



«САНКТ-ПЕТЕРБУРГСКИЙ ГОРНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Кафедра материаловедения и технологии художественных изделий

Допущены
к проведению занятий в 2016-2017 уч.году
Заведующий кафедрой
профессор

Пряхин Е.И.

A handwritten signature in blue ink, appearing to read 'E.I. Pryakhin', is written over a horizontal line.

«2» сентября 2016 г.

УЧЕБНО-МЕТОДИЧЕСКИЕ РАЗРАБОТКИ
для проведения лабораторных занятий по учебной дисциплине

**«МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И
ТЕХНОЛОГИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ»**

Специальность (направление подготовки): 12.03.01 «Приборостроение»

**Специализация (профиль): Приборы и методы контроля качества и
диагностики**

Разработал: доцент Борисова Л.Г.

*Обсуждены и одобрены на заседании кафедры
Протокол № 1 от 29 августа 2016 г.*

Лабораторная работа 1

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ МЕТОДАМИ МАКРОСКОПИЧЕСКОГО И МИКРОСКОПИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

I. Цель работы

Ознакомление с методами макроскопического анализа и основами микроскопического анализа структуры металлических материалов. Приобретение навыков работы с металлографическим микроскопом.

II. Теоретическое обоснование

Изучение связи между строением (структурой) и свойствами материалов является основной задачей материаловедения. Понятие структуры включает в себя тип и относительное количество фаз, присутствующих в материале, форму, размеры и взаимное расположение кристаллов этих фаз, а также различные металлургические дефекты изделий (заготовок, образцов).

Некоторые из указанных характеристик структуры материалов можно изучать невооруженным глазом, другие - лишь с помощью микроскопа, соответственно, различают методы макроскопического и микроскопического анализа (макро- и микроанализа).

Основы макроанализа

Макроанализ - это анализ макроструктуры материалов, изучаемой невооруженным глазом или с помощью лупы (увеличение до 30 раз). Понятно, что такой метод исследования дает ограниченную информацию о структуре материала, однако, в силу его доступности и возможности одновременного изучения большой площади изделия, он широко применяется в заводской практике для контроля качества литых, кованных, сварных и термически обработанных заготовок и изделий.

Различают три способа изучения макроструктуры:

1 - осмотр контролируемой поверхности готового изделия (заготовки), это - неразрушающий метод контроля;

2 - изучение изломов контрольных образцов или разрушенных деталей;

3 - анализ структуры специально приготовленных образцов - макрошлифов.

С помощью первого вида макроанализа выявляются дефекты, расположенные на поверхности изделий: это трещины различной природы (литейные, деформационные, закалочные и др.), несплошности (усадочные пустоты, газовые раковины в литом металле), неметаллические включения (шлаковые, фрагменты литейной формы). Часто даже такой простой способ контроля позволяет сделать заключение о возможности дальнейшего использования изделия.

Более детальные сведения о материале дает изучение изломов - поверхностей разрушения образцов или изделий.

Различают два основных вида изломов: вязкий (волокнистый) и хрупкий (кристаллический).

Вязкий излом характеризуется матово серым оттенком, обычно имеет неровную форму (выступы, впадины). Все эти признаки - следствие значительной пластической деформации, предшествовавшей разрушению металла.

В хрупком металле при разрушении отсутствует заметная пластическая деформация, оно происходит по границам зерен или плоскостям легкого скола внутри зерен. При этом поверхности разрушения остаются практически не поврежденными и хорошо отражают падающий свет. Поэтому **хрупкий излом** имеет зернистый рельеф, состоящий из множества блестящих граней (фасеток). Форма излома относительно ровная, без следов макроскопической деформации.

На практике часто наблюдаются смешанные изломы различного вида.

Хрупкое разрушение наиболее опасно, т.к. возникает внезапно (без предварительной пластической деформации, сигнализирующей о начале нежелательного процесса) и распространяется с большой скоростью. Поэтому причины появления хрупкого излома должны быть тщательно проанализированы. При этом надо иметь в виду, что помимо низкой пластичности материала, выбранного для данного применения, хрупкому разрушению способствуют также низкие температуры эксплуатации, динамические (ударные) нагрузки и конструктивные погрешности - наличие в нагруженных местах изделия выточек, галтелей, отверстий, играющих роль концентраторов напряжений.

Возможной причиной хрупкого разрушения может быть также нарушение режима термической обработки или его неправильный выбор. Так, при завышенной температуре нагрева стали под закалку ("перегреве") значительно укрупняется зерно, падает ударная вязкость. В этом случае хрупкий крупнозернистый излом имеет характерное "нафталинистое" или "камневидное" строение.

Вид излома позволяет определить прокаливаемость стали - способность ее закаливаться на определенную глубину. В закаленном (поверхностном) слое излом имеет очень мелкое зерно, он матовый, в незакаленной сердцевине строение излома более грубое - крупнозернистое или вязкое. По этой же причине изучение излома может быть использовано для контроля режима технологического процесса поверхностной закалки или химико-термической обработки - определения глубины упрочненного слоя. Закаленный и цементованный слои - мелкозернистые, заметно отличаются по виду от сердцевины.

Наиболее трудоемким, но и самым информативным методом макро-анализа является изучение структуры и дефектов изделий с помощью **макрошлифов**. Заготовки для таких шлифов вырезают из изделия в определенном направлении, тщательно шлифуют и подвергают травлению. Реактив (травитель) наиболее активно реагирует с границами зерен, трещинами, порами, неметаллическими включениями. В результате на поверхности макрошлифа создается рельеф, выявляющий строение и дефекты металла.

Анализ макрошлифов дает информацию о строении литого и деформированного металла и, соответственно, позволяет установить технологию изготовления изделий.

В зависимости от условий охлаждения жидкого металла в различных частях изложницы кристаллы приобретают определенные размеры и форму. Обычно различают корковую зону (1), зоны столбчатых (2) и равноосных (3) кристаллов (рис. 1.1).

Вблизи стенок изложницы наибольшая скорость охлаждения расплава, соответственно, максимальная степень его переохлаждения и - наиболее мелкое зерно. После образования корковой зоны кристаллы преимущественно растут в направлении наилучшего теплоотвода, т.е. перпендикулярно стенкам формы - так возникает зона столбчатых кристаллов. В последнюю очередь затвердевает центр слитка, когда степень переохлаждения расплава в нем достигает необходимого уровня. Здесь рост кристаллов происходит без преимущественного направления - образуется зона равноосных кристаллов.

Макроанализ шлифов позволяет установить также дефекты литого металла - усадочную раковину (4, рис. 1.1), пористость, межкристаллитные трещины и различные виды ликвации - неоднородности металла по химическому составу, структуре и неметаллическим включениям. Большинство дефектов литого металла сохраняется (видоизменяясь) в деформированном (кованом, катаном) металле.

Наличие этих дефектов существенно влияет на механические свойства изделий, поэтому для оценки характерных видов дефектов стального проката существуют стандартные шкалы (ГОСТ 10243-75).

При горячей обработке металлов давлением (ковке, прокатке, штамповке) кристаллы деформируются, вытягиваются вдоль направления деформации. В этом же направлении располагаются и неметаллические включения. Все это создает в деформированном металле слоистую, волокнистую структуру, отчетливо выявляемую на макрошлифах.

Свойства такого металла становятся анизотропными. Прочность, пластичность и ударная вязкость выше в образцах, вырезанных вдоль волокон.

Это необходимо учитывать при изготовлении ответственных деталей - для получения наилучших эксплуатационных свойств волокна не должны перерезаться контурами детали. Поэтому предпочтительными являются способы обработки металлов давлением (по сравнению с резанием).

Основы микроанализа

Микроанализ - исследование структуры материалов с помощью микроскопов. Большие увеличения позволяют определять в этом случае размеры, форму, взаимное расположение и количество кристаллов различных фаз, т.е. микроструктуру материала.

Наибольшее распространение имеют оптические микроскопы. Их полезное максимальное увеличение достигает примерно 1500 раз, а разрешающая способность (наименьшее расстояние между двумя точками, при котором они видны раздельно) 0,2 мкм (200 нм).

Поскольку металлы в видимом свете непрозрачны, для исследования их структуры в металлографическом оптическом микроскопе используется метод отражения падающего светового потока от специально подготовленной поверхности образца.

Образцы для таких исследований (микрошлифы) после тщательной полировки подвергаются травлению - воздействию специальными химическими реактивами. Травитель с разной интенсивностью

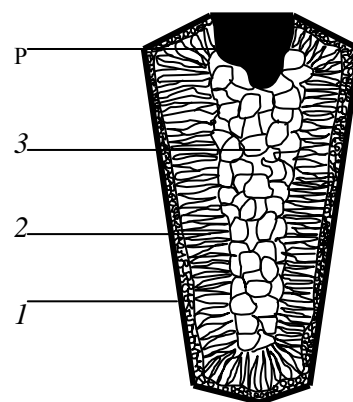


Рис.1.1. Макроструктура слитка (схема): 1 - корковая зона; 2 - зона столбчатых кристаллов; 3 - зона равноосных кристаллов; 4 - усадочная раковина

реагирует с “телом” зерен и их границами, с различными фазами, структурными составляющими. В результате на полированной поверхности образца возникает микрорельеф, приводящий к избирательному отражению падающего светового потока и, соответственно, к формированию изображения микроструктуры изучаемого объекта (см. рис. 1.2).

Принцип работы на оптических микроскопах различных конструкций одинаков, поскольку для получения четкого изображения структуры необходимо совместить поверхность микрошлифа с фокальной плоскостью объектива. Расстояние между ними регулируется последовательно сначала макровинтом грубой настройки, а затем, когда изображение в окуляре обнаружено, окончательная фокусировка - микрометрическим винтом.

В последующих работах широко применяется для анализа состояний. В этой работе в **метод определения размера** является важным параметром значительной мере зависят. Так, при прочих равных условиях большей прочностью, твердостью крупнозернистый.

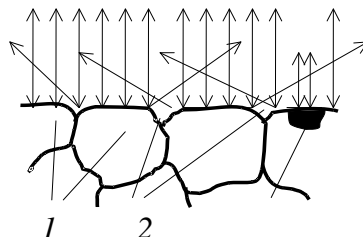


Рис.1.2. Схема отражения световых лучей от протравленной поверхности микрошлифа: 1 - зерна; 2 - границы зерен; 3 - неметаллическое включение

оптический микроскоп будет структуры сплавов в различных качестве примера рассмотрим **зерна в металле**. Размер зерна структуры, т.к. от него в механические свойства металла. мелкозернистый металл обладает и ударной вязкостью, чем

Существуют различные способы определения величины зерна - для сталей они регламентированы ГОСТ 5639-82.

Наиболее простой – **экспресс-метод визуального сравнения изображения с эталонными шкалами**. На эталонных шкалах приведена микроструктура с различной величиной зерна, оцениваемой номером от -3 до +14. Основной диапазон микроструктур - с номером зерна от 1 до 10 (большой номер соответствует меньшему зерну) при увеличении $\times 100$.

Специально подготовленные для выявления зерна образцы изучают при 100-кратном увеличении и сравнивают с эталонными шкалами. Отыскав аналог, определяют номер зерна. Если последний выходит за пределы 1...10 номеров, используют другие увеличения и данные табл. 1.1. Зная номер зерна (N), можно оценить количество зерен (n) на площади в 1 мм^2 по формуле $n = 2^{N+3}$, а также - среднюю площадь $S = 1/n$ и средний диаметр $d = 1/\sqrt{n}$ зерна.

Таблица 1.1

Пересчет номера зерна на стандартное увеличение ($\times 100$)

Увеличе ние	Номер зерна при увеличении $\times 100$																	
	-3	-2	-1	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
25	1	2	3	4	5	6	7	8	9	0								
50			1	2	3	4	5	6	7	8	9	0						
200							1	2	3	4	5	6	7	8	9	10		
400									1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
800											1	2	3	4	5	6	7	8

III. Порядок выполнения работы

1. Ознакомиться с основными методами макроанализа.
2. Осмотреть образцы с дефектами, наблюдаемыми на поверхности изделий и заготовок. Установить возможную причину появления дефектов.
3. Изучить коллекцию изломов. Обратит внимание на характерные признаки вязкого и хрупкого изломов, описать их.
4. Изучить изломы образцов, прошедших предварительно поверхностную закалку либо цементацию. Сопоставить вид закаленной (либо цементованной) и незакаленной частей излома. Оценить приближенно глубину упрочненного слоя.
5. Изучить макрошлифы стальных слитков. Зарисовать и описать характерные особенности различных зон слитка.

6. Изучить макрошлифы деталей, прошедших цементацию. Зарисовать, оценить приближенно глубину цементованного слоя.
7. Изучить макрошлифы деталей, изготовленных методами обработки металлов давлением. Зарисовать один из них с указанием расположения волокон металла.
8. Ознакомиться с принципом работы оптического микроскопа и методикой изготовления микрошлифов.
9. С помощью эталонных шкал определить номер зерна на одном из микрошлифов.

IV. Содержание отчета

1. Основные методы изучения макроструктуры материалов.
2. Характерные признаки вязкого и хрупкого изломов. Описание излома стального образца с упрочненным поверхностным слоем (поверхностная закалка, цементация). Оценка глубины упрочненного слоя.
3. Рисунок макроструктуры стального слитка с описанием различных зон.
4. Рисунок макроструктуры детали, прошедшей цементацию. Оценка глубины цементованного слоя.
5. Рисунки макроструктуры детали, изготовленной методами обработки металлов давлением (ковка, штамповка) и резанием. Краткое изложение причины различия эксплуатационных свойств деталей, изготовленных по этим двум технологиям.
6. Краткое описание методики приготовления микрошлифов. Схема отражения светового потока от протравленной поверхности микрошлифа.
7. Зарисовка микроструктуры технического железа и результаты определения параметров зерна по методу сравнения с эталонными шкалами.

Литература: [1, с.7-11, 33-35, 77-79, 162-165; 3, с.69-73; 4, с.32, 33, 47- 49]

Лабораторная работа 2

ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ И СТРУКТУРА ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ

I. Цель работы

Ознакомление с основами построения и анализа диаграмм состояния. Использование диаграмм состояния для изучения процесса формирования структур сплавов и определения их химического состава по структуре.

II. Теоретическое обоснование

В работе 1 отмечалось, что свойства сплавов определяются их структурой. Сведения о структуре (микроструктуре) сплавов могут быть получены при анализе диаграмм состояния, которые являются графической формой описания фазовых равновесий (состояний) в сплавах различного химического состава при различных температурах.

То есть диаграммы состояния помогают установить связь между химическим составом, структурой и свойствами сплавов, что является основной задачей материаловедения. Поэтому умение анализировать диаграммы состояния и применять полученную информацию для оптимального выбора состава сплавов для конкретных назначений, а также способов и режимов их обработки является важнейшим условием освоения науки о материалах.

В последующих работах будут рассмотрены многочисленные примеры практического использования диаграмм состояния. В настоящей работе обсуждаются лишь основные приемы построения и анализа диаграмм состояния.

Диаграммы состояния строятся в координатах температура-химический состав. Для построения необходимо знать температуры фазовых превращений (“критические” точки) компонентов и сплавов промежуточного состава. Для определения критических точек обычно используют данные термического анализа - экспериментального построения кривых охлаждения (нагрева). Критические точки - это точки перегиба на этих кривых - результат выделения (или поглощения) скрытой теплоты фазового превращения.

Конкретный вид кривых охлаждения зависит от числа фаз, участвующих в превращении, и определяется “**правилом фаз**”:

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

где K - число компонентов, Φ - число фаз, находящихся в равновесии, C - число независимых переменных (число степеней свободы). Если, например, затвердевает химический элемент, то $C=1-2+1=0$, это значит, что “степени свободы” отсутствуют, т.е. переменные - температура и химический состав - неизменны. Поэтому на кривой охлаждения $t=f(\tau)$ должен быть горизонтальный участок, соответствующий постоянной температуре кристаллизации. Если затвердевает сплав - твердый раствор, то $C=2-2+1=1$ и, следовательно, кристаллизация протекает в интервале температур - на кривой $t=f(\tau)$ имеются две точки перегиба.

На рис. 2.1. показан пример построения диаграммы состояния по результатам термического анализа. Это случай неограниченной растворимости компонентов (A и B) в твердом состоянии. Соответственно любой сплав ниже линии солидус имеет однофазную структуру α -твердого раствора. Понятно, что химический состав твердого раствора в однофазной области совпадает с составом самого сплава.

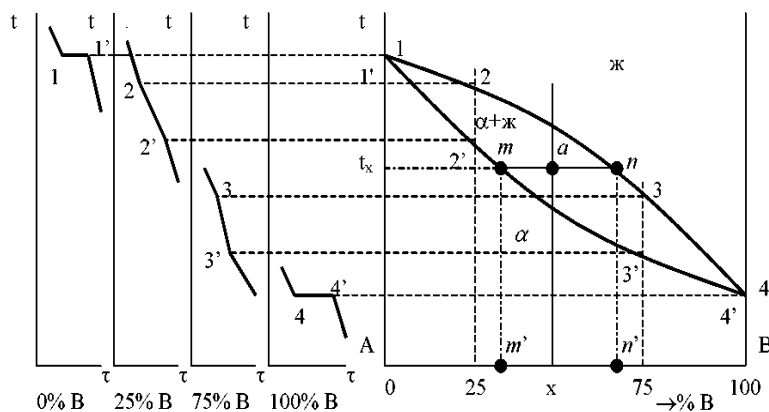


Рис. 2.1. Термический метод построения диаграмм состояния (случай неограниченной растворимости компонентов в жидком и твердом состояниях)

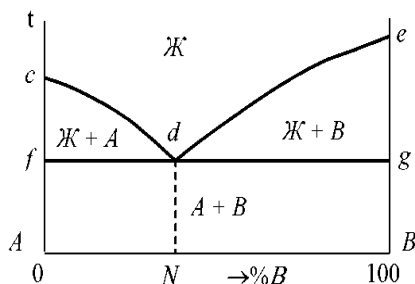


Рис.2.2. Диаграмма состояния сплавов, компоненты которых не растворимы в твердом состоянии

Химический состав фаз в двухфазной области (в данном случае между линиями ликвидус и солидус), например, в сплаве состава X при температуре t_x определяется с помощью **коноды** - изотермы, проходящей через точку пересечения координат температура - состав сплава до границ данной двухфазной области (рис. 2.1.).

