

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«ОРЕНБУРГСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АГРАРНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

**МЕТОДИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ОБУЧАЮЩИХСЯ
ПО ОСВОЕНИЮ ДИСЦИПЛИНЫ**

Б1.Б.10 МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Направление подготовки: 21.03.02 Землеустройство и кадастры

Профиль подготовки: Землеустройство

Форма обучения: заочная

СОДЕРЖАНИЕ

1. Конспект лекций	3
Лекция 1 (Л-1) Введение. Кристаллическое строение вещества. Кристаллизация.	3
Лекция 2 (Л-2) Пластическая деформация и рекристаллизация металлов	14
Лекция 3 (Л-3) Теория термической обработки стали. Технология термической обработки стали	25
2. Методические указания по выполнению лабораторных работ	40
ЛР-1 Измерение твердости металлов	40
ЛР-2 Микроанализ металлов и сплавов	51
(ЛР-3) Цветные металлы и сплавы.	56
3. Методические указания по выполнению практических занятий	68
(ПЗ-1) Анализ диаграммы состояния сплавов железо – цементит.	68
(ПЗ-2) Расчет шихты.	77
(ПЗ-3) Определение газопроницаемости и влажности формовочной смеси.	80

1. КОНСПЕКТ ЛЕКЦИЙ

1. 1 Лекция №1(2 часа).

Тема: «Введение. Кристаллическое строение вещества. Кристаллизация.»
(указывается тема лекции в соответствии с рабочей программой дисциплины)

1.1.1 Вопросы лекции:

1. Введение
2. Аморфные и кристаллические тела. Структурный анализ.
3. Атомно - кристаллическое строение металлов.
4. Кристаллизация.

1.1.2 Краткое содержание вопросов:

1. Введение

Материаловедение – наука, изучающая строение и свойства конструкционных материалов, а также влияние на них химического состава, температуры и других факторов.

Материаловедение и технология конструкционных материалов относится к числу важнейших учебных дисциплин для инженерных специальностей. Это связано прежде всего с тем, что проектирование и эксплуатация рациональных, конкурентоспособных изделий, организация их производства, обслуживания и ремонта невозможны без должного технологического обеспечения и достаточного уровня знаний в области материаловедения. Наконец, материаловедение и технология конструкционных материалов служат базой для изучения многих специальных дисциплин, например, сопротивление материалов, детали машин, тракторы и автомобили, сельскохозяйственные машины и др.

Несмотря на то, что материаловедение сравнительно молодая наука (ее основы заложены только во второй половине XIX в.), она уже достигла высокого уровня развития. Большой вклад в нее внесли как отечественные, так и зарубежные ученые. Великий русский ученый М.В. Ломоносов развил атомно-молекулярное представление о строении вещества, опубликовал руководство по металлургии, впервые описал отличительные свойства металлов (металлический блеск и пластичность) и указал пути получения сплавов с требуемыми свойствами.

Открытая Д.И. Менделеевым периодическая система элементов, позволила объяснить закономерности изменения свойств металлов в зависимости от их атомно-кристаллического строения.

П.П. Аносов (1797-1851), считая структуру одним из важнейших факторов, определяющих качество стали, первым применил микроскоп для изучения её структуры, раскрыл секрет изготовления булатной стали. П.П. Аносов впервые также разработал и описал процесс газовой цементации стали.

Основоположником металловедения как науки является Д.К. Чернов (1839-1921). Он указал, что свойство стали определяется не только ее химическим составом, но и строением. Он установил, что при определенных температурах нагрева, в стали протекают превращения, изменяющие ее строение, а значит, и свойства. Им разработаны основы термообработки.

1.2. Аморфные и кристаллические тела. Структурный анализ

Все существующие в природе твердые неорганические тела по своим свойствам делятся на два класса: кристаллические и аморфные.

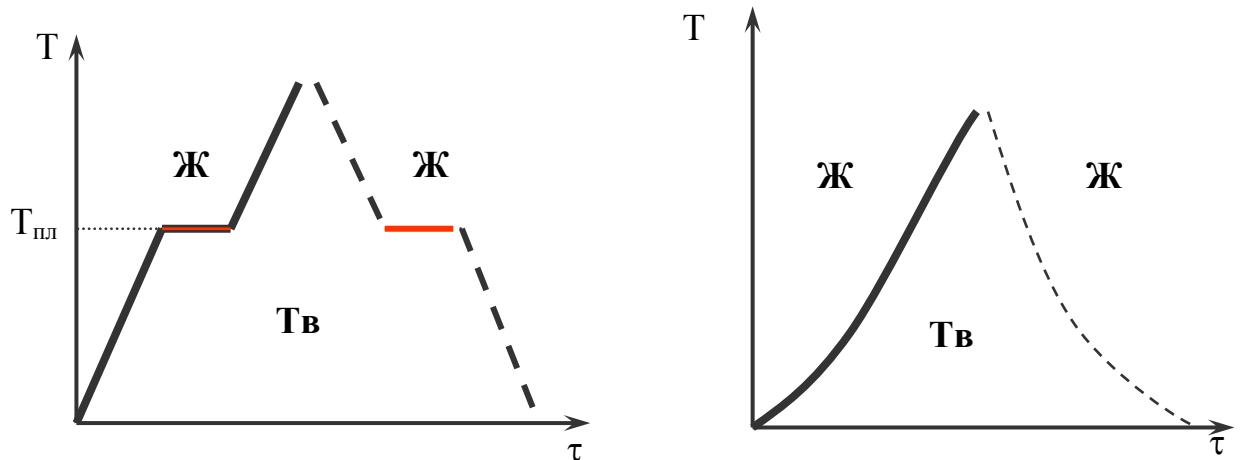


Рис. 1. Температурные кривые кристаллического и аморфного вещества

Кристаллические тела остаются твердыми, т.е. сохраняют свою форму, до вполне определенной температуры, при которой они переходят в жидкое состояние. При охлаждении процесс идет в обратном направлении. При этом температура плавления остается постоянной, а процесс плавления или кристаллизации происходит в течение некоторого времени при постоянном значении температуры, о чем свидетельствует горизонтальный участок представленных графиков.

