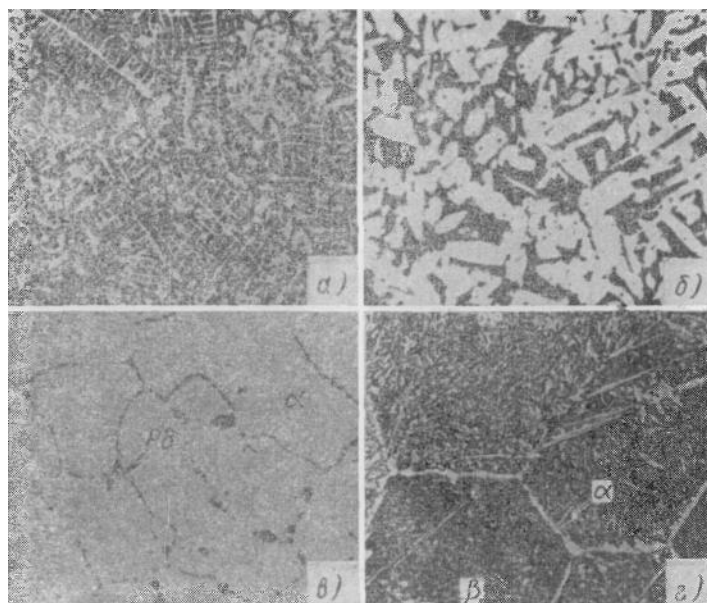


Рис. 7. Микроструктуры сложных (многокомпонентных) латуней:

a — литая алюминиевая латунь ЛА77-2 (Х75), дендриты α -твердого раствора;

б — литая железомарганцовистая латунь ЛЖМц 59-1-1, Х 250, α - и β -фазы.

Мелкие точки на α -фазе — включения железа; *в* — свинцовистая литая латунь ЛС74-3, Х250. По границам зерен α -твердого раствора видны темные включения свинца; *г* — литая алюминиево-никелевая латунь типа ЛАН59-3-

2, Х250. Темные кристаллы — β -фаза, на фоне которых видны светлые выделения α -фазы, образующиеся при распаде β -кристаллов; травление солянокислым раствором хлорного железа

Микроструктура бронз

Микроструктура оловянной бронзы. Часть диаграммы состояния системы Cu—Sn дана на рис. 8. Сплошная линия *Abdq* характеризует состояние, получающееся при очень медленном охлаждении или отжиге

после отливки; такие условия при обычной отливке не достигаются. Пунктирная линия $Ab'h$ характеризует состояние, которое получается в обычных условиях отливки. Штрих-пунктирная линия dg характеризует состояние, получающееся при очень длительном (тысячи часов) отжиге.

При содержании до 6—7% Sn (левее точки h на рис. 8) микроструктура литой бронзы состоит из неоднородного твердого α -раствора; строение дендритное (рис. 9, a). На микроструктуре темные места (оси дендритов) более богаты медью, а светлые места (междудендритные пространства) более богаты оловом.

Микроструктура этой бронзы после отжига представляет однородные по составу зерна твердого α -раствора (рис. 9, b).

При содержании больше 6—7% Sn (правее точки h на рис. 8), но меньше 14% (левее точки q), например при содержании 10% Sn, для равновесных условий должна быть структура твердого.

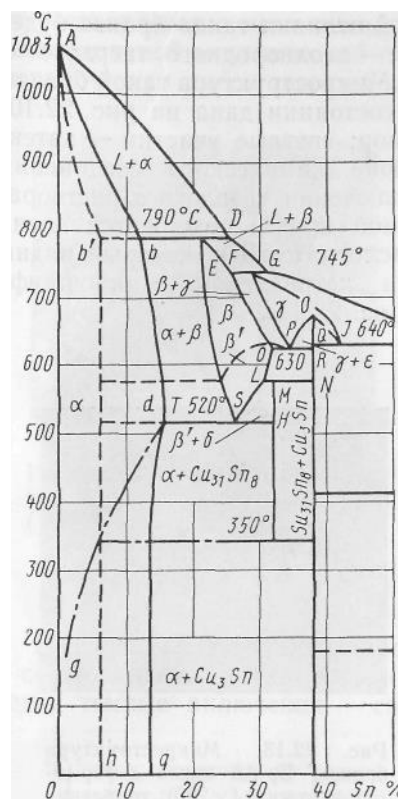


Рис. 8. Часть диаграммы состояния медь—олово

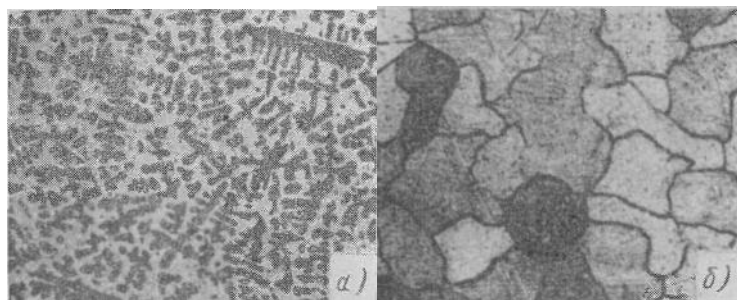


Рис. 9. Микроструктура оловянной бронзы с 5% олова; травление аммиачным раствором двойной соли хлористой меди и хлористого аммония:

a — литая (X300); *б* ~ после отжига (x 150)

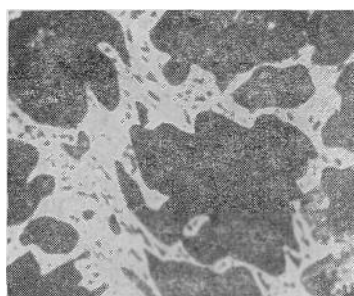


Рис. 10. Микроструктура литой оловянной бронзы с 10% олова (x1000); травление солянокислым раствором хлорного железа

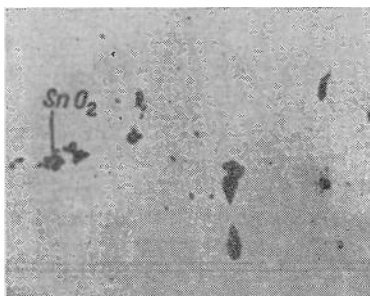


Рис. 11. Включения SnO_2 в литой оловянной бронзе, шлиф не травлен (x250)

является то, что растворимость бериллия в меди уменьшается с 2,7% при 866°C до 0,2% при 300°C . При закалке в воде с 800°C фиксируется неустойчивое состояние α -фазы или $\alpha + \beta$ -фаз, а при последующем старении $300\text{—}350^\circ \text{C}$ происходит выделение γ -фазы.

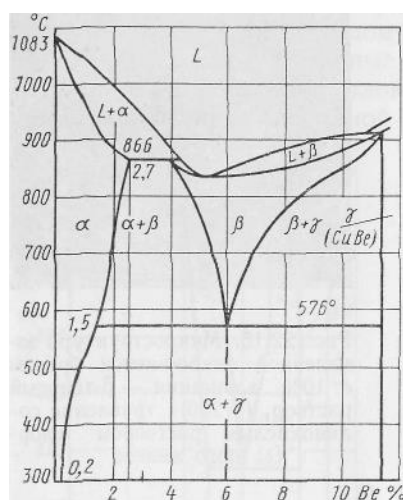


Рис. 18. Часть диаграммы состояния медь—бериллий

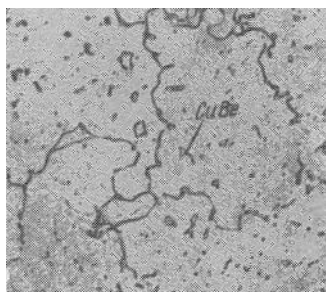


Рис. 19. Микроструктура бериллиевой бронзы Бр.Б2 после закалки и старения (X250); травление солянокислым раствором хлорного железа

На рис. 19 дана микроструктура бериллиевой бронзы Бр.Б2 с содержанием 2% бериллия, после закалки и старения. На фоне зерен твердого α -раствора видны мелкие светлые включения γ -фазы (CuBe).