Конода используется и для оценки относительных количеств фаз в двухфазной области. Так, на рис. 2.1 химический состав α -фазы определяется точкой m' , а жидкой фазы - точкой n' ; относительные количества этих фаз:

$$Q_{\alpha} = \frac{an}{mn} 100\%, \quad Q_{ж} = \frac{ma}{mn} 100\%.$$

На рис. 2.2 показана диаграмма состояния для другого предельного случая, когда компоненты A и B абсолютно не растворяются друг в друге в твердом состоянии. Понятно, что тогда сплавы ниже линии солидус будут являться смесями кристаллов этих двух компонентов. Однако в зависимости от химического состава сплавы в такой системе могут иметь структуры трех типов.

Сплав, отвечающий составу точки d , называется **эвтектическим**, его структура - **эвтектика** - мелкодисперсная смесь кристаллов A и B , образующаяся при охлаждении в результате эвтектического превращения $Ж_d \rightarrow A + B$. В **доэвтектических сплавах** (состав в интервале между точками f и d) помимо эвтектики в структуре содержатся избыточные кристаллы A ,

образовавшиеся в процессе кристаллизации между линиями ликвидус и солидус (cd и fd). Соответственно **заэвтектические сплавы** (интервал dg) имеют структуру $B+\varepsilon m(A+B)$.

Зная из диаграммы химический состав эвтектики (количество компонента B на рис. 2.2 – $N\%$, соответственно содержание компонента $A = 100\% - N\%$) и изучив структуру сплава, можно по этим данным определить состав любого сплава.

Пусть, например, в заэвтектическом сплаве количество эвтектики в структуре составляет $Q_3\%$ (определяется с помощью микроскопа по относительной площади, занимаемой эвтектикой (помимо избыточных кристаллов B) в поле зрения окуляра). Тогда, используя пропорцию:

в 100% эвтектики содержится $(100 - N)\% A$;

в $Q_3\%$ эвтектики – $x\% A$,

определим содержание компонента A (а значит и B) в изучаемом сплаве.

III. Порядок выполнения работы

1. Снять экспериментальные кривые охлаждения сплавов системы Pb-Sb различного состава.
2. По результатам анализа кривых охлаждения определить критические точки изучаемых сплавов. Занести эти точки, а также температуры превращений сплавов других составов данной системы (получить у преподавателя) в таблицу.
3. По данным таблицы построить диаграмму состояния Pb-Sb. Указать фазы в различных областях диаграммы. Установить типовые структуры сплавов данной системы.
4. Получив комплект микрошлифов, изучить микроструктуры сплавов системы Pb-Sb, зарисовать их, обозначить структурные составляющие.
5. Для одного из микрошлифов (до- или заэвтектического сплава) определить химический состав сплава по его структуре.

IV. Содержание отчета

1. Краткое изложение сути термического метода построения диаграмм состояния. Принципиальная схема определения критических точек.
2. Таблица результатов определения критических точек сплавов Pb-Sb (экспериментальные и справочные данные).
3. Построение диаграммы состояния Pb-Sb по результатам термического анализа.
4. Рисунки микроструктур сплавов системы Pb-Sb различного состава с указанием структурных составляющих.
5. Определение химического состава до- или заэвтектического сплава системы Pb-Sb по его структуре.

Литература: [1, с.48-61, или 2, с.87-95, или 3, с.168-178 или 4, с.100-113]

Лабораторная работа 3

ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

I. Цель работы

1. Изучение влияния холодной пластической деформации на структуру и свойства металла.
2. Изучение влияния температуры нагрева на структуру и свойства холоднодеформированного металла.

II. Теоретическое обоснование

При нагружении тела (например, приложении растягивающего усилия P к образцу сечением S) в нем возникают **напряжения** ($\sigma = P/S$). Напряжения вызывают **деформацию** - изменение размеров и, часто, формы тела. Если напряжения невелики, то деформация будет упругой, исчезающей при снятии нагрузки. Если уровень возникающих напряжений σ превысит некоторую критическую величину, то возникает необратимая **остаточная или пластическая деформация**. В технике такой величиной считают **предел текучести** $\sigma_{0,2}$ - напряжение, при котором остаточная деформация составляет $0,2\%$.

В кристаллических телах пластическая деформация осуществляется последовательным перемещением дислокаций вдоль определенных плоскостей скольжения. Это вызывает сдвиг одних частей кристалла относительно других. В результате меняется форма зерен. При значительных

деформациях зерна (а также неметаллические включения) вытягиваются в направлении преимущественной деформации - возникает **волокнистая структура металла**¹.

Процессы сдвига, происходящие при деформировании металла, резко увеличивают количество **дислокаций**, а также точечных (вакансий, межузельных атомов) дефектов решетки. Значительное увеличение числа дефектов решетки (в первую очередь дислокаций) затрудняет дальнейшее скольжение дислокаций, повышает сопротивление металла пластической деформации, соответственно увеличивает его прочность и твердость, снижает пластичность.

Упрочнение металла в результате пластической деформации называется **наклепом** или **нагартовкой**.

Наклепанный металл обладает повышенным запасом внутренней энергии, поэтому находится в неравновесном (неустойчивом) состоянии. При нагреве такого металла до температур, при которых атомы приобретают достаточную подвижность, в его структуре протекают диффузионные процессы, приводящие к постепенному возвращению структуры и свойств к равновесному состоянию с минимальной энергией. Различают две основные стадии этих процессов - возврат и рекристаллизацию.

Возврат начинается при относительно небольших температурах и заключается в снятии искажений решетки, уменьшении остаточных напряжений и плотности дефектов решетки. В результате несколько снижаются прочность и твердость (на 10...30 %) и повышается пластичность.

Рекристаллизация заключается в образовании новых равноосных зерен и их дальнейшем росте. При достаточно высокой температуре нагрева завершается формирование структуры и свойств, присущих недеформированному металлу, т.е. происходит его полное разупрочнение. Температура, при которой начинается процесс образования и роста новых недеформированных зерен, приводящий к резкому изменению свойств, называется **температурой** (или порогом) **рекристаллизации** (t_p) - рис. 3.1.

Установлено, что величина t_p зависит от температуры плавления металла ($t_{пл}$)² и степени чистоты металла (через коэффициент a):

$$t_p = a \cdot t_{пл} . \quad (3.1)$$

В чистых металлах $a = 0,1...0,2$, в металлах обычной технической чистоты $0,3...0,4$, в сплавах (твердых растворах) $0,5...0,6$.

Из рис. 3.1 следует, что для полной ликвидации наклепа деформированный металл необходимо подвергать **рекристаллизационному отжигу** – нагреву до температур выше t_p .

Очевидно что свойства деформированного металла будут зависеть от соотношения t_p и температуры обработки давлением ($t_{об}$). Если $t_{об} < t_p$, то такая обработка (пластическая деформация) вызывает наклеп и называется **холодной**. При $t_{об} > t_p$ изменения механических свойств практически не происходит, т.к. возникающий наклеп снимается вследствие протекающего одновременно процесса рекристаллизации - такая обработка давлением называется **горячей**. Для того, чтобы гарантировать полное разупрочнение и максимальную пластичность металла при горячей обработке, ее проводят при температурах, значительно превышающих t_p (табл. 3.1).

1. Произвести пластическое деформирование образца отожженной низкоуглеродистой стали с различными степенями деформации:

$$q = \frac{h_0 - h}{h_0} 100\% ,$$

где h_0 и h - высота образца в исходном и деформированном состояниях соответственно. Измерить твердость образца в исходном состоянии и при различных значениях q , данные занести в таблицу. Построить зависимость твердости (HRB) от степени пластической деформации.

2. Изучить микроструктуру холоднодеформированного образца, зарисовать ее.

3. Образец с максимальной степенью пластической деформации отжечь при различных температурах. Температуры отжига выбрать, исходя из рис. 3.1 и табл. 3.1. После каждого отжига измерить твердость, данные занести в таблицу. Построить зависимость твердости от температуры отжига (t).

4. Используя полученную зависимость $HRB=f(t)$, определить температуру рекристаллизации стали t_p . Оценить t_p стали по формуле (3.1), сравнить результат этой оценки с полученной экспериментальной величиной t_p .

5. Изучить микроструктуру рекристаллизованного образца, зарисовать ее.

¹ Возможна также определенная ориентация деформированных зерен - текстура. Все это приводит к анизотропии свойств поликристаллического материала.

² Температуру плавления ($t_{пл}$) и соответственно t_p в формуле (3.1) выражается в абсолютной шкале, т.е. в К.

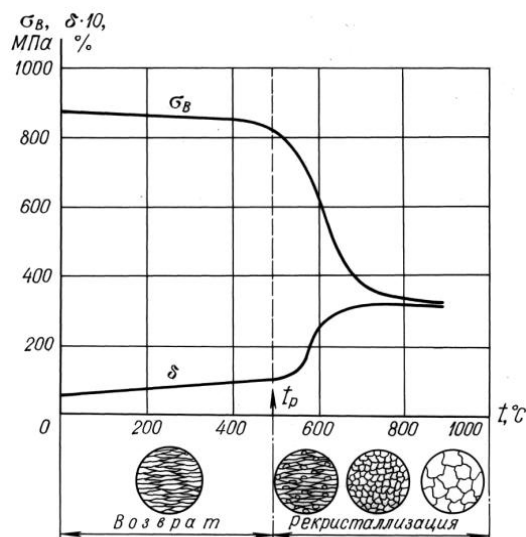


Рис. 3.1. Изменение структуры и механических свойств наклепанного металла (техническое железо) при нагреве

III. Порядок выполнения работы

IV. Содержание отчета

1. Определение холодной и горячей пластической деформации. Краткое описание изменений структуры и свойств, происходящих в металле при холодной пластической деформации.
2. Результаты измерений твердости образца низкоуглеродистой стали при различных степенях пластической деформации (таблица и график).
3. Микроструктура холоднотемпературнодеформированного образца.
4. Краткое описание изменений структуры и свойств, происходящих в деформированном металле в процессе рекристаллизации. Определение температуры (порога) рекристаллизации (t_p).
5. Результаты измерений твердости деформированного образца при различных температурах отжига (таблица и график).
6. Результаты оценок величины t_p :
 - по формуле (3.1);
 - по полученным экспериментальным данным.
7. Микроструктура рекристаллизованного образца.

Таблица 3.1

Температуры плавления ($t_{пл}$), рекристаллизации (t_p), рекристаллизационного отжига (t_o) и горячей обработки давлением ($t_{об}$) некоторых технических металлов

Металл	Температура, °C			
	$t_{пл}$	t_p ($a=0,4$)	t_o	$t_{об}$
Fe	1539	450	600...700	900...1200
Cu	1083	270	500...600	800...900
Al	660	100	250...350	350...460

Литература: [1, с. 69... 75, 81... 86, или 2, с. 122... 125, 131... 138, или 4, с. 55, 56, 58... 62, 76... 83]

Лабораторная работа 4

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ И БЕЛЫХ ЧУГУНОВ В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ

I. Цель работы

Изучение микроструктуры железоуглеродистых сплавов в равновесном состоянии и влияния содержания углерода на их свойства.

II. Теоретическое обоснование

Сплавы железа с углеродом (стали и чугуны) являются основными материалами машиностроения.

Понятно, что их структура в равновесном состоянии должна изучаться с помощью диаграммы состояния железо-углерод. В зависимости от условий кристаллизации углерод в этих сплавах может находиться преимущественно в свободном состоянии (в виде графита), либо в виде химического соединения Fe_3C – карбида железа, называемого цементитом. Соответственно различают диаграммы состояния железо-графит и железо-цементит. По первой диаграмме кристаллизуются серые чугуны (работа 5). По второй диаграмме происходит формирование структуры железоуглеродистых сплавов (сталей и белых чугунов) в обычных условиях довольно быстрого охлаждения расплава.

Диаграмма состояния железо-цементит приведена на рис. 4.1 (для наглядности рисунка масштаб несколько искажен).

Фазы в системе железо-цементит

Компонентами данной системы являются железо и цементит. Характерным свойством железа является его полиморфизм – существование в двух модификациях α и γ в различных температурных интервалах. В интервале температур от 0 до 911°C (от 0 до точки G диаграммы), а также $1392\dots 1539^\circ\text{C}$ ($N - A$) существует модификация Fe_α (или $\alpha\text{-Fe}$) с ОЦК решеткой¹. В интервале температур $911\dots 1392^\circ\text{C}$ ($G - N$) железо имеет ГЦК решетку – это Fe_γ (или $\gamma\text{-Fe}$). Соответственно при сплавлении железа с углеродом образуются твердые растворы внедрения углерода (C) в железе: феррит – раствор C в Fe_α и аустенит – раствор C в Fe_γ , а также упомянутый выше цементит – карбид железа Fe_3C .

Таким образом в системе железо-цементит имеются жидкая (Ж) и твердые (кристаллические) фазы – аустенит (A), феррит (Φ)² и цементит (Ц).

Видно (рис. 4.1), что окончательная структура сплавов (при нормальных температурах) формируется из двух фаз – феррита и цементита.

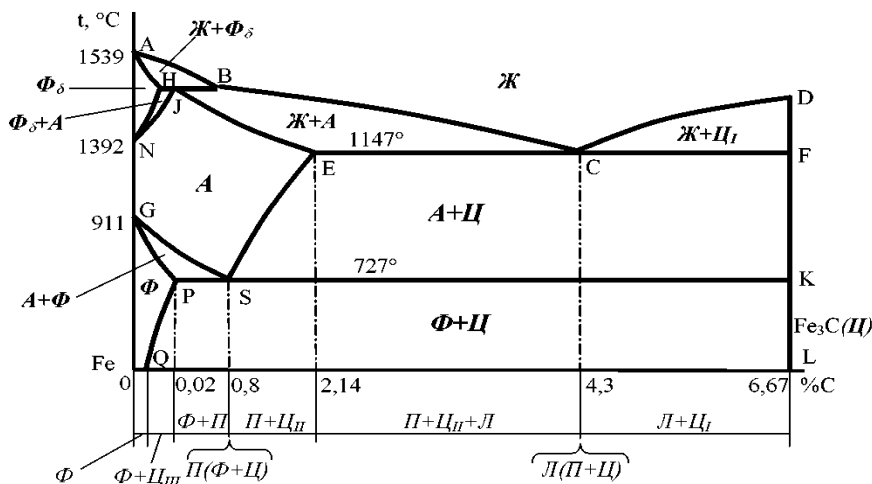


Рис. 4.1. Диаграмма состояния железо-цементит (внизу – обозначения структур сплавов с различным содержанием углерода при нормальных температурах)

Феррит – твердый раствор на основе Fe_α , содержащий $<0,02\%$ C, очень мягкая (твёрдость $HB < 800^3$) и пластичная (относительное удлинение $\delta > 40\%$) фаза.

Цементит – химическое соединение Fe_3C (6,67 % C) – в отличие от феррита очень тверд ($HB \approx 8000$) и хрупок ($\delta \approx 0\%$). Такие характеристики феррита и цементита обуславливают существенную зависимость механических свойств железоуглеродистых сплавов от содержания углерода (см. ниже).

Структура железоуглеродистых сплавов

В зависимости от содержания углерода сплавы в процессе охлаждения из жидкого состояния пересекают разные линии диаграммы состояния и, соответственно, имеют различные структуры.

¹ Железо, существующее при $t > 1392^\circ\text{C}$, часто обозначают как Fe_δ ($\delta\text{-Fe}$), хотя это та же модификация α (т.е. Fe_α).

² Высокотемпературный ($t > 1392^\circ\text{C}$) феррит на рис. 4.1 обозначен как Φ_δ (см. примечание¹ на стр. 17).

³ Здесь и ниже твёрдость по Бринеллю (HB) дается в МПа.

Основной структурной составляющей сплавов, содержащих 0,02...2,14 % С (это **стали**), является **перлит**. Перлит образуется в результате эвтектоидного превращения аустенита при $t \leq 727$ °С $A_s \rightarrow \Phi_p + Ц$ и представляет собой смесь чередующихся тонких пластинок феррита и цементита.

По содержанию углерода **углеродистые стали** делятся на **доэвтектоидные** (0,02...0,8 % С), **эвтектоидные** ($\approx 0,8$ % С) и **заэвтектоидные** (0,8...2,14 % С). Равновесная структура эвтектоидной стали - перлит¹. В доэвтектоидных сталях помимо перлита в структуре содержатся кристаллы избыточного феррита, образовавшиеся из аустенита при охлаждении между линиями GS и PS. В заэвтектоидных сталях зерна перлита разделены сеткой кристаллов вторичного цементита, выделившихся из аустенита ниже линии ES вследствие уменьшения растворимости углерода в аустените.

Сплавы, содержащие менее 0,02 % С (техническое железо), не содержат перлита в структуре. Их структура – феррит, либо (в сплавах 0,01...0,02 % С, т.е. ниже линии QP) - феррит и небольшое количество третичного цементита по границам зерен.

Сплавы, содержащие более 2,14 % С - **белые чугуны**, в процессе кристаллизации пересекают эвтектическую горизонталь (ECF), следовательно основной составляющей их структуры является эвтектика. Эвтектика в чугунах называется ледебуритом, в интервале температур 1147...727 °С он состоит из кристаллов аустенита и цементита, а при $t < 727$ °С - представляет собой светлую цементитную матрицу (основу) с темными включениями перлита.

Эвтектический белый чугун (4,3 % С) имеет структуру - ледебурит, **доэвтектические** (2,14...4,3 % С) - ледебурит + перлит + цементит вторичный, **заэвтектические** ($> 4,3$ % С) - ледебурит+ цементит первичный.

Зависимость механических свойств железуглеродистых сплавов от содержания углерода

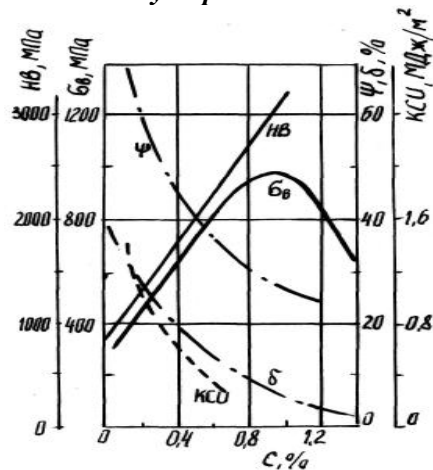


Рис. 4.2. Зависимость механических свойств углеродистых сталей в равновесном состоянии от содержания углерода

Из диаграммы железо-цементит следует, что структуры практически всех сплавов ($> 0,01\%$ С) при нормальных температурах формируются из двух фаз - феррита и цементита.