Аморфные тела («бесформенные») при нагреве размягчаются в большом температурном интервале. Они постепенно становятся вязкими, а затем переходят в жидкое состояние. Критические точки на графиках отсутствуют.

Кристаллическое состояние твердого тела более стабильно, чем аморфное. Кристаллические тела характеризуются упорядоченным расположением элементарных частиц в пространстве, т.е. вблизи атома *A* и вдали от него. Поэтому говорят о наличии в кристалле дальнего порядка упаковки. Для аморфных тел вблизи атома *A* также наблюдается порядок. С удалением от атома *A* порядок все больше нарушается. Поэтому можно говорить о наличии лишь ближнего порядка. В аморфных телах существует неупорядоченное расположение элементарных частиц.

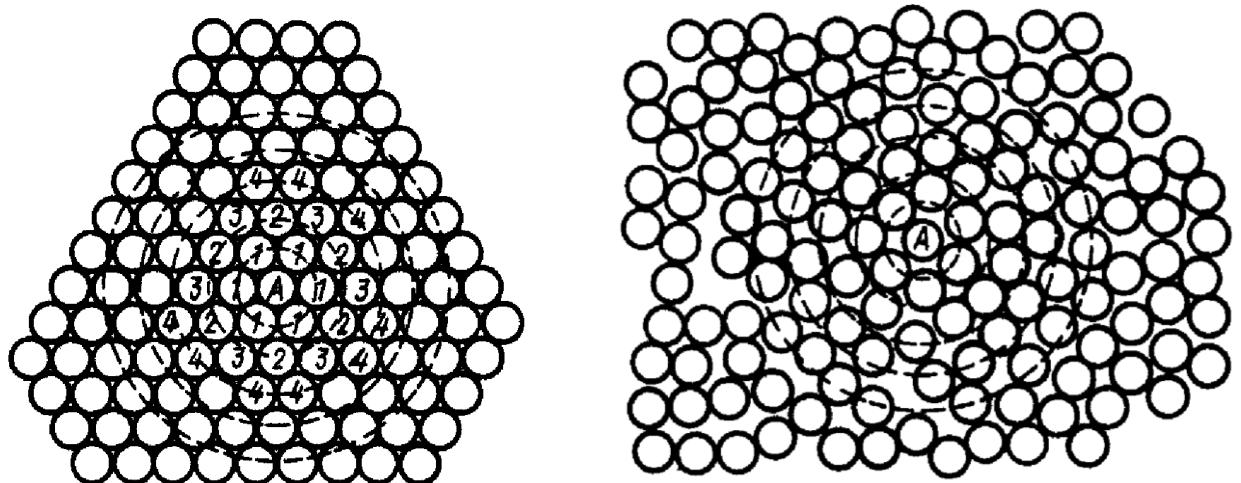


Рис.2. Дальний и ближний порядок расположения атомов

Свойства кристалла зависят от электронного строения атомов и характера их взаимодействия, от пространственного расположения элементарных частиц, химического состава, размера и формы кристаллов. Все эти детали строения кристаллов описывает понятие – структура.

Структура (в пер. с лат. *struktura* – строение, расположение, порядок) – совокупность устойчивых связей, обеспечивающих целостность материала и тождественность самому себе. Другими словами структура – это внутреннее строение материала. В зависимости от размеров структурных составляющих и применяемых методов их выявления используют такие понятия как тонкая структура (субструктура), микро- и макроструктура.

Макроструктура – строение выявляемое невооруженным глазом или при небольших увеличениях с помощью лупы (Х до 30). Исследование макроструктуры, несмотря на простоту, является очень ценным методом изучения материалов.

Микроструктура – характеризует мелкие структурные составляющие, наблюдение которых возможно с помощью оптических микроскопов с увеличением от 60 до 1500-2000 раз.

Микроанализ позволяет установить размеры и форму кристаллов, их распределение, форму инородных включений и микропустот, ориентацию кристаллов и т.п.

Тонкая структура – позволяет определить расположение элементарных частиц в материале и электронов в атоме.

Строение и свойства вещества на этом уровне определяются типом связей между элементарными частицами. Различают три основных типа связи: ионный, ковалентный и металлический.

Образование **ионной** связи происходит путем передачи атомом одного элемента валентного электрона атому другого элемента. Это приводит к образованию положительного и отрицательного ионов, которые притягиваются друг к другу электростатически.