Методика проведения микроанализа

1. Просмотреть и изучить при увеличениях от 200 до 500 раз микроструктуры меди, латуней и бронз.
2. Микроструктуры зарисовать в кругах диаметром ~ 60 мм или в квадратах размером $\sim 60 \times 60$ мм.
3. Под каждой зарисованной микроструктурой дать подпись с указанием наименования металла и сплава, марки, химического состава, обработки, наименования включений и структуры, увеличения.

4. На каждой зарисованной микроструктуре указать стрелками различные фазы и структурные составляющие и около стрелок, на полях, написать их наименование.

5. Изобразить диаграммы состояний (или их части) сплавов медь—кислород, медь—цинк, медь—олово, медь—свинец, медь—бериллий, провести на них вертикальные линии, соответствующие рассматриваемым сплавам и дать описание процессов, происходящих при охлаждении.

Составление отчета

Отчет о проведенной работе должен содержать следующее:

1. Задание.
2. Цель работы.
3. Рисунки включений и микроструктур с соответствующими пояснениями (пример схемы зарисовки микроструктуры показан на рис. 20).

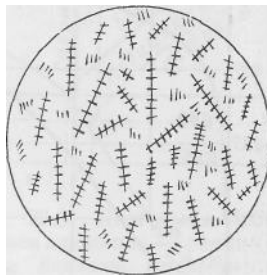


Рис. 20. Схема зарисовки микроструктуры литой оловянной бронзы с 5% олова — дендриты твердого α -раствора. Травление аммиачным раствором двойной соли хлористой меди и хлористого аммония (x300)

4. Диаграммы состояний (или их части) сплавов медь—кислород, медь—цинк, медь—олово, медь—свинец, медь—бериллий с указанием на них рассматриваемых сплавов и описанием происходящих процессов превращений при охлаждении.

Лабораторная работа № 8

Микроанализ сплавов на основе алюминия

Цель работы

Цель работы — научить учащихся самостоятельно проводить микроанализ алюминиевых и магниевых сплавов.

В процессе выполнения работы учащиеся должны изучить микроструктуры алюминиевых и магниевых сплавов в связи с диаграммами состояния.

Приборы, материалы и инструмент

Для проведения работы необходимо иметь: металлографический микроскоп; коллекцию микрошлифов алюминиевых и магниевых сплавов; циркуль и линейку.

Микроструктура алюминиевых сплавов

Микроструктура силумина. Силуминами называют сплавы алюминия с кремнием с содержанием 6—13% Si. При содержании 11,6% Si образуется эвтектика из кристаллов твердого раствора кремния в алюминии (α) и кристаллов кремния (Si) — $\alpha + \text{Si}$ (рис..1). Силумин с содержанием кремния, близким к эвтектическому составу (сплав АЛ2 с 10—13% Si), в основном состоит из эвтектики и небольшого количества избыточных кристаллов α или Si.

На рис..2, а дана микроструктура силумина с 12% Si (заэвтектический сплав). Структура состоит из кристаллов кремния (белые) и эвтектики $\alpha + \text{Si}$ грубого строения, в которой кремний находится в виде крупных игл. Силумин с такой структурой обладает низкими механическими свойствами.

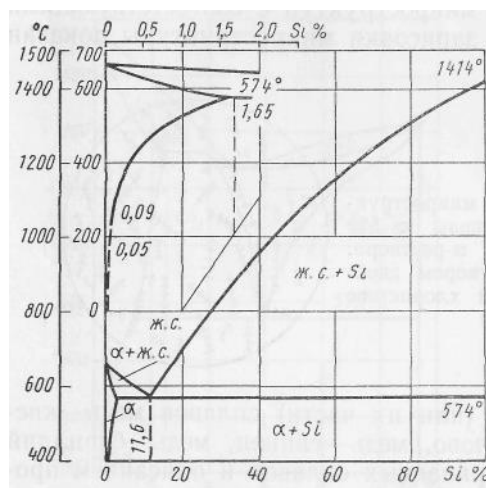


Рис..1. Диаграмма состояния алюминий— кремний



Рис. 2. Микроструктура алюминиевого сплава АЛ12 (x200); травление раствором фтористоводородной кислоты в воде: а — литье немодифицированное; б — литье модифицированное

Если в жидкий сплав перед его кристаллизацией ввести небольшое количество (0,01—0,1%) натрия, это приводит к измельчению включений кремния и значительному улучшению механических свойств силумина. Этот процесс искусственного регулирования размеров и формы называется модифицированием.

Характерным является то, что при модифицировании силумина натрием снижается температура кристаллизации кремния и эвтектики, точка эвтектики сдвигается вправо и заэвтектический сплав становится доэвтектическим (рис..3).

На рис..2, б дана микроструктура силумина с 12% Si после его модифицирования натрием. Структура этого сплава до модифицирования была заэвтектической, а после модифицирования стала доэвтектической.

Структура состоит из первичных дендритов твердого раствора кремния в алюминии (а) (белые) и эвтектики $\alpha + \text{Si}$ тонкого строения.

Микроструктура алюминиевомедных сплавов. Часть диаграммы состояний сплавов алюминий—медь до концентрации, отвечающей химическому соединению CuAl_2 , дана на рис. 4. Иначе ее можно назвать диаграммой состояний системы $\text{Al}—\text{CuAl}_2$.

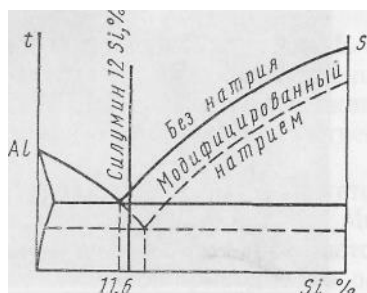


Рис. 3. Диаграмма состояния сплавов алюминий—кремний (пунктиром показано смещение линий после введения модификатора — натрия)

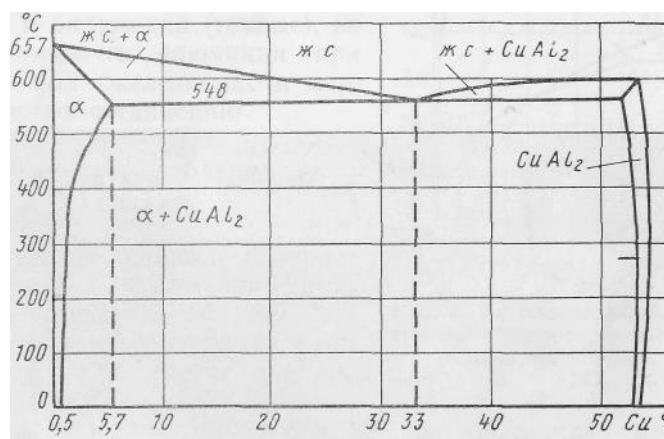


Рис. 4. Часть диаграммы состояния алюминий—медь

Алюминиевомедный сплав, например с 4% Си, имеет следующие микроструктуры:

а) после отжига — зерна твердого α -раствора меди в алюминии (0,1% Си) и точечные включения химического соединения CuAl_2 (рис. 5, а);