Очевидно, что с увеличением содержания углерода в структуре возрастает количество твердого и хрупкого цементита и уменьшается количество мягкого, пластичного феррита. Твердые частицы цементита повышают сопротивление сплава пластической деформации. Соответственно растут твердость (HB) и прочность (σ_b) сплавов, падают их пластичность (δ , ψ) и ударная вязкость (КСД) - рис. 4.2.

Такой характер зависимости механических свойств от содержания углерода является основой **классификации сталей по назначению**². Стали с большим содержанием углерода ($\geq 0,7$ % С) имеют высокую твердость и относятся к группе **инструментальных** (марки У7, У8, У10, ..., У13, ГОСТ 1435-

¹ Согласно диаграмме состояния Fe-Fe₃C перлит содержит 0,8 % С. Это позволяет определять содержание углерода в стали при микроскопическом изучении ее структуры по методике, подобной той, которая использовалась в работе 2 для определения химического состава сплавов, содержащих эвтектику. Например, процентное содержание углерода в доэвтектоидных сталях равно $0,01 \times (0,8 \times S)$, где S - относительная площадь (в %), занимаемая перлитом в структуре (на микрошлифе) изучаемой стали.

² Все достаточно ответственные стальные изделия подвергаются закалке и отпуску - термической обработке, формирующей оптимальный комплекс механических свойств (работа 6). Однако и после термической обработки сохраняется принципиальный характер зависимости свойств от содержания углерода - увеличение содержания углерода приводит к возрастанию прочности (твердости) и хрупкости стали.

90). Низко- и среднеуглеродистые стали обладают оптимальным сочетанием прочности, пластичности, ударной вязкости и по назначению являются **конструкционными**. Они подразделяются на **стали обыкновенного качества** общего назначения (Ст0, Ст1, Ст2, ..., Ст6, ГОСТ 380-94) и **качественные конструкционные стали** (08, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 45, ...¹ ГОСТ 1050-88).

III. Порядок выполнения работы

1. Нарисовать диаграмму железо-цементит, установить с ее помощью структуру сплавов с различным содержанием углерода.

2. Используя микроскоп, изучить структуры сплавов с различным содержанием углерода, зарисовать их. Отметить основные структурные составляющие технического железа, углеродистых сталей и белых чугунов. Проверить правильность зарисовки микроструктур с помощью электрифицированного стенда "Диаграмма железо-цементит".

3. При изучении структуры доэвтектоидной стали определить содержание в ней углерода по соотношению площадей, занимаемых перлитом и ферритом. Установить примерную марку изучаемой стали.

4. Измерить твердость (HRB) отожженных образцов сталей с различным содержанием углерода, построить соответствующую зависимость.

5. Нарисовать график зависимости механических свойств сталей в равновесном состоянии от содержания углерода (рис. 4.2). Дать объяснение этих зависимостей.

IV. Содержание отчета

1. Рисунок диаграммы состояния железо-цементит с указанием фаз в различных областях диаграммы, а также (см. рис. 4.1) - микроструктур сплавов с различным содержанием углерода.
2. Схематическое изображение микроструктур сплавов с различным содержанием углерода (7 рисунков). Против каждого рисунка указать название сплава, структурные составляющие и примерное содержание углерода.
3. Результаты определения содержания углерода в доэвтектоидной стали (по структуре) и ее примерной марки.
4. Результаты определения твердости сталей с различным содержанием углерода (таблица и график).
5. График зависимости механических свойств сталей от содержания углерода (рис. 4.2) и объяснение этих зависимостей.

Литература: [1, с. 118-129, 131-132, 256-258, или 2, с. 99-109, 237-250, или 3, с. 194-202, 204-210, или 4, с. 144-163, 174-177]

Лабораторная работа 5

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЕРЫХ ЧУГУНОВ

I. Цель работы

Изучение структуры и свойств различных типов серых чугунов.

II. Теоретическое обоснование

Чугуны - железоуглеродистые сплавы, содержащие более 2,14 % С. В работе 4 изучалась структура белых чугунов. Их название и механические свойства обусловлены наличием большого количества цементита в структуре. По правилу отрезков в эвтектическом белом чугуне (структура - ледебурит) содержится $\frac{4,3-0,01}{6,67-0,01} 100\% \approx 64\%$ цементита. Цементит придает светлый оттенок излому (отсюда название) этих чугунов, делает их очень твердыми и хрупкими, не способными противостоять растягивающим, изгибающим и особенно ударным нагрузкам². Поэтому их применение очень ограничено.

Широкое распространение в машиностроении имеют чугуны, в которых углерод находится преимущественно не в химически связанном состоянии (в виде цементита), а в свободном - в виде

¹ В этой группе сталей есть также стали с высоким содержанием углерода (0,6...0,85 % С) - 60, 65, 70, 75, 80, 85. Эти стали применяют в основном в качестве рессорно-пружинных, а также для изготовления ответственных деталей с повышенной прочностью и износостойкостью (шпиндели станков, прокатные валки и др.).

² Представление о механических свойствах белых чугунов можно получить, экстраполируя зависимости, приведенные на рис. 4.2, на большие содержания углерода.

включений графита различной формы. Такие чугуны в отличие от белых называются серыми (по темному оттенку излома).

Механические свойства серых чугунов зависят от структуры металлической основы (матрицы), формы, размеров и количества графитных включений.

Структура металлической **основы серых чугунов** может быть трех типов: феррит, феррит + перлит, перлит. Понятно, что при прочих равных условиях чугун с перлитной основой более прочен и менее пластичен по сравнению с чугуном на ферритной основе (см. зависимость структуры и свойств железоуглеродистых сплавов от содержания углерода, работа 4).

Для **получения серых чугунов** должны быть созданы условия, при которых в процессе кристаллизации образовывались бы кристаллы графита, а не цементита (т.е. не получался бы белый чугун). Образованию графита (графитизации) способствуют два фактора: замедленное охлаждение и повышенное содержание графитообразующих элементов (C+Si) - рис. 5.1¹. Видно, что при низких скоростях охлаждения и определенном содержании (C+Si)² процесс графитизации завершается полностью - весь углерод в чугуне находится в кристаллах графита (за исключением $\approx 0,01\%$ C, содержащегося в феррите).

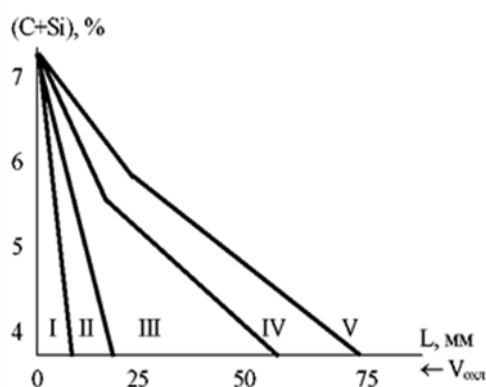


Рис. 5.1. Зависимость структуры чугунов от суммарного содержания углерода и кремния и толщины стенки отливки L (скорости охлаждения $V_{охл}$): I – II + III + IV (белый чугун) II – (половинчатый чугун) III IV V

Графит в серых чугунах имеет форму крупных заостренных пластин. Концы таких пластин являются концентраторами напряжений, очагами зарождения трещин в металлической матрице при нагружении. Особенно опасно, когда пластины графита настолько длинные, что образуют сплошную сетку. В связи с этим серые чугуны имеют низкий предел прочности и практически нулевую пластичность. Некоторое улучшение механических свойств может быть достигнуто путем **модифицирования** - введения в расплав порошкообразных примесей (модификаторов) ферросилиция или силикокальция. В результате пластинки графита измельчаются - повышается прочность, однако пластичность остается низкой ($\delta \approx 0,2...0,5\%$). Поэтому серые чугуны применяются для литых изделий, работающих в основном на сжатие, либо при относительно небольших нагрузках (станины станков, блоки цилиндров, картеры двигателей, тормозные барабаны и т.п.).

Значительного улучшения механических свойств можно добиться, применяя модифицирование магнием или церием. В этом случае включения графита принимают шаровидную форму. Округлые включения в гораздо меньшей степени создают опасную концентрацию напряжений, поэтому существенно повышается прочность и пластичность чугуна. Чугуны с изолированными шаровидными включениями графита называют высокопрочными. **Высокопрочные чугуны** используют для ответственных отливок в авто- и тракторостроении (коленчатые валы, поршни), тяжелом машиностроении (валки прокатных станков, детали кузнечно-прессового оборудования), химической промышленности (корпуса насосов, вентили).

Получение изделий из ковкого чугуна принципиально отличается от технологии производства отливок из серых и высокопрочных чугунов. Сначала изготавливают отливку из белого чугуна, при этом используются его высокие литейные свойства, позволяющие получать плотные отливки сложной формы. Затем эти отливки подвергают длительному “графитизирующему” отжигу по схеме, приведенной на рис. 5.2.

¹ По оси абсцисс откладывается толщина стенок отливки L . Очевидно, что возрастание L соответствует уменьшению скорости охлаждения $V_{охл}$.

² Обычно серые чугуны содержат 3,5...3,6 % C и 1,5...3,0 % Si.

В основе этого метода лежит неустойчивость (метастабильность) цементита.

Длительная выдержка белого чугуна при $t = 950...1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ вызывает распад цементита на смесь аустенита и графита хлопьевидной формы. Ускоренное охлаждение от этих температур (режим 1 на рис. 5.2) приводит к превращению аустенита в перлит (ниже линии эвтектоидного превращения PSK), т.е. к получению ковкого чугуна на перлитной основе. Если же охлаждение прервать и длительное время выдержать отливку при $t \approx 720\text{ }^{\circ}\text{C}$ (несколько ниже PSK), то распадается также цементит, входящий в перлит, на смесь феррита и графита. Так получают ковкий чугун на феррито-перлитной (2, рис. 5.2.) или ферритной (3, рис. 5.2.) основе.

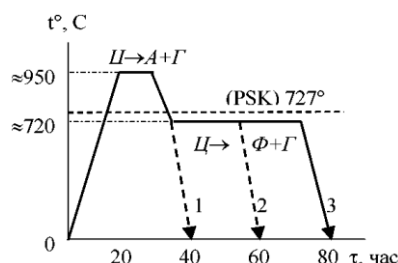


Рис. 5.2. Схема отжига белого чугуна на ковкий: 1, 2 и 3 – режимы для получения ковкого чугуна на перлитной, феррито-перлитной и ферритной основе соответственно

Свойства ковких чугунов близки к свойствам высокопрочных чугунов. Из них изготавливают ответственные литые детали, работающие при динамических нагрузках (втулки, муфты, тормозные колодки, ступицы и т.п.).

Принцип маркировки чугунов понятен из таблицы 5.1.

Таблица 5.1

Классификация, маркировка, механические свойства чугунов

Марка чугуна	σ_b , МПа (кгс/мм ²)	δ , %	Структура металлической основы	Форма графитных включений
С е р ы е ч у г у н ы (ГОСТ 1412-85)				
СЧ 10	100(10)	≈0		
СЧ 18	180(18)	≈0	Ф+П	
СЧ 30	300(30)	≈0	П	
СЧ 45	450(45)	≈0	П	
В ы с о к о п р о ч н ы е ч у г у н ы (ГОСТ 7293-85)				
ВЧ 38	380(38)	17	Ф	
ВЧ 45	450(45)	5	Ф+П	
ВЧ 120	1200(120)	2	П	
К о в к и е ч у г у н ы (ГОСТ 1215-79)				
КЧ 30-6	300(30)	6	Ф	
КЧ 45-6	450(45)	6	Ф+П	
КЧ 80-1,5	800(80)	1,5	П	

Приведенные выше данные позволяют сделать следующие выводы:

1. Уровень механических свойств всех типов серых чугунов определяется двумя основными структурными факторами - формой (а также размерами и количеством) графитных включений и структурой металлической основы.

2. По сути, серые чугуны представляют собой углеродистые доэвтектоидные ($\Phi+П$), эвтектоидные ($П$) стали или техническое железо (Φ) с включениями графита. Графит уменьшает прочность и пластичность металлической основы. Поэтому серые чугуны имеют более низкий комплекс механических свойств по сравнению с углеродистыми сталями. Однако от сталей они отличаются более высокими литейными свойствами, низкой стоимостью, нечувствительностью к надрезам и другим

дефектам поверхности, антифрикционными (см. работу 11) и некоторыми другими полезными свойствами.

III. Порядок выполнения работы

1. Ознакомиться с классификацией, маркировкой и способами получения различных типов серых чугунов. Обратит внимание на принципиальное отличие структур серых и белых чугунов.
2. С помощью микроскопа изучить структуры различных типов чугунов. Отметить особенности структур, изучаемых на нетравленных микрошлифах.

IV. Содержание отчета

1. Принципиальное отличие структуры и свойств серых чугунов от белых.
2. Классификация, маркировка и механические свойства различных типов серых чугунов (данные из табл. 5.1).
3. Краткое описание способов получения серых, высокопрочных и ковких чугунов.
4. Микроструктуры серых, ковких и высокопрочных чугунов с указанием структурных составляющих.

Литература: [1, с. 144-155, или 2, с. 292-302, или 3, с. 224-233 или 4, с.181-198]

Лабораторная работа 6

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА (ЗАКАЛКА И ОТПУСК) УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

I. Цель работы

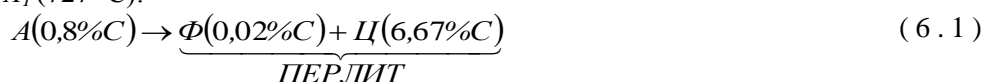
1. Изучение влияния содержания углерода и режима закалки (температуры нагрева и скорости охлаждения) на структуру и свойства закаленной стали.
2. Изучение влияния температуры отпуска на структуру и свойства стали.

II. Теоретическое обоснование

Механические свойства углеродистых сталей определяются процентным содержанием в них углерода. Этот важный вывод был сделан в работе 4 на основании изучения структуры и свойств сталей в равновесном состоянии. Свойства стали с данным содержанием углерода могут изменяться в широких пределах в результате термической обработки.

Практически равновесное состояние достигается путем **отжига** - нагрева стали до аустенитного состояния и последующего очень медленного охлаждения (с печью). При отжиге формируются равновесные структуры сталей в соответствии с диаграммой железо-цементит (см. работу 4).

Основной структурной составляющей сталей в этом случае является перлит, образующийся при распаде аустенита при $t \leq A_1 (727^\circ\text{C})$:



Отжиг - смягчающая термическая обработка. Он обеспечивает минимальную твердость и наилучшую обрабатываемость резанием и давлением и в процессе изготовления изделий обычно предшествует механической обработке.

Оптимальные механические свойства готовых изделий, обеспечивающие их работоспособность, формируются в результате комплексной термической обработки, состоящей из закалки и отпуска.

Закалка - это нагрев стали до аустенитного состояния, выдержка и последующее ускоренное охлаждение (со скоростью $V \geq V_{кр}$, см. ниже) с целью максимального повышения твердости и прочности.

Выше уже отмечалось, что аустенит, охлажденный ниже A_1 , становится неустойчивым и распадается на смесь феррита и цементита (6.1). Время начала и конца этого распада дается диаграммой изотермического превращения переохлажденного аустенита ("С-диаграммой") - рис. 6.1.

Дисперсность (величина, обратная размеру частиц) образующейся при распаде аустенита феррито-цементитной смеси зависит от температуры (t), при которой происходит этот распад, или, что то же, - от степени переохлаждения аустенита $\Delta t = A_1 - t$. С понижением температуры распада (увеличением Δt) быстро уменьшается скорость диффузионного роста образующихся кристаллов, т.е. происходит измельчение феррито-цементитной смеси, соответственно возрастает ее твердость (см. рис. 6.1, б).

В связи с этим различают три **структуры перлитного типа: перлит, сорбит и троостит**; они имеют одинаковое строение (это смеси пластинок феррита и цементита), но отличаются степенью дисперсности, а значит и твердостью.

Все эти структуры получаются в результате перлитного превращения - (6.1). Его протекание вызвано полиморфизмом железа и сплавов на его основе - сталей (см. работу 4). Поскольку оно происходит при достаточно высоких температурах ($\approx 720...500$ °C), механизм распада аустенита на смесь феррита и цементита имеет диффузионный характер. Это видно из реакции (6.1), где несовпадение химического состава фаз свидетельствует об активной диффузии атомов.

На практике различные типы перлитных структур получают обычно не при изотермических выдержках, а при непрерывном охлаждении стали из аустенитного состояния с различными скоростями. Степень дисперсности образующихся при этом феррито-цементитных смесей (и, соответственно, тип перлитной структуры) зависит от величины скорости охлаждения V . Эта зависимость отчетливо проявляется, когда на C-диаграмму наносят кривые охлаждения $t=f(\tau)$ (рис.6.1), наклон которых характеризует величину:

$$V = \frac{\Delta t}{\Delta \tau} = \operatorname{tg} \alpha$$

Видно, что чем больше скорость охлаждения, тем при более низкой температуре происходит распад переохлажденного аустенита, соответственно, более дисперсной и твердой получается перлитная структура: при скорости V_1 - перлит, V_2 - сорбит, V_3 - троостит.

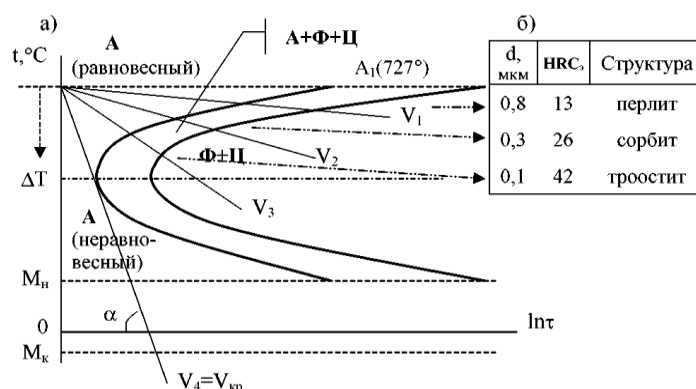


Рис 6.1. Диаграмма изотермического превращения переохлаждения аустенита (эвтектоидная сталь) с нанесенными на нее кривыми охлаждения (а) и усредненные характеристики перлитных структур (б); d – «межпластичное расстояние» - средняя суммарная толщина соседних пластинок феррита и цементита

Очевидно, что при скорости $V=V_4$ аустенит не распадается на смесь феррита и цементита и, следовательно, переохлаждается до низких температур. Такая скорость охлаждения (“ее линия” V_4 - касательная к кривой начала распада переохлажденного аустенита на феррит и цементит) называется **критической скоростью заковки** $V_{кр}$.