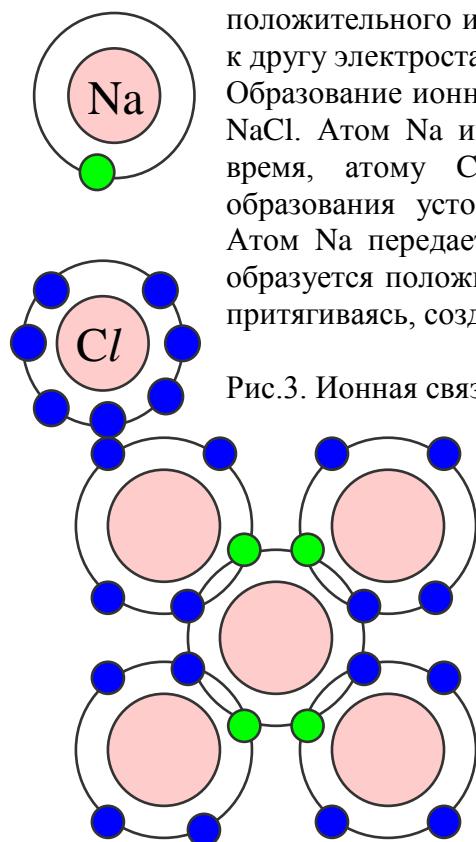


Рис.3. Ионная связь атомов

Ионные кристаллы обычно хрупкие, довольно тугоплавкие, у них низкая тепло- и электропроводность.

Ковалентный тип связи осуществляется обобществлением (объединением) валентных электронов соседних атомов. Типичным телом с такой связью является алмаз, состоящий из атомов углерода с четырьмя валентными электронами. При сильном сближении атомов степень перекрытия электронных оболочек и частота обмена электронов местами увеличиваются настолько, что перестает существовать система из самостоятельных атомов. Причем электронное облако как бы стягивает ядра, стремясь максимально приблизить их друг к другу.

Рис.4. Ковалентная связь

При довольно высокой механической прочности связи все ковалентные кристаллы хрупкие, температура плавления, тепловые и электрические свойства колеблются у них в широком диапазоне.

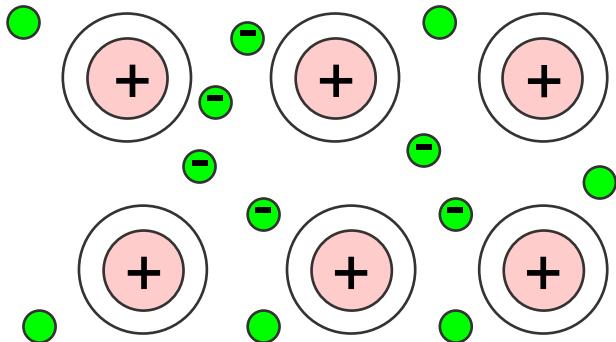


Рис. 5. Металлическая связь

Металлическая связь образуется следующим образом. На внешних оболочках атомов металлов находится меньше четырех валентных электронов, слабо связанных с атомным ядром. Поэтому при близком расположении атомов валентные электроны легко теряют связь с отдельными атомами и становятся общими, т.е. коллективизируются. При этом атомы превращаются в положительно заряженные ионы, а освободившиеся электроны свободно перемещаются

между периодически расположенными ионами, не принадлежа (в отличие от ковалентной связи) ни отдельному атому, ни какой-либо их малой группе.

Металлическая связь является не направленной, благодаря чему при пластической деформации, связь между ионами не нарушается и разрушение не происходит. Ионы как бы плавают в облаке электронного газа, образованного свободно перемещающимися электронами, что обуславливает высокую пластичность металлов. Наличие электронного газа объясняет также высокую электро- и теплопроводность элементов с металлической связью.

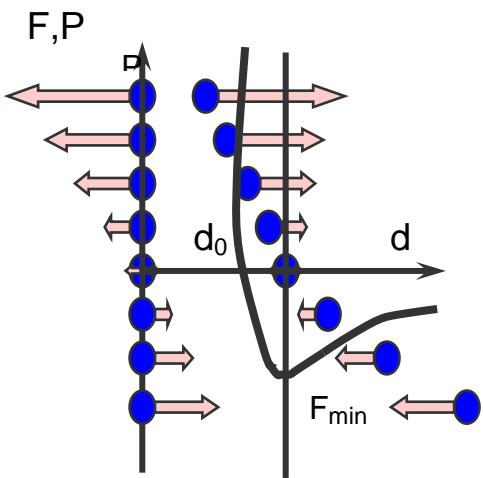


Рис.6. Взаимодействие межатомных сил

Возможность существования кристаллического состояния вещества (независимо от типа связи) обусловлена возникновением сил взаимодействия между частицами (атомами, ионами, молекулами). Когда расстояние между частицами уменьшается, то интенсивно растут силы отталкивания, при сближении частиц на расстояние равное d_0 , силы отталкивания и притяжения уравновешиваются, их результирующая равна нулю; при увеличении расстояния между частицами начинают возрастать силы притяжения. Расстояние между частицами, равное d_0 , - положение устойчивого равновесия, которому соответствует минимум свободной энергии F , что делает кристалл термодинамически

стабильным, а сближение или удаление частиц будет сопровождаться повышением энергии. Атомы в положении равновесия совершают колебательные движения с частотой порядка 10^{14} с^{-1} . Амплитуда колебаний обычно не превышает 5...7% равновесного расстояния.

1.3. Металлы

В технике под металлом понимают вещества, обладающие «металлическим блеском» и пластичностью. Еще М.В. Ломоносов определял металлы, как «светлые тела, которые ковать можно».