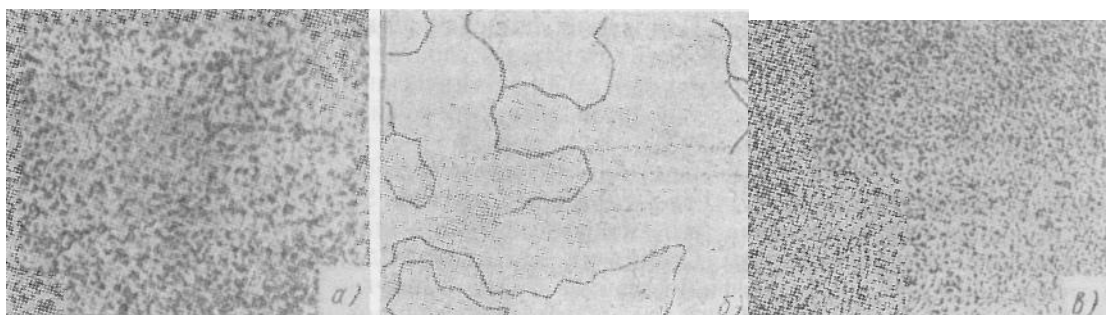


Рис. 5. Микроструктура алюминиевого сплава с 4% меди:

а — после отжига при 360° С; *б* — после закалки в воде от 530° С; *в* — после закалки в воде и искусственного старения при 250° С; травление раствором фтористоводородной кислоты в воде

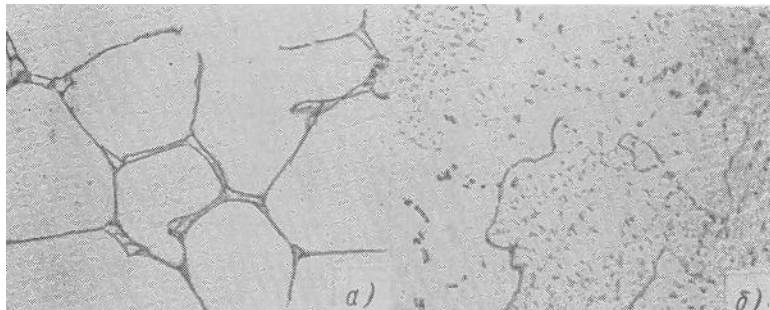


Рис. .6. Микроструктура дуралюмина Д1 (Х200); травление раствором фтористоводородной кислоты в воде: *а* — после отжига; *б* — после закалки в воде от температуры 540° С

б) после закалки в воде с 530° С — зерна твердого α -раствора (пересыщенного) меди в алюминии (4% Си) (рис..5, *б*).

При нагреве включения SiAl_2 растворились в алюминии, и быстрым охлаждением был зафиксирован пересыщенный твердый α -раствор;

в) после закалки и искусственного старения при 250° С — твердый α -раствор меди в алюминии и точечные мелкодисперсные включения химического соединения CuAl_3 (рис. 5, *в*); эти включения выделились из твердого α -раствора в процессе искусственного старения.

Микроструктура дуралюмина. Дуралюмин характеризуется следующим средним составом: 4% Си, примерно по 0,5% Mg, Mn, Si, Fe, остальное — алюминий. Такой дуралюмин называется нормальным (марка Д1). Наличие этих элементов приводит к образованию ряда фаз, растворимых при нагреве (упрочняющих), например CuAl_2 , Mg_2Si , Al_2CuMg (так называемая фаза S), и нерастворимых, например FeAl_3 , Cu_2FeAl (так называемая фаза N), $(\text{MnFe})\text{Al}_6$.

Микроструктура дуралюмина после отжига при 360° С (рис.6, *а*) состоит из твердого α -раствора и включений различных перечисленных выше фаз.

Микроструктура дуралюмина после закалки в воде от 510° С (рис..6, б) состоит из зерен пересыщенного твердого α -раствора (белые) и включений (темные), не растворимых в алюминии при нагреве фаз (железистых и марганцовистых соединений).

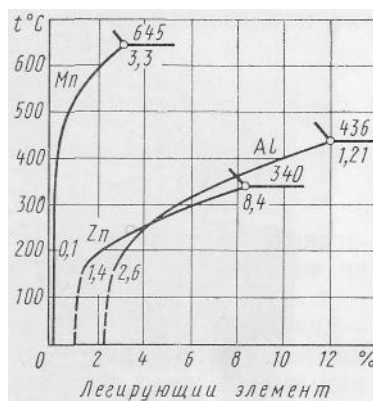


Рис. 7. Начальные области диаграмм состояния магния с различными элементами

Микроструктура магниевых сплавов

Магниевые сплавы содержат кроме магния также алюминий, цинк и марганец. На рис. 7 даны начальные области диаграмм состояний с алюминием, цинком, марганцем. Как видно, все эти элементы обладают ограниченной поэтому при определенном химическом составе магниевые сплавы способны подвергаться термической обработке (закалке и старению).

На рис.8, а дана микроструктура литейного магниевого сплава марки МЛ5 (7,5—9,0% Al; 0,2—0,8% Zn; 0,15—0,5% Mn; остальное — магний) после литья.

Структура состоит из α -твердого раствора сложного состава (светлое поле) и включений Mg_4Al_3 .

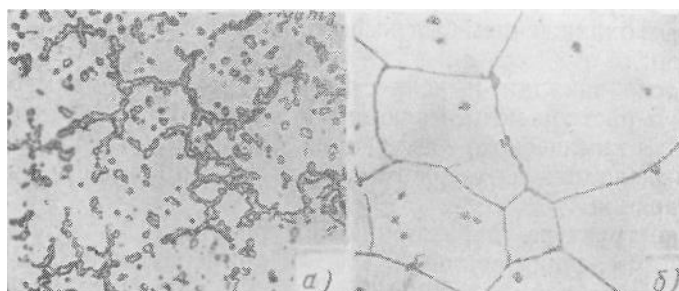


Рис..8. Микроструктура литейного магниевого сплава МЛ5:

а — после литья; б — после отжига и закалки (X250); травление раствором
щавелевой кислоты в воде

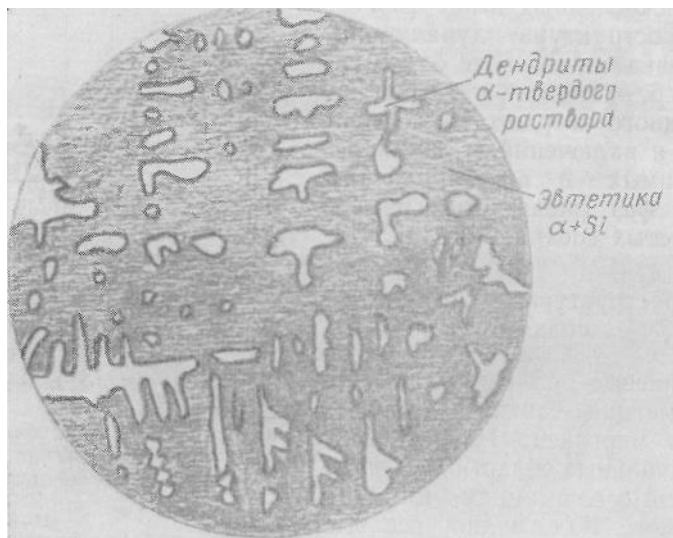


Рис. 9. Схема зарисовки микроструктуры алюминиевого сплава АЛ2, модифицированного натрием — дендриты твердого раствора кремния в алюминии (а) и эвтектика $\alpha + \text{Si}$. Травление раствором фтористоводородной кислоты в воде (x200)

Структура этого сплава (МЛ5) после диффузионного отжига при 360°C и закалки от $410\text{—}415^\circ \text{C}$ с охлаждением на воздухе приведена на рис. 8, б. Внутри и по границам зерен α -твердого раствора видны включения марганцевистой фазы и остатки нерастворившегося соединения Mg_4Al_5 .

Методика проведения микроанализа

1. Просмотреть и изучить микроструктуры алюминиевых и магниевых сплавов.
2. Микроструктуры зарисовать в кругах диаметром $\sim 60 \text{ мм}$ или в квадратах размером $\sim 60 \times 60 \text{ мм}$.
3. Под каждой зарисованной микроструктурой дать подпись с указанием наименования сплава, марки, химического состава, обработки, наименования структуры, увеличения.
4. На каждой зарисованной микроструктуре указать стрелками различные фазы и структурные составляющие и около стрелок, на полях, написать их наименование.

5. Изобразить диаграммы состояний (или их части) сплавов алюминий—кремний и алюминий—медь, провести на них вертикальные линии, соответствующие рассматриваемым сплавам, и дать описание процессов превращений, происходящих при охлаждении.

Составление отчета

Отчет о проведенной работе должен содержать следующее:

1. Задание.
2. Цель работы.
3. Рисунки микроструктур с соответствующими пояснениями (пример схемы зарисовки микроструктуры показан на рис. 9).
4. Диаграммы состояний (или их части) сплавов алюминий— кремний и алюминий—медь с указанием на них рассматриваемых сплавов и описанием происходящих процессов превращений при охлаждении.

Лабораторная работа № 9

Деловая игра: выбор материалов и термической обработки для деталей инструментального производства

1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

- 1.1. Ознакомиться с сущностью закалки стали и условиями ее технического применения
- 1.2. Определение оптимальной температуры нагрева под закалку углеродистых сталей.

2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Закалка – термическая обработка, заключающаяся в нагреве выше температуры фазовых превращений или температуры растворения избыточных фаз, в выдержке и последующем охлаждении со скоростью,

превышающей критическую. Способность стали повышать твердость в результате закали называется закаливаемостью.

Назначение закали – получение высокой твердости и прочности. Пластические свойства и вязкость после закали низкие.

Основные параметры закали – температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждения.

Температура нагрева и время выдержки должны быть такими, чтобы произошли необходимые фазовые превращения, например образование высокотемпературной фазы – аустенита.

Мартенситное превращение наблюдается при закатке в сталях. Оно происходит при очень быстром и непрерывном охлаждении в интервале температур начала (M_H) и конца (M_K) превращения, чтобы подавить возможные диффузионные процессы образования перлитных структур. На схеме диаграммы изотермического превращения аустенита (рисунок 1.) условно показана область мартенситного превращения. Условно, так как в подавляющем большинстве сталей мартенситное превращение в изотермических условиях не развивается.

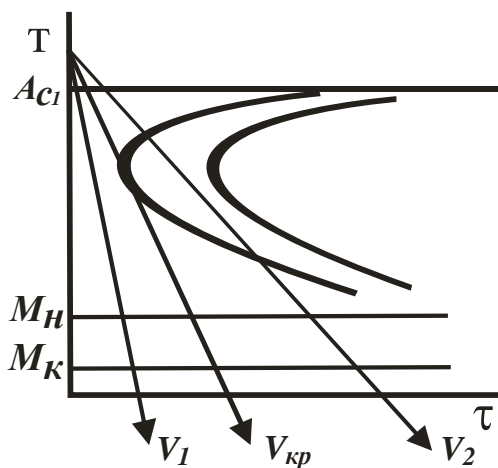


Рисунок 1. Диаграмма изотермического распада аустенита.

$$V_2 < V_{кр} < V_1$$

В углеродистых сталях, содержащих более 0,6 % С, при охлаждении до температуры 0 °С в структуре может оставаться некоторое количество аустенита (остаточный аустенит $A_{ост}$).

Минимальная скорость охлаждения, при которой аустенит превращается в мартенсит, называют критической скоростью заковки $V_{кр}$. Ее можно определить по диаграмме изотермического превращения аустенита (рисунок 1.), как касательную к С – образной кривой.

Критическая скорость охлаждения зависит от содержания углерода в стали (таблица 1)

Таблица 1 - Твёрдость стали, охлажденной с критической скоростью

Содержание углерода, %	Твердость НВ	Критическая скорость охлаждения, град/с
0,025	150	33000
0,2	352	1200
0,4	534	600
0,8	627	200

Скорость охлаждения в спокойной воде составляет 600 град/с, следовательно, минимальное содержание углерода в стали для заковки в воде должно быть не менее 0,4 %.

Мартенситное превращение – это бездиффузионный процесс, а *мартенсит* – это пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α – Fe. В процессе мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения углерод остается в твердом растворе, искажая кристаллическую решетку α - Fe, так как его растворимость в α - Fe значительно меньше, чем в γ – Fe. Мартенсит имеет тетрагональную пространственную решетку.

Свойства мартенсита сталей зависит от количества растворенного в нем углерода: с увеличением количества углерода возрастает твердость и хрупкость.

Для определения оптимальной температуры нагрева, позволяющей получить максимальную твердость стали при закалке, используют диаграмму состояния Fe - Fe₃C (рисунок 2).

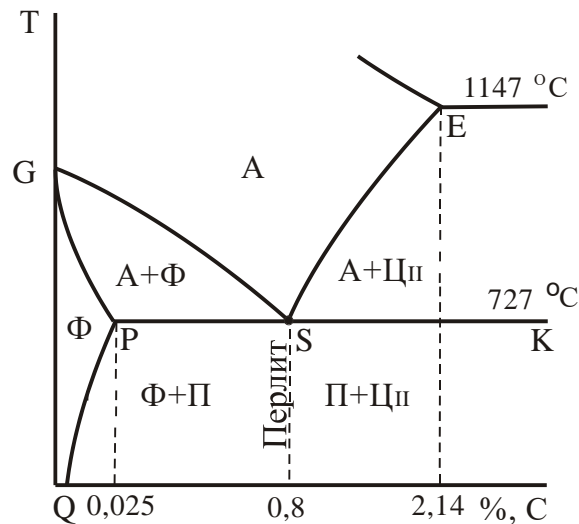


Рисунок 2 «Стальной участок» диаграммы состояния Fe - Fe₃C

На рисунке 2 линии означают совокупность критических температур и при нагреве обозначаются следующим образом: линия PSK - A_{C1} , линия GS - A_{C3} , линия ES - A_{cm} .

Нагрев доэвтектоидной стали ниже A_{C3} , но выше A_{C1} приводит к неполной закалке. Аустенит, после резкого охлаждения, превратится в мартенсит, но наряду с мартенситом, сохраняются не претерпевшие превращения при нагреве зерна мягкого феррита (80 HB). Нагрев до температуры значительно выше A_{C3} , может вызвать перегрев или пережог.

Следовательно, оптимальная температура нагрева под закалку - $A_{C3} + 30 \div 50$ °C.

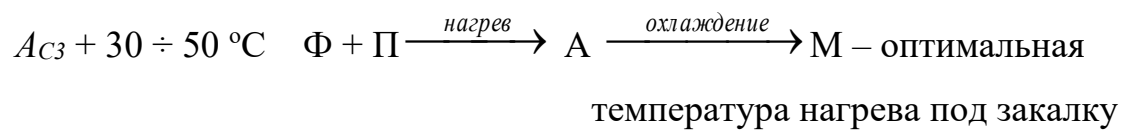
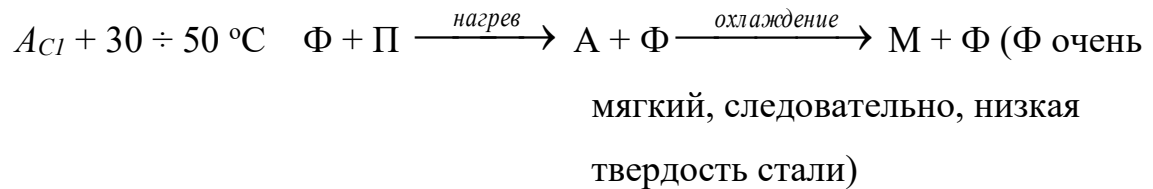
Нагрев заэвтектоидной стали под закалку ниже A_{C1} не вызовет образования аустенита и, следовательно, резкое охлаждение не приведет к закалке.

Сталь остается относительно мягкой. Нагрев выше A_{cm} вызовет растворение цементита вторичного, рост зерна аустенита и, как следствие,

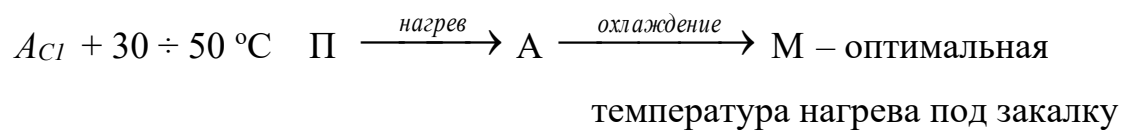
понижение твердости после закалки. Поэтому оптимальной температурой нагрева под закалку является температура $A_{Cl} + 30 \div 50$ °С.

Схемы превращений углеродистых сталей при нагреве и закалке:

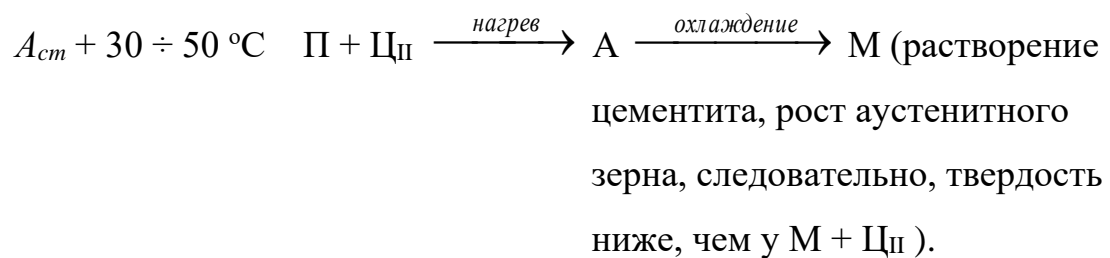
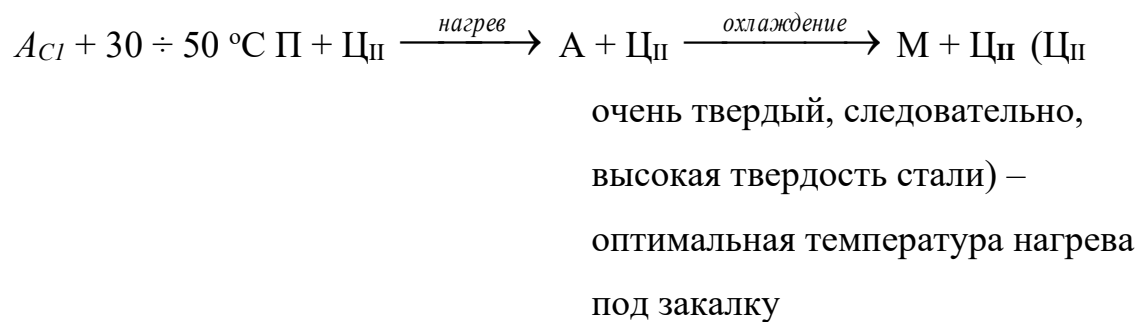
Доэвтектоидные стали:



Эвтектоидные стали:



Заэвтектоидные стали:



Существует два вида закалки – *объемная и поверхностная*. При объемной закалке закаливается весь объем изделия (сквозная закалка), а при поверхностной – только поверхностные слои. Для объемной закалки в зависимости от температуры нагрева различают полную закалку (структура после закалки - мартенсит) и неполную закалку (в структуре помимо мартенсита сохраняется вторая фаза – Ф или Ц).

3. ОБЪЕКТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ, ОБОРУДОВАНИЕ

Объекты исследования – стали Ст3, 40, У10 в отожженном состоянии. Термическую обработку проводят в камерных печах. Измерения твердости проводят на приборах типа ТК.

4. ЗАДАНИЕ НА РАБОТУ

1. Провести измерения твердости образцов в отожженном состоянии;
2. Провести закалку сталей от 700, 750, 850и 920 °С;
3. Провести измерения твердости образцов в закаленном состоянии;
4. Определить структуру сталей в закаленном состоянии.

5. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Ознакомиться с краткими сведениями из теории.
2. Измерить твердость образцов, изготовленных из сталей Ст3, 40, У10 в отожженном состоянии. Полученные результаты занести в таблицу 2.
3. Нагреть образцы всех марок стали до температур 700, 750 850и 920 °С, выдержать в печи 20 мин. и закалить охлаждением в воде.
4. Методом Роквелла (ГОСТ 9013-59) измерить твердость образцов после закалки и результаты измерений занести в таблицу 2. Полученные

значения твердости перевести в НВ, используя специальную таблицу перевода значений твёрдости, определяемой различными методами.

5. Указать предполагаемую структуру сталей Ст3, 40, У10, полученную в результате закалки от различных температур.

6. Построить график зависимости твердости НВ от температуры нагрева под закалку сталей.

7. Проанализировать изменения структуры и твердости сталей в зависимости от температуры нагрева под закалку и марочного химического состава исследуемых образцов.

8. Сделать выводы по работе и подготовить отчет.

6. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

1. Цель работы;

1. Краткие теоретические сведения;

2. Результаты измерений;

3. График зависимости твердости НВ от температуры нагрева под закалку $T_{\text{зак}}$;

4. Выводы по работе.

Таблица 2 – Результаты измерений

Марка стали	НВ стали после отжига	Т _{зак} , °С	Твердость стали после закалики			Микроструктура стали после закалики
			HRB	HRC	НВ	
Ст3		700				
		750				
		850				
		920				
40		700				
		750				
		850				
		920				
У10		700				
		750				
		850				
		920				

7. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Что такое мартенсит? Какие условия его образования? Какая кристаллическая решетка у мартенсита?
2. Какая структура будет у доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной сталей после полной и неполной закалики?
3. Как влияет содержание углерода в стали на выбор скорости охлаждения?
4. С какой скоростью следует охлаждать сталь, чтобы она закалилась?

Лабораторная работа №10

Неметаллические материалы.

Часть 1. построение термомеханических кривых полимеров

1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ:

1. Освоить методику снятия термомеханических кривых на приборе Вика.
2. Определить температуры переходов: температуру стеклования и температуру текучести для термопластичных полимеров.

2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Различия в свойствах полимеров обусловлены структурой их макромолекул, которые представляют собой цепочки, состоящие из отдельных звеньев. Длина цепи в несколько тысяч раз больше их поперечного сечения, поэтому макромолекулам полимера свойственна гибкость, которая является одной из отличительных особенностей полимеров. Макромолекулы полимеров могут иметь линейную, разветвленную или сетчатую структуру (рисунок 1).

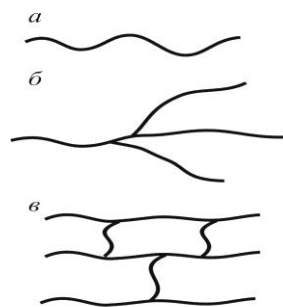


Рисунок 1. Структура макромолекул в полимерах:

а - линейная, б – разветвленная, в - сетчатая

Внутри макромолекулы между атомами во всех трех случаях действуют прочные ковалентные связи. У полимеров с линейной и разветвленной структурой, к которым относятся термопласты, между макромолекулами

действуют непрочные Ван-дер-Ваальсовы связи, то позволяет им при нагреве расплавляться до высоковязкой жидкости, а при охлаждении восстанавливать свои свойства. У полимеров с сетчатой структурой – реактопластов - между макромолекулами действуют главным образом прочные ковалентные связи, что лишает их способности размягчаться при повышении температуры. При достижении достаточно высокой температуры они разрушаются.

Механические свойства полимеров (упругие, прочностные) зависят как от их физической структуры, так и физического состояния, температуры и т.д. Полимеры могут находиться в трех физических состояниях: стеклообразном, высокоэластическом и вязкотекучем. Основной причиной изменения состояния является тепловая энергия, которая приводит в колебание цепи макромолекул.

Для оценки основных технологических и эксплуатационных свойств полимеров необходимо знать температурные области перехода полимеров из стеклообразного состояния в высокоэластическое и из высокоэластического в вязкотекучее. Обнаружить эти физические изменения возможно с использованием термомеханического метода, сущность которого заключается в определении деформируемости полимера под действием неизменной и малой по величине нагрузки.

Каждому физическому состоянию соответствует свой тип деформации. В стеклообразном состоянии наблюдается только упругая деформация $\epsilon_{упр.}$. Атомы, входящие в состав молекулярной цепи, совершают колебательное движение около положения равновесия: движения звеньев и перемещение макромолекул не происходит. Выше температуры стеклования к этой деформации добавляется высокоэластическая составляющая $\epsilon_{вэл.}$, которая превосходит упругую составляющую в тысячи раз. Рост деформации здесь объясняется распрямлением длинных и запутанных макромолекул.

В вязкотекучем состоянии выявляется еще одна составляющая деформации – вязкая $\epsilon_{вяз.}$, которая обуславливает развитие необратимой деформации, связанной с перемещением макромолекул относительно друг

друга. В общем случае деформация термопластичного полимера состоит из трех составляющих, которые играют различную роль при низких и высоких температурах:

$$\varepsilon = \varepsilon_{\text{упр.}} + \varepsilon_{\text{вэл.}} + \varepsilon_{\text{вяз.}}$$

Произведя измерения деформации образца при различных температурах, можно получить ее температурную зависимость, которая характеризуется термомеханической кривой. Основными параметрами термомеханического метода являются тип осуществляемой деформации, режим нагрева, величина прилагаемого напряжения и характер его воздействия (прерывный или непрерывный).

На рисунке 2 представлены термомеханические кривые полимеров. Кривая типа I характерна для термопластичного полимера - винипласта, который с изменением температуры испытаний может находиться в трех физических состояниях, что соответствует трем участкам термомеханической кривой. Переход из одного физического состояния в другое называется температурным переходом, а средние температуры переходных областей - температурами переходов.

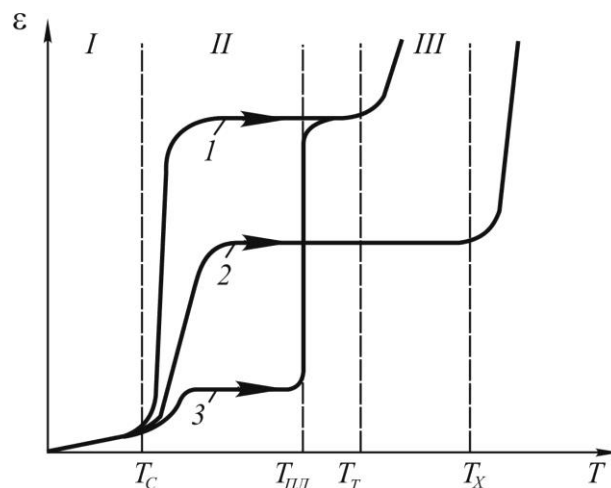


Рисунок 2. Типичные термомеханические кривые некристаллического линейного (1), сетчатого (2) и кристаллического (3) полимеров: I, II, III – зоны, соответственно, стеклообразного, высокоэластического и вязкотекучего состояний некристаллического и кристаллического полимеров; T_c , $T_{пл}$, T_t , T_x – температуры, соответственно, стеклования, плавления, текучести и начала химического разложения

Одними из основных характеристик полимеров являются температуры переходов: температура стеклования T_c , температура текучести T_t и температура плавления $T_{пл}$, которые определяют оптимальные температурные режимы эксплуатации полимерных материалов и их переработки в изделия разными методами.

В машиностроении полимеры используются, как правило, в стеклообразном (ниже T_c) и высокоэластическом (ниже T_t) состояниях. Переработка их в изделия методами литья под давлением, экструзии (выдавливания) или горячей штамповки осуществляется в вязкотекучем (выше T_t) и, реже, в высокоэластическом состояниях.

Кривая 2 характерна для полимера с линейной структурой макромолекул, который вплоть до температуры плавления $T_{пл}$ находится в твердом состоянии. При температуре $T_{пл}$ этот термопластичный материал плавится и деформация скачкообразно возрастает.

3. МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЙ

Методика снятия термомеханических кривых термопластичных материалов основана на измерении их деформаций, возникающих в результате периодического вдавливания цилиндрического наконечника с постоянной силой в образец, нагреваемый со скоростью 1-2 °С/мин. Для снятия термомеханических кривых используется прибор Вика (подробное описание которого дано в предыдущей работе). Образцы деформируют при напряжении, равном 0,2-0,3 МПа. Нагружение цилиндрического индентора с площадью основания 1 мм² проводят в течение 10 с через каждые 10 °С (для термостойких полимеров) или через 5 °С (для менее термостойких полимеров), начиная с комнатной температуры, а фиксируют достигаемую при данной температуре за это время деформацию с помощью индикатора часового типа.

Для испытания используют цилиндрические (или квадратные) образцы диаметром (стороной) 10-20 мм и толщиной 6-8 мм. При испытании пленочных материалов образцы получают путем набора пакета соответствующей толщины. Для получения стабильных данных для различных образцов из одного и того же материала изготавливают образцы одинаковых размеров.

Испытания проводят в жидкостном термостате в качестве теплопередающей жидкости могут быть использованы трансформаторное масло, глицерин и другие жидкости, которые не оказывают влияния на измеряемую величину. Температуру в процессе измерений фиксируют по показаниям термометра с точностью $\pm 1,0$ °С.

По данным измерения деформации строят кривую зависимости деформация-температура и определяют графически по перегибам на термомеханической кривой температуры переходов: температуру стеклования T_c , температуру текучести T_t и температуру плавления $T_{пл}$.

4. ОБЪЕКТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ, ОБОРУДОВАНИЕ

Образцы: образцы термопластичных полимеров: полиметилметакрилат (оргстекло), поливинилхлорид, полистирол.

Оборудование и материалы: измерительный инструмент - штангенциркуль; прибор Вика, термостат, термометр.

5. ЗАДАНИЕ НА РАБОТУ

1. Подготовить образцы для испытаний;
2. На основании полученных данных построить термомеханическую кривую для каждого полимерного материала.

6. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Измерить высоту образца h_0 с точностью до 0,1 мм.
2. Образец из пластмассы установить на основании штатива прибора под ненагруженным индентором таким образом, чтобы индентор находился в центре или на расстоянии не менее 3 мм от края образца.
3. Прибор Вика с образцом погрузить в жидкостной термостат. Стрелка индикатора перемещений должна соответствовать нулевому положению.
4. Включить термостат с терморегулирующим устройством, задав скорость повышения температуры 1-2 °С/мин.
5. Начиная с комнатной температуры через каждые 5-10 °С в зависимости от материала, производить деформирование образца в течение 10 с при напряжении 0,3 МПа, фиксируя при этом показания индикатора по проникновению индентора вглубь образца на величину Δh (мм). Относительная деформация ε образца при вдавливании индентора определяется по формуле $\varepsilon = \frac{\Delta h}{h_0} 100\%$, где h_0 - исходная высота образца, когда сжимающая нагрузка равна нулю.
6. Измерения прекращают по достижении температуры плавления

полимера, о чем свидетельствует резкое увеличение деформации образца.

7. Изменение деформируемости образцов остальных полимерных материалов в процессе нагрева провести согласно пп. 1-6. Результаты измерений занести в таблицу.

8. На основании получения данных построить термомеханическую кривую для каждого полимерного материала и по перегибам на кривой $\varepsilon = f(T)$ определить температуры переходов: температуру стеклования T_c , температуру текучести T_T и температуру плавления $T_{пл}$

Таблица Показатели деформируемости полимеров при нагреве и их температуры перехода

№ п/п	Полимерный материал	Температура, °С										Темпера- тура стеклования, Тс, °С	Темпера- тура текучести, Тт, °С	Темпера- тура плавления, Тпл, °С
		Деформация ε, %												

5. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

В отчете необходимо описать сущность термомеханического метода, привести схему деформирования образца, данные об исследуемом материале. Отчет должен включать таблицу и построенные термомеханические кривые для различных материалов. Анализируя полученные данные по температурам перехода, составить рекомендации по температурному режиму эксплуатации изделий из полимеров и их переработки.

6. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Как влияет структура макромолекулы полимеров на их физико-

механические свойства?

2. Дать краткую характеристику физических состояний полимера.
3. В чем заключается сущность термомеханического метода?
4. Что называется термомеханической кривой?
5. Как определить температуры переходов полимеров? Какую информацию они дают о технологических и эксплуатационных свойствах?

Часть 2.

Термическое расширение материалов. Определение величины температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР)

1. ЦЕЛЬ РАБОТЫ

1. Изучить методику измерения величины ТКЛР на индикаторном дилатометре.
2. Определить величины ТКЛР металлических и неметаллических материалов.

2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

Теплофизические свойства материалов имеют важное значение для определения практической их ценности. Вследствие теплового расширения возможно возникновение термических напряжений в местах сопряжения деталей или слоев из разнородных материалов, что может привести к возникновению трещин и разрушению элементов конструкций. ТКЛР традиционных материалов (стали, алюминия, бронзы, латуни) и полимерных материалов отличаются в среднем в 10 раз, что создает серьезные трудности при конструировании и эксплуатации биматериалов, где неизбежным является непосредственный контакт материалов с различными ТКЛР. Однако значение ТКЛР полимеров можно резко понизить как за счет введения

наполнителей, так и за счет изменения структуры полимера. В таких случаях стремятся по возможности к максимально близости теплофизических характеристик сопрягаемых материалов во всем интервале технологических и эксплуатационных температур.

Реакция материала на тепловое воздействие связана с внутренними структурно-молекулярными перестроениям. Так, при нагревании металлов вследствие увеличения межатомного расстояния в кристаллической решетки увеличивается объем тела и уменьшается плотность. Тепловое расширение твердых тел численно характеризуется температурным коэффициентом объемного расширения. Непрерывное расширение при нагреве описывается формулой

$$V_1 = V_0(1 + \beta(T_1 - T_0)) \quad (1)$$

где V_0 и V_1 — объем тела при начальной и конечной температурах T_0 и T_1 соответственно; β — коэффициент объемного расширения.

Различают средний коэффициент расширения, относящийся к некоторому интервалу температур,

$$\bar{\beta} = \frac{V_1 - V_0}{T_1 - T_0} \cdot \frac{1}{V_0} \left[\frac{1}{\text{град}} \right] \quad (2)$$

и истинный коэффициент расширения, определенной температуре,

$$\beta = \frac{1}{V} \frac{dV}{dT} \left[\frac{1}{\text{град}} \right] \quad (3)$$

Поскольку использовать пикнометрический или гидростатический метод при повышенных температурах нельзя, на практике измеряют изменения линейных размеров и затем вычисляют соответствующие изменения объема.

Длина образца изменяется при нагреве так, что

$$l_1 = l_0[1 + \alpha(T_1 - T_0)], \quad (4)$$

где l_1 и l_0 — длина образца при начальных и конечных температурах T_1 и T_0 ; α — коэффициент линейного расширения.

При этом истинное и среднее значения термического коэффициента линейного расширения (ТКЛР) определяют соответственно, как

$$\alpha = \frac{1}{l} \frac{dl}{dT} \left[\frac{1}{\text{град}} \right]; \quad (5)$$

$$\bar{\alpha} = \frac{1}{l_0} \cdot \frac{l_1 - l_0}{T_1 - T_0} \left[\frac{1}{\text{град}} \right] \quad (6)$$

Для изотропных в отношении теплового расширения материалов с кубической кристаллической решеткой линейный и объемный коэффициент расширения связаны зависимостью $\beta = 3\alpha$, $\bar{\beta} = 3\bar{\alpha}$, что позволяет рассматривать их как равноценные характеристики.

Для анизотропных материалов некубических систем расширения по различным кристаллографическим направлениям в общем случае неодинаково. Если обозначить коэффициент вдоль главной кристаллографической оси α_{\parallel} , а для направления, перпендикулярному главному α_{\perp} , связь между коэффициентом объемного расширения β и линейными коэффициентами α_{\parallel} и α_{\perp} выразится: $\beta = \alpha_{\parallel} + 2\alpha_{\perp}$.

Монотонное плавное изменение размеров тела при нагревании характерно только для температурных интервалов, где отсутствуют фазовые превращения, так как фазовые превращения сопровождаются скачкообразным изменением удельного объема и величины ТКЛР.

Изучением изменения размеров тел, связанных с нагревом и охлаждением, занимается дилатометрия, а специально

высокочувствительные приборы, служащие для исследования теплового расширения, называются дилатометрами.

Методы определения коэффициентов термического расширения можно разделить на две основные группы:

1. Абсолютные методы измерения ТКЛР, когда изменения длины Δl при изменении температуры на величину ΔT измеряются независимо от теплового расширения измерительного устройства или держателя образца.
2. Относительные методы измерения, основанные на сравнении коэффициента расширения исследуемого материала с коэффициентом эталонного вещества.

Непосредственное измерение изменения длины образца в процессе нагрева абсолютным методом относится к сравнительно сложным метрологическим задачам, что ограничивает его применение.

Относительные методы получили широкое распространение в лабораторной практике. Их применяют как для определения ТКЛР, используемых в инженерных расчетах, так и для исследования фазовых превращений. По изменению коэффициента термического расширения полимерного материала и его температурной зависимости можно судить о процессах перестройки молекулярной структуры, процессов полимеризации и структурного стеклования.

Большинство относительных методов основано на применении измерительного устройства, состоящего из цилиндрического образца 3, помещенного в трубку 1 (рис. 1).

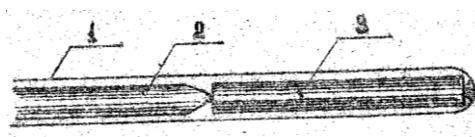


Рис.1. Схематическое изображение измерительной трубки дилатометра.

В процессе измерений сравнивают величину термического расширения образца из исследуемого материала с тепловым расширением трубки, в которой он помещается. Трубку изготавливают из эталонного вещества, которое обладало бы низким и постоянным ТКЛР в широком диапазоне температур. Таким материалам может служить плавленный кварц, который имеет постоянный коэффициент линейного расширения, составляющий $(0,55-0,56) \cdot 10^{-6} K^{-1}$ в интервале температур от 0 до 1100 °С.

При измерениях образец 3 помещают в трубку 1 с запаянным дном так, чтобы между образцом и стенками трубки сохранялся небольшой зазор. Нижнюю часть трубки с образцом помещают в нагревательную печь или ванну таким образом, чтобы температура по длине образца была постоянной. Верхняя часть трубки 1 выведена из нагретой зоны и может иметь комнатную температуру. Над образцом в трубке помещают кварцевый шток толкатель 2, который находится в тех же температурных условиях, что и окружающая его часть трубки, и их тепловое расширение одинаково. Таким образом, относительное смещение верхнего торца стержня и края трубки определяется только разностью удлинений образца и окружающей его нижней части трубки, находящихся в изотермической камере. Зная коэффициент линейного расширения материала трубки (плавленный кварц), легко рассчитать ТКЛР исследуемого материала.

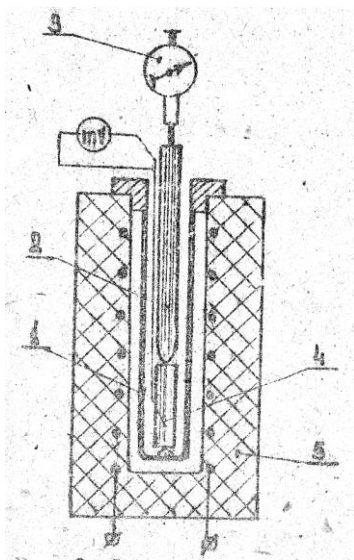


Рис.2. Схематическое изображение индикаторного дилатометра.

Простейшим прибором для измерений термического расширения является индикаторный дилатометр (рис. 2). Прибор состоит из кварцевой трубки 1, толкателя 2, индикаторного микрометра 3 и изотермической камеры 5 (нагревательная печь, термостат с маслом). Температуру образца измеряют в печи термопарой 4, горячей спай которой вставлен в небольшое отверстие в образце; в термостате — термометром. Если при начальной комнатной температуре индикаторный микрометр показывает удлинение образца, равное нулю, то при повышенной температуре показания микрометра S будут определяться разностью удлинения образцов Δl_0 и кварцевой трубки Δl_T . Величина термического удлинения образца при этом может быть представлено выражением

$$\Delta l_0(T) = \Delta l_T(T) + S(T), \quad (7)$$

из которого получили величину ТКЛР

$$\alpha = \frac{1}{l_0} \frac{d(l_0)}{dT} = \frac{1}{l_0} \frac{d(l_T)}{dT} + \frac{1}{l_0} \frac{dS}{dT}, \quad (8)$$

где l_0 — начальная длина образца.

Первое слагаемое в правой части уравнения равно величине ТКЛР кварца. Поэтому окончательно выражение для коэффициента линейного расширения исследуемого образца материала будет иметь вид

$$\alpha = \alpha_k + \frac{1}{l_0} \frac{dS}{dT} \quad (9)$$

3. ОБЪЕКТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ, ОБОРУДОВАНИЕ

Образцы:

— образцы металлов, полимерных материалов.

Оборудование и материалы:

— измерительный инструмент

- штангенциркуль
- нагревательная печь
- термостат
- индикаторный дилатометр
- термометр

4. ЗАДАНИЕ НА РАБОТУ

Используя индикаторный дилатометр, определить термический коэффициент линейного расширения образцов металлических и неметаллических материалов.

Экспериментальные данные графически представить в виде $S = f(T)$. На кривой зависимости $S = f(T)$ выбрать достаточно линейный участок, тогда определяемое значение ТКЛР будет являться истинным значением для средней температуры температурного интервала:

$$\Delta S = S_2 - S_1; \Delta T = T_2 - T_1.$$

Расчет ТКЛР исследуемых материалов произвести по формуле (9).

5. ПОРЯДОК ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1. Измерить длину исследуемых образцов. Вставить образец в кварцевую трубку головки дилатометра. Далее головку дилатометра с металлическим образцом поместить в трубчатую печь, а с образцом полимерного материала — в термостат. Включить печь и термостат.
2. Произвести измерение показаний микрометра при нагреве в диапазоне температур от комнатной до 600 °С металлического образца с интервалом через 40 – 50 °С. При нагреве образца из полимерного материала измерение $S(T)$ выполнить через 10 °С в интервале температур от комнатной до 100 °С.

6. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

1. Значение $S(T)$ записать в виде таблицы, построить график для каждого исследуемого материала.
2. Найти значения ТКЛР металлов и неметаллических материалов.
3. Сопоставить значения ТКЛР исследуемых материалов и сделать выводы по работе.

7. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1. Насколько отличается порядок значений ТКЛР металлов и полимерных материалов?
2. Как можно понизить ТКЛР пластмасс?
3. Какова природа термического расширения?
4. Каков принцип устройства индикаторного dilatометра?
5. Какую физическую характеристику необходимо учитывать при конструировании и эксплуатации биматериалов и почему?

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Геллер, Ю. А. Материаловедение : учебное пособие для вузов / Ю. А. Геллер, А. Г. Раштадт ; под ред. А. Г. Рахштадта 6-е изд., перераб. и доп. Москва : Металлургия, 1989 450 с.: - ISBN 5-229-00228-X (в пер.)
2. Волков, Г. М. Материаловедение: учебник для вузов / Г. М. Волков, В. М. Зуев .— 2-е изд., перераб. — Москва: Академия, 2012 .— 447 с. : ил. — (Высшее профессиональное образование: Техника и технические науки) (Бакалавриат) .— ISBN 978-5-7695-8087-1 (в пер.) . 50 экз
3. Материаловедение : сборник. ч.1 / Удмуртский гос.ун-т .— Ижевск, 2006 .— 1 опт.диск.(CD ROM) .— (Электронная библиотека) .

4.Черкес, З.А. Машиностроительные материалы на основе железа. Металлургия чугуна и стали : учеб. пособие / З. А. Черкес ; ТулГУ .— Тула : Изд-во ТулГУ, 2010.— 196 с.: ил. — ISBN 978-5-7679-1708-2. 51 экз

5.Технология конструкционных материалов (Технологические процессы в машиностроении) : учебник для вузов : в 4 ч. / под общ. ред. Э. М. Соколова, С. А. Васина, Г . Г. Дубенского Ч. 1: Машиностроительные материалы / Е. М. Гринберг, Г. В. Маркова, В. А. Алферов Тула : Изд-во ТулГУ .2007.- 475с.— ISBN 978-5-7679-1056-4 (в пер.) . 21 экз.

6. Кербер, М.Л. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технологии: учеб. пособие для вузов / Кербер М.Л. [и др.]; под общ. ред. А.А.Берлина. — СПб.: Профессия, 2008 .— 560с. - ISBN 978-5-93913-130-8

7. Солнцев, Ю.П. Специальные материалы в машиностроении : учебник / Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин, В.Ю. Пиирайнен. — 2-е изд., испр. и доп. — Санкт-Петербург : Лань, 2019. — 664 с. — ISBN 978-5-8114-3921-8. — Текст : электронный // Электронно-библиотечная система «Лань» : [сайт]. — URL: <https://e.lanbook.com/book/118630> (дата обращения: 06.11.2019). — Режим доступа: для авториз. пользователей.