При охлаждении стали со скоростью $V \geq V_{кр}$ аустенит переохлаждается до таких низких температур, где диффузия атомов практически отсутствует. В этом случае полиморфное ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращение аустенита происходит бездиффузионным мартенситным путем при $t < M_n$ (температура начала мартенситного превращения). Значит содержание углерода в исходной фазе (аустените) и конечной (мартенсите) должно быть одинаково. Поэтому **мартенсит** - пересыщенный твердый раствор углерода в α -Fe. Вспомним, что пересыщенным, равновесным твердым раствором углерода в α -Fe является феррит, он содержит не более 0,02 % C (работа 4). Вследствие этого пересыщения решетка мартенсита становится вытянутой, тетрагональной в отличие от ОЦК решетки феррита.

Образование мартенсита с тетрагональной решеткой приводит к появлению сильных внутренних напряжений, резкому повышению плотности дислокаций и степени дисперсности структуры, соответственно значительно возрастают твердость и прочность. Очевидно, что действие перечисленных упрочняющих факторов тем эффективнее, чем больше углерода в стали, т.к. возрастает степень пересыщения решетки мартенсита углеродом. Поэтому твердость закаленной стали (мартенсита) растет с увеличением содержания в ней углерода - рис. 6.2.

Эта зависимость характеризует **закаливаемость стали** - ее способность повышать твердость в результате заковки. Таким образом, закаливаемость определяется в первую очередь содержанием углерода в стали.

Понятно также, что для получения максимальной твердости должен быть соблюден **режим заковки** - это, во-первых, применение охлаждающей среды, обеспечивающей скорость охлаждения $V \geq V_{кр}$, и, во-вторых, - правильный **выбор температуры нагрева стали под заковку**. Оптимальный интервал закалочных температур показан на рис. 6.3.

Дозэвтектоидные стали нужно закаливать от температур на 30...50 °С выше линии A_3 , т.е. из однофазного аустенитного состояния. В этом случае в результате закалки получается однофазная мартенситная структура¹. Такая закалка называется **полной**. Закалка от более высоких температур также дает мартенситную структуру, но с пониженными механическими свойствами вследствие укрупнения кристаллов мартенсита² (это дефект термической обработки, называемый перегревом). Закалка от температур ниже A_3 , т.е. из межкритического интервала $A_1...A_3$ называется **неполной**, она приводит к получению в доэвтектоидных сталях структуры мартенсит+феррит. Феррит снижает твердость закаленной стали, поэтому такая закалка для доэвтектоидных сталей обычно не делается.

Для заэвтектоидных сталей напротив применяется **неполная закалка** ($t = A_1 + (30...50\text{ °C})$), приводящая к получению структуры мартенсита с включениями твердых цементитных частиц. Такая структура обеспечивает высокую твердость и износостойкость, что является совершенно необходимым для заэвтектоидных инструментальных сталей.

Мартенсит - наиболее твердая из всех структур, которые получаются при распаде переохлажденного аустенита (см. рис. 6.2). Но он обладает повышенной хрупкостью, которая растет с увеличением содержания углерода в стали. Поэтому после закалки стали необходимо подвергать **отпуску**, основная цель которого - повышение пластичности и ударной вязкости закаленной стали.

Отпуск - нагрев закаленной стали в докритическом интервале температур ($t < A_1$), при котором развиваются диффузионные процессы, постепенно приближающие структуру и свойства стали к равновесному состоянию.

Структура и свойства стали зависят от температуры отпуска, соответственно различают **три вида отпуска**: низкий ($\approx 200\text{ °C}$), средний ($\approx 400\text{ °C}$), высокий ($\approx 600\text{ °C}$).

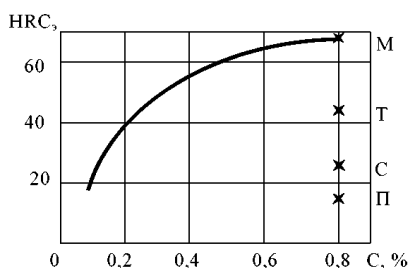


Рис. 6.2. Зависимость твердости закаленной стали от содержания углерода. Для сравнения наряду с твердостью мартенсита (М) приведены значения твердости перлита (П), сорбита (С) и троостита (Т) эвтектоидной стали

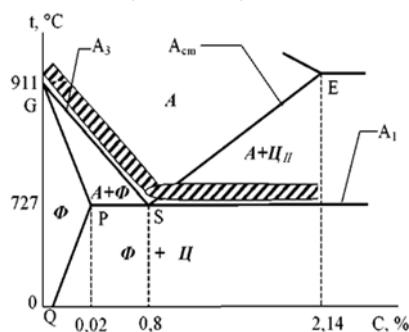


Рис. 6.3. «Стальной угол» диаграммы железо-цементит; оптимальный интервал закалочных температур (заштрихованная область)

При низком отпуске существенных изменений в структуре еще не происходит (структура - **мартенсит отпуска**), лишь несколько снижаются внутренние напряжения, незначительно уменьшается твердость и повышается пластичность. Низкий отпуск применяют в тех случаях, когда от изделий в первую очередь требуется высокая твердость (режущий - см. работу 8, измерительный и холодно-штамповый инструмент, детали шариковых подшипников - см. работу 11, шестерни после цементации и т.п.).

При среднем отпуске избыточный углерод практически полностью покидает решетку мартенсита в виде мельчайших частиц цементита. В результате образуется феррито-цементитная смесь, называемая **трооститом отпуска**. Твердость заметно понижается, повышается ударная вязкость. Такая структура при твердости HRC₃ 35...45 обеспечивает наибольшую упругость стали, поэтому средний отпуск обычно применяют для пружин, рессор, мембран (см. работу 12), ударного инструмента.

Высокий отпуск приводит к укрупнению (и округлению) частиц цементита, что сопровождается дальнейшим снижением прочности и твердости и повышением пластичности и ударной вязкости. Соответствующая структура называется **сорбитом отпуска**.

Термическая обработка, состоящая из закалки и высокого отпуска, называется **улучшением**. Она применяется для ответственных изделий, изготавливаемых из среднеуглеродистых (0,3...0,5 % C) сталей, т.к. обеспечивает в этом случае наилучший комплекс механических свойств - максимальную

¹ В сталях, охлажденных при закалке до комнатной температуры, в структуре остается некоторое количество не превращенного (остаточного) аустенита. Количество остаточного аустенита возрастает с увеличением содержания углерода (и легирующих элементов) в стали.

² Повышение температуры нагрева стали под закалку приводит к резкому возрастанию зерна аустенита. При закалке (мартенситном превращении) кристаллы мартенсита наследуют размер зерна аустенита, образовавшегося при нагреве.

ударную вязкость при достаточно высокой прочности. Высокие механические свойства сорбита отпуска обусловлены малыми размерами и округлой формой частиц цементита (в отличие от сорбита закалки, в котором острые концы пластинок цементита играют роль концентраторов напряжений).

III. Порядок выполнения работы

1. С помощью диаграммы железо-цементит (рис. 6.3) установить температуры нагрева под закалку сталей 20, 45 и У8. Поместить в печь 5 образцов стали 45 и по одному - сталей 20 и У8. Охладить на воздухе и в масле по одному образцу стали 45, все остальные образцы закалить в воде.

2. Зачистить от окалины торцы образцов на наждачном круге. Измерить твердость (HRC) всех образцов. Результаты измерений твердости и режимы термообработки занести в таблицу. Сравнить полученные значения твердости с твердостью тех же сталей в равновесном (отожженном) состоянии (работа 4). На основании рис. 6.1 и 6.2 установить примерные структуры образцов, охлажденных в различных средах. Проанализировать влияние скорости охлаждения на структуру и свойства сталей.

3. Изучить и зарисовать структуры сорбита и мартенсита закалки.

4. Построить по экспериментальным данным зависимость твердости закаленной на мартенсит стали от содержания углерода, объяснить полученную зависимость.

5. Три образца стали 45, закаленные в воде, отпустить при температурах 200, 400 и 600 °С. Измерить твердость (HRC) отпущенных образцов, результаты занести в таблицу. На основании полученных данных построить зависимость твердости закаленной стали 45 от температуры отпуска, объяснить эту зависимость.

6. Изучить и зарисовать микроструктуру сорбита отпуска. Отметить отличие структур сорбита отпуска и сорбита закалки, объяснить, как оно влияет на механические свойства стали.

7. Определить с помощью программы *met6_lab* механические свойства стали 40 при различных температурах отпуска.

IV. Содержание отчета

1. Закалка и ее цель.
2. Рисунок диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита (рис. 6.1).
3. Краткое описание структур (и их свойств), получаемых в результате превращения переохлажденного аустенита.
4. Рисунок “стального угла” диаграммы железо-цементит (рис. 6.3) и методика выбора температуры нагрева сталей под закалку (полная и неполная закалка).
5. Таблица результатов закалки углеродистых сталей с указанием структур сталей, полученных при различных скоростях охлаждения. Объяснение влияния скорости охлаждения на структуру и свойства стали.
6. График зависимости твердости закаленной стали (мартенсита) от содержания углерода, объяснение полученной зависимости.
7. Отпуск и его цель.
8. Таблица результатов отпуска закаленной стали 45.
9. График зависимости твердости закаленной стали 45 от температуры отпуска и объяснение его (изменение структуры и свойств стали при отпуске).
10. Микроструктуры мартенсита, сорбита закалки и сорбита отпуска. Объяснение различий механических свойств сталей со структурами сорбита закалки и отпуска.

Литература: [1, с. 165-172, 175, 180-188, 200-202, 215-217, или 2, с. 163-173, 179, 180, 185-188, 190-192, или 3, с. 240, 241, 245-252, 256, 258-260, 266-267, или 4, с. 216-221, 225, 226, 229-231, 246-252, 256, 257]

Лабораторная работа 7

ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛИ

I. Цель работы

Изучение влияния легирования на прокаливаемость стали.

II. Теоретическое обоснование.

Классификация и маркировка легированных сталей

В предыдущих работах изучались структура и свойства углеродистых сталей. Кроме них существует большое количество легированных сталей, в которые для получения требуемых свойств вводятся специальные **легирующие элементы**. Наиболее распространенными легирующими элементами в сталях являются Cr (в маркировке обозначается буквой X), Ni (H), Mn (Г), Si (С), W (В), V (Ф), Ti (Т), Al (Ю). Цифры после букв в марках легированных сталей указывают процентное содержание

данного элемента (если цифра отсутствует, то содержание этого элемента не превышает 1,0...1,5 %). Цифры в начале марки - среднее содержание углерода в сотых долях процента (в высокоуглеродистых инструментальных сталях - в десятых долях процента).

Структура и свойства легированных сталей зависят от индивидуальных особенностей легирующих элементов (и, конечно, углерода) и их количества. Остановимся на двух важных для практики закономерностях, проявляющихся при легировании сталей.

Все легирующие элементы (кроме Co), растворяясь в аустените, замедляют скорость его распада в области перлитного превращения, т.е. смещают вправо линии C - диаграммы (см. рис. 6.1), соответственно снижается критическая скорость закалки $V_{кр}$.

Все легирующие элементы (кроме Co и Al) снижают температуру начала (M_n) и конца (M_k) мартенситного превращения (особенно эффективно – Mn, Cr, Ni). Эти две тенденции (смещение линий распада переохлажденного аустенита и температуры M_n с увеличением степени легирования) отражены на рис. 7.1.

На этом же рисунке (а, б, в) проведена линия, наклон которой характеризует скорость охлаждения ($V_{охл}$) образцов стали на спокойном воздухе (нормализация). Этот рисунок поясняет принятую **классификацию легированных сталей по структуре после нормализации**. При относительно небольшом содержании легирующих элементов (5...6 %) охлаждение на воздухе приводит к распаду аустенита на феррито-цементитные смеси (перлит, сорбит, троостит) - рис. 7.1,а; такие стали относятся к **перлитному классу**. При повышенном содержании легирующих элементов $V \geq V_{кр}$, а $M_n > 20^\circ\text{C}$, следовательно, при комнатной температуре нормализованная сталь имеет мартенситную структуру (**мартенситный класс**). При большом содержании легирующих элементов (особенно Mn, Ni) M_n сдвигается в область отрицательных температур, поэтому при нормальных температурах стали имеют аустенитную структуру (**аустенитный класс**).

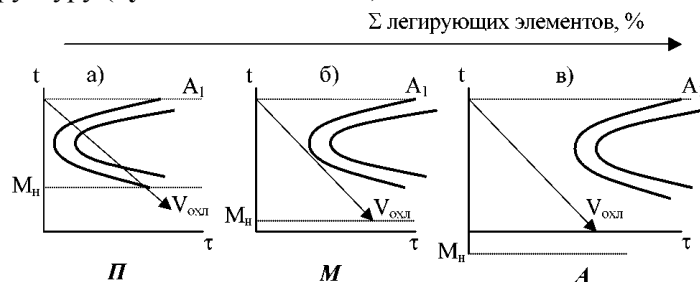


Рис. 7.1. Смещение линий диаграммы изотермического превращения аустенита при увеличении содержания легирующих элементов стали (классификация легированных сталей по структуре в нормализованном состоянии): наклон линии $V_{охл}$ характеризует скорость охлаждения образцов на воздухе; варианты а), б), в) - соответствуют сталям перлитного (П), мартенситного (М), аустенитного (А) классов

Очевидно различие механических свойств сталей, принадлежащих к этим структурным классам¹.

Следует, однако, отметить, что подавляющее большинство сталей, применяемых в машиностроении, относится к перлитному классу, поскольку они имеют наименьшую стоимость из-за невысокой степени легирования. Механические свойства этих сталей, как и углеродистых, определяются в основном содержанием углерода. Поэтому сходна и **классификация этих сталей по назначению**² (см. работу 4): низко- и среднеуглеродистые легированные стали относятся к группе **конструкционных** (ГОСТ 4543-71), высокоуглеродистые - **инструментальные** (X, 9XC, XГ, ХВГ и др. ГОСТ 5950-2000). Кроме этих двух классов (по назначению) различают еще стали и сплавы с **особыми свойствами** (коррозионно- и износостойкие, жаропрочные, с особыми физическими свойствами и др.), но это, как правило, высоколегированные (>12 %) сплавы аустенитного, мартенситного и ферритного классов.

Конструкционные машиностроительные стали в зависимости от содержания углерода (и соответственно механических свойств, получаемых после термической обработки) подразделяют на цементуемые и улучшаемые. **Цементуемые** - это стали с низким (0,1...0,25 %) содержанием углерода (12ХН3, 18ХГТ, 18Х2Н4МА), которые после цементации, закалки и низкого отпуска приобретают высокую твердость (и износостойкость) поверхностного слоя и сохраняют вязкую (и достаточно прочную) сердцевину. Эти стали в основном применяются для изготовления шестерен. **Улучшаемые** - это среднеуглеродистые (0,3...0,5 % C) стали (30X, 30ХГС, 38ХМЮА, 40ХН), изделия из которых

¹ Специальным легированием получают также стали ферритного и ледебуритного классов.

² Данный принцип классификации сталей по назначению (подробнее см. стр. 20) отражает лишь основную тенденцию. Реально к конструкционным относятся также рессорно-пружинные (0,5...0,7 % C) и шарикоподшипниковые (~1 % C) стали, а, например, инструментальные штамповые стали для ударного деформирования металла содержат 0,3...0,6 % C.

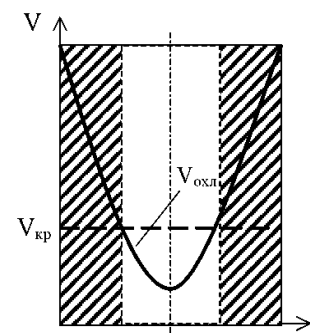
подвергаются улучшению - закалке и последующему высокому отпуску (см. работу 6). Такая термообработка обеспечивает изделиям из этих сталей (валы, оси, штоки, шатуны и другие ответственные детали) высокий предел текучести, высокую ударную вязкость и малую чувствительность к концентраторам напряжений.

Прокаливаемость стали. Выше отмечалось, что механические свойства легированных сталей перлитного класса определяются в основном содержанием углерода.

Однако даже относительно низкое легирование позволяет значительно повысить такую важную характеристику стали, как ее прокаливаемость.

Прокаливаемость - это способность стали закаливаться (т.е. приобретать мартенситную структуру) на определенную глубину (сравните с закаливаемостью - работа 6). Поскольку основное требование закалки $V_{охл} \geq V_{кр}$, то прокаливаемость зависит от соотношения скорости охлаждения $V_{охл}$ и критической скорости закалки $V_{кр}$. Если в сердцевине образца $V_{охл} < V_{кр}$, это приводит к несквозной закалке (прокаливаемости) - рис. 7.2.

При несквозной прокаливаемости на поверхности образца образуется мартенсит, а в сердцевине (где $V_{охл} < V_{кр}$) - пластинчатые структуры перлитного типа. В результате возникает неоднородность механических свойств по сечению детали, которая сохраняется и после отпуска. В частности, сердцевина будет иметь более низкую ударную вязкость (см. работу 6). Поэтому для ответственных изделий должны применяться стали со сквозной прокаливаемостью. Очевидно, что **основной путь повышения прокаливаемости** - это уменьшение величины $V_{кр}$. Выше отмечалось, что легирование приводит к повышению устойчивости переохлажденного аустенита, соответственно - к сдвигу линий С-диаграммы вправо (рис. 7.1.), а значит к снижению $V_{кр}$ и повышению прокаливаемости¹. Поэтому, чем больше диаметр изделия, тем более легированную сталь нужно применять для получения сквозной прокаливаемости.



деление
аждения
по образца
штрихована
зона с
структурой

За глубину прокаливаемости обычно принимают расстояние от поверхности образца до зоны с полумартенситной структурой (50 % мартенсита + 50 % троостита) с высокой твердостью.

Твердость сталей с полумартенситной структурой зависит в основном от содержания углерода и в гораздо меньшей степени - легирующих элементов - рис. 7.3.

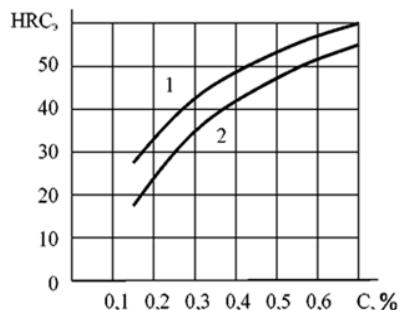


Рис 7.3. Влияние содержания углерода в стали на твердость полумартенситной зоны легированной (1) и углеродистой (2) сталей

Для определения прокаливаемости наиболее распространен **метод торцевой закалки** (ГОСТ 5657-69). Цилиндрический образец определенной формы и размеров нагревают до температуры закалки, а затем охлаждают с торца струей воды в специальной установке. Затем измеряют твердость по высоте образца, начиная с торца. Очевидно, что она убывает в этом направлении в связи с уменьшением скорости охлаждения и постепенным переходом от мартенситной к перлитным структурам. Далее строится график изменения твердости по длине образца L , и с помощью рис. 7.3 определяется **критическое расстояние** $L_{кр}$ до полумартенситной зоны.

Величина $L_{кр}$ характеризует прокаливаемость стали данной марки. Однако для практики важнее знать величину **критического диаметра** $D_{кр}$ - диаметра образца,

¹ Важным следствием уменьшения величины $V_{кр}$ при легировании является то, что закалку на мартенсит можно производить не в воде, а в масле и даже на воздухе, т.е. с меньшими скоростями. Такое охлаждение существенно снижает внутренние напряжения в закаленных изделиях и соответственно - опасность возникновения трещин и коробления.

прокаливаемого насквозь (в сердцевине полумартенситная структура) в данном охладителе. Значение $D_{кр}$ определяется по величине $L_{кр}$, полученной методом торцевой закалки, с помощью номограммы, приведенной на рис. 7.4 (штриховая линия со стрелками показывает методику определения $D_{кр}$ по величине $L_{кр}$ при закалке в различных средах).

III. Порядок выполнения работы

1. Изучить методику проведения торцевой закалки для определения прокаливаемости стали.
2. Образец конструкционной стали¹ для торцевой закалки в специальном кожухе, предохраняющем от окисления и обезуглероживания, поместить в закалочную печь.
3. Отрегулировать установку для торцевой закалки. Высота свободной струи должна быть 65 мм, расстояние от сопла до торца образца 12,5 мм. Струя воды должна касаться только торца образца и не омывать его цилиндрическую поверхность.
4. Провести торцевую закалку нагретого образца. Образец выдерживается под струей воды до полного охлаждения (не менее 10 минут).
5. Сошлифовать закаленный образец с двух противоположных сторон вдоль образующей цилиндра на глубину 0,2...0,5 мм. Измерить твердость (HRC) в осевом направлении от торца через каждые 1,5...2 мм. Измерения закончить после того, как твердость перестанет изменяться. Повторить процедуру на противоположной стороне образца. Определить среднеарифметические значения твердости по длине образца. Результаты занести в таблицу.
6. Построить график изменения твердости по длине образца. С помощью рис. 7.3 определить расстояние $L_{кр}$ до полумартенситной зоны.
7. С помощью номограммы (рис. 7.4) оценить критический диаметр ($D_{кр}$) при закалке данной стали в воде и в масле.

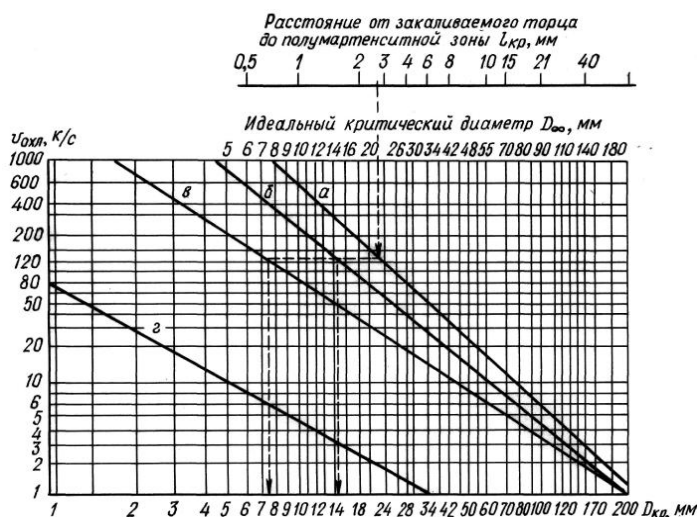


Рис. 7.4. Номограмма для определения прокаливаемости (критического диаметра $D_{кр}$)

IV. Содержание отчета

1. Краткие сведения о классификации и маркировке легированных сталей.
2. Прокаливаемость; влияние легирования на ее величину.
3. Сущность методики определения прокаливаемости методом торцевой закалки. Схема установки.
4. Результаты измерений твердости по длине образца после торцевой закалки (таблица и график).
5. Зависимость твердости полумартенситной зоны углеродистых и легированных сталей от содержания углерода (рис. 7.3). Определение твердости полумартенситной зоны исследуемой стали.
6. Методика и результаты определения расстояния $L_{кр}$ до полумартенситной зоны образца после торцевой закалки.
7. Методика и результаты оценки критического диаметра $D_{кр}$ при закалке исследуемой стали в воде и в масле. Сравнение значений $D_{кр}$, определенных на образцах углеродистой и легированной сталей; краткое объяснение полученных данных.

¹ Практическую часть работы по определению прокаливаемости стали одна группа студентов выполняет на образце углеродистой стали (например, 40), вторая - на образце легированной стали с тем же содержанием углерода (например, 40X).

Литература: [1, с. 141...143, 206-10, 259-262, 267-281, или 2, с. 184, 185, 238, 239, или 3, с. 210-213, 269-270, или 4, с. 262-268, 318-321, 331-337]

Лабораторная работа 8

ИЗУЧЕНИЕ ТЕПЛОСТОЙКОСТИ СПЛАВОВ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

I. Цель работы

Изучение теплостойкости сплавов различного химического состава, применяемых для изготовления режущего инструмента.

II. Теоретическое обоснование

Основные требования, предъявляемые к материалам для режущего инструмента - это высокая твердость и износостойкость. От этих характеристик зависит, прежде всего, качество обрабатываемой поверхности. Кроме того, при тяжелых условиях резания (высокие значения скорости резания, а также - прочности, твердости или вязкости обрабатываемых изделий), когда режущая кромка может разогреваться до температур красного каления и выше, материал инструмента должен обладать **теплостойкостью** - способностью сохранять высокую твердость (износостойкость) при длительном нагреве. Величина теплостойкости оценивается предельной температурой, при которой сохраняется высокое значение твердости (обычно 58...59 HRC₃), обеспечивающей работоспособность инструмента. В дальнейшем эту температуру, характеризующую теплостойкость, будем обозначать t_{58} .

По теплостойкости сплавы для режущего инструмента подразделяют на следующие группы:

- углеродистые и низколегированные стали с теплостойкостью $t_{58} \approx 200$ °С;
- высоколегированные быстрорежущие стали с $t_{58} \approx 600...640$ °С;
- твердые сплавы с $t_{58} \approx 800...1000$ °С¹.

Высокая твердость сталей для режущего инструмента обеспечивается большим содержанием углерода - обычно 0,9...1,2 %, иногда до 1,3...1,5 %.

Углеродистые стали (У9, У10, У11, У12, У13, ГОСТ 1435-90) после неполной закалки (см. работу 6) и низкого отпуска имеют структуру мартенсита с мелкозернистыми включениями вторичного цементита и высокую твердость HRC₃ 62...64. Недостаток этих сталей - пониженная прокаливаемость, поэтому из них изготавливают металлообрабатывающий инструмент небольшого размера (метчики, сверла, напильники, пилы и др.). Закалку проводят в воде или солевых растворах.

Низколегированные инструментальные стали (ГОСТ 5950-2000) содержат такое же количество углерода и до 5 % легирующих элементов. Основным легирующим элементом является хром.

Стали этой группы, как и инструментальные углеродистые, подвергаются закалке и низкому отпуску, имеют аналогичную структуру и практически такую же твердость (см. табл. 8.1). Их теплостойкость лишь незначительно выше ($t_{58} < 250...260$ °С). Однако, вследствие легирования они обладают более низкой критической скоростью закалки $V_{кр}$ и существенно большей прокаливаемостью (см. работу 7). Так, из стали ХВСГ можно изготавливать инструмент с поперечным сечением до 100 мм. Закачивают эти стали обычно в масле.

В быстрорежущих сталях (ГОСТ 19265-73) высокая теплостойкость (**красностойкость**) достигается введением большого количества вольфрама² наряду с другими карбидообразующими элементами (Mo, Cr, V).

Карбиды этих элементов в отличие от цементита в углеродистых сталях выделяются из мартенсита и коагулируют (укрупняются) при более высоких температурах отпуска. Поэтому распад мартенсита в быстрорежущих сталях и последующая коагуляция карбидов, приводящие к снижению твердости, сдвигаются в область высоких температур (500...600 °С). Для получения высокой теплостойкости карбиды как можно полнее должны быть растворены в аустените (этим обеспечивается получение высоколегированного мартенсита). Для этого необходима высокая температура нагрева стали под закалку. Сильное легирование быстрорежущих сталей приводит к тому, что температура окончания

мартенситного превращения лежит ниже комнатной (см. работу 6). Поэтому в закаленной стали сохраняется до ≈ 30 % остаточного аустенита, снижающего режущие свойства инструмента. Для его уничтожения применяют трехкратный отпуск при $t \approx 560$ °С. При этом аустенит превращается в мартенсит, кроме того, выделяются дисперсные вторичные карбиды, что на несколько единиц

¹ Кроме того применяются сверхтвердые минералокерамические материалы, например, нитрид бора с теплостойкостью до 1200 °С.

² В связи с дефицитностью W разработаны также быстрорежущие стали с малым его содержанием (P3M3Ф3) и даже безвольфрамовые (P0M5Ф1, P0M3Ф2).

(1...3 HRC₃) повышает твердость закаленной стали. Структура стали после такой термообработки: мартенсит, дисперсные вторичные и относительно крупные первичные карбиды.

Твердые сплавы - это металлокерамические материалы на основе высокотвердых и тугоплавких карбидов вольфрама, титана, тантала. Они изготавливаются методом порошковой металлургии. Порошки карбидов смешивают с порошком кобальта, выполняющим роль связки, прессуют и спекают при 1400...1550 °С. Таким образом изготавливают режущие пластинки, которыми оснащают резцы, фрезы, сверла и другие инструменты. Структура таких материалов на 80-95 % состоит из карбидных частиц, обеспечивающих высокую твердость HRA 85...92 (HRC, 67...76) и теплостойкость ($t_{58} \approx 800...1000$ °С) инструмента.

По ГОСТ 3882-74 выпускают твердые сплавы трех групп:

- вольфрамовые (BK3, BK6, ..., BK25);
- титановольфрамовые (Т30К4, Т15К6, ..., Т5К12);
- титанотанталовольфрамовые (ТТ7К12, ТТ8К6, ..., ТТ20К9).

В группе BK цифры показывают содержание кобальта в процентах, остальное карбид вольфрама WC. В группе TK цифры после букв Т и К - содержание карбида титана TiC и Со соответственно, остальное WC. В группе ТТК цифры после букв ТТ и К - содержание карбидов титана и тантала в сумме (TiC+TaC) и Со соответственно, остальное WC. Например, BK6 – 6 % Со 94 % WC; Т30К4 – 30 % TiC, 4 % Со, 66 % WC; ТТ7К12 – 7 % (TiC+TaC), 12 % Со, 81 % WC.

Твердые сплавы применяются для высокоскоростного резания сталей, а также черновой и чистовой обработки труднообрабатываемых материалов (чугуна, жаропрочных сталей и сплавов, керамики).

Таблица 8.1

Химический состав, режимы термической обработки и твердость некоторых инструментальных сталей

Марка стали	Содержание элементов, % по массе						Температура, °С		Твердость HRC ₃
	С	Cr	Si	W	Mo	Другие эл-ты	закалки	отпуска	
НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ (ГОСТ 5950-2000)									
	0,95-1,0	1,3-1,65	0,15-0,35	—	—	0,15-0,4Mn	840-860	150-160	62-64
9XC	0,85-0,95	0,95-1,25	1,2-1,6	—	—	0,3-0,6Mn	840-860	140-180	63-64
XBГ	0,9-1,05	0,9-1,2	—	1,2-1,6	—	0,8-1,1Mn	830-850	140-170	63-64
XBCГ	0,95-1,05	0,6-1,1	0,65-1,0	0,5-0,8	—	0,6-0,9Mn	840-860	140-160	62-64
XB4	1,25-1,45	0,4-0,7	—	3,5-4,3	—	0,15-0,3V	800-820	120-160	64-65
БЫСТРОРЕЖУЩИЕ СТАЛИ (ГОСТ 19265-73)									
18	0,7-0,8	3,8-4,4	—	17-18,5	1	1,0-1,4V	1270-1290	550-570	63-65
P19	0,85-0,95	3,8-4,4	—	8,5-10	1	2,0-2,6V	1220-1240	550-570	63-65
P6M5	0,8-0,88	3,8-4,4	—	5,5-6,5	5-5,5	1,7-2,1V	1210-1230	540-560	63-65

III. Порядок выполнения работы

1. Выбрать режимы закалки и отпуска и произвести термическую обработку образцов углеродистой (У10) и низколегированной инструментальной стали (XBГ).

2. Измерить твердость термически обработанных образцов сталей У10, XBГ, а также быстрорежущей стали (P6M5) и твердого сплава. При измерении твердости твердого сплава используется шкала А (HRA; вдавливание алмазного конуса с нагрузкой 600 Н (60 кгс)).

3. Выдержать образцы исследуемых материалов при температурах 250, 400, 550 и 700 °С в течение 30 мин. Измерить твердость образцов после выдержки при каждой температуре. Результаты измерений занести в таблицу.

4. Построить график зависимости твердости инструментальных материалов от температуры нагрева. Оценить теплостойкость исследуемых сплавов по уровню твердости HRC, 58.

5. Изучить и зарисовать микроструктуры исследуемых материалов, написать объяснение полученных зависимостей.

IV. Содержание отчета

1. Теплостойкость, критерий ее оценки. Классификация материалов для режущего инструмента по теплостойкости.
2. Режимы термической обработки инструментальных сталей различных групп (У10, XBГ, P6M5).
3. Таблица результатов измерений твердости образцов сталей У10, XBГ, P6M5 и твердого сплава в исходном состоянии (соответствующем готовому инструменту) и после получасовой выдержки при температурах 250, 400, 550 и 700°С.

4. График изменения твердости инструментальных материалов в зависимости от температуры нагрева (использовать Microsoft Excel). Результаты оценки теплостойкости исследуемых материалов.
5. Объяснение полученных данных и микроструктуры исследуемых материалов.

Литература: [1, с. 349-357, 364-366, 2, с. 609-621, или 3, с. 320-331, или 4, с. 358-367, 379-382]

Лабораторная работа 9

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

I. Цель работы

Изучение структуры и свойств различных групп алюминиевых сплавов и процессов их термической обработки.

II. Теоретическое обоснование

Алюминий из-за невысокой прочности ($\sigma_s \leq 140$ МПа даже в наклепанном состоянии) как конструкционный материал практически не используется. Сплавы на основе алюминия, сохраняя присущие ему достоинства (низкая плотность, 2700 кг/м^3 ($2,7 \text{ г/см}^3$), высокая коррозионная стойкость), обладают достаточно высокой прочностью (после термической обработки) и хорошими технологическими свойствами: способностью свариваться, подвергаться различным видам механической обработки; литейными и т.п. Это обусловило выдвигание алюминиевых сплавов на второе место после стали по объему производства.

Алюминиевые сплавы **классифицируются** по двум признакам: по технологическим свойствам, определяющим способ изготовления полуфабрикатов и деталей; по способности эффективно упрочняться в результате термической обработки.

По первому признаку алюминиевые сплавы подразделяются на **деформируемые** и **литейные**. Из деформируемых сплавов методами холодной и горячей пластической деформации получают полуфабрикаты в виде листов, профилей, прутков и т.п. Литейные сплавы предназначены для отливки деталей.

Деформируемые и литейные алюминиевые сплавы по их способности упрочняться в результате термической обработки классифицируются на **упрочняемые** и **не упрочняемые термической обработкой**.

Деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой, легируют медью, магнием, марганцем, цинком, литием. Эти элементы образуют с алюминием твердые растворы (α) с ограниченной растворимостью и промежуточные фазы, например, CuAl_2 , Mg_2Al_3 , MnAl_6 , Al_3Li .

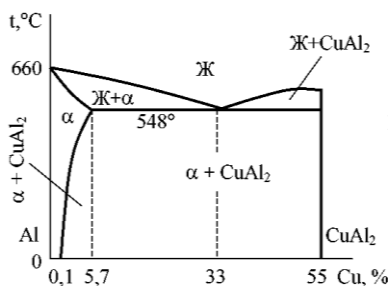


Рис. 9.1. Диаграмма состояния алюминий-медь

Характерной особенностью α -твердого раствора на основе алюминия является значительное увеличение растворимости легирующих элементов с повышением температуры (например, в системе Al-Cu максимальная растворимость меди в алюминии возрастает почти в 30 раз при нагреве в интервале 20...548 °С - см. рис. 9.1).

Содержание легирующих элементов в сплавах данной группы приближается к составу, отвечающему предельной растворимости в α -растворе, но не превосходит его, т.е. структура этих сплавов в равновесном состоянии: α -твердый раствор с включениями соответствующих промежуточных вторичных фаз.

Это, с одной стороны, обеспечивает сохранение деформируемости сплава, так как его основа - пластичный α -раствор, с другой - создает возможность эффективного упрочнения термической обработкой.

Основы теории термической обработки алюминиевых сплавов могут быть рассмотрены на примере **дуралюминов** - сплавов системы Al-Cu-Mg. Эти сплавы содержат около 4...5 % Cu, поэтому согласно диаграмме

Al-Cu (рис. 9.1) их структура в равновесном состоянии: α -твердый раствор с включениями промежуточной фазы CuAl_2 , называемой θ -фазой.

Упрочняющая термическая обработка состоит из двух этапов: закалки и старения. Для закалки сплав нагревается выше линии предельной растворимости, так что θ -фаза полностью растворяется.

Быстрое охлаждение до комнатной температуры фиксирует однофазную структуру пересыщенного медью α -раствора. Прочность при этом изменяется мало (сравните с закалкой стали, работа № 6). Существенное увеличение прочности происходит в результате старения - процессов, протекающих при длительной выдержке неравновесного, закаленного сплава при комнатной или повышенной температуре. В зависимости от природы сплава и режима старения структура сплава в той или иной мере приближается к равновесному ($\alpha + \theta$) состоянию.

Длительная выдержка закаленного сплава при комнатной температуре (“естественное старение”) не приводит к образованию θ -фазы. В отдельных плоскостях решетки α -раствора начинают скапливаться атомы меди, однако их концентрация еще не достигает той, которая необходима для образования зародышей θ -фазы (55,4 % Cu). Из-за разницы атомных радиусов меди (0,128 нм) и алюминия (0,143 нм) решетка α -раствора в местах скопления меди сильно искажается. Эти области искажений называются **зонами Гинье-Престона** или зонами ГП. Являясь искажениями решетки, зоны ГП препятствуют скольжению дислокаций и эффективно упрочняют сплав (рис. 9.2).

В результате “искусственного старения” при 100...150 °С в местах скопления меди в α -растворе образуются метастабильные θ' - и θ'' - фазы, отличающиеся от равновесной θ -фазы типом решетки. Решетка метастабильной фазы еще не отделена от решетки α -раствора (когерентная связь), а так как параметры этих решеток различны, то в местах образования θ' - и θ'' -фаз решетка α -раствора искажается. Степень искажения однако меньше, чем в случае образования зон ГП, поэтому меньше и эффект упрочнения (рис. 9.2).

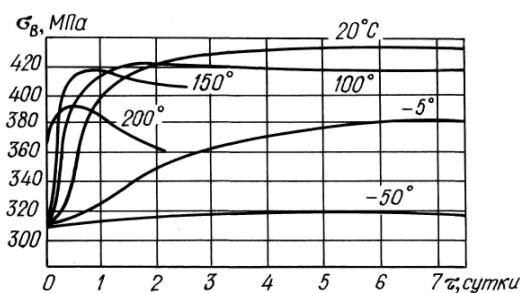


Рис.9.2. Зависимость прочности дуралюмина от режима старения

Еще меньше величина упрочнения при старении в интервале 200...250 °С. При этих температурах образуется равновесная θ -фаза, ее решетка полностью отделена от решетки α -раствора. В результате снимаются искажения решетки α -раствора и понижается степень упрочнения; на этом этапе оно обусловлено торможением дислокаций мелкодисперсными выделениями θ -фазы. Из рис. 9.2 видно, что длительная выдержка при 200...250 °С, приводящая к коагуляции упрочняющих частиц θ -фазы, вызывает уменьшение прочности (“перестаривание”).

Промышленные **деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой** - это главным образом, дуралюмины - сплавы системы Al-Cu-Mg. Кроме того, в них вводится марганец для повышения коррозионной стойкости.

В табл. 9.1 приведены состав и свойства наиболее распространенных дуралюминов, а также относящихся к этой группе высокопрочных (В95, ВАД23), ковочных (АК8) и жаропрочных (АК4) сплавов и приборостроения. В скобках указаны значения σ_0 и δ дуралюминов в отожженном состоянии.

Отличительной чертой сплавов этой группы является высокая **удельная прочность** (отношение прочности к плотности сплава), обусловившая их широкое применение в авиации, транспортном машиностроении. Деформируемые сплавы, **не упрочняемые термической обработкой**, в равновесном состоянии имеют структуру α -твердого раствора, либо α -раствора, с включениями промежуточных фаз. При двухфазной структуре упрочнение термической обработкой, в принципе, возможно (если промежуточные фазы растворимы в α -растворе), однако его эффект мал из-за небольшого количества упрочняющей фазы. Поэтому сплавы данной группы упрочняющей термообработке не подвергаются, их можно упрочнять пластической деформацией (наклеп).

Таблица 9.1

Химический состав и механические свойства
деформируемых алюминиевых сплавов, упрочняемых термической обработкой (ГОСТ 4784-97)

Марка сплава	Химический состав, % (остальное Al)				d , г/см ³	Упрочняющая термообработка	σ_b , МПа	δ , %
	Cu	Mg	Mn	Другие элементы				
Д16	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	Fe 0,5; Si 0,5	2,8	Закалка 500°C, старение 20°C, 96 часов	470(220)	17(18)
Д18	2,2-3,0	0,2-0,5	0,2	Fe 0,5; Si 0,5	2,76	То же	300(160)	24(24)
01420	—	5,0-6,0	0,3	Li 1,9-2,3 Zr 0,09-0,15	2,5	Закалка 500°C, старение 170°C, 10...12 ч	450	4-5
В95	1,4-2,0	1,8-2,8	0,2-0,6	Zn 5,0-7,0 Cr 0,1-0,25	2,85	Закалка 470°C, старение 130°C, 16...24 ч	500-580	7-5
ВАД2 3	4,8-5,8	—	0,4-0,8	Li 0,9-1,4 Cd 0,1-0,25	2,72	Закалка 520°C, старение 170°C, 10...12 ч	550-580	4
АК8	3,9-4,8	0,4-0,8	0,4-1,0	Si 0,6-1,2	2,8	Закалка 500°C, старение 160°C, 6...15 ч	450-460	10
АК4-1	1,9-2,7	1,2-1,8	—	Fe 0,8-1,4 Ni 0,8-1,4; Si 0,35	2,8	Закалка 530°C, старение 190°C, 10 часов	430	13

К этой группе относятся сплавы системы Al-Mn (маркируются АМц) и Al-Mg (АМг), они имеют невысокую прочность, легко обрабатываются, хорошо свариваются и обладают высокой коррозионной стойкостью. Состав и свойства сплавов этой группы приведены в табл. 9.2.

Таблица 9.2

Химический состав и механические свойства алюминиевых сплавов, не упрочняемых термической обработкой (ГОСТ 4784-97)

Марка сплава	Химический состав, % (остальное Al)		σ_b , МПа	δ , %
	Mn	Mg		
АМц	1,0...1,6	—	130(220)	25(23)
АМг2	0,6...0,6	1,8...2,8	200	23
АМг6	0,5...0,8	5,8...6,8	300	18

Свойства приведены для отожженного состояния, в скобках - в нагартованном состоянии

Литейные алюминиевые сплавы различны по химическому составу и структуре. Наилучшими по литейным свойствам (жидкотекучесть, плотность отливок) являются сплавы, состав которых приближается к эвтектическому. К таким сплавам относятся силумины (система Al-Si), диаграмма состояния которых показана на рис. 9.3.

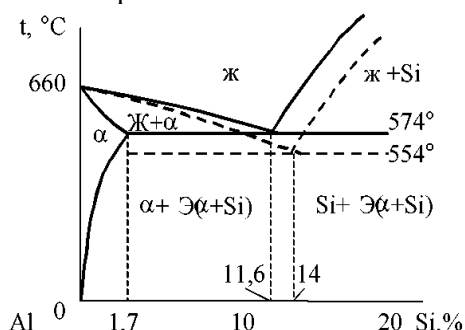


Рис 9.3. Диаграмма состояния алюминий-кремний (штриховые линии – после модифицирования)

Промышленные сплавы содержат 10...13 % Si. Эвтектика (α +Si) имеет грубое игольчатое строение (за счет кристаллов Si); помимо эвтектики в структуре обычно имеются избыточные первичные кристаллы Si. Сплавы с такой структурой характеризуются низкой пластичностью. В связи с этим **силумины подвергают модифицированию** (обычно введением в расплав солей натрия), в

результате чего температура эвтектического превращения понижается (штриховая линия на рис. 9.3) и сплав становится доэвтектическим.

Вместо твердых и хрупких избыточных кристаллов кремния в его структуре появляются пластичные включения α -раствора (почти чистый Al), а эвтектика становится более дисперсной. Вследствие этого повышается прочность, пластичность возрастает почти в 3 раза.

Литейные алюминиевые сплавы могут упрочняться термической обработкой (закалка и искусственное старение, обычно 8...10 часов при 180 °С), однако эффект упрочнения гораздо ниже, чем в дуралюминах.

Кроме силуминов применяются сплавы систем Al-Cu, Al-Mg; они имеют более высокие прочностные свойства, чем силумины, но их литейные свойства ниже (это видно из соответствующих диаграмм состояния).

Литейные алюминиевые сплавы имеют малую плотность и применяются для изготовления фасонных отливок. Состав и свойства некоторых сплавов этой группы приведены в табл. 9.3.

Таблица 9.3

Химический состав и механические свойства литейных алюминиевых сплавов (ГОСТ 1583-93)

Марка сплава	Химический состав, % (остальное Al)				Вид термо- обработки	σ_b , МПа	δ , %
	Mg	Si	Mn	Cu			
АЛ2(АК12)	—	10...13	—	—	Т2	130	2
	м о д и ф и ц и р о в а н н ы й					180	6
АЛ4(АК9)	0,17...0,3	8...10,5	0,25...0,5	—	Т6	260	4
АЛ7(АМ4,5)	—	—	—	4...5	Т5	260	3
АЛ8(АМг10)	9,5...11,5	—	—	—	Т5	350	10

Т2 - отжиг (300 °С в течение 5...10 часов);

Т5 - закалка и кратковременное старение (150...175 °С в течение 2...3 час);

Т6 - закалка и полное искусственное старение (200 °С в течение 3...5 часов).

В скобках - маркировка по ГОСТ 1583-89Е.

III. Порядок выполнения работы

1. Ознакомиться с принципами классификации алюминиевых сплавов.
2. Получить у преподавателя образец отожженного дуралюмина. Измерить твердость на приборе Роквелла (HRB). Закалить образец с температуры 500 °С в воде, произвести измерение твердости (HRB).
3. Подвергнуть закаленный образец искусственному старению при $t=100$ °С. Измерить твердость через 1, 2, 5, 10, и 20 мин (охлаждая образец до комнатной температуры в воде).
4. Получить у преподавателя микрошлифы сплавов Д16 и В95 в различных состояниях, изучить их структуры, зарисовать, обозначить структурные составляющие.
5. Получить у преподавателя микрошлифы немодифицированного и модифицированного сплавов АЛ2. Изучить структуры, зарисовать.

IV Содержание отчета

1. Классификация алюминиевых сплавов.
2. Диаграмма состояния Al-Cu. Процессы, происходящие на отдельных этапах термической обработки дуралюмина. Кривые старения дуралюмина (рис. 9.2).
3. Данные измерения твердости дуралюмина в зависимости от режима термической обработки в виде таблицы. Структура дуралюмина в исходном и закаленном состояниях.
4. Химический состав, свойства и области применения нескольких деформируемых сплавов, упрочняемых и не упрочняемых термической обработкой
5. Диаграмма состояния Al-Si, краткое описание процесса модифицирования силуминов; структуры силумина до и после модифицирования.
6. Химический состав, свойства и области применения некоторых литейных алюминиевых сплавов.

Литература: [1, с.385-390, 392-401, или 2, с.358-372, или 3, с.478-490 или 4, с.490-502]

Лабораторная работа 10

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

I. Цель работы

Изучение связи между диаграммами состояния, структурой и свойствами сплавов на основе меди.

II. Теоретическое обоснование

Медь относится к цветным металлам с высокой плотностью - 8940 кг/м^3 ($8,94 \text{ г/см}^3$). Характерной особенностью меди является ее высокая электропроводность, поэтому техническая медь используется главным образом для изготовления проводников электрического тока.

В качестве материалов конструкционного и специального назначения широкое распространение имеют **сплавы на основе меди - латуни и бронзы**.

ЛАТУНИ

Латунями называют сплавы меди с цинком. Кроме Zn часто вводятся дополнительные легирующие элементы. Соответственно различают двух - компонентные или двойные, простые латуни (система Cu - Zn) и многокомпонентные, **сложные латуни** (система Cu - Zn - легирующие элементы).

По структуре промышленные латуни делятся на **однофазные**, или α -латуни, и **двухфазные** - $(\alpha + \beta)$ - латуни¹, а по технологическим свойствам - на **обрабатываемые давлением** (деформируемые) и **литейные**. Эта классификация основана на изменении структуры и свойств латуней в зависимости от содержания Zn (рис. 10.1).

Твердый раствор Zn (и других легирующих элементов) в Cu (α) обладает высокой пластичностью, фаза β -интерметаллическое соединение CuZn - повышенной твердостью и хрупкостью. Соответственно характерным свойством α -латуней (содержание Zn до 39 %) является исключительно высокая пластичность (относительное удлинение δ достигает 65 %); $(\alpha + \beta)$ -латуни (39 < Zn < 45 %) более прочны и тверды, но менее пластичны. Однофазные латуни с β -структурой (Zn > 45 %) имеют низкий комплекс механических свойств и практического применения не получили.

Латуни с высокой пластичностью, т.е. преимущественно α -латуни, относятся к группе обрабатываемых давлением (деформируемых).

Они выпускаются в основном в виде холоднокатаного полуфабриката (листы, ленты, проволока), детали из которого изготавливают методами холодной пластической деформации, например, глубокой вытяжкой (трубы, сильфоны, гильзы).

По сравнению с обрабатываемыми давлением литейные латуни содержат, как правило, большее количество Zn и дополнительные легирующие элементы, улучшающие литейные свойства.

Большинство легирующих элементов повышает прочность и снижает пластичность латуней; Sn, Ni, Al кроме того улучшают антикоррозионные свойства, Pb облегчает обрабатываемость резанием.

Принцип маркировки обрабатываемых давлением (ГОСТ 15527-2000) и литейных (ГОСТ 17711-93) латуней различен, что видно из табл. 10.1.

Большинство латуней не упрочняется термической обработкой, но их прочность может быть значительно повышена в результате холодной пластической деформации (явление наклепа, см. работу № 3). Особенно эффективно упрочняются наиболее пластичные однофазные α -латуни. В табл. 10.1 механические свойства обрабатываемых давлением латуней приведены для сравнения в отожженном и деформированном (данные в скобках при степени деформации 50 %) состояниях. Видно, что в ряде случаев прочность в результате деформации возрастает в 2 раза.

¹В литом состоянии α -латуни имеют дендритную структуру - светлые дендриты, обогащенные медью, на темном фоне междендритных областей. После деформации и отжига α -латуни имеют зернистую структуру химически однородного α -раствора. Структура двухфазных $(\alpha + \beta)$ -латуней состоит из светлых зерен α -раствора и темных зерен β -фазы.

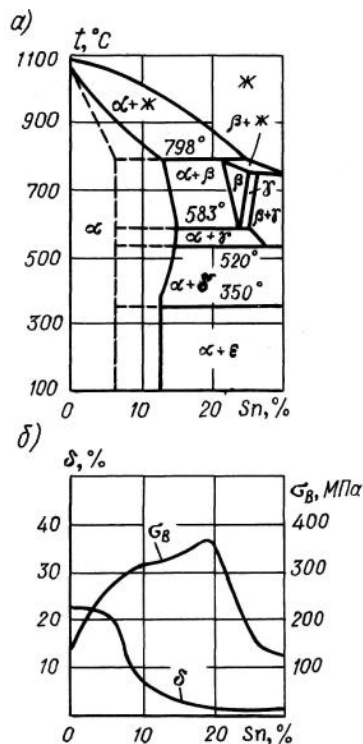


Рис. 10.1. Диаграмма состояния Cu - Zn(а); зависимость механических свойств латуней от содержания Zn (б)

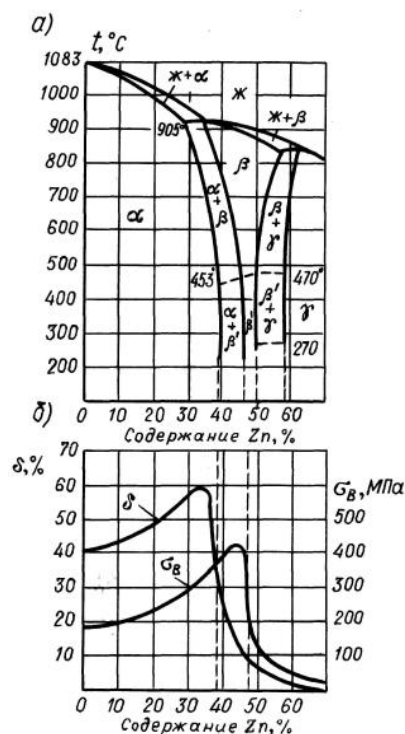


Рис.10.2. Диаграмма состояния Cu - Sn (а); зависимость механических свойств оловянных бронз от содержания Zn (б)

Таблица 10.1

Химический состав и механические свойства латуней

Марка латуни	Химический состав, % по массе			σ_B , МПа	δ , %
	Cu	Другие элементы	Среднее содерж. Zn		
ОБРАБАТЫВАЕМЫЕ ДАВЛЕНИЕМ					
Л 90	88-91	—	10	260(480)	45(4)
Л 68	67-70	—	32	320(660)	55(3)
ЛО70-1	69-71	1,0-1,5 Sn	29	350(700)	60(3)
ЛС59-1	57-60	0,8-1,9 Pb	40	400(550)	45(5)
ЛЖМц59-1-1	57-60	0,6-1,2 Fe, 0,5-0,8 Mn	39	450(700)	50(6)
ЛИТЕЙНЫЕ					
ЛЦ40С	57-61	0,8-2,0 Pb, 3,0-4,0 Mn	40	215	12
ЛЦ40Мц3Ж	53-58	0,5-1,5 Fe, 1,5-2,5 Mn	40	500	10
ЛЦ38Мц2С2	57-60	1,5-2,5 Pb	38	350	8

БРОНЗЫ

Бронзы – сплавы меди с различными элементами кроме цинка. В некоторых бронзах может содержаться и цинк, но, в отличие от латуней, не в качестве основного компонента. По основным легирующим элементам различают **оловянные** и **безоловянные** (алюминиевые, кремниевые, бериллиевые и другие) бронзы.

Так же, как и Zn в латунях, легирующие элементы в бронзах образуют с Cu твердые растворы с ограниченной растворимостью и промежуточные интерметаллические соединения, обладающие высокой твердостью и хрупкостью.

В связи с этим характер изменения структуры и свойств бронз в зависимости от их состава во многом напоминает закономерности, рассмотренные выше для латуней. Соответственно бронзы, как и латуни, могут иметь **однофазную (α)** и **двухфазную структуру** и по технологическим свойствам подразделяются на **обрабатываемые давлением** и **литейные**. Рассмотрим это на примере оловянных бронз – система Cu-Sn, рис. 10.2, а.

Фаза α -твердый раствор Sn в Cu, β -интерметаллическое соединение Cu_5Sn , $\delta-Cu_{31}Sn_8$. При обычных скоростях охлаждения кристаллизация оловянных бронз происходит по неравновесной диаграмме (штриховые линии на рис. 10.2, а). В результате область α -раствора сужается, и на практике бронзы, содержащие 5...6 % Sn, имеют в структуре эвтектид ($\alpha+\delta$), т.е. двухфазную структуру.

В литом состоянии структура бронз имеет дендритное строение: в однофазных бронзах (менее 5...6 % Sn) темные дендриты, обогащенные медью, окружены светлыми (повышенное содержание Sn) междендритными участками; в бронзах, содержащих более 5...6 % Sn, в структуре появляются также темные включения эвтектоида.

Длительным гомогенизирующим отжигом (700-750 °C) в бронзах, содержащих менее 14 % Sn, можно получить однофазную структуру однородного α -раствора.

Применяемые на практике оловянные бронзы содержат обычно не более 10% Sn и легирующие элементы (Zn, P, Ni, Fe), вводимые для улучшения технологических свойств и замены дефицитного олова. Бронзы, содержащие относительно небольшое количество Sn и легирующих элементов, имеют однофазную α -структуру и обладают высокой пластичностью (рис. 10.2, б). Они относятся к группе деформируемых бронз, (например, БрОЦ4-3, БрОФ6,5-0,15)¹, из которых полуфабрикаты изготавливают в виде лент, полос, проволоки, трубок и т.п.

Бронзы с большим содержанием легирующих элементов являются двухфазными, имеют низкую пластичность и относятся к группе литейных (например, БрО5Ц5С5, БрО3Ц7С5Н1). Особенностью литейных свойств бронз является отсутствие концентрированной усадочной раковины в отличие от латуней, в связи с чем оловянные бронзы имеют малую усадку и применяются для сложных художественных отливок.

Наряду с оловянными широкое распространение получили другие бронзы. Например, хорошим заменителем дефицитной оловянной бронзы являются алюминиевые бронзы, которые также могут иметь однофазную (БрА5, БрА7) или двухфазную (БрА10Мц2Л, БрА10Ж3Мц2) структуру. Однофазные алюминиевые бронзы являются деформируемыми, двухфазные с большим содержанием алюминия и легирующих элементов - литейными сплавами. Алюминиевые бронзы имеют высокие механические и антикоррозионные свойства и применяются для изготовления шестерен, червячных передач, различных втулок.

В качестве материала для пружинных электрических контактов ответственного назначения широкое распространение получила бериллиевая бронза (БрБ2), см. диаграмму состояния Cu-Be, рис. 10.3.

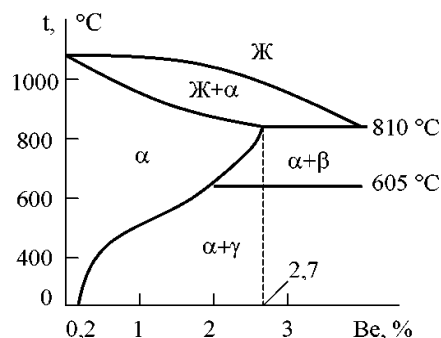


Рис 10.3. Диаграмма состояния медь-бериллий

Бериллиевая бронза в равновесном состоянии имеет двухфазную структуру $\alpha+\gamma$, где α -твердый раствор Be в Cu, а γ -интерметаллическое соединение $CuBe$.

Наличие переменной растворимости Be в решетке Cu дает возможность эффективно упрочнять бериллиевую бронзу закалкой с последующим старением (сравни с диаграммой Al-Cu и термообработкой алюминиевых сплавов, работа 9). Закалка с 800 °C фиксирует структуру пересыщенного α -раствора с высокой пластичностью ($\delta=30...40\%$), но относительно малой прочностью ($\sigma_s \approx 450$ МПа). Старение в течение 2 часов при 320 °C повышает прочность сплава в результате процесса “дисперсионного твердения” (см. работу 9) до 1200 МПа, пластичность при этом снижается до $\delta \approx 4\%$.

Бериллиевые бронзы (БрБ2; БрБНТ1,7; БрБНТ1,9) обладают высокими механическими и антикоррозионными свойствами, имеют большую электропроводность, немагнитны, не искрят при ударе.

В табл. 10.2 приведены химический состав и механические свойства некоторых оловянных и безоловянных бронз. Как и в случае латуней, следует обратить внимание на различный принцип маркировки обрабатываемых давлением и литейных бронз.

¹ Буквы после обозначения “Бр” указывают легирующие элементы, а цифры - их процентное содержание.

Видно, что обрабатываемые давлением (деформируемые) бронзы, как и латуни аналогичной группы, эффективно упрочняются в результате холодной пластической деформации (в табл. 10.2 в скобках указаны механические свойства при 50 % деформации).

Таблица 10.2

Химический состав и механические свойства оловянных и безоловянных бронз

Марка бронзы	Химический состав, % по массе (остальное Cu)					σ_b , МПа	δ , %
	Sn	Zn	Pb	P	Другие элементы		
ОЛОВЯННЫЕ							
Обрабатываемые давлением (ГОСТ 5017-74)							
БрОЦ4-3	3,5-4,0	2,7-3,3	—	—	—	350 (550)	40 (4)
БрОФ6,5-0,15	6,0-7,0	—	—	0,1-0,25	—	400 (750)	65 (10)
БрОЦС4-4-2,5	3,0-5,0	3,0-5,0	1,5-3,5	—	—	330 (600)	40 (3)
Литейные (ГОСТ 613-79)							
БрОЗЦ12С5	2,0-3,5	8,0-15,0	3,0-6,0	—	—	206	5
БрО5Ц5С5	4,0-6,0	4,0-6,0	4,0-6,0	—	—	176	4
БрО10Ф1	9,0-11,0	—	—	0,4-1,1	—	245	3
БЕЗОЛОВЯННЫЕ							
Обрабатываемые давлением (ГОСТ 18175-78)							
БрА5	—	—	—	—	Al 4,0-6,0	380 (750)	65 (5)
БрАМц9-2	—	—	—	—	Al 8-10; Mn 1,5-2,5	450 (700)	30(4,5)
БрМц5	—	—	—	—	4,5-5,5 Mn	300 (550)	40 (2)
БрКд1	—	—	—	—	0,9-1,2 Cd	270 (500)	50 (4)
Литейные (ГОСТ 493-79)							
БрА10Мц2Л	—	—	—	—	Al 5,6-11,0; Mn 1,5-2,5	500	12
БрА11Ж6Н6	—	—	—	—	Al 10,5-11,5; Fe 5,0-6,5; Ni 5,0-6,5	600	2

III. Порядок выполнения работы

1. Получить комплект микрошлифов латуней и бронз различных марок в литом и отожженном состояниях. Изучить микроструктуры сплавов, зарисовать их. Установить связь между химическим составом (марками) сплавов, их структурой и механическими свойствами (сопоставить данные микроскопического анализа с соответствующими диаграммами состояния и зависимостями свойств от химического состава сплавов; начертить рис. 10.1).

2. Произвести упрочняющую термическую обработку образцов бериллиевой бронзы. Измерить твердость в исходном (отожженном) и закаленном состояниях, а также после старения. Результаты оформить в виде таблицы. Нарисовать диаграмму состояния Cu-Be (рис. 10.3) и написать о структурных превращениях, приводящих к изменениям твердости при термической обработке бериллиевой бронзы.

3. Ознакомиться с принципами маркировки сплавов на основе меди и выписать в качестве примера несколько марок латуней и бронз различных групп.

IV. Содержание отчета

1. Классификация сплавов на основе меди. Диаграмма состояния Cu-Zn (до 50 % Zn), график изменения механических свойств латуней в зависимости от содержания Zn.
2. Микроструктуры изучаемых латуней с указанием структурных составляющих.
3. Примеры марок латуней различных групп (в соответствии с их классификацией), их химический состав и механические свойства.
4. Микроструктуры изучаемых бронз с указанием структурных составляющих.
5. Примеры марок бронз различных групп, их химический состав и механические свойства.
6. Таблица результатов термической обработки образцов бериллиевой бронзы.
7. Объяснение причины повышения твердости в результате термической обработки (включающее рисунок диаграммы состояния Cu - Be).

Литература: [1, с. 408-417, или 2, с. 304-318, или 3, с. 505-516, или 4, с. 512...522].

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ПОДШИПНИКОВ КАЧЕНИЯ И СКОЛЬЖЕНИЯ

I. Цель работы

Изучение особенностей структуры и свойств металлических сплавов, применяемых для изготовления деталей подшипников качения и скольжения.

II. Теоретическое обоснование

В машиностроении широкое распространение имеют **подшипники качения и скольжения**, используемые в качестве опор валов и вращающихся осей. Срок службы подшипников в основном лимитируется износом трущихся поверхностей. **Износ** - результат изнашивания - процесса отделения частиц материала с поверхности тела при трении, сопровождающегося изменением размеров тела.

При трении контактирующих поверхностей между ними возникают механическое и адгезионное взаимодействия.

Механическое взаимодействие выражается в упругом и пластическом деформировании (и в ряде случаев микрорезании) микронеровностей поверхностей в местах их касания.

Пластическое деформирование микрообъемов поверхностного слоя внедрившимися неровностями приводит к их интенсивному упрочнению (наклепу, см. работу 3), потере пластичности и последующему хрупкому разрушению, т.е. к повышению интенсивности изнашивания. Еще большее ее возрастание наблюдается при микрорезании, которое возможно не только внедрившимися неровностями контактирующей поверхности, но и подвижными твердыми частицами (абразивное изнашивание). Повышение твердости материала затрудняет пластическую деформацию и микрорезание и, соответственно, увеличивает его износостойкость.

Адгезионное взаимодействие - это физико-химическое взаимодействие атомов контактирующих материалов, которое может приводить к прилипанию, схватыванию (заеданию) трущихся поверхностей. Разрушение адгезионных связей вызывает интенсивный износ поверхностей (вырывание частиц из менее прочного материала). Снижение прочности адгезионных связей предотвращает схватывание и, следовательно, повышает износостойкость. Стойкость к схватыванию возрастает с увеличением твердости материалов, но наиболее эффективный путь - это разделение трущихся поверхностей смазкой.

Таким образом, основными путями повышения износостойкости являются увеличение твердости изнашиваемого материала и снижение прочности адгезионной связи контактирующих поверхностей.

При работе подшипников качения возникают значительные переменные (циклические) напряжения в зоне контакта шариков или роликов с беговыми дорожками колец. Эти напряжения вызывают местную пластическую деформацию, обуславливают процессы зарождения в поверхностном слое усталостных микротрещин и, как результат, отделение частиц с образованием ямок выкрашивания. В связи с этим материалы для подшипников качения должны обладать высокой контактной выносливостью - сопротивлением поверхностному усталостному выкрашиванию.

Повышение контактной выносливости основано на увеличении сопротивления поверхностных слоев тел качения развитию пластической деформации. Это может быть достигнуто только при высокой твердости поверхности. Поэтому основными материалами для подшипников качения являются закаленные и низкоотпущенные высокоуглеродистые стали с твердостью HRC, 60...64. Это **низколегированные хромистые шарикоподшипниковые стали**, содержащие около 1% углерода (ГОСТ 801-78) - табл. 11.1.

Примечание: $D_{кр}$ - максимальный диаметр шарика (ролика) со структурой 95% мартенсита, получаемой при закалке в масле.

Основная цель легирования этих сталей хромом, а также Mn и Si - это повышение прокаливаемости (см. работу 7). Чем больше степень легирования, тем больше критический диаметр закаливаемых деталей (см. табл. 11.1), тем более крупный подшипник может быть изготовлен из данной стали. Так, шарики и ролики диаметром более 30 мм и кольца с толщиной стенки более 15 мм рекомендуется изготавливать из стали ШХ15ГС (ШХ20ГС).

Повышение прокаливаемости связано с уменьшением критической скорости закалки вследствие легирования (см. работу 7). В связи с этим шарикоподшипниковые стали закаливают в масле. Режим термической обработки и окончательная структура подобны заэвтектоидным инструментальным сталям

(работы 6, 7). Это неполная закалка (830...850 °С) и низкий отпуск (150...170 °С), окончательная структура - мартенсит с равномерно распределенными вторичными карбидами¹.

Таблица 11.1

Химический состав шарикоподшипниковых сталей и критический диаметр ($D_{кр}$) тел качения

Марка стали	Содержание основных элементов, % по массе				$D_{кр}$, мм
	C	Cr	Mn	Si	
ШХ6	1,05...1,15	0,4...0,7	0,20...0,40	0,17...0,37	9...10
ШХ9	1,05...1,10	0,9...1,2	0,20...0,40	0,17...0,37	14...15
ШХ15	0,95...1,05	1,3...1,65	0,20...0,40	0,17...0,37	23...25
ШХ15ГС	0,95...1,05	1,3...1,65	0,90...1,20	0,40...0,65	50...65

Подшипник скольжения - это опора или направляющая, относительно рабочей поверхности которой перемещается (скользит) контртело (вал, ось). В таких парах трения из-за сильного трения и большой площади касания особенно велика опасность схватывания трущихся поверхностей, приводящего к их интенсивному износу. Выше отмечалось, что наиболее эффективным методом предотвращения схватывания является разделение трущихся поверхностей смазкой. Смазка во много раз снижает коэффициент трения и, соответственно, повышает износостойкость.

Поэтому материалы для втулок и вкладышей подшипников скольжения (**подшипниковые или антифрикционные материалы**) должны хорошо удерживать смазку на рабочей поверхности. В металлических подшипниковых сплавах это обеспечивается неоднородной гетерогенной структурой, состоящей из мягких и твердых составляющих. Поверхность мягких составляющих легко истирается в начальный период работы (приработки) узла, в результате образуются микроскопические каналы, по которым циркулирует смазка и уносятся продукты износа. Несколько выступающие твердые составляющие играют роль опоры стального вала. Кроме того, в случае нарушения сплошности смазочного слоя (например из-за перегрева) материал мягких легкоплавких включений может "намазываться" на стальной вал, предохраняя его от повреждения.

Таким образом, указанная структурная особенность является важнейшим условием антифрикционности подшипниковых сплавов - их способности обеспечивать низкий коэффициент трения скольжения при работе в паре со стальным валом.

Традиционными антифрикционными металлическими сплавами являются **серые чугуны, бронзы и баббиты**.

Мягкой составляющей антифрикционных чугунов является графит, твердой - перлитная или феррито-перлитная основа (см. работу 5). Применяются антифрикционные серые (АЧС-1, АЧС-2), высокопрочные (АЧВ-1, АЧВ-2) и ковкие (АЧК-1, АЧК-2) чугуны (ГОСТ 1585-85).

Чугуны - дешевые антифрикционные материалы, но из-за весьма высоких значений твердости и коэффициента трения в паре со сталью они чувствительны к недостаточности смазки и могут применяться только для работы при малых скоростях скольжения.

Хорошими антифрикционными свойствами обладают двухфазные **оловянные** (см. работу 10) и, особенно, **свинцовые бронзы**. Структура наиболее распространенной свинцовой бронзы БрС30 (30 % Pb, 70 % Cu) представляет собой смесь мягких кристаллов свинца и более твердых кристаллов меди. Эта бронза используется для вкладышей подшипников скольжения в виде тонкого слоя, наплавленного на стальную ленту. Такие подшипники работают при высоких давлениях и больших скоростях скольжения.

Наилучшими антифрикционными свойствами обладают **баббиты** (ГОСТ 1320-74) - легкоплавкие сплавы на оловянной или свинцовой основе. Например, химический состав оловянного баббита Б83: 83 % Sn, 11 % Sb, 6 % Cu; свинцового Б16: 16 % Sn, 16 % Sb, 2 % Cu, 66 % Pb. Мягкой структурной составляющей этих сплавов являются твердые растворы легирующих элементов в олове или свинце, а твердыми включениями - кристаллы интерметаллических соединений различного состава. Баббиты применяются для заливки тонкостенных вкладышей подшипников скольжения. Невысокая температура плавления (около 400 °С) облегчает этот процесс. Используют баббиты для подшипников ответственного назначения (дизелей, паровых турбин, турбокомпрессоров, автомобильных двигателей и т.п.), работающих при больших нагрузках и скоростях.

¹ При закалке наиболее легированных шарикоподшипниковых сталей возможно сохранение в структуре до 10...15 % остаточного аустенита (см. работу 7). Для его уничтожения применяют обработку холодом - охлаждение закаленной стали ниже температуры окончания мартенситного превращения (M_s): -70...-80 °С.

III. Порядок выполнения работы

1. Выбрать марку стали для изготовления деталей подшипника - шариков, роликов заданного (преподавателем) диаметра. Назначить режим термической обработки, произвести ее, измерить твердость образца выбранной стали.

2. Изучить микроструктуру образца шарикоподшипниковой стали в термически обработанном состоянии, зарисовать ее.

3. Изучить микроструктуры антифрикционных сплавов (серого чугуна, оловянного баббита, свинцовой бронзы), зарисовать, отметить роль различных структурных составляющих.

IV. Содержание отчета

1. Характер изнашивания рабочих поверхностей подшипников качения и основное требование, предъявляемое к материалам таких подшипников.
2. Краткая характеристика шарикоподшипниковых сталей. Химический состав, режим термической обработки, твердость и микроструктура стали, выбранной для изготовления тел качения заданного диаметра.
3. Основное требование, предъявляемое к подшипниковым (антифрикционным) сплавам и особенность их структуры, обеспечивающая выполнение этого требования.
4. Микроструктуры типичных антифрикционных сплавов с указанием их химического состава и роли отдельных структурных составляющих.

Литература: [1, с. 104-108, 288-290, 417-421, или 2, с. 336, 337, 341-347, или 3, с. 313-314, 516-519, или 4, с. 351...353, 522-528]

Лабораторная работа 12

МАТЕРИАЛЫ УПРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ. ПОСТРОЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПЛОСКИХ ПРУЖИН

I. Цель работы

Изучение характерных свойств материалов, применяемых для упругих элементов различного назначения.

II. Теоретическое обоснование

Любые **упругие элементы** (пружины, рессоры, мембраны) работают только в упругой области, т.е. действующие напряжения должны быть меньше **предела упругости** σ_y ($\sigma_{0,002}$ или $\sigma_{0,005}$), т.к. необратимая пластическая деформация не допускается. Поэтому необходимы материалы с высоким сопротивлением малым пластическим деформациям, т.е. с большими значениями пределов упругости и текучести ($\sigma_{0,2}$). Это главное и общее требование ко всем материалам упругих элементов.

Помимо предела упругости важным параметром таких материалов является **модуль упругости** (модуль Юнга) E , характеризующий жесткость материала, т.е. его сопротивление упругим деформациям. Модуль E - коэффициент пропорциональности в законе Гука $\sigma = E \cdot \varepsilon$, его величина характеризуется тангенсом угла наклона зависимости напряжения σ от деформации ε .

В зависимости от назначения упругого элемента величина его упругой деформации должна быть малой (силовые пружины, рессоры, амортизаторы) или большой (чувствительные элементы приборов, различные пружины, мембраны). Величина упругой деформации элемента зависит (помимо его конструктивных особенностей - формы, размеров, числа витков пружины) от действующей нагрузки P или напряжения $\sigma = P/S$ (рис. 12.1, а) и жесткости материала E (рис. 12.1, б).

Поэтому для рессор, силовых пружин, растяжек, амортизаторов приборов нужны материалы с большой величиной E . Самыми распространенными среди них являются пружинные стали общего назначения (или **рессорно-пружинные стали**, ГОСТ 14959-79). Необходимые упругие свойства ($E \approx (2,0...2,2) \cdot 10^5$ МПа, $\sigma_{0,005} \approx 1200...1600$ МПа) обеспечиваются повышенным содержанием углерода (0,5...0,7 %) и закалкой с последующим отпуском (400...500 °С) на структуру троостит отпуска (HRC, 42...48).

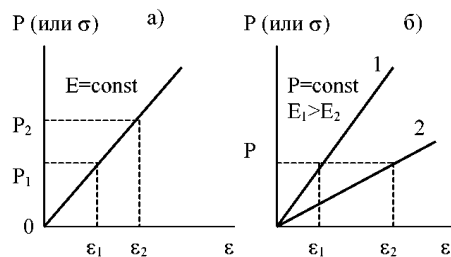


Рис.12.1. Влияние действующей нагрузки P (а) и жесткости материала E (б) на величину упругой деформации ε

Наиболее дешевы из них углеродистые и содержащие небольшое количество Mn стали: 65, 70, 75, 85, 60Г, 65Г, 70Г, применяемые для пружин малого сечения (из-за низкой прокаливаемости). Лучшими свойствами (более высокие показатели прокаливаемости, закаливается, теплостойкости) обладают кремнистые (55С2, 60С2, 70С3А) и сложнoleгированные стали (50ХГА, 50ХФА, 50ХГФА, 60С2Н2А).

Помимо указанного выше общего назначения пружинных сталей, они используются для заводных пружин приборов (часов, киноаппаратов, лентопротяжных механизмов), поскольку крутящий момент заводной пружины пропорционален величине E . Для этих же целей применяют **сплавы системы Fe-Ni-Cr** (ГОСТ 10994-74), например, 36НХТЮ (по массе: 36 % Ni, 12 % Cr, 3 % Ti, 1 % Al, остальное Fe) и **Co-Cr-Ni**, например, 40КХНМ (по массе: 40 % Co, 20 % Cr, 16 % Ni, 7 % Mo, остальное Fe) и 40КХНМВТЮ. Высокие упругие и прочностные свойства этих сплавов достигаются путем закалки и последующего старения (“дисперсионно-твердеющие”, 36НХТЮ) или комплексной обработки: закалка+холодная пластическая деформация+старение (“деформационно-твердеющие”, 40КХНМ). Упругие свойства (σ_y , E) таких сплавов близки к свойствам легированных пружинных сталей, но они отличаются коррозионной стойкостью и немагнитностью.

В отличие от силовых пружин многие упругие элементы приборов должны обеспечивать значительные перемещения, т.е. большую упругую деформацию при небольших нагрузках. Материалы таких элементов должны обладать малой жесткостью, т.е. меньшей величиной E (см. рис. 12.1, б). Эти элементы имеют пологую линейную характеристику. **Характеристика упругого элемента** - это зависимость его деформации от приложенного усилия (или напряжения). Например, для плоской пружины (пластины реле, рис. 12.2, а) – это зависимость перемещения (f) ее свободного конца под действием усилия P :

$$f = m \frac{L^3}{bh} \cdot \frac{P}{E} = c \cdot P, \quad (12.1)$$

где: L , b , h - длина, ширина и толщина пружины соответственно; m - коэффициент, зависящий от формы пружины (для плоской прямоугольной пружины $m=4$, для плоской треугольной пружины с закрепленным основанием треугольника $m=6$).

Очевидно, что величина коэффициента пропорциональности (c) в этой зависимости определяется углом наклона характеристики α (рис. 12.2, б), а именно $c = 1/\operatorname{tg} \alpha$.

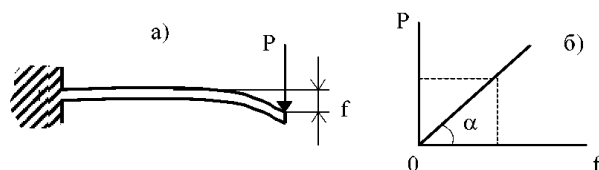


Рис.12.2. Прогиб закрепленной консольно плоской пружины (а) и ее характеристика (б)

Упругий элемент с пологой характеристикой имеет высокую чувствительность, т.к. обеспечивает значительную упругую деформацию при минимальной нагрузке. Материалы таких элементов должны обладать меньшим значением E по сравнению со сталями. Обычно это различные деформируемые бронзы, у них $E \approx (1,2...1,3) \cdot 10^5$ МПа, т.е. почти в 2 раза ниже, чем у сталей. Кроме того, они коррозионностойки, немагнитны и имеют высокую электропроводность, поэтому широко применяются для пружинных электрических контактов. Особенно хороши бериллиевые бронзы, которые помимо перечисленных достоинств обладают высокими пределами упругости и прочности (см. работу 10). Например, бронза БрБНТ1,9 после закалки, холодной пластической деформации и старения (310 °С) имеет предел упругости $\sigma_{0,002} = 1000$ МПа. Эта величина практически такая же, как у сталей, и значительно выше, чем у других бронз (в среднем 500 МПа).

В ряде случаев помимо высокой чувствительности упругого элемента требуется независимость его характеристики (т.е. модуля E) от колебаний температуры. Например, для камертона или спирали регулятора хода часов, обеспечивающей постоянство периода колебаний, т.е. точность хода часов. В таких устройствах используют **элинвары** - т.е. сплавы с неизменным модулем упругости, точнее, с низким температурным коэффициентом (γ) его изменения: $E_t = E_{20}(1 + \gamma t)$, E_{20} - величина модуля упругости при $t = 20$ °C; $\gamma \approx \pm 1,5 \cdot 10^{-5}$ °C⁻¹. **Элинвары - сплавы системы Fe-Ni-Cr** (36НХ, 42НХТЮ, 44НХТЮ), упрочняемые закалкой и старением; коррозионностойкие, ферромагнитные.

III. Порядок выполнения работы

1. Получить у преподавателя две плоские пружины из различных материалов (№1 и №2), отметить их форму (установить значение коэффициента m , см. формулу (12.1)), измерить геометрические параметры h , b , L .

2. Закрепить одну из пружин (№1) в приборе. Нагружать свободный конец пружины постепенно увеличивающейся нагрузкой P , каждый раз фиксируя величину прогиба f .

3. Данные (P и f) занести в таблицу и построить характеристику пружины.

4. Прodelать аналогичный опыт со второй пружиной (№2), построить ее характеристику (используйте Microsoft Excel).

5. Убедившись в линейности полученных характеристик, определить по ним коэффициент пропорциональности “ c ” (формула (12.1)) для данных пружин.

6. По формуле (12.1) оценить значения модулей упругости E и установить возможный тип материалов, из которых изготовлены пружины.

IV. Содержание отчета

1. Требования, предъявляемые к материалам упругих элементов. Основные типы материалов, применяемых для изготовления силовых пружинных устройств и чувствительных упругих элементов приборов. Усредненные значения упругих свойств (предел упругости, модуль нормальной упругости) этих групп материалов.
2. Понятие характеристики пружины. Отличие характеристик двух типов пружинных материалов, указанных в п.1.
3. Схема опыта по определению характеристик плоских пружин (см. рис. 12.2, а) и формула (12.1).
4. Таблица экспериментального определения величины прогиба f пружины №1 в зависимости нагрузки P . Характеристика пружины №1. Геометрические параметры пружины №1. Результаты определения коэффициента пропорциональности “ c ” и модуля упругости E пружины №1.
5. То же (см. п. 4) для пружины №2.
6. Определение возможного типа материалов пружин №1 и №2.

Литература: [1, с. 285-288], или [2, с. 349-356], или [3, с. 312, 313, 405, 406], или [4, с. 349, 350, 456]

Лабораторная работа 13

Влияние природы полимера на технологию изготовления изделий из пластмасс

I. Цель работы

Изучение основ принципиальной технологии производства изделий из термопластичных и термореактивных пластмасс.

II. Теоретическое обоснование

Пластмассы широко применяются в различных отраслях промышленности в основном в качестве конструкционных и электроизоляционных материалов. По сравнению металлическими материалами переработка пластмасс в изделия менее трудоемка и малоотходна.

Пластмассы - материалы на основе полимеров. **Полимеры** - макромолекулярные соединения, молекулы которых состоят из большого числа повторяющихся атомных групп - звеньев. Звенья образуются из простых молекул исходного низкомолекулярного вещества - мономера. Для этого молекулы мономера «активизируют» - создают в них свободные валентные связи путем внешнего воздействия (повышенная температура и давление).

Пластмассы могут состоять только из самого полимера, либо содержать различные компоненты, в этом случае они являются **композиционными материалами** (композитами). **Компонентами таких**

пластмасс могут быть наполнители, отвердители, стабилизаторы, красители, пластификаторы и другие специальные добавки. В композиционных пластмассах полимер играет роль связующего.

Очевидно, что свойства пластмасс зависят от химической природы и вида наполнителя. Так, в композитах с одинаковым типом связующего полимера наблюдается увеличение прочности при переходе от материалов с порошкообразными наполнителями (пресс-порошки) к волокнистым (наполнитель - волокна) и далее - к слоистым пластикам (листовой наполнитель).

Однако основное влияние на свойства пластмасс и, соответственно, технологию их переработки в изделия оказывает природа полимера.

По этому признаку различают **два основных класса пластмасс: термопласты** (основа - термопластичные полимеры) и **реактопласты** (основа - термореактивные полимеры).

Термопластичные полимеры имеют **линейную**, или близкую к ней - разветвленную **структуру** (форму) **макромолекул**. В таких макромолекулах звенья соединены сильными ковалентными связями, а между цепями действуют гораздо более слабые силы Ван-дер-Ваальса. Вследствие такого характера связей термопластичные полимеры при нагревании переходят из **стеклообразного в высокоэластичное** и далее - **вязкотекучее состояние**. При этом не происходит разрушения макромолекул (если температура не превысила температуру деструкции). Последующее охлаждение изменяет состояние полимера в обратном порядке, его структура и свойства полностью восстанавливаются.

В отличие от термопластичных, **термореактивные полимеры** в отвержденном состоянии имеют **замкнутую пространственную** (сетчатую) **структуру**. В таких структурах сильные ковалентные связи действуют как вдоль цепей молекул, так и между ними. Эти полимеры более прочны и их свойства практически не изменяются при нагревании вплоть до температуры деструкции. Обычно термопласты - простые (ненаполненные) пластмассы (полиэтилен, полистирол, поливинилхлорид, полиметилметакрилат и др.), реактопласты - композиционные материалы (фенопласты, стекловолокнит, гетинакс, текстолит, древесно-слоистые пластики и др.).

Изделия из пластмасс получают главным образом методами пластической деформации. Применение конкретного способа переработки зависит от физического состояния полимерной основы, которое может изменяться под действием нагрева и других факторов.

В большинстве случаев детали изготавливают из пластмасс, находящихся в вязкотекучем состоянии, путем прямого (компрессионного) прессования, литья под давлением и экструзии (выдавливания).

Прямое прессование применяют в основном для получения изделий из реактопластов, реже термопластов. Формование производится в пресс-формах при температурах 130...200 °С.

Исходный пресс-материал загружают в виде порошка или таблеток в полость формы. Под действием давления, создаваемого пуансоном, и теплоты материал в вязкотекучем состоянии заполняет формообразующую полость пресс-формы. После затвердевания изделие извлекается (выгалькивается) из формы.

Основным компонентом пресс-материалов термореактивных пластмасс являются связующие вещества - смолы: фенолоформальдегидная (бакелитовая), меламиноформальдегидная (карбамидная), эпоксидная и другие. В исходном состоянии (в пресс-материале) смолы - полимеры с линейной структурой.

Помимо смол в композиции пресс-материала присутствуют дисперсные наполнители различной природы, отвердители¹ и другие компоненты. Повышенная температура и наличие отвердителей создают в процессе формования изделия пространственную сетчатую структуру композиционного материала. То есть такой способ производства совмещает процесс создания материала и формообразования изделия.

Детали из реактопластов после отверждения можно извлекать сразу, не охлаждая. В случае прессования деталей из термопластов пресс-форму нужно обязательно охлаждать для сохранения формы изделия (перевода полимера из вязкотекучего в стеклообразное состояние), что осложняет процесс и ограничивает применение данного способа для производства деталей из термопластов. Массовое производство деталей из термопластов осуществляют в основном литьем под давлением и экструзией.

Если формование деталей из термореактивных пластмасс происходит при нагревании исходной композиции, то такой способ называется горячим прессованием. Он применяется для **пластмасс горячего отверждения**, в которых замкнутая пространственная структура полимера образуется при повышенных температурах.

В качестве конструкционных материалов применяют также **пластмассы холодного отверждения** («самотвердеющие») на основе эпоксидных, полиэфирных, акриловых и других смол. Они отверждаются при комнатной температуре в результате воздействия отвердителя. Изделия из них можно изготавливать в формах путем свободной заливки, намазывания, накатывания и т.п.

¹ Для отверждения некоторых видов смол присутствие отвердителя не обязательно, достаточно лишь нагревания.

В последнее время для изготовления мелких изделий (в основном в медицине) широкое распространение получили холоднотвердеющие акриловые пластмассы: АСТ, стиракрил, протокрил, норакрил, акрилоксид и др. В исходном состоянии все они состоят из полимерного порошка и жидкого отвердителя, которые хранятся раздельно. После смешивания этих компонентов массу помещают в форму, где она отверждается через 10...60 минут в зависимости от марки (состава) пластмассы.

III. Порядок выполнения работы

Изделие (диск) изготавливают из пластмасс двух типов - термопластичной (полиэтилен) и термореактивной (акрилоксид). Работа выполняется на двух одинаковых стальных пресс-формах поочередно двумя группами студентов.

Полиэтилен

1. Нанести высокотемпературную смазку на формообразующую плоскость пресс-формы.
2. Закрепить конец термопары под винт пресс-формы. Установить форму на электроплитку и нагреть до 140...150°C.
3. Поместить в полость формы несколько гранул полиэтилена. Убедиться в достижении однородной структуры расплава (для равномерного заполнения выровнять массу шпателем).
4. Снять щипцами пресс-форму с плитки, охладить до комнатной температуры, извлечь изделие.

Акрилоксид

1. Смонтировать пресс-форму, поместив на рабочую плоскость фторопластовую изолирующую пленку (для предотвращения склеивания изделия).
2. На предметное стекло накапать жидкий отвердитель и насыпать (*отдельно!*) необходимое для заполнения формы количество порошка.
3. Добавляя порошок в жидкость, замешать массу. Поверхность массы должна быть влажной, но без избытка жидкости. Замешивание производить в течение **40...50 сек.(!)**.
4. Поместить массу в полость пресс-формы, уплотнить поверхность чистым шпателем. Помнить, что масса сохраняет пластичность, необходимую для формирования изделия, в течение **1,5... 2 минут(!)**.
5. Через 8...10 минут извлечь изделие из формы.

IV. Содержание отчета

1. Термопластичные и термореактивные пластмассы, особенности строения и свойств, их влияние на технологию изготовления изделий.
2. Описание основных этапов изготовления изделия из полиэтилена и акрилоксида.
3. Эскиз пресс-формы.

Литература: [1, с. 439, 440, 449-451, или 2, с. 39, 40, 382-384, 392, 393 или 3, с. 566-572, 574, 575, 577-579]

ЛИТЕРАТУРА

1. *Лахтин Ю.М.* Материаловедение / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. - М.: Машиностроение, 1990.- 528с.
2. Материаловедение /Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. - М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2002.- 648с.
3. *Солнцев Ю.П.* Материаловедение / Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин, Ф. Войткун. - СПб.: Химиздат, 2002. - 696 с.
4. *Гуляев А.П.* Металловедение. - М.: Металлургия, 1986. - 544с.

СОДЕРЖАНИЕ

Работа 1. Изучение структуры металлов и сплавов методами макроскопического и микроскопического анализа.....	2
Работа 2. Диаграммы состояния и структура двойных сплавов.....	5
Работа 3. Влияние холодной пластической деформации и последующего нагрева на структуру и свойства металлов.....	7
Работа 4. Структура и свойства углеродистых сталей и белых чугунов в равновесном состоянии.....	9
Работа 5. Структура и свойства серых чугунов.....	12
Работа 6. Термическая обработка (закалка и отпуск) углеродистых сталей.....	15
Работа 7. Легированные стали влияние легирования на прокаливаемость стали.....	18
Работа 8. Изучение теплостойкости сплавов для режущего инструмента.....	22
Работа 9. Структура и свойства сплавов на основе алюминия.....	24
Работа 10. Структура и свойства сплавов на основе меди.....	28
Работа 11. Структура и свойства сплавов для деталей подшипников качения и скольжения.....	32
Работа 12. Материалы упругих элементов построение характеристик плоских пружин.....	34
Работа 13. Влияние природы полимера на технологию изготовления изделий из пластмасс.....	36
Литература.....	38