Современное определение: «Металлы – вещества, обладающие высокой тепло- и электропроводностью, ковкостью (пластичностью), блеском и другими свойствами, обусловленными наличием в них большого числа свободно перемещающихся электронов».

Каждый металл отличается строением и свойствами, тем не менее, по некоторым признакам их можно объединять в группы. Прежде всего, металлы по цвету можно разделить на — черные и цветные.

Черные металлы имеют темно-серый цвет, большую плотность (кроме щелочноземельных), высокую температуру плавления, относительно высокую твердость и во многих случаях обладают полиморфизмом (способностью менять кристаллическое строение).

Цветные металлы чаще всего имеют характерную окраску: красную, желтую, белую. Обладают большой пластичностью, малой твердостью, относительно низкой температурой плавления, для них характерно отсутствие полиморфизма.

Основные свойства материалов подразделяют на физические, химические, механические, технологические и специальные.

К *специальным* свойствам относятся жаропрочность, жаростойкость, сопротивление коррозии, износстойкость и др.

Инженера-механика в первую очередь интересуют механические свойства материала, которые определяются внешними нагрузками, действующими на элементы конструкций и машин.

Технологические свойства характеризуют способность материала подвергаться обработке. Показатели механических свойств определяют испытаниями.

Наибольшее распространение получили статические испытания на растяжение, когда испытуемый образец определенной формы подвергается нагружению на разрывной машине. Такое испытание дает информацию о прочности, упругости и пластичности материалов.

По оси ординат на диаграмме откладывают нагрузку P , а по оси абсцисс – абсолютные удлинения Δl . Чтобы исключить влияние размеров образца, диаграмму строят в координатах напряжение – относительное удлинение. Напряжение это нагрузка, приходящаяся на единицу площади поперечного сечения рабочей части образца,

$$\sigma = \frac{P}{F}, \text{ Н/мм}^2 (\text{МПа}),$$

относительное удлинение – отношение абсолютного удлинения к начальной длине

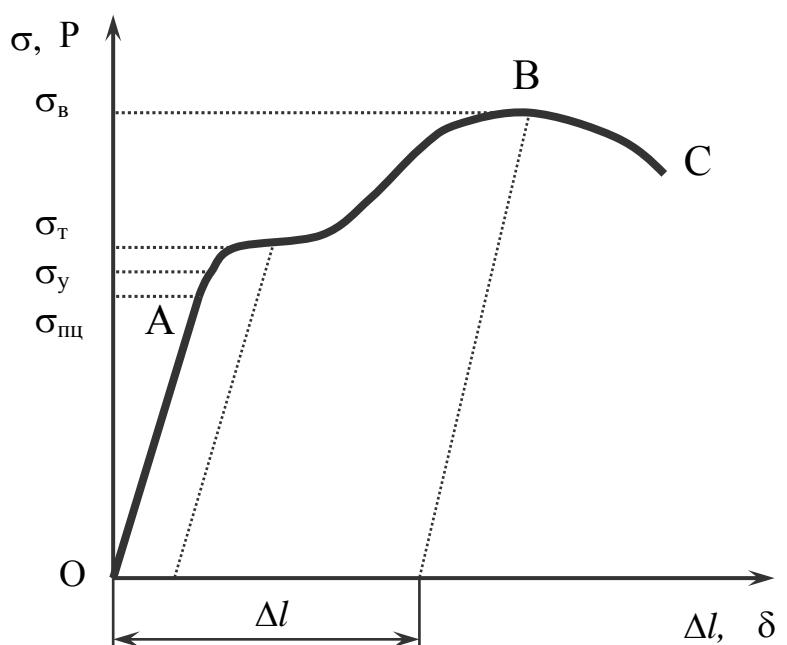


Рис. 7. Диаграмма растяжения

расчетной части образца $\delta = \frac{\Delta\ell}{\ell_0} \cdot 100, \%$.

Пределом прочности (временным сопротивлением) называется напряжение, отвечающее

$$\text{наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению образца } \sigma_b = \frac{P_b}{F_0}.$$

Разрушение образца наступает в точке С.

Значения предела прочности и других показателей приводятся в справочниках.

1.4. Атомно-кристаллическое строение металлов

Все наиболее характерные свойства металлов объясняются наличием в них легкоподвижных коллективизированных электронов, количество которых в кристаллической решетке составляет $10^{22} - 10^{23}$ в 1 см³.

Располагаясь в металлах в строгом порядке, атомы в плоскости образуют атомную сетку, а в пространстве атомно-кристаллическую решетку. Линии на этих схемах являются условными; в действительности никаких линий не существует, а атомы колеблются возле точек равновесия, т.е. узлов решетки с большой частотой. Следовательно, *кристаллическая решетка* – воображаемая пространственная сетка, в узлах которой располагаются частицы, образующие кристаллическое тело.

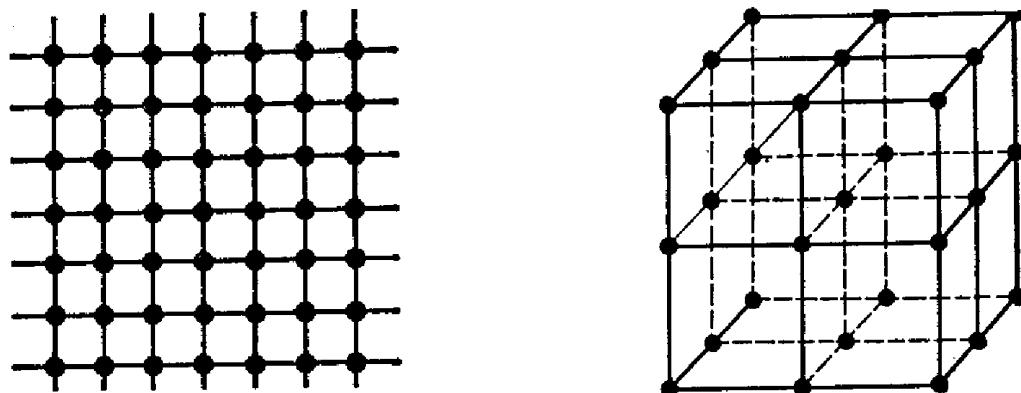


Рис.8. Плоскостная и объемная кристаллические решетки

В кристаллической решетке можно выделить элементарную кристаллическую ячейку, представляющую собой элемент объема из минимального количества атомов, многократным переносом (трансляцией) которого в пространстве можно построить весь кристалл. Для металлов наиболее характерны три типа кристаллических решеток: объемноцентрированная кубическая (ОЦК), гранецентрированная кубическая (ГЦК) и гексагональная плотноупакованная (ГПУ) (см. рисунок 9).

Для описания геометрии элементарной ячейки кристаллической решетки используют шесть величин: три отрезка, равные расстояниям между центрами ближайших атомов по осям координат (a, b, c) называемых *периодами решетки*, а также три угла между этими отрезками α, β, γ . Соотношение между этими величинами определят форму решетки. Кроме того, для характеристики кристаллической решетки вводят следующие величины: атомный радиус, базис, координационное число и коэффициент компактности.

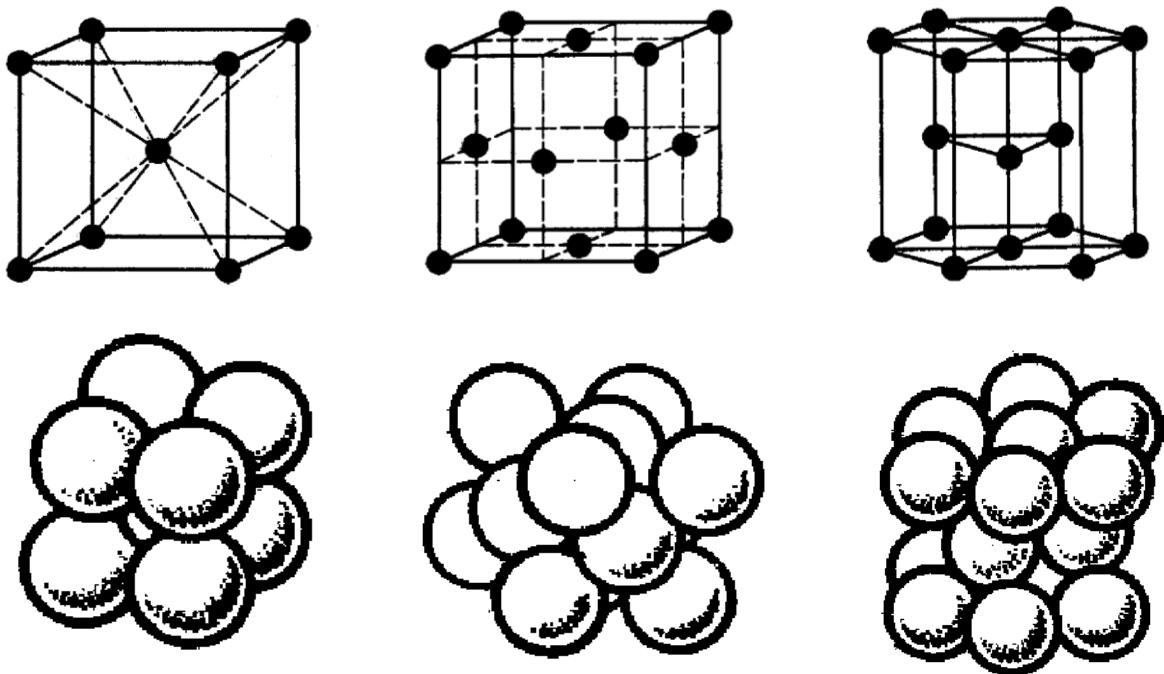


Рис.9. Элементарные ячейки

Атомный радиус – это половина межатомного расстояния между центрами ближайших атомов в решетке при нормальной температуре и атмосферном давлении.

Базис решетки – это количество атомов, приходящихся на одну элементарную ячейку. Базис характеризует сложность решетки. Для простой кубической решетки базис равен 1, для ОЦК – 2, для ГЦК и ГПУ – 4.

Координационное число K – количество ближайших атомов, равноудаленных от любого выбранного атома в решетке. Оно характеризует плотность упаковки атомов в кристалле.

Коэффициент компактности η определяется отношением объема, занимаемого атомами V_a , ко всему объему ячейки V_p , т.е. $\eta = V_a/V_p$.

Строение реальных металлов отличается от идеальных. В реальных кристаллах всегда содержаться дефекты, которые подразделяются по геометрическим признакам на точечные, линейные и поверхностные.

Точечными дефектами называются такие нарушения периодичности кристаллической решетки, размеры которых во всех трех измерениях сопоставимы с размерами атома. К ним относят вакансии, межузельные атомы основного вещества, чужеродные атомы внедрения.

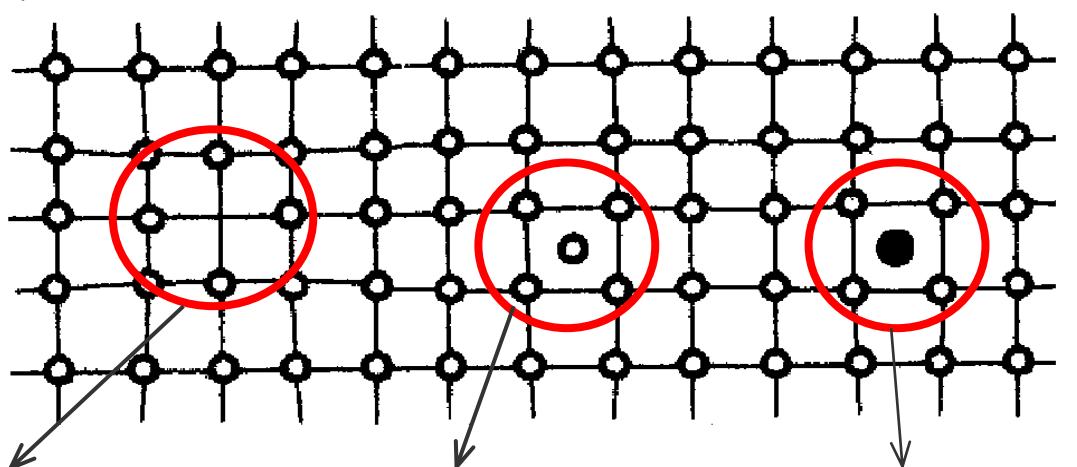


Рис.10. Точечные дефекты решетки

Линейными дефектами называют такие нарушения в кристаллической решетке, которые имеют малые размеры в двух измерениях и большую протяженность в третьем. Этот вид дефектов называется *дислокациями* (в пер. с англ. dislocation – смещение, сдвиг). Краевая дислокация образована краем «экстраплоскости» (лишней полуплоскости). Винтовая дислокация образуется при сдвиге одной части кристалла относительно другой.

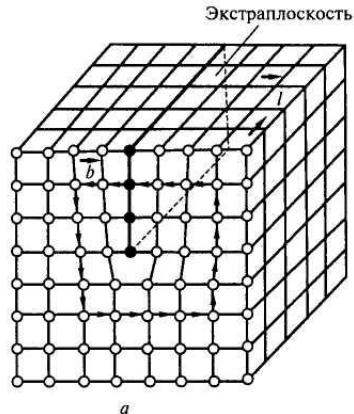


Рис. 11. Краевая дислокация

Под поверхностными дефектами понимают такие нарушения в кристаллической решетке, которые обладают большой протяженностью в двух измерениях и лишь в несколько межатомных расстояний в третьем измерении. Наиболее важными поверхностными дефектами являются поверхности раздела между отдельными зернами. В соседних зернах решетки ориентированы различно и граница между зернами представляет собой переходный слой шириной 5...10 межатомных расстояний. В нем нарушена правильность расположения атомов, имеются скопления дислокаций, повышена концентрация примесей.

1.5. Кристаллизация

Кристаллизацией называется процесс перехода вещества из жидкого состояния в твердое с образованием кристаллической решетки. Рассмотрим энергетические условия процесса кристаллизации. В природе все самопроизвольно протекающие процессы, в том числе кристаллизация и плавление, обусловлены тем, что новое состояние в новых условиях является энергетически более устойчивым, обладает меньшим запасом энергии.

Энергетическое состояние системы, имеющей огромное число охваченных тепловым движением частиц, характеризуется термодинамической функцией, называемой свободной энергией. Как известно любая система обладает запасом внутренней энергии, которая формально состоит из двух частей – *свободной энергии* F и так называемой *связанной энергии* TS , тогда

$$F = U - TS, \text{ где}$$

U – полная энергия;

T – абсолютная температура системы;

S – энтропия.

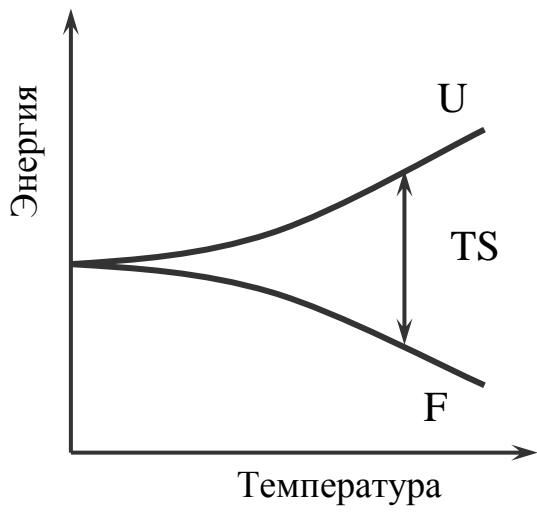


Рис. 12. Зависимость энергии вещества от температуры

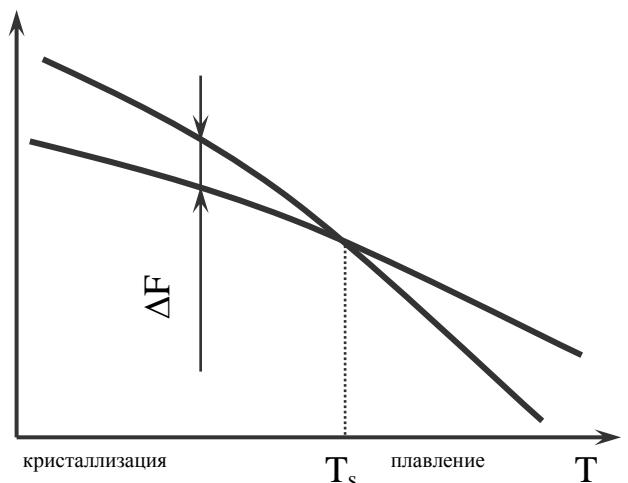


Рис. 13. Зависимости свободной энергии твердого и жидкого состояний

Энтропия служит мерой внутреннего беспорядка (хаотичности) в расположении частиц системы. Так как при нагреве возрастает склонность к беспорядочному расположению атомов, то быстро возрастает энтропия. Это приводит к уменьшению свободной энергии, причем темп падения свободной энергии для жидкой и твердой фаз различен. Равенство свободных энергий жидкого и твердого состояний при температуре равной T_s обусловливает их существование – *состояние равновесия*. Изменение температуры приведет к нарушению равновесия, окажется возможным переход вещества в фазу с меньшей свободной энергией.

При температурах ниже T_s будет происходить кристаллизация, а выше T_s – плавление металла.

Разность между теоретической и фактической температурами кристаллизации называется *степенью переохлаждения* ΔT .

Процесс кристаллизации начинается из жидкого состояния вещества, характеризующегося по строению ближним порядком в расположении атомов и большей внутренней энергией, чем твердое состояние со структурой дальнего порядка.

Механизм процесса кристаллизации.

Д.К. Черновым было установлено, что процесс кристаллизации состоит из двух этапов: 1) зарождение центров (зародышей); 2) рост кристаллов из этих центров.

Размер образующегося зародыша зависит от размеров зоны флюктуации (отклонения значения величины от среднего значения), и не каждый зародыш способен к дальнейшему росту. Если энергия флюктуации позволит кристаллу вырасти до критического размера, то дальнейший его рост будет сопровождаться уменьшением свободной энергии системы, и способен протекать самопроизвольно. Минимальный размер зародыша, способного к росту при данных температурных условиях называется *критическим*.

Рост кристаллов происходит по *дендритной (древовидной)* схеме, характеризующейся тем, что вначале к зародышам присоединяются все новые атомы жидкого металла в направлении, имеющим наибольшую плотность упаковки. В результате вырастают длинные ветви, которые называются осами первого порядка. По мере роста кристалла на осах первого порядка появляются и начинают расти ветви второго порядка, от которых ответвляются оси третьего порядка и т.д. В последнюю очередь идет кристаллизация в участках между осями дендритов.

Дендриты растут до тех пор, пока не соприкоснутся друг с другом. После этого окончательно заполняются межкосные пространства и дендриты, деформируя друг друга, превращаются в кристаллы с неправильной внешней огранкой. Их называют зернами, или кристаллитами.

Скорость процесса и окончательный размер кристаллов при затвердевании определяются соотношением скоростей роста кристаллов и образования центров кристаллизации. Оба процесса связаны с перемещением атомов и зависят от температуры.

При небольшом переохлаждении, т.е. при малой ΔT разность свободных энергий жидкой и твердой фаз невелика, поэтому критический размер зародыша большой, и требуется большая энергия флуктуации, чтобы упорядоченное расположение атомов превратилось в центр кристаллизации. В связи с этим образуется небольшое количество центров кристаллизации, скорость их роста также мала, и кристаллы могут расти долго, с образованием крупнозернистой структуры. С увеличением температуры переохлаждения увеличивается разность свободных энергий, уменьшается критический размер зародыша, и уже при небольшой энергии флуктуации возможно образование центров кристаллизации, которые быстро увеличиваются в размерах. Так как образуется большое количество зародышей, быстро увеличивающихся в размерах, то кристаллы намного быстрее начинают сталкиваться друг с другом и образуется мелкозернистая структура. (см. рис. 15)

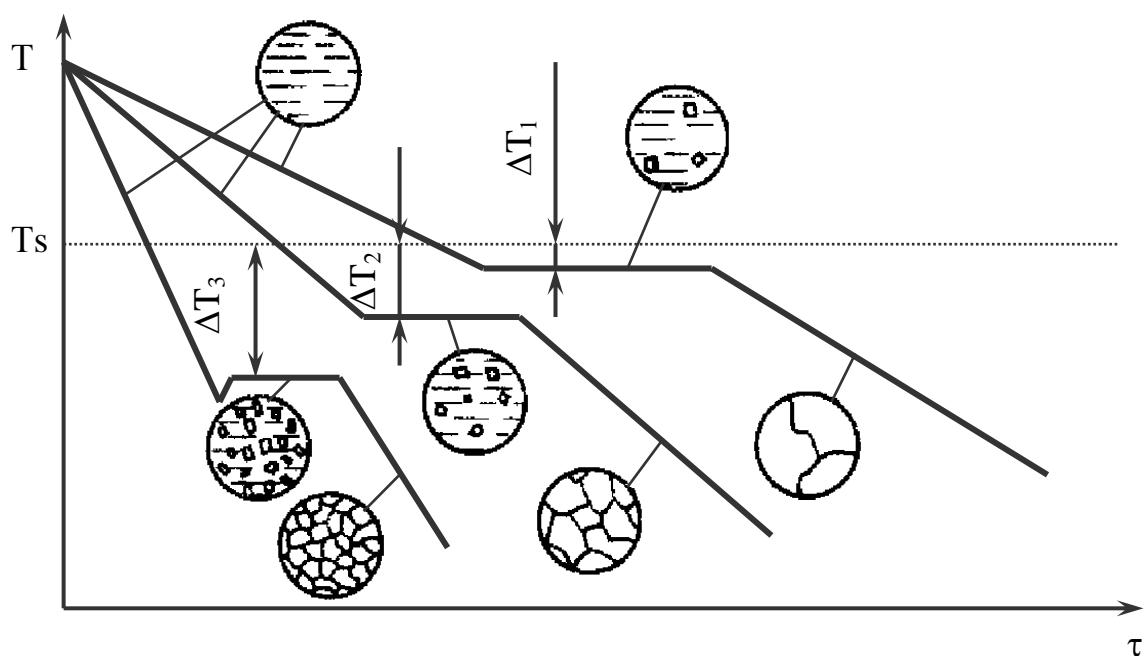


Рис.15. Зависимость размера зерна от переохлаждения

Вследствие уменьшения свободной энергии при кристаллизации выделяется теплота, называемая *скрытой теплотой кристаллизации*. Этому соответствует горизонтальный участок кривой охлаждения. При значительной температуре переохлаждения у некоторых металлов скрытая теплота кристаллизации выделяется настолько бурно, что не успевает отводиться в окружающую среду и температура скачкообразно повышается, приближаясь к теоретической, и далее до окончания процесса кристаллизации не изменяется.

В реальных условиях самопроизвольное зарождение кристаллов в жидком металле затруднено. Источником образования зародышей служат различные твердые частицы: неметаллические включения, оксиды, продукты раскисления. Чем больше примесей, тем больше центров кристаллизации, тем мельче зерна. Иногда в металл специально вводят вещества, которые способствуют измельчению зерна. Эту операцию называют *модифицированием*, а специально вводимые элементы – *модификаторами*.

Строение слитка.

Строение стального слитка впервые описано Д. К. Черновым. Структура слитка состоит из трех зон: наружной мелкозернистой зоны I, зоны столбчатых кристаллов II и зоны равноосных кристаллов III.

Образование наружной мелкозернистой зоны обусловлено резким перепадом температур: жидкий металл — холодные стенки изложницы. Металл в этой зоне сильно переохлаждается, в нем образуется большое число центров кристаллизации и он приобретает мелкозернистое строение.

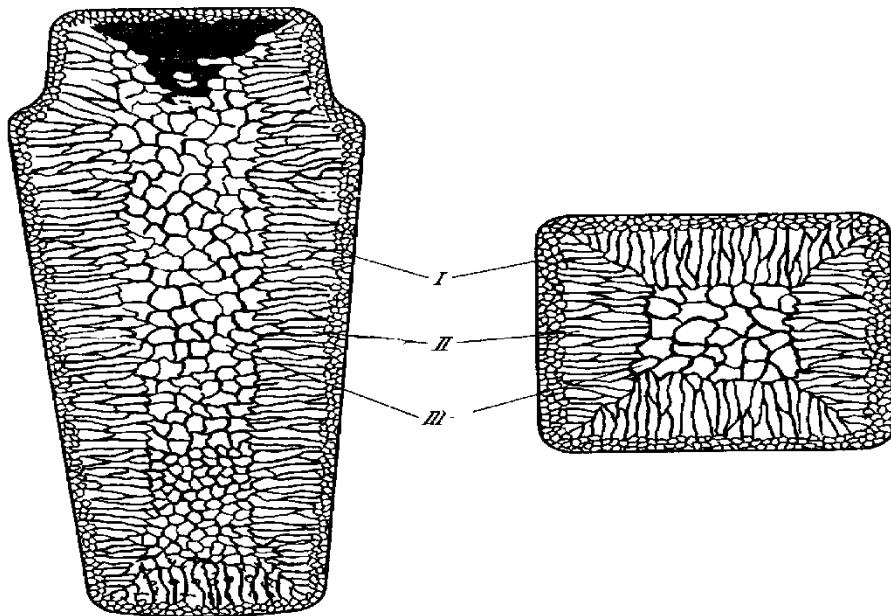


Рис. 16. Схема строения слитка

После образования корковой зоны условия теплоотвода меняются, температурный градиент в прилегающем слое жидкого металла падает и снижается степень переохлаждения. В результате, из сравнительно небольшого числа центров кристаллизации в направлении отвода тепла, т. е. перпендикулярно к стенке изложницы, начинают расти столбчатые кристаллы, образующие вторую зону. Развитие их в стороны сдерживается соседними дендритами.

Третья зона — зона равноосных кристаллов. В центре слитка нет определенной направленности отвода тепла. Здесь зародышами обычно являются различные мелкие твердые частицы и кристаллы растут примерно одинаково во все стороны.

1.2 Лекция 2 (2 часа)

Тема: Пластическая деформация и рекристаллизация металлов. (2 часа)

1.2.1 Вопросы лекции:

1. