

КГЭУ

**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ**

**Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего образования
«Казанский государственный энергетический университет»**

**ИССЛЕДОВАНИЯ СТРОЕНИЯ, СВОЙСТВ
И ТЕХНОЛОГИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ
МАТЕРИАЛОВ**

Практикум

**Казань
2023**

УДК 620.22
ББК 30.3
И88

**Исследования строения, свойств и технологии металлических
И88 материалов** : практикум / составитель А. Е. Бунтин. – Казань : КГЭУ,
2023. – 67 с.

В практикуме изложено описание лабораторных работ по дисциплине «Исследования строения, свойств и технологии металлических материалов», посвященных исследованию структуры, свойств и технологий обработки сплавов.

Предназначен для обучающихся по образовательной программе направления подготовки 22.03.01 Материаловедение и технологии материалов, направленность (профиль) «Материаловедение и технологии материалов».

УДК 620.22
ББК 30.3

ВВЕДЕНИЕ

Материаловедение – наука о причинно-следственных связях между химическим составом, структурой и свойствами материалов, закономерностях их изменений вследствие внешних воздействий, а также путях получения материалов, улучшения их свойств и эффективности использования. Основным и наиболее многообразным разделом «Материаловедения» является «Металловедение», в котором объектами исследований являются металлические материалы. Основу производства металлических материалов заложили русские ученые: П.П. Аносов, Д.К. Чернов, А.А. Байков и Н.С. Курнаков. П.П. Аносов впервые в мире применил для изучения структуры металлов микроскоп, установил зависимость свойств металлов от кристаллического строения, раскрыл секрет производства булатной стали и заложил основы производства высококачественной стали. Д.К. Чернов открыл критические температуры фазовых превращений железоуглеродистых сплавов, разработал теорию термической обработки сталей, исследовал и дал описание стального слитка. А.А. Байков разработал теорию металлургических процессов и методы исследования свойств и химического состава металлов и сплавов. Н.С. Курнаков является основоположником физико-химического анализа металлов и сплавов. Он установил зависимость между составом, структурой и свойствами сплавов.

Металлические материалы принято разделять на две большие группы – черные и цветные металлы. К черным металлам обычно принадлежат железо и его сплавы (сталь, чугун, ферросплавы). Цветные металлы – это промышленное название всех остальных металлов. Широкое применение в строительстве и других областях техники металлических материалов связано с их ценным комплексом свойств – высокой прочностью, пластичностью, свариваемостью, электропроводностью и др., а также способностью упрочняться и улучшать другие свойства при термо-механических и химических воздействиях [1–3].

Цель издания практикума – оказание помощи обучающимся в ходе изучения дисциплины «Исследования строения, свойств и технологии металлических материалов», основанной на исследовании зависимости между составом, типом химической связи, строением и свойствами металлов и сплавов на их основе, закономерностей их изменения под воздействием внешних факторов (химических, тепловых, механических), способствуя формированию:

– знания состава, структуры, свойств металлических материалов, закономерности влияния на них внешних воздействий, технологий получения, обработки и переработки в изделия;

– умения осуществлять выбор сырья, материалов и технологий металлических материалов (ММ) исходя из заданных условий эксплуатации, назначать методику исследований структуры и свойств, по результатам макро- и микроанализа, механических испытаний выявлять фазовый состав, дефектность, морфологию, текстуру, технологию получения, свойства ММ;

– владения навыками анализа и обработки результатов исследований, прогнозирования свойств металлических материалов и выбора оптимальных технологических процессов, режимов их обработки и получения.

Описание каждой лабораторной работы включает в себя основные теоретические сведения по соответствующей теме, порядок выполнения лабораторной работы, указания по обработке полученных результатов и контрольные вопросы с целью проверки полученных теоретических знаний и закрепления практических навыков и умений.

ОБЩИЕ УКАЗАНИЯ ПО ВЫПОЛНЕНИЮ ЛАБОРАТОРНЫХ РАБОТ

Выполнение каждой лабораторной работы включает в себя:

1) самостоятельную подготовку к лабораторной работе, которая предполагает:

- наличие четкого представления о цели лабораторной работы;
- изучение теоретических основ по теме лабораторной работы посредством списка рекомендуемой литературы;
- знание схемы установки и метода измерения;
- понимание физической сущности ожидаемых результатов;
- наличие протокола измерений, содержащего таблицы для записи результатов измерений и основные расчетные формулы.

2) проведение эксперимента в соответствии с методическими указаниями, приведенными в каждой лабораторной работе;

3) оформление отчета о проделанной работе на одной стороне листа белой бумаги формата А4 (210×297 мм);

4) защиту лабораторной работы индивидуально с предоставлением отчета, включая ответы на контрольные вопросы.

Обучающиеся, не подготовившиеся к лабораторной работе в соответствии с приведенными выше требованиями, не допускаются к ее выполнению.

Лабораторная работа № 1

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ. ПРИГОТОВЛЕНИЕ МИКРОШЛИФОВ

Цель работы: изучить приборы и методы исследования строения металлов, научиться готовить образцы, анализировать и фиксировать макро- и микроструктуру.

Оборудование и материалы: отрезной станок, шлифовально-полировальный станок, металлографический микроскоп МИМ-7, микроскринер «Лабомет-М»; образцы и микрошлифы сплавов, абразивная бумага, полировочные пасты, растворы кислот.

Продолжительность работы – 4 ч.

Краткие теоретические сведения [4–6, 9, 10]

Методы исследования металлов. Основной целью любого метода исследования является получение детальной информации о строении и свойствах изучаемого материала. Чем больше и разнообразнее информация, тем точнее можно предвидеть поведение материала в реальных конструкциях и целенаправленнее изменять его свойства различными видами обработки.

По характеру получаемой информации методы исследования металлов и сплавов можно разделить на три группы:

1. Исследование механических свойств.
2. Исследование макро- и микроструктуры посредством металлографического анализа.
3. Физические методы исследования.

Процесс исследования металлов ведут методами первой группы, затем второй и далее третьей.

Определение механических свойств. Основными механическими свойствами металлов являются прочность, упругость, пластичность, твердость и вязкость. Механические свойства металлов определяют испытанием специальных образцов на соответствующих испытательных машинах.

В зависимости от характера действия нагрузки испытания могут быть статическими, динамическими, циклическими. При статических испытаниях нагружение проводится плавно, в отличие от резкого нагружения при динамических испытаниях. При циклических испытаниях изменяются направления действия нагрузки или ее величина, или оба фактора вместе.

К статическим испытаниям обычно относятся испытания на растяжение и сжатие, проводимые на разрывных машинах, и испытания твердости, проводимые на твердомерах Бринелля, Роквелла, Виккерса.

К динамическим испытаниям относятся испытания на удар, которые проводятся на маятниковых копрах, главным образом, на изгиб.

Циклические испытания проводятся на машинах с циклически изменяемой нагрузкой для определения сопротивляемости металлов усталостному разрушению.

Металлографический анализ. Металлографический анализ проводится с целью изучения влияния химического состава и различных видов обработки на структуру металла.

В металлографии – науке, изучающей структуру металлов и сплавов, – структура материала традиционно подразделяется на четыре уровня: макро- (10^{-1} м), микро- (10^{-4} м), суб- (10^{-7} м) и субмикроструктура (10^{-9} м).

В металлографическом анализе выделяют макро- и микроанализ.

Исследование макроструктуры (макроанализ). Макроанализ дает представление об общем строении металла и позволяет оценить его качество после различных видов обработки: литья, обработки давлением, сварки, термической и химико-термической обработки.

Не выявляя подробностей строения, макроанализ позволяет определить участки металла, требующие дальнейшего микроскопического исследования. Макроанализом можно определить нарушения сплошности металла: центральную пористость, свищи, подкорковые пузыри, трещины, непровары и газовые пузыри при сварке; дендритное строение, размеры и ориентацию зерен в литом состоянии; химическую неоднородность литого металла – *ликвацию* (исследуется макрошлиф); волокнистое строение деформированного металла; вид излома: вязкий, хрупкий, нафталинистый, камневидный и т. д.; глубину слоя после химико-термической обработки (исследуется излом).

Макроанализ проводят на продольных и поперечных макрошлифах (темплетах) и изломах. Для успешного выполнения макроанализа необходим выбор наиболее характерного для изучаемого изделия сечения или излома. Вырезанные темплеты подвергают механической обработке, химическому травлению и исследованию.

Методы макротравления подразделяют на три группы: глубокого травления; поверхностного травления; отпечатков. Структура, выявляемая глубоким травлением, слабо зависит от подготовки поверхности образца; поверхностное травление или метод отпечатков требует более тщательной

подготовки поверхности. Способы макроанализа различны в зависимости от состава сплава и задач, стоящих перед исследователем. Для многих марок стали, с целью выявления дефектов, нарушающих сплошность, применяют горячий (60–80 °С) 50 % водный раствор соляной кислоты. Темплеты травят в течение 5–45 мин до четкого выявления макроструктуры – это глубокое травление.

Химическую неоднородность стали (например, ликвацию фосфора, серы, свинца) определяют методом поверхностного травления и отпечатков.

При необходимости полного макроскопического исследования, а также определения нарушений сплошности металла и дефектов строения целесообразно придерживаться следующей последовательности: сначала травить образец реактивом поверхностного травления, затем снова шлифовать и определять распределение серы по отпечатку на фотобумаге, после чего производить глубокое травление для определения нарушений сплошности.

Микроскопический анализ (микроанализ). Микроскопический анализ заключается в исследовании структуры специально подготовленных образцов (микрошлифов) при увеличениях от 30–50 до 1500–2000 крат.

Микроанализ проводят с целью определения:

- количества, размеров и типа структурных составляющих;
- фазового состава сталей и других сплавов;
- связи химического состава, условий производства и обработки сплава с его микроструктурой и свойствами.

Физические методы исследования. Для изучения структуры металлов и сплавов используются различные физические методы, позволяющие на основании регистрации известных физических величин анализировать структуру и состояние вещества, а также выявлять характер превращений, протекающих в твердом теле под воздействием внешних причин (нагрев, охлаждение, деформация и др.).

К этим методам относятся электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ, резистометрический, дилатометрический, магнитный и другие методы.

Электронномикроскопический анализ относится к прямому методу наблюдения и изучения структуры вещества. Анализ проводится на просвечивающих (ПЭМ) и растровых электронных микроскопах (РЭМ). В растровых электронных микроскопах поверхность исследуемого образца облучается стабильным во времени тонко сфокусированным (диаметр до 5–10 нм) электронным зондом, совершающим возвратно-поступательное движение по линии или развертывающимся в растр. Растром называется совокупность близко расположенных параллельных линий движения зонда,

по которым зонд сканирует (обегают) выбранный участок на поверхности образца. При взаимодействии зонда с веществом образца в каждой точке поверхности происходит ряд эффектов, которые регистрируются датчиками. Эти эффекты служат основой для получения информации о строении исследуемых объектов. Изображение объекта формируется на экране электронно-лучевой трубки, с которого фиксируется на фотографическую пленку.

Рентгеноструктурный анализ основан на явлении интерференции рентгеновских лучей, отраженных от атомных плоскостей кристалла. Этот метод позволяет изучить фазовый состав сплава, определить степень совершенства кристаллов, их ориентировку, определить оптимальные режимы технологии изготовления и обработки разнообразных кристаллических материалов. В настоящее время наибольшее распространение в качестве рентгеновских аппаратов получили дифрактометры типа ДРОН-3М, которые позволяют регистрировать интенсивность отраженного рентгеновского излучения на диаграммную ленту самописца.

В данной лабораторной работе необходимо исследовать макро- и микроструктуру металлов и сплавов на их основе посредством металлографического анализа. Для проведения микроанализа необходимо приготовить специально подготовленный образец для микроскопического исследования – микрошлиф.

Приготовление микрошлифа обычно включает следующие основные операции:

- вырезку образцов и подготовку поверхности;
- шлифование;
- полирование;
- травление.

Выбор числа образцов, места вырезки и сечения материала, по которому проходит плоскость микрошлифа, определяется целью металлографического исследования, размерами, формой и особенностями структуры изучаемого объекта.

Наиболее удобны простые формы образцов следующих размеров: цилиндр или параллелепипед с диаметром или стороной основания 10–20 мм и высотой 10–15 мм. Образцы малых размеров (лента, проволока) или сложной конфигурации после вырезки для изготовления шлифов помещают в пластмассы или легкоплавкие сплавы, используя заливку или запрессовку в цилиндрические обоймы. Наиболее часто для холодной заделки шлифов используют эпоксидные смолы. Они обладают достаточной твердостью, малой объемной усадкой при отверждении и хорошо соединяются с большинством металлических образцов.

Обработку шлифа на плоскость производят с помощью напильника или наждачного круга. Затем производят шлифовку вручную или на шлифовальных станках. Шлифование осуществляют на 4–5 номерах наждачной бумаги, последовательно уменьшая размер абразива. Направление движения образца по наждачной бумаге при смене номера бумаги следует изменять на 90°, а шлифование на одном номере вести до исчезновения рисок от предыдущей шлифовальной бумаги. При смене номера бумаги следует удалять со шлифа частички абразива. После шлифования на последней бумаге шлиф тщательно промывают в воде, чтобы частички абразива не попали на полировальный круг.

При шлифовании очень мягких металлов в ряде случаев шкурку предварительно смачивают в керосине или натирают парафином (например, при изготовлении микрошлифов из алюминия), чтобы свести к минимуму вдавливание абразивных частиц в поверхность шлифов.

Полирование служит для удаления мелких рисок, оставшихся после шлифования, и получения гладкой зеркальной поверхности шлифа. Применяют механическое или электрохимическое полирование.

Механическое полирование производят на вращающемся круге с натянутым полировальным материалом (фетр, сукно, драп), на который непрерывно или периодически наносят очень мелкий абразив в виде суспензии в воде. В качестве абразивов применяют оксид хрома, оксид алюминия и оксид железа. Все более широкое использование находят полировальные алмазные пасты, которые наносят на специальную ткань или бумагу. Основные характеристики алмазных паст приведены в табл. 1.1.

Таблица 1.1

Основные характеристики полировальных алмазных паст

Обозначение зернистости по ГОСТ 9206-70	Размеры абразивных частиц, мкм	Концентрация алмазного порошка, %		Цвет пасты и этикетки
		нормальная Н	повышенная П	
60/40	60–40	10	20	красный
40/28	40–28	7	14	красный
28/20	28–20	7	14	голубой
20/14	20–14	5	10	голубой
14/10	14–10	5	10	голубой
10/7	10–7	3	6	зеленый
7/5	7–5	3	6	зеленый
5/3	5–3	2	4	зеленый
3/2	3–2	2	4	желтый
1/0	1–0	1	2	желтый

Полирование ведут до получения зеркальной поверхности, и оно считается законченным, когда на поверхности шлифа под микроскопом не наблюдаются риски или царапины. После полировки шлиф промывают в воде или спирте и сушат полированную поверхность фильтровальной бумагой.

Электрохимическое полирование основано на использовании процесса анодного растворения металла, который при определенных условиях протекает с образованием гладкой блестящей поверхности. Образец после механического шлифования погружают в качестве анода в электролизную ванну и выдерживают при заданном режиме (напряжении, плотности тока и температуре электролита) определенное время. Катодом обычно служит пластинка, изготовленная из нержавеющей стали.

Преимуществом электрополировки является отсутствие на поверхности шлифа деформированного слоя, образующегося при шлифовании или механическом полировании. Этот метод особенно подходит для полирования шлифов из мягких и легко наклепывающихся сплавов. К недостаткам электрополирования относятся: чувствительность к неоднородности химического состава, преимущественное растворение металла вокруг пустот и неметаллических включений, краевые эффекты и др.

Для выявления структуры отполированную поверхность образца подвергают травлению реактивами, различающимися по своему воздействию на поверхность металла. Ниже приведены наиболее употребляемые реактивы для выявления микроструктуры различных сплавов. Под воздействием реактива происходит растворение одних фаз, окисление и окрашивание других. В результате созданной различной отражающей способности фаз, самих зерен и их границ можно увидеть под микроскопом очертания зерен и различных фаз, определить их взаимное расположение; по цвету, форме и размерам определить присутствующие в сплаве фазы, т. е. выявить микроструктуру сплава.

Травление микрошлифов. Железоуглеродистые сплавы (сталь, чугун).

1. 1–5 % раствор HNO_3 в этиловом спирте. Реактив выявляет структуру закаленной, отпущенной и отожженной стали. Травление от нескольких секунд до минут.

2. Насыщенный водный раствор пикриновой кислоты с добавкой 1–5 % поверхностно-активных веществ, входящих в состав моющих порошков. Служит для выявления границ зерен аустенита в закаленной стали. Травление при 20 °С от 5 до 30 мин, при 70 °С – 0,5 – 6 мин.

3. 3 части HCl и 1 часть HNO_3 . Реактив выявляет структуру нержавеющей сталей и сплавов. Перед употреблением реактив необходимо выдержать 20–30 ч.

Медь и ее сплавы. 15 см³ HCl; 5 г FeCl₃; 100 см³ воды. Время травления от 30 с до 2 мин. Шлиф травят последовательным втиранием, а затем погружают в реактив.

Алюминий и его сплавы. 5–20 % раствор NaOH в воде. Травят шлиф погружением или втиранием от 30 с до 1 мин. Темный налет, образующийся на шлифе, удаляют погружением в концентрированную азотную кислоту.

Качество травления проверяют под микроскопом при том же увеличении, при котором предполагается изучение шлифа. Если поверхность шлифа, видимая под микроскопом, очень светлая, нет четкости контура структуры, то шлиф недотравлен; тогда проводят повторное травление. Если поверхность шлифа темная, с широкими темными границами структурных составляющих, то шлиф перетравлен; тогда его необходимо переполлировать с повторным травлением. После травления шлиф промывают проточной водой, спиртом и высушивают прикладыванием фильтровальной бумаги.

Изучение микроструктуры осуществляют с помощью световых металлографических микроскопов.

Металлографический микроскоп позволяет рассматривать непрозрачные тела в отраженном свете. В этом его основное отличие от биологического микроскопа.

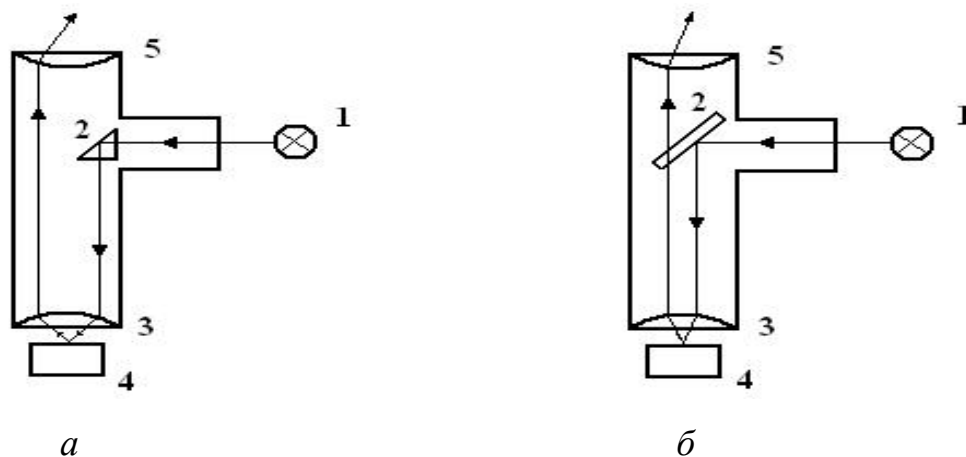


Рис. 1.1. Схема освещения шлифа в металлографических микроскопах: 1 – источник света; 2 – внутренний отражатель с призмой; 3 – объектив; 4 – микрошлиф; 5 – окуляр

На рис. 1.1 показаны две принципиальные схемы освещения шлифа. В металлографических микроскопах освещение объекта осуществляется через объектив. Лучи света от источника света 1 попадают на призму полного внутреннего отражения 2 (рис. 1.1, а) или полупрозрачную плоскопараллельную пластинку 2 (рис. 1.1, б). Их назначение – направить поток

света в объектив 3 и через него на шлиф 4. Отраженные от шлифа лучи попадают в объектив 3, далее в окуляр 5 и от него в глаз человека.

Если шлиф металла не травлен, то практически весь световой поток отражается от шлифа и попадает в окуляр микроскопа (рис. 1.2, а). На травленном шлифе образуется микрорельеф из-за различной способности к растворению и окислению границ зерен, основы зерна и различных фаз (рис. 1.2, б). В результате различные участки шлифа по-разному отражают лучи света, что и позволяет наблюдать в микроскоп структуру металлов и сплавов (рис. 1.2, в, г).

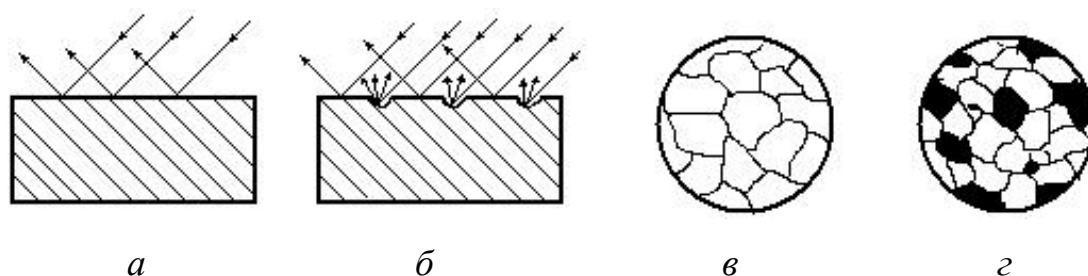


Рис. 1.2. Формирование изображения структуры шлифа в металлографическом микроскопе: а – отражение лучей от полированной поверхности; б – отражение лучей от травленной поверхности; в – вид в микроскопе травленной поверхности однофазного шлифа; г – вид в микроскопе травленной поверхности двухфазного шлифа

Основными характеристиками микроскопа являются его разрешающая способность и увеличение. *Разрешающая способность* характеризуется минимальным расстоянием между двумя соседними частицами, при котором они еще видны раздельно. Например, разрешающая способность невооруженного глаза составляет около 0,2 мм. Разрешаемое расстояние μ объектива микроскопа определяется соотношением

$$\mu = \lambda/2A,$$

где λ – длина волны света ($\lambda = 0,55$ мкм для белого света); A – числовая апертура объектива (выгравирована на оправе объектива).

Если учесть, что числовая апертура у лучших объективов равна 1,4, то минимальное разрешаемое расстояние светового микроскопа равно 0,2 мкм. Окуляр в микроскопе только увеличивает промежуточное изображение объекта, которое дает объектив, и не повышает разрешающую способность микроскопа.

Общее увеличение микроскопа равно произведению увеличения объектива на увеличение окуляра, так как изображение предмета увеличивается в объективе и окуляре. Увеличение современных металлографических микро-

скопов может быть от 60 крат до 1500 при визуальном наблюдении и до 2000 крат при фотографировании. Увеличение микроскопа при фотографировании легко определить с помощью объект-микрометра – металлической пластинки с полупрозрачным стеклом в центре. На стекло нанесена шкала длиной 1 мм, разделенная на 100 частей, т. е. цена деления 0,01 мм. Установив объект-микрометр на столик микроскопа и добившись четкого изображения делений на матовом стекле фотографического устройства, определяют увеличение, соотнося расстояние на стекле с истинным расстоянием по объект-микрометру.

Порядок выполнения лабораторной работы

1. Изучите краткие теоретические сведения.
2. Ознакомьтесь с оборудованием и принципами его работы.
3. Приготовьте микрошлифы доэвтектоидной и заэвтектоидной сталей, а также стали после закалки в воде и нормализации.
4. Выявите структуру образцов сплавов при помощи металлографического микроскопа. Для этого установите подготовленный микрошлиф сплава на столик металлографического микроскопа и затем добейтесь четкого изображения путем вращения рукоятей грубой и тонкой фокусировки. Структуру сплава зарисуйте или сфотографируйте, занесите ее в отчет по лабораторной работе с указанием номера и типа сплава.
5. Проведите анализ структуры сплава по следующим параметрам:
 - количество, размеры и типы структурных составляющих сплава;
 - фазовый состав сплава;
 - связь химического состава, условий производства и обработки сплава с его микроструктурой и свойствами.
6. Оформите отчет о проделанной работе.

Требования к содержанию отчета по лабораторной работе

Отчет о проделанной работе должен включать в себя:

- наименование и цель работы;
- оборудование и материалы, используемые в работе;
- методы исследования металлов (кратко);
- металлографический анализ (кратко);
- описание экспериментальной части с рисунками или фотографиями;
- анализ макро- и микроструктуры образцов.

Контрольные вопросы

1. На чем основаны физические методы исследования металлов?
2. На чем основан рентгеноструктурный анализ?
3. Какова цель исследования металлов?
4. Что такое разрешающая способность микроскопа?
5. В чем заключается недостаток механической полировки?
6. Что такое микроструктура металлов?
7. Как приготовить образец металла для микроанализа?
8. В чем заключается достоинство электролитического полирования перед другими способами?
9. Что такое макроструктура металлов?
10. Как подготовить образец для макроанализа?
11. Как выглядит в микроскопе неотравленный шлиф металла?
12. На чем основано электролитическое полирование?

Лабораторная работа № 2

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Цель работы: научиться измерять твердость металлических образцов различными методами и определять зависимость твердости металлов и сплавов от их состава.

Оборудование и материалы: твердомер по Роквеллу, прибор ПМТ-3, образцы различных железоуглеродистых сплавов (сталей и чугунов), образцы из меди, алюминия и сплавов на их основе, образцы из закаленной и отпущенной стали.

Продолжительность работы – 4 ч.

Краткие теоретические сведения [4, 6, 10, 11]

Твердость имеет большое практическое значение, так как она отражает многие рабочие свойства материала, например: сопротивляемость истиранию, режущие свойства, способность обрабатываться шлифованием или резанием, выдерживать местные давления и т. д. Кроме того, по твердости можно судить и о других механических свойствах, например о механической прочности на разрыв. Следовательно, между твердостью и другими свойствами материалов существует определенная связь, подтверждаемая практикой.

Широкое распространение испытаний материалов на твердость объясняется тем, что при этом не требуется изготовления специальных образцов, а методика испытаний весьма проста и может осуществляться непосредственно на готовой детали без ее разрушения.

Большинство методов определения твердости основано на принципе вдавливания в испытуемый материал твердых тел (закаленного шарика, алмазного конуса или алмазной пирамиды) и последующего измерения размеров отпечатков. Поэтому часто твердость определяют как способность материала сопротивляться внедрению в него другого тела. Однако такое определение не является общим, так как существуют и другие методы определения твердости, основанные не на вдавливании, а на царапании, качании маятника, динамическом методе и других принципах.

Наиболее широко практикуются испытания твердости по Бринеллю, Роквеллу, Виккерсу и метод определения микротвердости. Во всех перечисленных методах при вдавливании индентора происходит пластическая

деформация испытуемого материала под индентором. Чем больше сопротивление материала пластической деформации, тем на меньшую глубину проникает индентор и тем выше твердость.

По Бринеллю определяют твердость относительно мягких материалов: цветных металлов и их сплавов, отожженной стали, чугунов (кроме белого).

По Роквеллу чаще всего определяют твердость очень твердых материалов: закаленных сталей, твердых сплавов, керамики, твердых покрытий, в том числе наплавленных слоев достаточной глубины на сталях и чугунах. Но на приборе Роквелла можно определять твердость и сравнительно мягких материалов.

Метод Виккерса используется для испытания твердости деталей малой толщины или тонких поверхностных слоев, имеющих высокую твердость. Реже этот метод применяется для измерения твердости твердых и мягких материалов.

Методом микротвердости обычно измеряется твердость в пределах отдельных зерен или очень тонких слоев. Два последних метода чаще всего используются в исследовательских работах.

Твердость по методу Бринелля. Определение твердости по Бринеллю основано на вдавливании в испытуемый материал стального шарика и последующего измерения диаметра отпечатка (рис. 2.1).

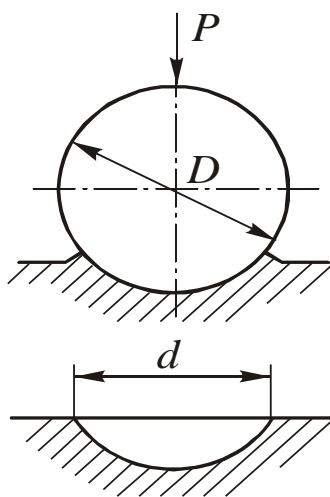


Рис. 2.1. Схема измерения твердости по Бринеллю

Твердость по Бринеллю $HВ$ выражается отношением взятой нагрузки P к площади поверхности отпечатка F :

$$HВ = \frac{P}{F}.$$

Если вычислить поверхность отпечатка, имеющего форму шарового сегмента, то HB определится формулой:

$$HB = \frac{2P}{\pi D \times \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)},$$

где P – приложенная нагрузка, кгс; D – диаметр шарика, мм; d – диаметр отпечатка, мм.

Размер шарика выбирается в зависимости от толщины испытуемого образца: обычно пользуются шариками стандартных размеров диаметрами в 10 мм, 5 мм или 2,5 мм.

Нагрузка на шарик выбирается в зависимости от рода материала и должна быть пропорциональна квадрату диаметра шарика. Условные стандартные нормы, принятые для различных материалов, следующие:

- для стали и чугуна $P = 30 D^2$,
- для меди и медных сплавов $P = 10 D^2$,
- для баббитов и свинцовистых бронз $P = 2,5 D^2$.

Нагрузка считается выбранной правильно, если выдерживается соотношение $0,2D < d < 0,6D$.

Диаметр отпечатка измеряют с помощью лупы Бринелля или микроскопа в двух взаимно перпендикулярных направлениях и определяют как среднее арифметическое из двух измерений. Лупа имеет шкалу, малое деление которой (или цена деления) равно 0,05 мм. На рис. 2.2 показано измерение диаметра отпечатка с помощью лупы.

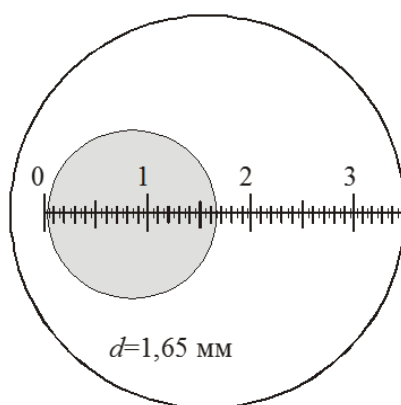


Рис. 2.2. Схема измерения диаметра отпечатка с помощью лупы

Как отмечалось ранее, между механическими свойствами, в частности пределом прочности σ_B , МПа, и твердостью по Бринеллю существует определенная зависимость, которая может быть представлена эмпирической формулой:

$$\sigma_B = C \times HB \times 10,$$

где C – коэффициент пропорциональности. Для сталей $C = 0,33 \dots 0,36$; для алюминия $C = 0,4$; для меди $C = 0,48$; для дуралюмина $C = 0,37$; для латуни, бронзы $C = 0,53$.

Для хрупких материалов (чугун, силумин) надежной корреляции между твердостью и пределом прочности получить не удастся. В частности, для определения предела прочности серого чугуна пользуются следующей эмпирической формулой:

$$\sigma_B = \frac{10 \cdot (HB - 40)}{6}.$$

Диаметр шарика, нагрузку и длительность выдержки под нагрузкой выбирают в зависимости от твердости и толщины образца (табл. 2.1). Чем тверже металл, тем меньше диаметр отпечатка и тем выше число твердости по Бринеллю. При диаметре шарика 10 мм и нагрузке 3000 кг твердость обозначается цифрами перед символом HB , например $250 HB$, что означает твердость по Бринеллю 250 кг/мм^2 .

Таблица 2.1

Выбор режимов испытаний на твердость методом Бринелля

Материал	Интервал твердости в числах Бринелля	Минимальная толщина испытуемого образца, мм	Соотношение между нагрузкой P и диаметром шарика D	Диаметр шарика D , мм	Нагрузка P , кг	Выдержка под нагрузкой, с
Черные металлы	140–450	от 6 до 3	$P = 30D^2$	10	3000	10
		от 4 до 2		5	750	
		менее 2		2,5	187,5	
Черные металлы	менее 140	более 6	$P = 10D^2$	10	1000	10
		от 6 до 3		5	250	
		менее 3		2,5	62,5	
Цветные металлы	более 130	от 6 до 3	$P = 30D^2$	10	3000	30
		от 4 до 2		5	750	
		менее 2		2,5	187,5	
Цветные металлы	35–130	от 9 до 5	$P = 10D^2$	10	1000	30
		от 6 до 3		5	250	
		менее 3		2,5	62,5	
Цветные металлы	8–35	более 6	$P = 2,5D^2$	10	250	60
		от 6 до 3		5	62,6	
		менее 3		2,5	15,6	

Твердость по методу Роквелла. Определение твердости по Роквеллу основано на вдавливании в исследуемый материал алмазного конуса с углом в вершине 120° (шкалы *A* и *C*) и последующим измерением глубины вдавливания h (рис. 2.3) или стального шарика диаметром 1,5875 мм (шкала *B*).

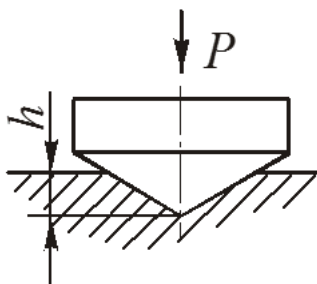


Рис. 2.3. Схема измерения твердости по Роквеллу

Твердость по Роквеллу выражается отвлеченной величиной, зависящей от глубины вдавливания h , и может быть определена по формуле, но в этом нет необходимости, так как твердость определяется по показаниям прибора.

Метод Роквелла позволяет проводить испытания деталей после поверхностного упрочнения и объемной закалки. Определение твердости по этому методу практически не связано с порчей поверхности изделия.

Шкала *C* служит для испытания твердых материалов, имеющих твердость по Бринеллю от 230 до 700 кгс/мм^2 . Алмазный конус вдавливается под нагрузкой 150 кгс. Интервал измерения твердости по шкале *C* – от 22 до 68 единиц, твердость обозначается *HRC*.

Шкала *A* используется при испытании очень твердых материалов или тонких поверхностных слоев (0,5...1,0 мм). Применяют тот же алмазный конус, но вдавливают под нагрузкой в 60 кгс. Значение твердости определяют по шкале *C*, но обозначают *HRA*. Интервал измерения твердости по этой шкале от 70 до 85 единиц.

Шкала *B* предназначена для испытания мягких материалов, имеющих твердость по Бринеллю от 60 до 230 кгс/мм^2 . Стальной шарик диаметром 1,5875 мм вдавливается под нагрузкой в 100 кгс. Твердость измеряется в пределах от 25 до 100 единиц шкалы *B* и обозначается *HRB*.

В зависимости от твердости материала выбирается индентор и нагрузка по табл. 2.2.

Выбор наконечника и нагрузки при определении твердости по Роквеллу

Примерная твердость по Бринелю	Вид наконечника	Нагрузка шкала в кгс	Шкала	Обозначение твердости	Допускаемые пределы измерения
60–230	Стальной шарик	100	В	<i>HRB</i>	25–100
230–700	Алмазный конус	150	С	<i>HRC</i>	20–70
Свыше 700	Алмазный конус	60	А	<i>HRA</i>	70

Твердость по Виккерсу. Метод заключается во вдавливании алмазного наконечника, имеющего форму правильной четырехгранной пирамиды, в образец (изделие) под действием нагрузки P и измерении диагонали отпечатка d , оставшегося после снятия нагрузки (рис. 2.4).

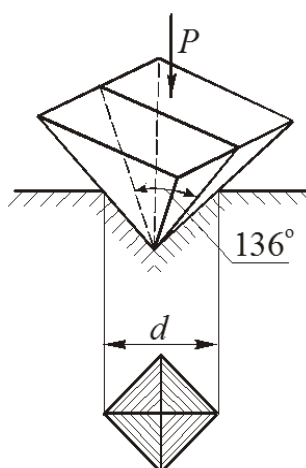


Рис. 2.4. Схема измерения твердости по Виккерсу

Нагрузка P может меняться от 9,8 (1 кгс) до 980 Н (100 кгс). Твердость по Виккерсу

$$HV = 0,189 \frac{P}{d^2}, \text{ МПа,}$$

если P выражена в Н, и

$$HV = 1,854 \frac{P}{d^2}, \text{ кгс/мм}^2,$$

если P выражена в кгс.

Метод используют для определения твердости деталей малой толщины и тонких поверхностных слоев, имеющих высокую твердость.

Чем тоньше материал, тем меньше должна быть нагрузка. Число твердости по Виккерсу HV определяют по специальным таблицам по измеренной величине d (диагонали отпечатка в мм).

Микротвердость. Определение микротвердости, т. е. твердости в микроскопически малых объемах, необходимо для тонких покрытий, отдельных структурных составляющих сплавов (рис. 2.5).

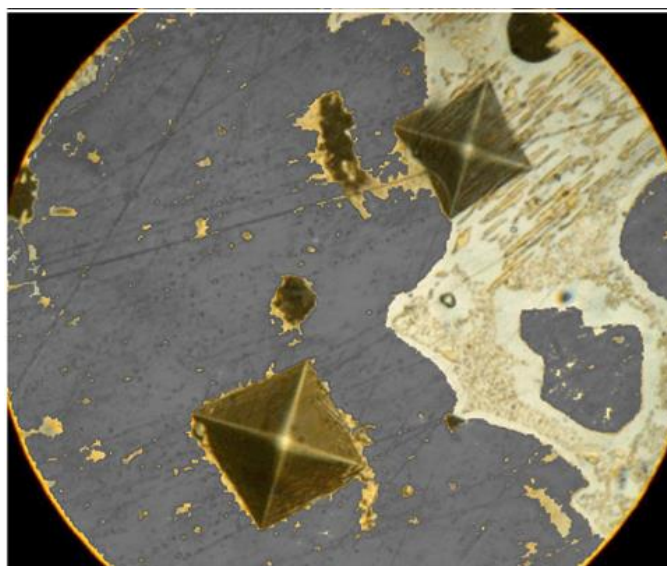


Рис. 2.5. Фотография измерения микротвердости фаз сплава

Прибор для определения микротвердости состоит из механизма для вдавливания алмазной пирамиды с небольшой нагрузкой и металлографического микроскопа. В испытываемую поверхность вдавливают алмазную пирамиду под нагрузкой $0,05 \dots 5,00$ Н. Твердость H определяют по той же формуле, что и твердость по Виккерсу:

$$H = 0,189 \frac{P}{d^2},$$

если P выражена в Н.

Микротвердость массивных образцов измеряют на металлографических шлифах, приготовленных специальным образом. Глубина вдавливания индентора при определении микротвердости ($d/7$) составляет несколько микрометров и соизмерима с глубиной получаемого в результате механической шлифовки и полировки наклепанного поверхностного слоя.

Поэтому методика удаления этого слоя, проводимая по одному из трех методов (электрополировка, отжиг готовых шлифов в вакууме или инертной атмосфере и глубокое химическое травление), имеет особенно важное значение. Для определения микротвердости применяют серийно выпускаемый прибор марки ПМТ-3 (рис. 2.6, *а*). На чугунном основании *1* закреплена колонна *3* с резьбой, а на ней – кронштейн с микроскопом и нагружающим устройством. Для установки кронштейна на требуемой высоте служат гайка *4* и стопорный винт. Микроскоп состоит из тубуса *8*, окуляр-микрометра *7*, сменного объектива *10* (40- или 8-кратного) и осветительного устройства *9*. Для грубой наводки на резкость микроскоп можно перемещать по высоте относительно кронштейна винтом *6*, связанным с реечным устройством. Прежде чем вращать винт *6*, необходимо ослабить винт, расположенный на правой части кронштейна. Для тонкой наводки на резкость микроскоп перемещают в вертикальном направлении вращением микрометрического винта *5*. К нижней части тубуса микроскопа прикреплен механизм нагружения *14* (рис. 2.6, *б*). Грузики в виде дисков с прорезями надевают на стержень *17*, в нижнем конце которого крепится оправка с алмазным индентором *16*. Стержень подвешен к кронштейну на двух плоских пружинах *20* и *21*. При повороте рукоятки *18* на себя стержень *17* освобождается и перемещается под действием грузов вниз, вдавливая индентор в поверхность образца.

На основании прибора установлен предметный столик *11*, который может перемещаться в двух взаимно перпендикулярных направлениях при помощи микрометрических винтов *12* и *13*. Кроме того, столик можно поворачивать рукояткой *2* вокруг своей оси на 180° . Для нанесения отпечатка испытуемый образец устанавливается под микроскопом и выбирают на нем место, в котором необходимо измерить микротвердость. Затем перемещают образец так, чтобы выбранное место оказалось под острием алмазной пирамиды (поворотом предметного столика на 180° до упора). После вдавливания индентора и снятия нагрузки с образца последний вновь переводят под микроскоп и измеряют длину диагонали отпечатка.

Для обеспечения точного замера микротвердости прибор должен быть тщательно юстирован. Задача юстировки – точное совмещение оптической оси с осью нагружения при повороте предметного столика на 180° . Иными словами, необходимо добиться, чтобы отпечаток наносился именно на том месте, которое было выбрано под микроскопом. Центрирующее устройство, позволяющее перемещать объектив в горизонтальной плоскости, приводится в действие винтами *15* (рис. 2.6, *а*). Вторая задача юстировки – правильная установка по высоте механизма нагружения. При этом острие

алмаза (рис. 2.6, б) должно касаться поверхности образца, а микроскоп сфокусирован на эту поверхность. Юстировка по высоте осуществляется гайкой 19. Необходимо добиться такого положения, чтобы без нагрузки на поверхности шлифа из какого-нибудь мягкого металла (например, алюминия или олова) не появлялось отпечатка, а при нагрузке 0,005 Н появился бы очень маленький отпечаток. Юстировку по высоте можно проводить на эталоне с точно известной твердостью (например, на кристалле NaCl). Поднимая или опуская нагружающий механизм, необходимо добиться получения отпечатка с такой диагональю, которая бы соответствовала микротвердости эталона.

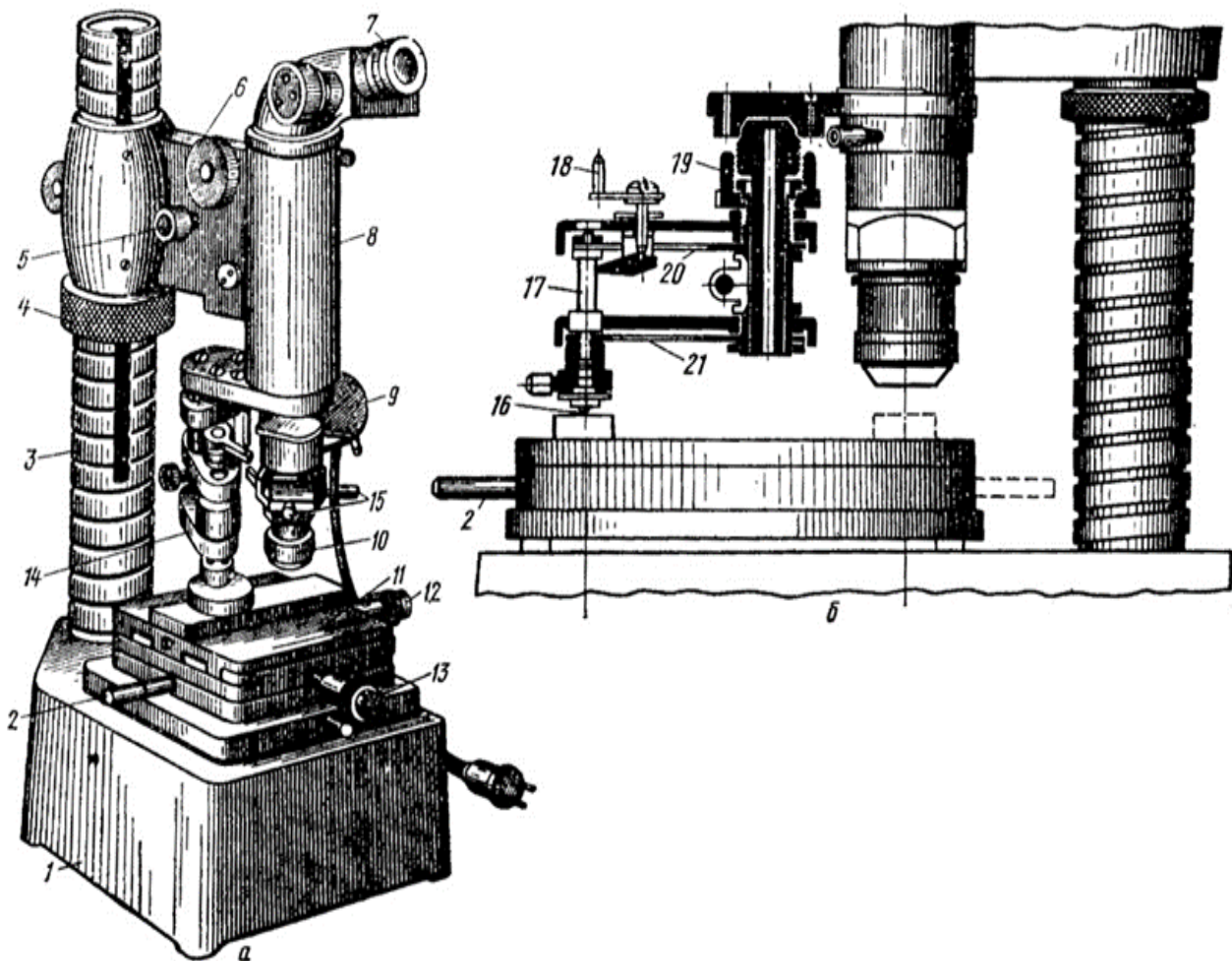


Рис. 2.6. Прибор ПМТ-3 для измерения микротвердости: 1 – станина; 2 – рукоятка; 3 – колонна; 4 – гайка; 5 – микрометрический винт; 6 – винт реечный; 7 – окуляр-микрометр; 8 – тубус; 9 – осветительное устройство; 10 – сменный объектив; 11 – предметный столик; 12, 13 – микрометрические винты; 14 – механизм нагружения; 15 – винты центровочные; 16 – оправка; 17 – стержень; 18 – рукоятка поворотная; 19 – гайка; 20, 21 – плоские пружины

Фактически метод микротвердости – это разновидность метода Виккерса и отличается от него только использованием меньших нагрузок и соответственно меньшим размером отпечатка, поэтому физический смысл числа микротвердости аналогичен HV .

Прежде чем приступить к измерению твердости образцов, необходимо выбрать, по какой шкале будут проводиться измерения твердости (A , B и C). Для испытания мягких материалов предназначена шкала B , для твердых – C , и очень твердых – A .

При определении твердости по Роквеллу поверхности образцов (испытываемая и опорная) зачищаются на мелкой наждачной шкурке или на мелкозернистом шлифовальном круге. Зачистка не должна сопровождаться нагревом образца выше $150\text{ }^{\circ}\text{C}$. Опорная поверхность образца должна обеспечивать плотное и устойчивое прилегание его к опорному столику.

Порядок выполнения лабораторной работы

1. Изучите краткие теоретические сведения.
2. Ознакомьтесь с приборами и методами определения твердости.
3. Измерьте твердость предложенных образцов металлов и сплавов на стационарном твердомере по Роквеллу. На каждом образце произведите не менее трех испытаний и определите твердость по Роквеллу как их среднеарифметическое значение. Результаты испытаний занесите в табл. 2.3. Пользуясь переводной табл. 2.4, сопоставьте значение твердости образцов по Роквеллу с твердостью по Бринеллю и внесите данные в табл. 2.3. При определении твердости по шкале B совмещение большой стрелки производится с нулем шкалы C , а не с нулем красной шкалы B .
4. Определите приблизительное значение предела прочности исходя из переведенных значений твердости по Роквеллу.
5. Проанализируйте результаты измерений, сформулируйте вывод и подготовьте отчет.

Таблица 2.3

Результаты измерений твердости по Роквеллу

Материал	Нагрузка, кгс	Твердость, HRC	Значение твердости HB по переводной таблице	Предел прочности σ_B , МПа
1	2	3	4	5

Проанализируйте данные в табл. 2.3. Анализ результатов испытаний отразите в выводах по данной работе. В выводе объясните различие в значениях твердости испытываемых материалов.

Таблица 2.4

Сопоставление значений твердости

<i>HV</i>	<i>HB</i>	<i>HRC</i>	<i>HRA</i>	<i>HV</i>	<i>HB</i>	<i>HRC</i>	<i>HRA</i>
240	228	20,3	60,7	510	475	49,8	75,7
245	233	21,3	61,2	520	483	50,5	76,1
250	237	22,2	61,6	530	492	51,1	76,4
255	242	23,1	62,0	540	500	51,7	76,7
260	247	24,0	62,4	550	509	52,3	77,0
265	252	24,8	62,7	560	517	53,0	77,4
270	256	25,6	63,1	570	526	53,6	77,8
275	261	26,4	63,5	580	535	54,1	78,0
280	266	27,1	63,8	590	543	54,7	78,4
285	271	27,8	64,2	600	552	55,2	78,6
290	275	28,5	64,5	610	560	55,7	78,9
295	280	29,2	64,8	620	569	56,3	79,2
300	285	29,8	65,2	630	577	56,8	79,5
310	294	31,0	65,8	640	586	57,3	79,8
320	304	32,2	66,4	650	–	57,8	80,0
330	313	33,3	67,0	660	–	58,3	80,3
340	323	34,4	67,6	670	–	58,8	80,6
350	332	35,5	68,1	680	–	59,2	80,8
360	342	36,6	68,7	690	–	59,7	81,1
370	351	37,7	69,2	700	–	60,1	81,3
380	361	38,8	69,8	720	–	61,0	81,8
390	370	39,8	70,3	740	–	61,8	82,2
400	380	40,8	70,8	760	–	62,5	82,6
410	390	41,8	71,4	780	–	63,3	83,0
420	399	42,7	71,8	800	–	64,0	83,4
430	408	43,6	72,3	820	–	64,7	83,8
440	418	44,5	72,8	840	–	65,3	84,1
450	423	45,3	73,3	860	–	65,9	84,4
460	432	46,1	73,6	880	–	66,4	84,7
470	442	46,9	74,1	900	–	67,0	85,0
480	450	47,7	74,5	920	–	67,5	85,3
490	456	48,4	74,9	940	–	68,0	85,6

Требования к содержанию отчета по лабораторной работе

Отчет о проделанной работе должен включать в себя:

- наименование работы и ее цель;
- оборудование и материалы, используемые при выполнении работы;
- краткое описание методов определения твердости и области их применения;
- таблицу экспериментальных данных и выводы по этим данным.

Контрольные вопросы

1. Что понимают под твердостью материала?
2. Назовите основные способы определения твердости материалов.
3. Назовите отличия методов испытаний на твердость.
4. Что такое инденторы, из каких материалов они выполняются?
5. Назовите требования, предъявляемые к испытуемой поверхности образца и к его толщине.

Лабораторная работа № 3

МИКРОСТРУКТУРА ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ

Цель работы: изучить микроструктуры цветных сплавов.

Оборудование и материалы: отрезной станок, шлифовально-полировальный станок, металлографический микроскоп ВТ-1 и МИМ-7, микроскринер «Лабомет-М»; микрошлифы цветных сплавов, абразивная бумага, полировочные пасты, растворы кислот.

Продолжительность работы – 4 ч.

Краткие теоретические сведения [1–3, 5, 6]

Состав и маркировка цветных сплавов. Диаграммы состояния определяют фазовый состав и структуру сплавов в условиях равновесия, дают возможность решать вопросы их упрочнения путем термической обработки и поэтому являются основой классификации сплавов цветных металлов. По технологическим свойствам сплавы делят на деформируемые, находящиеся в состоянии твердых растворов и хорошо обрабатываемые давлением, и литейные, имеющие в структуре эвтектику и обладающие наилучшей жидкотекучестью. По способности упрочняться с помощью термической обработки цветные сплавы подразделяют на неупрочняемые и упрочняемые термической обработкой – закалкой без полиморфного превращения и старением.

Упрочняемыми термической обработкой являются сплавы, для которых характерно уменьшение растворимости компонентов в твердом состоянии при снижении температуры до комнатной. В промышленности широкое применение находят как двойные, тройные, так и поликомпонентные сплавы цветных металлов, фазовый состав и структура которых в условиях равновесия определяются соответствующими диаграммами состояния. Несмотря на это, при небольшом содержании легирующих элементов в большинстве случаев вполне достаточным для качественного описания изменений фазового состава, структуры является использование наглядных двойных диаграмм состояния «цветной металл – основной легирующий элемент». В соответствии с подобной диаграммой «алюминий – легирующий элемент» (рис. 3.1) сплавы с содержанием легирующего элемента до проекции точки *B* на ось концентраций являются деформируе-

мыми, а с большим содержанием – литейными. Сплавы с содержанием легирующего элемента до точки *D* не упрочняются термической обработкой, а сплавы с большим содержанием являются упрочняемыми. Наиболее широко распространены цветные сплавы на основе алюминия, меди, магния и олова.

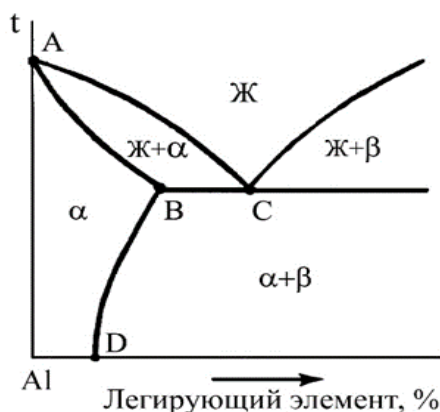


Рис. 3.1. Фрагмент диаграммы состояния системы «алюминий – легирующий элемент»

Алюминиевые сплавы в соответствии с диаграммой состояния «алюминий – легирующий элемент» (рис. 3.1) делят на деформируемые и литейные.

Промышленное применение находят как двойные деформируемые сплавы алюминия с медью, магнием, марганцем, кремнием, так и поликомпонентные сплавы систем Al-Cu-Mg (дуралюмины), Al-Cu-Si (авиали) и др. Значительное место среди этих сплавов занимают дуралюмины, маркируемые буквой Д и цифрами, характеризующими порядковый номер сплава по ГОСТ 4784-74, например: Д1, Д6, Д16. Наиболее распространенный из них – сплав марки Д1 – содержит в качестве легирующих элементов 3,8–4,8 % Cu, 0,4–0,8 % Mg, 0,4–0,8 % Mn. Дуралюмины относятся к сплавам, упрочняемым термической обработкой. К литейным относятся сплавы алюминия с кремнием, медью, магнием. Литейные сплавы маркируются буквами АЛ и цифрами, обозначающими порядковый номер сплава (ГОСТ 2685-75), например, АЛ2, АЛ3. Наибольшее распространение получили силумины (сплавы алюминия с кремнием), содержащие от 5 до 13 % Si. Фазовый состав, структуру и свойства силуминов можно варьировать изменением химического состава, модифицированием – введением веществ, которые уже в малых количествах (обычно не более десятых долей процента) способствуют кристаллизации структурных составляющих в измельченной форме, а также термической обработкой.

В качестве модифицирующих добавок используются марганец, никель, хром, титан, ванадий. Силумины обычно модифицируют натрием, который в жидкий сплав вводят в виде смеси фтористых и хлористых солей натрия в соотношении $2/3\text{NaF}+1/3\text{NaCl}$. Важнейшими сплавами на основе меди являются латуни (сплавы меди с цинком) и бронзы (сплавы меди со всеми элементами, кроме цинка). По технологическим свойствам медные сплавы подразделяют на деформируемые и литейные, по способности упрочняться – на неупрочняемые и упрочняемые термической обработкой.

Двойные деформируемые латуни маркируются буквой Л и цифрой, показывающей среднее содержание меди в процентах (ГОСТ 15527-70), например, Л96, Л90, Л80, Л70, Л62, Л59. Латуни с содержанием меди 90 % и более называются томпаком (например, сплав марки Л96), при 80–85 % – полутомпаком (Л80). В марках легированных деформируемых латуней кроме цифры, показывающей содержание меди, указываются буквы и цифры, обозначающие легирующий элемент и его содержание в процентах. Например, сплав ЛАН59-3-2 содержит 59 % Cu, 3 % Al, 2 % Ni, остальное Zn. В марках литейных латуней указывается содержание цинка, а содержание каждого легирующего элемента ставится непосредственно за буквой, его обозначающей. Например, сплав ЛЦ40Мц3А содержит 40 % Zn, 3 % Mn, 1 % Al, остальное – Cu.

Бронзы по основным легирующим элементам подразделяют на оловянистые, свинцовистые, кремнистые и др. В бронзах в качестве легирующей добавки в небольших количествах может присутствовать и цинк. Деформируемые бронзы маркируют буквами Бр, за которыми следуют буквы и цифры, обозначающие название и содержание в процентах легирующих элементов (ГОСТ 5017-74). Например, сплав БрОЦС4-4-2,5 содержит 4 % Sn, 4 % Zn, 2,5 % Pb, остальное – Cu. В марках литейных бронз (ГОСТ 613-73) содержание каждого легирующего элемента указывается сразу после буквы, обозначающей его название. Например, сплав БрО6Ц6С3 содержит 6 % Sn, 6 % Zn, 3 % Pb, остальное – Cu.

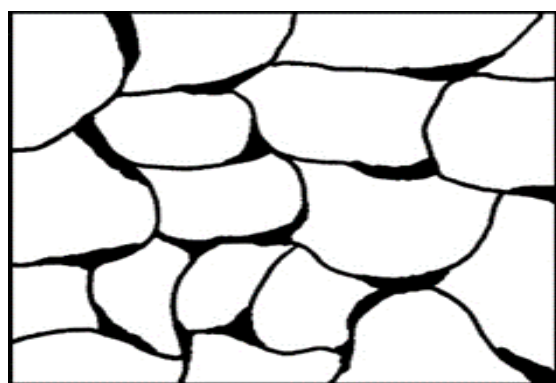
Магниевого сплавы, легирующими элементами которых являются алюминий, цинк, кремний, а также редкие металлы – неодим, торий и другие, подразделяются на деформируемые и литейные, маркируемые соответствующими буквами МА и МЛ и цифрами, соответствующими номеру сплава (ГОСТ 14957-76 и 2856-79). Магниевого сплавы, как деформируемые, так и литейные, подвергают модифицированию и упрочняющей термической обработке.

Сплавы на основе олова (оловянистые баббиты) являются высококачественными антифрикционными материалами, для которых важным

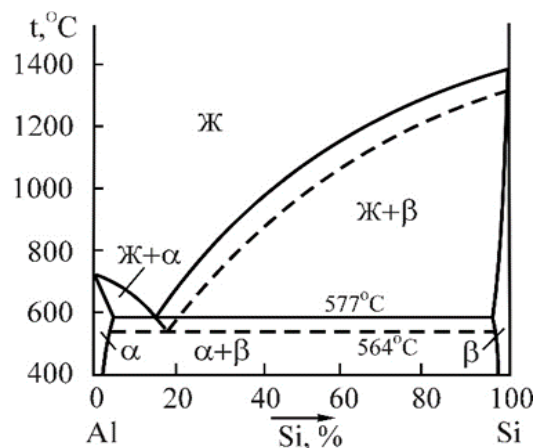
является наличие гетерогенной (неоднородной) структуры, состоящей из мягкой, пластичной основы, обеспечивающей прирабатываемость подшипника к валу, и твердых включений, упрочняющих материалы и препятствующих схватыванию трущихся поверхностей. Оловянистые баббиты представляют собой трехкомпонентные сплавы системы «олово-сурьма-медь». Наиболее широкое применение имеет сплав марки Б83 (ГОСТ 1320-74), содержащий 83 % Pb, 11 % Sb и 6 % Cu.

Микроструктура сплавов на основе алюминия. В качестве характерных представителей деформируемых и литейных алюминиевых сплавов в работе используются соответственно литой дуралюмин марки Д1 и силумин марки АЛ2.

Основу сплавов типа дуралюмин составляет система Al-Cu-Mg. В соответствии с ней медь и магний имеют ограниченную растворимость в твердом состоянии в алюминии, а избыточными фазами, выделяющимися при охлаждении из α -твердого раствора меди и магния в алюминии в связи с уменьшением растворимости компонентов при снижении температуры, являются соединения CuAl_3 и Al_2MgCu , называемые соответственно θ - и S -фазами. Поскольку магний в сплаве находится в небольшом количестве, то фаза S при используемых в работе увеличениях микроскопа в структуре не обнаруживается. Поэтому наблюдаемая микроструктура сплава марки Д1 в литом состоянии состоит из светлых зерен α -твердого раствора меди и магния в алюминии и темных включений θ -фазы (соединения CuAl_2), располагающихся по границам зерен α -фазы (рис. 3.2, а). Такую структуру дуралюмина марки Д1 можно предсказать исходя из двойной диаграммы состояния системы Al-Cu (рис. 3.1).



а



б

Рис. 3.2. Схема микроструктуры дуралюмина марки Д1 в литом состоянии: α -фаза и θ -фаза (а) и двойная диаграмма состояния «алюминий – кремний» (б)

Дуралюмины, как и авиали (сплавы системы Al-Cu-Si), применяют для изготовления горячей или холодной обработкой давлением листов, труб, проволоки, плит и различных профилей.

Микроструктура силуминов соответствует двойной диаграмме состояния системы Al-Si (рис. 3.2, б), доэвтектические сплавы состоят из первичных кристаллов α -твердого раствора кремния в алюминии и зерен эвтектики ($\alpha+\beta$). В свою очередь структура заэвтектических сплавов состоит из крупных первичных кристаллов – твердого раствора алюминия в кремнии в виде игл и зерен эвтектики ($\alpha+\beta$). В соответствии с диаграммой состояния Al-Si сплав марки АЛ2, содержащий 12–13 % Si, является заэвтектическим. Поэтому его микроструктура состоит из более темных крупных игл β -твердого раствора алюминия в кремнии и эвтектики в виде более темных игл β -твердого раствора алюминия в кремнии на светлом поле α -твердого раствора кремния в алюминии (рис. 3.3, а). Сплав в таком структурном состоянии обладает низкими механическими свойствами ($\sigma_B = 130\text{--}140$ МПа, $\delta = 1\text{--}2$ %), и для их повышения производят модифицирование. Применительно к силуминам оно заключается в обработке перед разливкой сплава смесью фтористых и хлористых солей натрия в соотношении $2/3\text{NaF}+1/3\text{NaCl}$. Это обеспечивает введение в сплав 0,1 % Na, который осуществляет модифицирующее действие, затрудняя кристаллизацию β -твердого раствора алюминия в кремний. Модифицирование вызывает смещение линий на диаграмме состояния Al-Si (рис. 3.3, б).

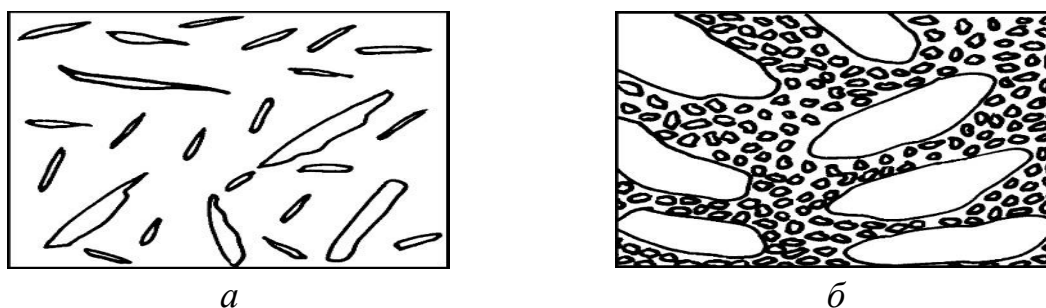


Рис. 3.3. Схемы микроструктур:

- а – силумина марки АЛ2 до модифицирования, β -фаза и эвтектика ($\alpha+\beta$);
- б – силумина марки АЛ2 после модифицирования α -фаза и эвтектика ($\alpha+\beta$)

Эвтектическая точка (11,6 % Si) перемещается вправо, приобретая концентрацию кремния 14,6 %, в результате чего сплав становится доэвтектическим, что исключает из структуры крупные первичные иглы β -твердого раствора алюминия в кремнии и тем самым повышает пластичность. Линия эвтектического превращения снижается с 577 до 564 °С, в связи с чем эвтектика ($\alpha+\beta$) вместо грубоигольчатой становится мелкозернистой.

Поэтому микроструктура сплава марки АЛ2 после модифицирования состоит из светлых первичных зерен α -твердого раствора кремния в алюминии и мелкозернистой эвтектики в виде более темных включений β -твердого раствора алюминия в кремнии на светлом поле α -твердого раствора кремния в алюминии (рис. 3.3, б). Силумины применяются для изготовления корпусов компрессоров, картеров и блоков цилиндров двигателей и др.

Микроструктура сплавов на основе меди. В качестве характерных представителей сплавов на медной основе в работе используются сплавы марок Л68 и Л59 (латуни) и БрО10 и БрС30 (бронзы).

Микроструктура двойных низколегированных латуней в условиях равновесия определяется диаграммой состояния системы Cu-Zn. На рис. 3.4 приведен фрагмент этой диаграммы, отражающей фазовые равновесия в сплавах с содержанием цинка до 50 % (промышленное применение находят латуни, содержащие до 45 % Zn). В соответствии с этой диаграммой состояния латуни по структуре делятся на однофазные (α -латуни), содержащие до 39 % Zn и состоящие из зерен α -твердого раствора цинка в меди, и двухфазные ($\alpha+\beta$)-латуни, содержащие от 39 % до 45 % Zn и состоящие из зерен α -твердого раствора цинка в меди и зерен β -твердого раствора на основе соединения CuZn.

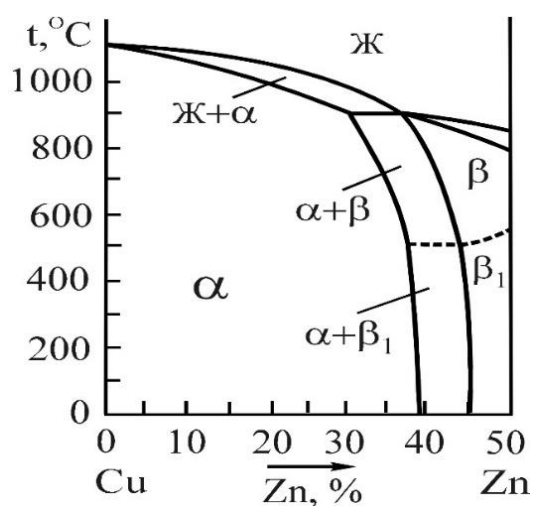


Рис. 3.4. Фрагмент диаграммы состояния системы «медь-цинк»

Однофазные α -латуни обладают высокой пластичностью при нормальной (комнатной) температуре. Поэтому однофазные латуни выпускают в виде полуфабрикатов, полученных холодной обработкой давлением (штамповкой, прокаткой или протяжкой) листов, труб, лент, проволоки, из которых методом глубокой вытяжки изготавливают радиаторные трубы, снарядные гильзы,

сильфоны, трубопроводы, а также производят детали (шайбы, втулки, уплотнительные кольца), не требующие высокой твердости. Холодная обработка вызывает наклеп. В наклепанном состоянии латуни с содержанием цинка 20 % и выше подвержена растрескиванию по границам зерен, имеет низкую коррозионную стойкость. Поэтому ее подвергают рекристаллизационному отжигу.

На рис. 3.5 показана микроструктура однофазной латуни марки Л68. Поскольку зерна α -фазы выходят на поверхность микрошлифа различными кристаллографическими плоскостями, степень их травимости реактивом различна и они имеют неодинаковую окраску. Микроструктура двухфазной латуни марки Л59 в литом состоянии, представленная на рис. 3.5, состоит из светлых зерен α -твердого раствора цинка в меди и темных (более богатых цинком и травящихся сильнее) зерен β -твердого раствора на базе химического соединения CuZn .

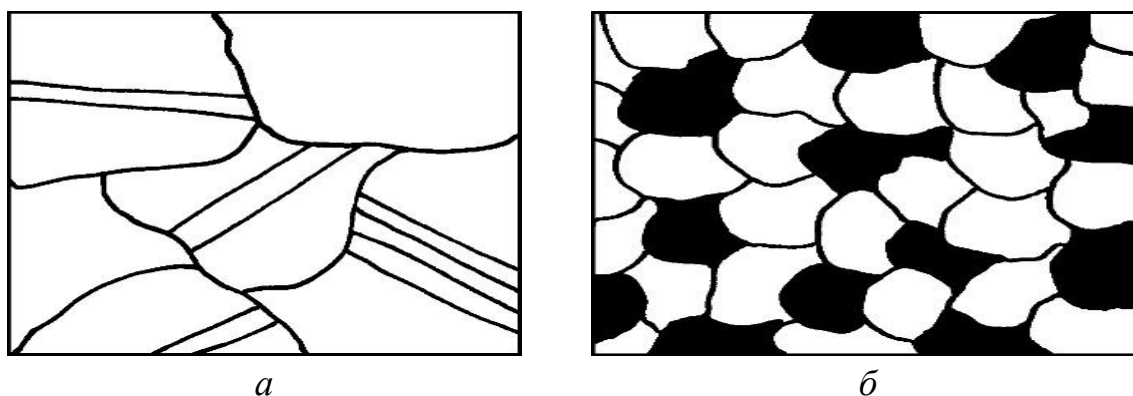


Рис. 3.5. Схемы микроструктур:
a – однофазной латуни марки Л68 после холодной пластической деформации и рекристаллизационного отжига, α -фаза; *б* – двухфазной латуни марки Л59 в литом состоянии, α -фаза и β -фаза

Присутствие в структуре β -фазы, имеющей низкую пластичность и высокую твердость, повышает характеристики прочности латуней. Двухфазные латуни являются более пластичными при температурах выше 500 °С. Поэтому эти латуни выпускают в виде полуфабрикатов, полученных горячей обработкой давлением, листов, прутков, труб, штамповок, из которых изготавливают втулки, гайки, тройники, штуцеры, токопроводящие детали электрооборудования и др.

Микроструктура двойных оловянных бронз определяется диаграммой состояния системы Cu-Sn . На рис. 3.6 приведен фрагмент этой диаграммы для сплавов с содержанием олова до 30 %. Промышленное применение имеют сплавы, содержащие до 20 % Sn.

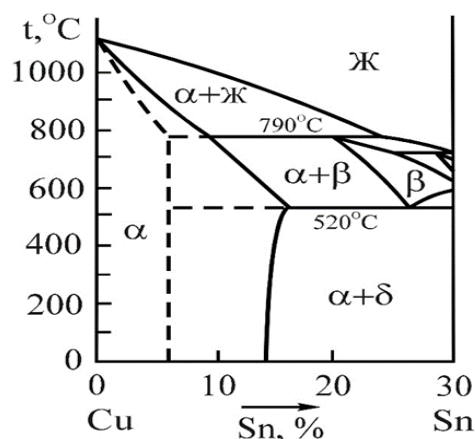


Рис. 3.6. Фрагмент диаграммы состояния системы «медь-олово»

Бронзы по структуре делятся на однофазные, состоящие из зерен α -твердого раствора олова в меди, и двухфазные, состоящие из зерен α -твердого раствора олова в меди и зерен эвтектоида ($\alpha+\delta$), в котором δ -фаза представляет собой соединение $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$. При очень медленном охлаждении протекает равновесная кристаллизация и граница между однофазными и двухфазными бронзами соответствует 14 % олова. В реальных заводских условиях при литье в металлические и земляные формы происходит ускоренное охлаждение сплавов, в связи с чем диффузия атомов олова в меди затрудняется и сплавы ведут себя так, как если бы растворимость олова в меди была постоянной, равной 6–8 %, и не менялась с температурой (пунктирные линии на рис. 3.6). Исходя из этого однофазными являются бронзы с содержанием олова не более 5–6 %. Такие сплавы имеют высокую пластичность и являются деформируемыми.

Бронзы, содержащие олово в большем количестве, по структуре являются двухфазными. Микроструктура двухфазной бронзы марки БрО10 состоит из темных зерен α -твердого раствора олова в меди и зерен эвтектоида ($\alpha+\delta$) (рис. 3.7). Основой эвтектоида является δ -фаза (химическое соединение $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$), на белом поле которой расположены мелкие темные выделения α -фазы. Наличие твердой и хрупкой δ -фазы исключает возможность обработки давлением, поэтому такие бронзы применяют только в литом состоянии.

Для повышения свойств в оловянистые бронзы вводят различные добавки: цинк для улучшения жидкотекучести и повышения плотности отливок; фосфор как раскислитель для устранения нежелательной окиси олова SnO_2 , присутствующей в бронзах в виде твердых и хрупких включений; свинец для улучшения обрабатываемости резанием и повышения уровня антифрикционных свойств.

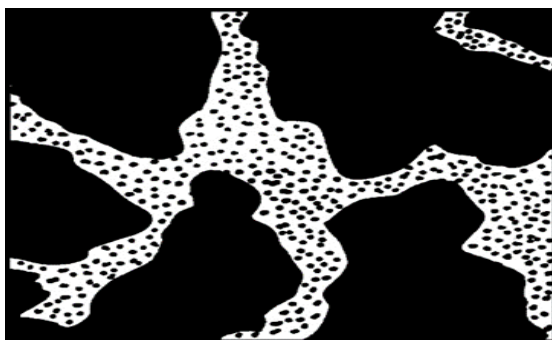


Рис. 3.7. Схема микроструктуры двухфазной бронзы марки БрО10 в литом состоянии, α -фаза и эвтектоид ($\alpha+\delta$)

Оловянистые бронзы с перечисленными добавками находят в промышленности более широкое применение, чем двойные сплавы. В качестве примера можно назвать литейные бронзы марок БрО5Ц5С5, БрО10Ф1 и др., деформируемые бронзы марок БрОФ6,5-0,4, БрОЦ4-3 и др. Оловянистые бронзы используются для изготовления паровой и водяной арматуры, подшипников скольжения, втулок, зубчатых колес, деталей приборов.

Микроструктура свинцовистых бронз описывается двойной диаграммой состояния системы Cu-Pb (рис. 3.8). Как видно из диаграммы состояния, свинцовистая бронза марки БрС30 с содержанием свинца 30 % является доэвтектическим сплавом, и его структура при комнатной температуре состоит из зерен α -твердого раствора свинца в меди и эвтектики, состоящей из α -твердого раствора свинца в меди и β -твердого раствора.

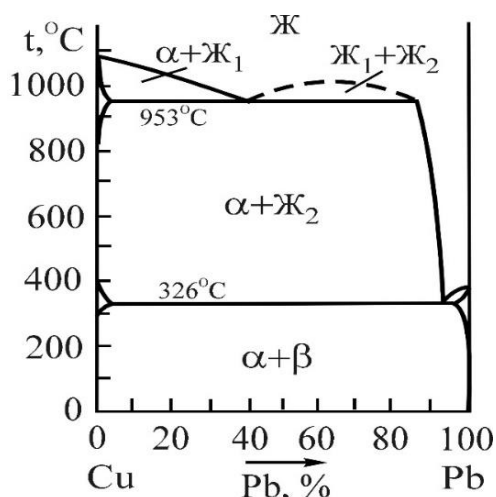


Рис. 3.8. Диаграмма состояния системы «медь-свинец»

Эвтектика по составу совпадает с чистым свинцом (99,98 %), а α -фаза – с чистой медью, поэтому микроструктура сплава состоит из зерен двух металлов – свинца и меди. На рис. 3.9 представлена микроструктура

свинцовистой бронзы марки БрСЗО, состоящая из светлых зерен α -фазы (фактически меди) и темных зерен эвтектики (фактически свинца). Свинцовистые бронзы являются высококачественными антифрикционными материалами и применяются для изготовления опорных и шатунных подшипников мощных турбин, авиационных моторов, дизелей и других машин.

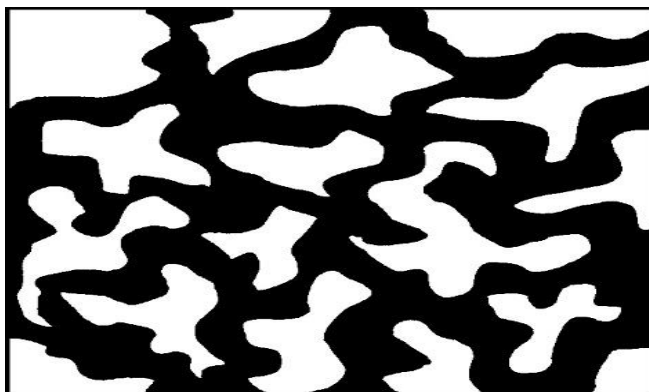


Рис. 3.9. Схема микроструктуры свинцовистой бронзы марки БрСЗО в литом состоянии: α -фаза и эвтектика ($\alpha+\beta$)

Микроструктура сплавов на основе олова. Микроструктура сплавов на основе олова, например оловянистого баббита марки Б83, описывается с помощью тройной диаграммы состояния системы Sn-Sb-Cu. Микроструктура этого сплава в литом состоянии состоит из тройной эвтектики в виде основного темного поля α -твердого раствора сурьмы в олове и равномерно распределенных светлых мелких включений соединения SnSb и Cu_6Sn_5 , светлых крупных кристаллов соединения SnSb и светлых мелких кристаллов соединения Cu_6Sn_5 в виде игл или звездочек (рис. 3.10).

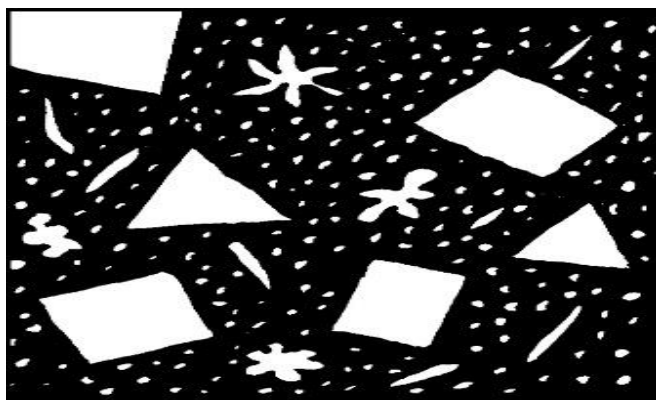


Рис. 3.10. Схема микроструктуры баббита марки Б83 в литом состоянии: SnSb, Cu_6Sn_5 и тройная эвтектика ($\alpha+\text{SnSb}+\text{Cu}_6\text{Sn}_5$)

Соединение Cu_6Sn_5 кристаллизуется в первую очередь и равномерно распределяется в объеме жидкости, образуя своеобразную сетку, препятствующую ликвации по удельному весу легких кристаллов SnSb . При этом вся медь, находящаяся в сплаве, расходуется на образование соединения SnSb . Мягкая, пластичная основа в виде тройной эвтектики и твердые включения соединений SnSb и Cu_6Sn_5 обеспечивают высокий уровень антифрикционных свойств и применяются для заливки подшипников газовых турбин, турбокомпрессоров, турбонасосов и др.

Порядок выполнения лабораторной работы

1. Изучите краткие теоретические сведения.
2. Выполните микроструктурный анализ цветных сплавов (микрошлифы латуни, бронзы, баббита) на металлографическом микроскопе, определив количество, размер, тип структурных составляющих и фаз.
3. Зарисуйте схемы микроструктур изученных цветных сплавов с обозначением фаз и структурных составляющих.
4. По заданию преподавателя составьте схему формирования структуры одного из сплавов при охлаждении из жидкого состояния.
5. Составьте отчет о проделанной работе.

Требования к содержанию отчета по лабораторной работе

Отчет о проделанной работе должен включать в себя:

- цель работы;
- краткую характеристику изученных сплавов;
- схемы или фотографии микроструктур цветных сплавов с обозначением фаз;
- схему формирования микроструктуры в процессе охлаждения из жидкого состояния одного из цветных сплавов;
- ответы на контрольные вопросы;
- вывод, включающий описание различий в структуре изученных цветных сплавов.

Контрольные вопросы

1. По какому принципу цветные сплавы делят на литейные и деформируемые?

2. Какие сплавы называются дуралюминами, какие – силуминами?
3. В чем заключается модифицирование силумина, какое изменение в структуре и свойствах оно вызывает?
4. Какие сплавы называются латунями, какие – бронзами?
5. В чем различие по составу, структуре и свойствам однофазных и двухфазных латуней?
6. Каково влияние олова на структуру и свойства оловянистых бронз?
7. Какой состав, структуру и свойства имеет свинцовистая бронза марки БрС30?
8. Какие легирующие элементы используются в магниевых сплавах?
9. Какова структура баббита марки Б83?
10. Каковы принципы маркировки цветных сплавов?

Лабораторная работа № 4

ЗАКАЛКА И ОТПУСК УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Цель работы: овладеть методикой проведения закалки и отпуска углеродистой стали.

Оборудование и материалы: отрезной станок, шлифовально-полировальный станок, металлографический микроскоп, микроскринер «Лабомет-М»; абразивная бумага, муфельная печь ЭКПС-10, цилиндрические образцы сталей, стационарный твердомер по Роквеллу.

Продолжительность работы – 4 ч.

Краткие теоретические сведения [4, 7, 10, 11]

Основной целью закалки является увеличение твердости и прочности стали. Закалкой стали называется термическая обработка, заключающаяся в нагреве стали до температур, превышающих температуру фазовых превращений, выдержке при этой температуре и последующем охлаждении со скоростью, превышавшей критическую – минимальную скорость охлаждения, обеспечивающую получение неравновесной структуры мартенсита (рис. 4.1).

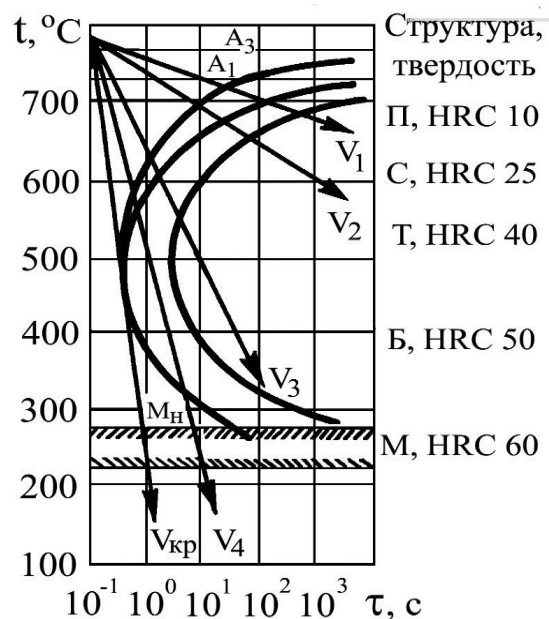


Рис. 4.1. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита доэвтектоидной стали

В основе закалки лежит аустенито-мартенситное превращение, заключающееся в перестройке сдвиговым путем кубической ГЦК решетки в объемноцентрированную тетрагональную (ОЦТ) решетку мартенсита (рис. 4.2).

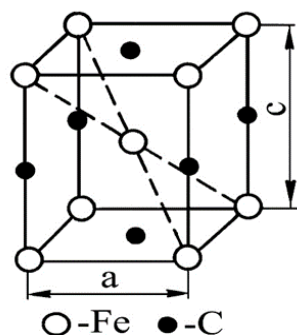


Рис. 4.2. Элементарная ячейка кристаллической решетки мартенсита с возможными положениями атомов С

Мартенситное превращение является бездиффузионным. Содержание углерода в мартенсите такое же, как и в исходном аустените. Поэтому мартенсит представляет собой пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железе. Степень тетрагональности мартенсита прямо пропорциональна количеству растворенного углерода. Растворимость углерода в феррите при комнатной температуре составляет 0,0067 % С.

Закалка с температур нагрева однофазной аустенитной области диаграммы состояния «железо-цементит» (т. е. выше линии *GSE*), обеспечивающая при критических скоростях охлаждения полное превращение аустенита в мартенсит, называется полной. В свою очередь неполной называется закалка, при которой нагрев осуществляется в двухфазную область выше линии *PSK* и ниже линии *GSE*. В этом случае после закалки формируется дуальная феррито-мартенситная структура в доэвтектоидной стали и мартенсито-цементитная структура в заэвтектоидной стали. На практике применяют полную закалку для доэвтектоидной стали (нагрев выше линии *GS* – критической точки A_{C3}) и неполную – для заэвтектоидной стали (нагрев выше линии *PSK* – критической точки A_{C1}).

Твердость мартенсита зависит от содержания углерода в стали, возрастая от *HRC 35* до *HRC 65* при изменении содержания углерода от 0,1 % до 0,8 % С. Природа упрочнения стали при закалке обусловлена затруднением скольжения дислокаций в мартенсите в связи с наличием атомов углерода в решетке, с повышенной плотностью дефектов (двойниковых прослоек и дислокаций), с образованием на дислокациях атмосфер из атомов

углерода, с выделением из мартенсита в связи с его распадом в процессе закалочного охлаждения дисперсных частиц карбидной фазы.

Из всех структурных составляющих стали мартенсит имеет наибольший, а аустенит – наименьший удельный объем. Поэтому по мере образования мартенсита аустенит, испытывая всестороннее сжатие, не в состоянии превратиться в мартенсит, в результате чего в структуре стали наряду с мартенситом всегда присутствует незначительное количество остаточного аустенита.

Количество остаточного аустенита может быть значительным, если содержание углерода в стали превышает 0,6 % С. Это обусловлено зависимостью температур начала M_H и конца M_K мартенситного превращения от содержания углерода в стали. С увеличением содержания углерода в стали происходит снижение температур M_H и M_K , в результате чего последняя, начиная с 0,6 % С, находится в области отрицательных температур. Следствием этого является увеличение количества остаточного аустенита в закаленной стали.

В случае если скорость охлаждения меньше критической и кривые охлаждения пересекают линии начала и конца диффузионного распада переохлажденного аустенита (так называемые С-образные кривые), то продуктами превращения являются пластинчатые феррито-цементитные смеси различной степени дисперсности, условно называемые перлитом, сорбитом и трооститом. Качественно проанализировать диффузионное превращение аустенита при различных скоростях охлаждения стали можно путем наложения кривых охлаждения на диаграмму его изотермического распада (рис. 4.1). С увеличением скорости охлаждения превращение происходит при более низкой температуре, уменьшается межпластинчатое расстояние (суммарный размер толщин феррита и цементита), возрастает твердость.

При охлаждении со скоростью V_1 , равной ~ 1 град/мин, аустенит превращается в перлит – эвтектоидную феррито-цементитную смесь с межпластинчатым расстоянием более 0,40 мкм, имеющую твердость $\sim HRC 10$.

В случае охлаждения со скоростью V_2 , равной ~ 60 град/мин, из аустенита образуется сорбит – эвтектоидная феррито-цементитная смесь с межпластинчатым расстоянием $\sim 0,4 - 0,2$ мкм, имеющая твердость $\sim HRC 25$.

При скорости V_3 , равной ~ 300 град/мин, продуктом превращения аустенита является троостит – эвтектоидная феррито-цементитная смесь с межпластинчатым расстоянием $\sim 0,2 - 0,1$ мкм, имеющая твердость $\sim HRC 40$. Поскольку предельное разрешающее расстояние светового микроскопа составляет $\sim 0,2$ мкм, то двухфазное строение троостита выявляется под электронным микроскопом.

Если кривая охлаждения V_4 пересекает линии начала диффузионного и начала бездиффузионного превращений переохлажденного аустенита, то образуется двухфазная мартенсито-трооститная структура.

Отпуск. Целью отпуска является снятие внутренних напряжений и получение оптимального сочетания служебных свойств. Непосредственно после закалки в связи с существенным различием удельных объемов мартенсита и аустенита сталь обладает высоким уровнем внутренних напряжений и повышенной хрупкостью. Поэтому для практического применения сталь в закаленном состоянии непригодна. В связи с этим для снижения внутренних напряжений и получения требуемых свойств обязательной операцией термической обработки после закалки является отпуск. Отпуском стали называется термическая обработка, заключающаяся в нагреве закаленного с полиморфным превращением сплава до температур, расположенных ниже температуры базового (полиморфного) превращения, выдержке при этой температуре и последующем охлаждении (обычно на воздухе), и обеспечивающая получение более равновесной структуры. Основным процессом при отпуске является распад метастабильного, неравновесного твердого раствора – мартенсита с выделением карбидной фазы.

Структурные превращения при отпуске. При отпуске закаленной стали, структура которой состоит из мартенсита и остаточного аустенита, различают стадию предвыделения и три превращения – распад мартенсита, распад остаточного аустенита, карбидное превращение. Температурные интервалы этих превращений весьма условны, поскольку они накладываются друг на друга, зависят от продолжительности отпуска и содержания углерода в стали. Вместе с тем на основе анализа объемных изменений при отпуске углеродистых сталей традиционно выделяют три температурных интервала и соответствующие им три превращения. Первое и третье превращения связаны с уменьшением удельного объема, а второе – с его увеличением.

Еще до начала первого превращения в мартенсите происходят изменения, связанные с перераспределением атомов углерода между междоузлиями, образованием сегрегаций атомов углерода в виде примесных атмосфер на дефектах решетки и в виде плоских микроскоплений – кластеров. Эти процессы (так называемая стадия предвыделения) развиваются в процессе закалочного охлаждения при нормальной (комнатной) температуре сразу после закалки и при нагреве закаленной стали до $\sim 80^\circ\text{C}$ (здесь и далее характерные температурные интервалы указаны для эвтектоидной углеродистой стали в случае использования традиционных режимов нагрева в электропечи). Возникновение примесных атмосфер на дефектах решетки обусловлено тем, что последние являются более выгодными местами для атомов углерода, чем нормальные

позиции этих атомов в решетке мартенсита, образование кластеров углерода можно трактовать как зонную стадию распада твердого раствора, аналогичную концентрационному расслоению при старении закаленных без полиморфного превращения сплавов. Кластеры углерода размером 4–6 нм, располагаясь в кристаллах мартенсита определенным, закономерным образом, являются подготовленными местами для формирования карбидной фазы.

Первое превращение протекает при нагреве закаленной стали в интервале температур от ~ 80 °С до 200 °С. При этом происходит выделение промежуточных карбидов из мартенсита – следующая после сегрегации углерода стадия структурных изменений при отпуске. Начиная с температуры ~ 80 °С экспериментально обнаруживается метастабильный ϵ -карбид Fe_2C , отличающийся от цементита Fe_3C типом кристаллической решетки (гексагональная у ϵ -карбида, ромбическая у цементита). Промежуточный карбид образуется прямо из кластеров углерода путем небольшой перестройки их решетки с одновременным увеличением соотношения содержаний углерода и железа либо выделяется независимо от кластеров углерода непосредственно из мартенсита. При низких температурах ϵ -карбид выделяется в виде очень дисперсных (10–100 нм) пластин или стержней, связанных общей кристаллографической плоскостью с решеткой мартенсита, чем и обеспечивается когерентность решеток на границе раздела фаз. С повышением температуры или увеличением продолжительности отпуска происходит укрупнение частиц ϵ -карбида. Образование метастабильного промежуточного карбида Fe_2C вместо более стабильного цементита обусловлено лучшим сопряжением мартенсита на границе с ϵ -карбидом и, как следствие, меньшим уровнем поверхностной энергии. При температурах ниже ~ 150 °С, когда подвижность атомов углерода еще слишком мала, происходит так называемый «двухфазный» распад мартенсита. В тех участках, где выделился карбид, содержание углерода и, следовательно, степень тетрагональности меньше, чем в участках, не затронутых распадом. Поэтому длительное время из-за низкой скорости диффузии сосуществует два твердых раствора с разным содержанием углерода: один – с исходным, равным содержанию углерода в аустените, а другой – с содержанием $\sim 0,25$ % С. При этом двухфазный распад развивается не путем роста карбидных частиц, а в результате выделения новых частиц карбида в участках мартенсита с исходным содержанием углерода. Таким образом происходит формирование мартенсита отпуска, представляющего собой слабо пересыщенный ($\sim 0,25$ % С) твердый раствор внедрения углерода в α -железе с когерентными (сохраняющими непрерывность атомных плоскостей) его решетке выделениями частиц ϵ -карбида. Из-за выделений карбидной фазы он отличается повышенной травимостью.

Вторая стадия распада мартенсита – так называемый однофазный распад – заключается в обеднении углеродом α -твердого раствора при одновременном росте карбидных частиц и протекает в интервале температур $\sim 150\text{--}300\text{ }^\circ\text{C}$. При этих температурах скорость диффузии углерода достаточна, чтобы обеспечить рост карбидных частиц при переносе атомов через α -твердый раствор. При температуре $\sim 300\text{ }^\circ\text{C}$ в α -твердом растворе остается около 0,1 % С, и рентгеноструктурный анализ не выявляет тетрагональность α -твердого раствора. При температуре $400\text{ }^\circ\text{C}$ или при более высокой α -твердый раствор освобождается от избытка углерода и тем самым заканчивается переход мартенсита в феррит.

В сталях с высокой температурой M_H частичный распад мартенсита с выделением промежуточного карбида (так называемый закалочный самоотпуск) успевает произойти во время закалочного охлаждения.

Второе превращение, аналогичное бейнитному превращению, происходит при температурах $\sim 200\text{--}300\text{ }^\circ\text{C}$. При этом остаточный аустенит превращается в нижний бейнит – смесь несколько пересыщенной углеродом α -фазы, образуемой сдвигом, и частиц ε -карбида. Строго говоря, бейнит представляет собой слабопересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железе с частицами ε -карбида.

Третье превращение, наиболее активно развивающееся при температурах $300\text{--}400\text{ }^\circ\text{C}$, заключается в завершении образования стабильного цементита Fe_3C и последующей его коагуляции. При этом цементит может выделяться либо прямо из α -твердого раствора после растворения в нем ранее образовавшегося ε -карбида, либо образоваться путем перестройки решетки ε -карбида в решетку цементита. Завершающей стадией карбидного превращения является коагуляция (увеличение размеров) и сфероидизация цементита, интенсивно развивающиеся от температуры $\sim 350\text{ }^\circ\text{C}$. Выше температуры $\sim 600\text{ }^\circ\text{C}$ развивается только процесс коагуляции цементита, поскольку все частицы являются уже сферическими.

После отпуска при температурах $300\text{--}450\text{ }^\circ\text{C}$ образуется сильно травящаяся мелкодисперсная смесь феррита и цементита, называемая трооститом отпуска. Под микроскопом заметна игольчатая предыстория феррита, обусловленная характером строения мартенсита. Дальнейшее повышение температуры приводит к развитию процессов возврата (преимущественно к уменьшению плотности дислокаций) в феррите и рекристаллизации ферритных зерен. Структура при этом теряет характерные морфологические признаки мартенсита. Поэтому полученный при температурах $450\text{--}650\text{ }^\circ\text{C}$ сорбит отпуска (смесь феррита и цементита) имеет характерное зернистое (точечное) строение цементита.

Дальнейшее повышение температуры отпуска выше 650 °С (приближение к A_{C1}) приводит к дальнейшей коагуляции карбидных частиц и формированию структуры зернистого перлита.

В отличие от пластинчатых ферритно-цементитных смесей (троостит, сорбит), образующихся при охлаждении из аустенита, те же структуры, формируемые при отпуске, имеют зернистое строение цементита. Форма цементита определяет различие в свойствах у одноименных структур, полученных при отпуске или сформированных после охлаждения из аустенита. Так, более высокие значения ударной вязкости и предела текучести характерны для структур с зернистым строением цементита.

Снижение внутренних напряжений происходит во всем температурном интервале отпуска и наиболее интенсивно после срыва когерентности решеток мартенсита и цементита при температурах третьего превращения.

Увеличение температуры отпуска приводит к монотонному снижению твердости углеродистых сталей, за исключением двух температурных интервалов, характерных для высокоуглеродистых сплавов железа.

Повышение твердости в первом температурном интервале (в районе 100 °С) обусловлено дисперсионным твердением мартенсита в связи с выделением дисперсных частиц карбидной фазы, а во втором (200–250 °С) связано с распадом остаточного аустенита.

Технологические параметры закалки. К технологическим параметрам закалки относятся время и температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждения. Общее время нагрева под закалку τ_H складывается из времени нагрева до необходимой температуры T_H и времени выдержки при этой температуре τ_B . Для лабораторных электрических печей возможно использовать приближение, выбирая время нагрева τ_H из расчета 0,8–1 мин на 1 мм диаметра или 1,5–2 мин на 1 мм толщины. Время выдержки τ_B определяется как $\tau_H/4$, а скорость охлаждения – требуемой структурой стали.

Наиболее распространенными охлаждающими средами при закалке являются вода, 10 % водные растворы NaCl, NaOH, растворы полимеров, минеральное масло, эмульсия масла в воде и др. Каждая из этих сред обеспечивает определенную скорость охлаждения.

Для углеродистых сталей с содержанием углерода больше ~0,3 % структуру мартенсита получают закалкой в воду с температурой 20 °С, в этой среде обеспечивается скорость охлаждения, больше критической. Углеродистые стали с содержанием углерода менее ~0,3 % на мартенсит не закаляются, так как любая реальная охлаждающая среда не обеспечивает скорости охлаждения, больше критической. Причина этого заключается в сдвиге кривых

изотермического распада аустенита влево по оси времени при уменьшении в стали количества углерода.

Отпуск стали. После закалки в зависимости от уровня требуемых свойств проводят низкий, средний или высокий отпуск. Основными параметрами, определяющими режим отпуска, являются температура и время нагрева. Охлаждающая среда (обычно воздух) играет второстепенную роль.

Низкий отпуск на структуру мартенсит отпуска (150–250 °С) широко применяют после закалки инструмента, цементованных и цианированных деталей, содержащих 0,7–1,2 % С. Цель низкого отпуска – уменьшение остаточных напряжений при сохранении высокой твердости, прочности и износостойкости. Время нагрева при температуре низкого отпуска обычно не превышает 1–3 ч, поскольку дальнейшее его увеличение незначительно уменьшает уровень остаточных напряжений.

Средний отпуск на троостит отпуска (350–450 °С) применяют для получения высокой прочности, упругости и вместе с тем достаточной вязкости. Среднему отпуску подвергают упругие детали машин и приборов – рессоры, пружины, изготовленные из сталей, содержащих 0,5–0,7 % С.

Высокий отпуск на сорбит отпуска (550–650 °С) широко применяется для деталей, работающих в условиях ударных нагрузок и высоких напряжений (шатуны и шатунные болты двигателей, передние оси автомобилей и др.) и изготовленных из среднеуглеродистых сталей (0,35–0,6 % С). Высокий отпуск обеспечивает получение высокой вязкости, пластичности при достаточной прочности. Характер изменения механических свойств углеродистой стали в зависимости от температуры отпуска представлен на рис. 4.3.

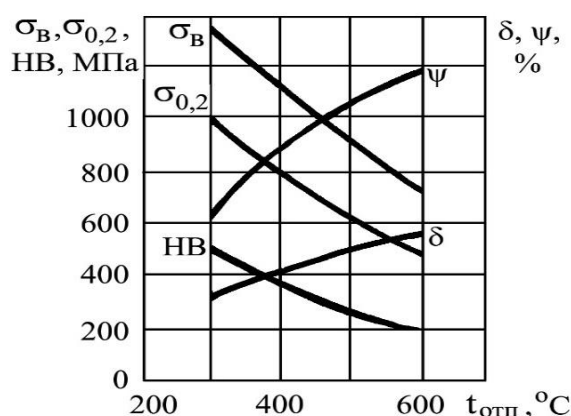


Рис. 4.3. Влияние температуры отпуска на механические свойства стали 45

Микроструктура стали после закалки и отпуска. Микроструктура доэвтектоидной стали после полной закалки в воде состоит из светлых игл

мартенсита (рис. 4.4). Кристаллы мартенсита представляют собой линзы (в плоскости микрошлифа имеют вид игл), расположенные параллельно или под углом 60° и 120° . Количество остаточного аустенита в структуре доэвтектоидных сталей не превышает 5 % и при микроструктурном анализе он не обнаруживается. Различают скрытокристаллический или бесструктурный, мелко-, средне- и крупноигльчатый мартенсит, который образуется при перегреве. На практике обычно получают мелко- или среднеигльчатый мартенсит.



Рис. 4.4. Схема микроструктуры доэвтектоидной стали 45 после полной закалки в воде. Мартенсит

Микроструктура эвтектоидной стали после закалки в воде состоит из светлых игл мартенсита и незначительного количества светлых изолированных участков остаточного аустенита, слабо обнаруживаемых микроструктурным анализом.

Для заэвтектоидных сталей на практике применяют неполную закалку. Их микроструктура состоит из мартенситной основы, вторичного цементита в виде светлых частичек округлой формы и незначительного количества (менее 10 %) остаточного аустенита, который плохо выявляется микроструктурным анализом (рис. 4.5).

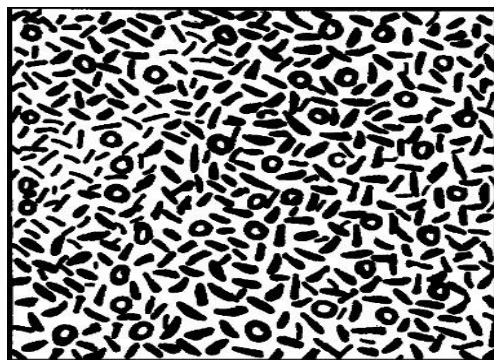


Рис. 4.5. Схема микроструктуры заэвтектоидной стали У11 после неполной закалки в воде. Мартенсит, остаточный аустенит, цементит вторичный

При неполной закалке заэвтектоидных сталей образуется мелкоигльчатый или скрытокристаллический мартенсит. Это обусловлено тем, что при нагреве до температур $A_{C1} + 30...50$ °С зерна аустенита имеют малые размеры, в связи с чем при охлаждении образуются настолько мелкие иглы мартенсита, что при микроструктурном анализе с малым и средним увеличением микроскопа они неразличимы. При полной закалке заэвтектоидных сталей происходит растворение вторичного цементита в аустените и рост аустенитного зерна, образуется структура крупноигльчатого мартенсита с большим количеством остаточного аустенита (30 % и более), снижающего твердость стали. Полная закалка заэвтектоидных сталей на практике не применяется.

При охлаждении со скоростью меньше критической возможно получение структуры, состоящей из светлых игл мартенсита и темных зерен троостита (рис. 4.6). В отличие от перлита, содержащего 0,8 % С, сорбит и троостит не имеют постоянного состава. Это связано с влиянием скорости охлаждения на количество так называемых избыточных фаз, выделяемых из аустенита, и, как следствие, на состав аустенита, претерпевающего диффузионный распад.

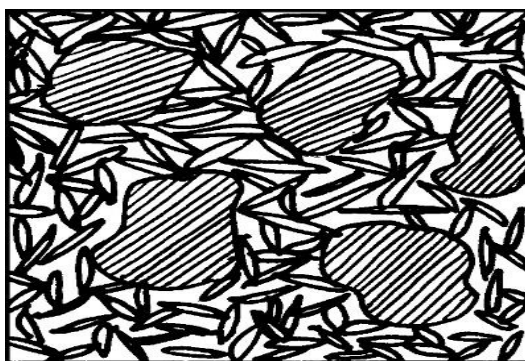


Рис. 4.6. Схема микроструктуры доэвтектоидной стали 45 после закалки в масле. Мартенсит и троостит

Микроструктура углеродистой стали после закалки и низкого отпуска имеет вид темных игл мартенсита отпуска. Это связано с тем, что мартенсит отпуска по сравнению с мартенситом в связи с выделением карбидной фазы имеет несколько большую способность к травлению, почему и выглядит более темным.

В результате среднего отпуска образуется троостит отпуска. Зернистое строение троостита отпуска, как и пластинчатое строение троостита, плохо выявляется при микроструктурном анализе вследствие высокой дисперсности образующих его кристаллов. При наблюдении в световой микроскоп

троостит отпуска имеет вид темной массы. Строение троостита отпуска, как и троостита, отчетливо выявляется при исследовании с помощью электронного микроскопа.

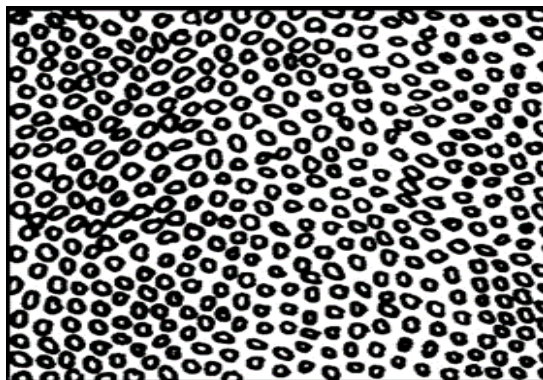


Рис. 4.7. Схема микроструктуры стали 45 после закалки и высокого отпуска.
Сорбит отпуска

После высокого отпуска углеродистая сталь приобретает структуру сорбита отпуска зернистого строения (рис. 4.7). На светлом фоне феррита располагаются цементитные включения округлой формы.

Порядок выполнения лабораторной работы

1. Изучите краткие теоретические сведения.

2. Выберите режим закалки углеродистой стали 45 (допускаются другие марки сталей с содержанием углерода от 0,3 %). Определите температуру нагрева под закалку стали 45, пользуясь диаграммой состояния «железо-цементит», а также время нагрева.

3. Выберите охлаждающую среду для стали 45. Выбранные режимы занесите в табл. 4.1.

4. Изучите влияние скорости охлаждения на твердость стали 45. Для этого возьмите пять образцов стали 45 и охладите после нагрева в электропечи в трех средах: воде, минеральном масле и на воздухе. В воде охладите три образца. После измерьте их твердость по методу Роквелла, предварительно зачистив торцевые поверхности образцов на шлифовальной бумаге для удаления дефектного слоя (окалина, обезуглероживание). По значениям твердости оцените вероятную структуру стали. Полученные результаты занесите в табл. 4.1.

Таблица 4.1

Изменение твердости и структура стали в зависимости от скорости охлаждения и температуры отпуска

№ образца	Марка стали	Закалка					Отпуск			
		Температура нагрева Т _н , °С	Время нагрева, мин	Охлаждающая среда	Твердость, HRC	Структура	Температура нагрева t _п , °С	Время нагрева, мин	Твердость, HRC	Структура
1	45	840–860	...	Воздух	–	–	–	–
2				Масло	–	–	–	–
3				Вода	200
4				Вода	400
5				Вода	600

5. Изучите влияние температуры отпуска на твердость стали 45. Для этого возьмите три образца, закаленных в воде, и отпустите их в течение 20 мин при температурах 200, 400 и 600 °С. Охлаждение проведите на воздухе. Измерьте твердость по методу Роквелла, по значениям твердости оцените вероятную структуру стали и полученные результаты занесите в табл. 4.1.

6. Постройте графики зависимости твердости по методу Роквелла от скорости охлаждения и времени отпуска.

7. Проанализируйте влияние скорости охлаждения и температуры отпуска на твердость стали 45, оцените структуру и свойства закаленной и отпущенной стали.

8. Выполните микроструктурный анализ стали в термически обработанном состоянии и изобразите схему ее структуры.

9. Составьте отчет о проделанной работе.

Требования к содержанию отчета по лабораторной работе

Отчет о проделанной работе должен включать в себя:

- цель работы;
- основные теоретические сведения о фазовых превращениях при закалке и отпуске, структуре и свойствах закаленной и отпущенной стали;

- таблицу с результатами эксперимента и графики зависимостей твердости от среды охлаждения и температуры отпуска;
- выводы на основании полученных результатов.

Контрольные вопросы

1. В чем заключается сущность закалки?
2. Что представляет собой мартенсит?
3. Что такое критическая скорость закалки?
4. Опишите строение и свойства продуктов распада переохлажденного аустенита.
5. Как выбирается температура нагрева под закалку до- и заэвтектоидных углеродистых сталей?
6. Какие охлаждающие среды применяются при закалке?
7. Что представляют собой продукты распада мартенсита при различных температурах отпуска?
8. Какие превращения протекают при отпуске стали?
9. В каких случаях применяется низкий, средний и высокий отпуск закаленной стали?
10. Какие строение и свойства имеют продукты диффузионного превращения аустенита, полученные при охлаждении с различными скоростями?
11. Что представляет собой мартенсит?
12. В чем заключается полная и неполная закалка?
13. В каком случае получается структура мартенсита и троостита?
14. Что представляют собой мартенсит отпуска, троостит отпуска, сорбит отпуска?

Лабораторная работа № 5

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДУРАЛЮМИНА

Цель работы: провести исследование изменения свойств при термической обработке цветных сплавов на примере дуралюмина.

Оборудование и материалы: отрезной станок, шлифовально-полировальный станок, металлографический микроскоп, микроскринер «Лабомет-М»; абразивная бумага, муфельная печь ЭКПС-10, образцы дуралюмина, стационарный твердомер по Роквеллу.

Продолжительность работы – 4 ч.

Краткие теоретические сведения [7, 8, 10, 11]

Переменная растворимость компонентов в твердом состоянии, вызывающая при снижении температуры в равновесных условиях выделение из твердого раствора α так называемых вторичных кристаллов стабильной фазы β , может быть использована для термического упрочнения обширной группы цветных сплавов. Повышение временного сопротивления, предела текучести, твердости наблюдается при переходе из метастабильного (неравновесного) состояния, обладающего повышенной свободной энергией, в стабильное. Технологически это достигается путем закалки без полиморфного превращения, т. е. старением. Старение – это вид термической обработки закаленного без полиморфного превращения сплава, главным процессом которого является самопроизвольный распад пересыщенного твердого раствора с выделением теплоты при комнатной температуре (естественное старение). Если диффузионная подвижность атомов в этих условиях недостаточна для развития распада в необходимой степени за приемлемое время, то для изменения структуры и свойств закаленный сплав нагревают, подвергая искусственному старению.

При распаде пересыщенного твердого раствора α' могут выделяться (в порядке возрастания энергии активации) зоны Гинье-Престона (зоны ГП), кристаллы промежуточной метастабильной фазы β' (в некоторых системах выделяются две промежуточные метастабильные фазы) и стабильной фазы β , поэтому температурно-временную последовательность их появления можно изобразить в виде схемы: зоны ГП \rightarrow β' \rightarrow β . В реальных промышленных сплавах, например АЛ7 (система Al-Cu) и Д16 (система Al-Cu-Mg), анало-

гичные последовательности имеют соответственно следующий вид: зоны $\text{ГП} \rightarrow \Theta'' \rightarrow \Theta' \rightarrow \Theta$ (CuAl_2) и зоны $\text{ГП} \rightarrow S'' \rightarrow S$ (Al_2CuMg).

Зоны ГП, зарождаемые гомогенно (случайным образом), представляют субмикроскопические (толщиной в несколько атомных слоев и протяженностью в несколько десятков атомных слоев), когерентные (сохраняющие решетку растворителя) выделения с резко повышенной концентрацией растворенного компонента и значительным (в связи с разницей атомных размеров растворителя и растворенного компонента) уровнем упругих напряжений на поверхности раздела их с решеткой растворителя. Промежуточная и стабильная фазы зарождаются гетерогенно в местах предпочтительного зарождения. Таковыми для промежуточной фазы являются отдельные дислокации, малоугловые границы (стенки дислокаций), дефекты упаковки, а также зоны ГП. Выделения промежуточной фазы являются частично, а иногда и полностью когерентными решетке растворителя. Некогерентные выделения стабильной фазы предпочтительно зарождаются на высокоугловых границах, скоплениях вакансий, ранее появляющихся выделениях промежуточных фаз. Образование выделений стабильной фазы способствует исчезновению поля упругих напряжений на поверхности раздела их с решеткой растворителя.

Характеристики прочностных свойств сплава с увеличением продолжительности старения при постоянной температуре сначала возрастают (упрочняющее старение), достигают максимума и затем снижаются (разупрочняющее старение или «перестаривание»), оставаясь выше значений в закаленном состоянии. Старение начинается с инкубационного периода, характеризующегося отсутствием или весьма слабым повышением характеристик прочностных свойств. Инкубационный период (2–3 ч) имеет важное технологическое значение, поскольку в это время закаленный сплав обладает повышенной пластичностью и может быть обработан давлением. Возникающее при старении упрочнение – результат торможения дислокаций выделениями, образованными при распаде пересыщенного твердого раствора (полем упругих напряжений в решетке растворителя вокруг выделений, при огибании или перерезании выделений дислокациями). Вклад в упрочнение от зон ГП сначала возрастает в связи с их укрупнением и увеличением плотности их распределения в решетке растворителя, что приводит к необходимости дислокациям огибать и перерезать выделения, достигает максимума и затем снижается до нуля в результате постепенного растворения зон ГП в решетке растворителя при появлении промежуточной фазы или же в результате прямого превращения зон ГП в промежуточную фазу. Вклад промежуточной фазы β' в упрочнение после определенного инкубационного

периода вначале возрастает, что связано с появлением трудно перерезаемых дислокациями частиц промежуточной фазы, проходит через максимум при наибольшей плотности ее выделений и затем снижается в результате коагуляции (объединения) выделений промежуточной фазы и уменьшения поля упругих напряжений в решетке растворителя.

Дуралюмины являются распространенными деформируемыми алюминиевыми сплавами, упрочняемыми термической обработкой – закалкой и старением. Их основными легирующими элементами являются медь (3,8–4,8 %) и магний (0,4–0,8 % для Д1). Дуралюмины применяют для изготовления деталей средней и повышенной прочности, требующих долговечности при переменных нагрузках. Из этих сплавов изготавливают трубы, прутки, заклепки, обшивки, лопасти, шпангоуты, ланжероны самолетов, каркасы и др.

Процессы, происходящие при нагреве и охлаждении, могут быть описаны с помощью диаграммы состояния системы Al-Cu (рис. 5.1).

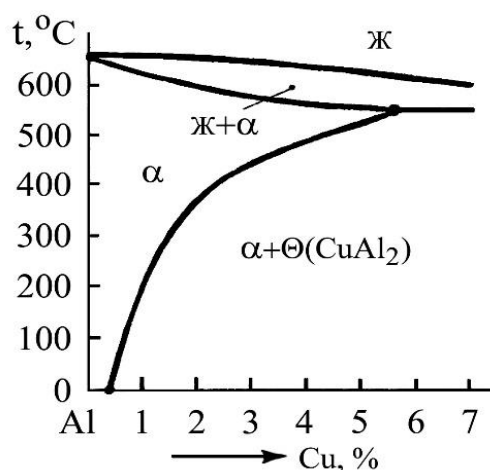


Рис. 5.1. Фрагмент диаграммы состояния системы Al-Cu

Из диаграммы на рис. 5.1 видно, что растворимость меди в алюминии при изменении температуры от 548 °С до 20 °С снижается с 5,7 % до 0,2 %, что и обуславливает возможность термического упрочнения дуралюминов путем закалки и старения.

Закалка дуралюмина в отличие от закалки стали не упрочняет сплав, а увеличивает пластические свойства по сравнению с исходным отожженным состоянием. Свежезакаленный дуралюмин хорошо поддается пластической деформации, например: расклепка заклепок, гибка, отбортовка.

На практике проводят как естественное, так и искусственное старение. Естественное старение в течение 4–6 сут обеспечивает получение максимальных характеристик прочностных свойств. Например, предел прочности при растя-

жении может быть повышен до 420–470 МПа по сравнению с 210–220 МПа в исходном отожженном состоянии (табл. 5.1). В некоторых случаях применяется искусственное старение при 150–200 °С продолжительностью до 6–15 ч с охлаждением обычно на воздухе. Такое старение приводит к меньшему упрочнению (360–390 МПа). Твердость *HВ* Д1 в исходном состоянии составляет 450 МПа, а после естественного старения – 950 МПа.

Порядок выполнения лабораторной работы

1. Ознакомьтесь с краткими теоретическими сведениями.
2. Возьмите образец дуралюмина, закалите его в воде после нагрева в электрической муфельной печи при температуре 500 ± 5 °С в течение 10 мин.
4. Проведите искусственное старение дуралюмина при температуре 180 °С в течение 25 и 40 мин с охлаждением на воздухе.
5. Измерьте твердость образца в исходном отожженном, свежезакаленном и после искусственного старения состояниях. Измерения проведите на твердомере Роквелла. Полученные результаты запишите в табл. 5.1.

Таблица 5.1

Твердость дуралюмина в различных состояниях

Исходное	Свежезакаленное	После старения при температуре 180 °С в течение, мин	
		25	40

6. Проанализируйте влияние продолжительности искусственного старения на твердость дуралюмина, обоснуйте характер изменения твердости.
7. Составьте отчет о проделанной работе.

Требования к содержанию отчета по лабораторной работе

- Отчет по лабораторной работе должен содержать:
- краткие теоретические сведения по термической обработке дуралюмина;
 - табл. 5.1 с экспериментальными данными по твердости дуралюмина до и после термической обработки;
 - выводы по данным в табл. 5.1 с обоснованием изменения свойств сплава;
 - ответы на контрольные вопросы.

Контрольные вопросы

1. На чем основана термическая обработка цветных сплавов?
2. В чем заключается закалка без полиморфного превращения, старение?
3. Чем отличается искусственное старение от естественного?
4. Чем отличается зонное старение от фазового?
5. В чем физическая сущность процессов, протекающих при старении?
6. Какую структуру имеет дуралюмин марки Д1 в равновесном состоянии?
7. Как зарождаются зоны ГП, промежуточная и стабильная фазы?
8. Как влияют закалка и старение на механические свойства?
9. Какова природа упрочнения при старении?

Лабораторная работа № 6

ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ

Цель работы: изучить процессы, протекающие в ферромагнитных материалах в магнитном поле, исследовать основные характеристики ферромагнитных материалов по кривой намагничивания.

Оборудование и материалы: персональный компьютер с измерительным блоком «Магнитные материалы».

Продолжительность работы – 2 ч.

Краткие теоретические сведения [12]

Магнитными материалами называются вещества, обладающие магнитными свойствами, т. е. способностью намагничиваться в магнитном поле и тем самым приобретать магнитный момент.

Магнитные свойства вещества характеризуются магнитной восприимчивостью

$$\mu = \frac{M}{H},$$

где M – магнитный момент единицы объема вещества или намагниченность в магнитном поле напряженностью H .

Магнитное поле в вакууме, создаваемое некоторой системой проводников с током или совокупностью постоянных магнитов, характеризуется векторами магнитной индукции B и напряженности поля H , связанными через магнитную постоянную $\mu_0 = 4\pi \times 10^{-7}$ Гн/м, $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7} B = \mu_0 H$.

Магнитное поле в материале, кроме напряженности поля H , создаваемой током в намагничивающей обмотке, зависит также от магнитных свойств материала. Полная магнитная индукция в материале составляет

$$B = \mu_0 H + \mu_0 M,$$

где первый и второй члены правой части представляют собой соответственно составляющие внешнего и внутреннего поля.

Одним из основных магнитных параметров материала является магнитная проницаемость

$$\mu = B / (\mu_0 H) = 1 + \chi.$$

Часто произведение $\mu \cdot \mu_0 = B / H = \mu_0(1 + \chi)$ называют абсолютной магнитной проницаемостью среды.

По значению магнитной восприимчивости χ , ее зависимости от напряженности магнитного поля, температуры и других факторов выделяют следующие пять основных видов магнитных материалов: диа-, пара- и антиферромагнетики, образующие группу слабомагнитных материалов; ферро- и ферримагнетики, относящиеся к группе сильно-магнитных материалов.

В изделиях электротехники и электроники наиболее часто применяются ферромагнетики. Все ферромагнетики характеризуются большим значением χ , способностью намагничиваться до насыщения при обычных температурах даже в слабых полях, гистерезисом – зависимостью магнитных свойств от предшествующего состояния, точкой Кюри – предельной температурой, выше которой материал теряет ферромагнитные свойства. К ферромагнетикам относятся железо, никель, кобальт и другие материалы.

Ферромагнетизм заключается в существовании в веществе областей – доменов, в пределах которых материал намагничен до состояния насыщения. Магнитная восприимчивость ферромагнетиков достигает значений $10^5 - 10^6$ и существенно зависит от температуры и напряженности магнитного поля.

Различают *магнитомягкие* и *магнитотвердые магнитные материалы*. Магнитомягкие материалы характеризуются значительными магнитной проницаемостью, индукцией насыщения, малой коэрцитивной силой (не более 4 кА/м) и, следовательно, узкой петлей гистерезиса. К магнитомягким материалам относятся технически чистое железо, электротехнические стали – сплавы железа с углеродом, кремнистые стали (содержат 0,5–5 % кремния), пермаллой – сплав железа с никелем с добавками других металлов, магнитомягкие ферриты – системы окислов железа, цинка, никеля, марганца и некоторых других металлов, магнитодиэлектрики – мелкодисперсные порошки высокопроницаемых материалов на основе карбонильного железа (P10, P20, P100 и др.), альсифера (ТЧ-90, ТЧК-55), пермаллоев (П-250, П-160), ферритов (НМ-5) в неферромагнитной связке.

Магнитотвердые материалы, напротив, имеют большую коэрцитивную силу, малую магнитную проницаемость. К магнитотвердым материалам относятся стали с высоким содержанием углерода (ЕХ3, ЕВ6, ЕХ5К5), алнико – сплавы железа с алюминием, никелем, кобальтом, магнитотвердые ферриты, викаллой – сплав железа с ванадием, соединения на основе редкоземельных элементов – самария, празеодима и др. Кроме указанных групп магнитных материалов, все большее распространение в технике находят магнитные материалы с цилиндрическими магнитными доменами, магнито-

стрикционные, тонкопленочные, аморфные магнитные материалы, магнитные жидкости.

Петля гистерезиса. Магнитные свойства материалов описываются зависимостями индукции B от напряженности H и потерь на перемагничивание P от индукции и частоты. Зависимость вида $B(H)$ называют кривой намагничивания. При циклическом перемагничивании кривая намагничивания образует петлю гистерезиса (рис. 6.1).

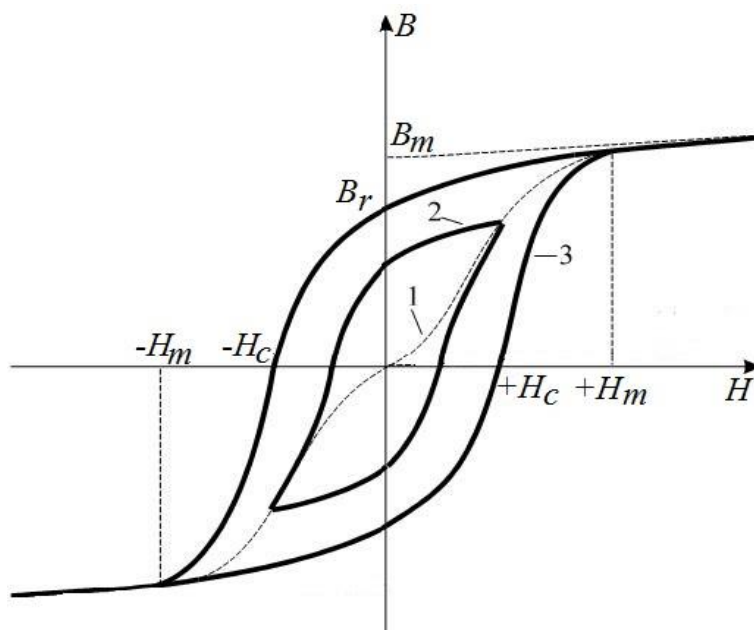


Рис. 6.1. Петля гистерезиса

Основная кривая намагничивания 1 представляет собой геометрическое место вершин симметричных петель гистерезиса, получающихся при циклическом перемагничивании или при монотонном увеличении напряженности поля в предварительно размагниченном образце.

При достаточно больших значениях H кривая 1 асимптотически приближается к прямой $B = B_m + H$, где B_m – индукция насыщения. Начиная со значения H_m , при дальнейшем увеличении напряженности петля гистерезиса остается неизменной (за исключением продолжающих расти узких «носиков»). Все частные петли, как симметричные, так и несимметричные, лежат внутри предельной петли.

Различают следующие типы зависимостей:

- частная петля гистерезиса 2 – петля, полученная при циклическом изменении напряженности, если $h < h_m$;
- предельная петля гистерезиса 3 – петля, полученная при циклическом изменении напряженности $H \geq H_m$.

Основные параметры петли гистерезиса. Остаточная индукция B_r – индукция, которая остается в предварительно намагниченном образце после снятия внешнего магнитного поля. Коэрцитивная сила H_c – размагничивающее поле, которое должно быть приложено к образцу, чтобы индукция стала равной нулю. По основной кривой намагничивания определяют начальную магнитную проницаемость по формуле

$$\mu_H = \frac{B}{\mu_0 H}.$$

Перемагничивание магнитных материалов в переменных полях возбуждает вихревые токи, магнитное поле которых направлено встречно внешнему полю. В результате напряженность магнитного поля в материале падает с удалением в глубь от поверхности. Вихревые токи вносят вклад в потери на перемагничивание. Для уменьшения потерь на вихревые токи на высоких частотах следует применять магнитомягкие высокочастотные материалы (магнитодиэлектрики, ферриты), у которых значение удельного сопротивления значительно больше, чем у низкочастотных материалов – электротехнических сталей, пермаллоев.

Таким образом, потери на перемагничивание состоят в основном из потерь на гистерезис и потерь на вихревые токи:

$$P = P_{\Gamma} = P_{\text{В}}.$$

Порядок выполнения лабораторной работы

Лабораторная работа реализована на стенде, который состоит из компьютера и измерительного блока. Звуковой генератор в измерительном блоке установки вырабатывает синусоидальное напряжение в диапазоне частот 40–1000 Гц. Это напряжение поступает на намагничивающую обмотку образца, который изготовлен в форме кольца с намотанными на него двумя обмотками: намагничивающей обмоткой и измерительной обмоткой. Напряженность магнитного поля в материале определяется током I в намагничивающей обмотке по формуле:

$$H = I \cdot n; n = \frac{W_1}{L},$$

где n – плотность витков намагничивающей обмотки (количество витков / м); W_1 – количество витков; L – длина магнитопровода.

Величина тока намагничивания определяется по значению падения напряжения на измерительном резисторе R_I ($R_I = 1,5$ Ом), который включается последовательно с намагничивающей обмоткой:

$$I = \frac{U_H}{R_1}.$$

ЭДС, наводимая в измерительной обмотке образца, пропорциональна производной от индукции магнитного поля B . Напряжение измерительной обмотки интегрируется интегрирующим усилителем ИУ, на выходе которого напряжение измерительного сигнала пропорционально уже непосредственно B . Напряжение выхода ИУ подается на второй линейный вход звуковой карты в ПК. Таким образом, в ПК поступает информация о напряженности H , индукции B магнитного поля в исследуемом образце и их частоте, на основании которой осуществляется построение кривых намагничивания и расчет всех магнитных параметров материалов:

$$B = \frac{R_i \cdot C_i}{W_2 \cdot S} \cdot U_B,$$

где S – площадь сечения магнитопровода; $R_i = 10$ кОм, $C_i = 0,22$ мкФ.

Для выполнения измерений петли гистерезиса и основной кривой намагничивания выполните следующую последовательность действий в программе «Магнитные материалы»:

1. В меню программы перейдите во вкладку «Схема измерений 2» и откройте окно «Рабочая тетрадь» / «Новая». Введите название рабочей тетради, например номер группы. Далее активизируйте элементы «Схемы измерений 2»: звуковой генератор, частотомер, образец, осциллограф.

2. Установите частоту ~ 100 Гц и амплитуду ~ 7 п. В окне «Рабочая тетрадь» установите «Новое», затем введите название «Петля» и активируйте элемент «Записать».

3. Переключитесь в режим «Формулы» / «Новая» и введите формулу $H = U_H \cdot W_1 / R_1 \cdot L$. Далее нажмите «Вставить» и «ОК» – расчетные значения H запишутся в таблицу.

4. Снова введите «Новая» в рабочей тетради и введите формулу $B = R_i \cdot C_i \cdot U_B / W_2 \cdot ar$. Далее нажмите «Вставить» и «ОК» – расчетные значения B запишутся в таблицу.

5. Переключитесь в режим «Графики» / «Новый» и введите название «Петля», затем «ОК» и «Добавить». Обозначьте оси B и H . Далее нажмите «Применить» и «Сохранить».

6. В окне «Рабочая тетрадь» установите «Новое» и введите название «Начальная кривая». Уменьшая амплитуду сигнала, зафиксируйте 10 значений максимальной магнитной индукции петли гистерезиса, включая нулевое значение.

7. В окне «Рабочая тетрадь» установите «Записать». После переключитесь в режим «Формулы» / «Новая» и введите формулу $H = U_H \cdot W_1 / R_1 \cdot L$. После нажмите «Вставить» и «ОК» – расчетные значения H начальной кривой намагничивания запишутся в таблицу.

8. Откройте вкладку «Новая» в рабочей тетради и введите формулу $B = R_i \cdot C_i \cdot U_B / W_2 \cdot ar$. Нажмите «Вставить» и «ОК» – расчетные значения B запишутся в таблицу.

9. Переключитесь в режим «Графики» / «Новый». Введите название «Начальная кривая» / «ОК» / «Добавить». Обозначьте оси B и H , затем «Применить» и «Сохранить».

10. Переключитесь в режим «Отчет». Откройте отчет. Скопируйте таблицы, графики и формулы. Сохраните и распечатайте отчет.

Требования к содержанию отчета по лабораторной работе

Отчет по лабораторной работе должен содержать:

- основную кривую намагничивания для установленного образца магнитного материала;
- предельную петлю гистерезиса на частоте, заданной преподавателем;
- определенные параметры предельной петли гистерезиса по графику кривой;
- качественную характеристику магнитных свойств исследуемого материала.

Контрольные вопросы

1. Опишите процессы, происходящие в ферромагнитных материалах при их перемагничивании. Охарактеризуйте типы кривых намагничивания.

2. Назовите параметры петли гистерезиса и другие параметры, характеризующие магнитные свойства материалов.

3. Поясните различия между магнитомягкими и магнитотвердыми ферромагнитными материалами. Приведите примеры данных материалов.

4. Назовите виды потерь на перемагничивание в ферромагнитных материалах.

5. Приведите примеры областей применения ферромагнитных материалов с различными свойствами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Основы материаловедения (металлообработка) : учебник для студентов учреждений среднего профессионального образования / В. Н. Заплатин, Ю. И. Сапожников, А. В. Дубов [и др.]; под ред. В. Н. Заплатина. – 8-е изд., стер. – Москва : Издательский центр «Академия», 2017. – 272 с.
2. Сапунов, С. В. Материаловедение : учебное пособие / С. В. Сапунов. – 2-е изд., испр. и доп. – Санкт-Петербург : Лань, 2015. – 208 с. – Текст : электронный // Лань : электронно-библиотечная система. – URL: <https://e.lanbook.com/book/56171> (дата обращения: 06.12.2022). – Режим доступа: для авториз. пользователей.
3. Фетисов, Г. П. Материаловедение и технология металлов : учебник / Г. П. Фетисов, М. Г. Карпман, В. М. Матюнин; под общей редакцией Г. П. Фетисова. – Москва : Высшая школа, 2006. – 862 с.
4. Сироткин, О. С. Материаловедение. Технология конструкционных материалов : практикум / О. С. Сироткин, А. Е. Бунтин, Р. О. Сироткин. – Казань : КГЭУ, 2022. – 130 с.
5. Лахтин, Ю. М. Металловедение и термическая обработка / Ю. М. Лахтин. – Москва : Металлургия, 1984. – 360 с.
6. Материаловедение / Б. Н. Арзамасов, В. И. Макаров, Г. Г. Мухин [и др.]. – 8-е изд., стереотип. – Москва : МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. – 648 с.
7. Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – Москва : Металлургия, 1986. – 480 с.
8. Материаловедение : практикум / В. С. Кушнер, А. С. Верещака, А. Г. Схиртладзе [и др.]. – Омск : ОмГТУ, 2009. – 150 с.
9. Кульков, С. Н. Современные методы структурного анализа в материаловедении : учебное пособие / С. Н. Кульков, С. П. Буйкова. – Томск : ТПУ, 2011. – 84 с.
10. Геллер, Ю. А. Материаловедение / Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. – Москва : Металлургия, 1989. – 456 с.
11. Гуляев, А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. – Москва : Металлургия, 1986. – 544 с.
12. Материаловедение. Электротехнические материалы : лабораторный практикум / О. С. Сироткин, А. Е. Сухарников, П. Б. Шibaев [и др.]. – Казань : КГЭУ, 2010. – 156 с.

СОДЕРЖАНИЕ

Введение	3
Общие указания по выполнению лабораторных работ	5
Лабораторная работа № 1. Методы исследования металлических материалов. Приготовление микрошлифов.....	6
Лабораторная работа № 2. Определение твердости металлов и сплавов ...	16
Лабораторная работа № 3. Микроструктура цветных сплавов	28
Лабораторная работа № 4. Закалка и отпуск углеродистой стали	40
Лабораторная работа № 5. Термическая обработка дуралюмина	53
Лабораторная работа № 6. Исследование магнитных свойств сплавов	58
Библиографический список	65

Учебное издание

**ИССЛЕДОВАНИЯ СТРОЕНИЯ, СВОЙСТВ И ТЕХНОЛОГИИ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**

Практикум

Составитель

Бунтин Артем Евгеньевич

Кафедра материаловедения и технологий материалов КГЭУ

Редактор *С. Н. Чемоданова*

Компьютерная верстка *Т. И. Лунченковой*

Подписано в печать 15.02.2023.

Формат 60×84/16. Усл. печ. л. 3,89. Уч.-изд. л. 2,67.

Заказ № 469/эл.

Редакционно-издательский отдел КГЭУ,
420066, г. Казань, ул. Красносельская, 51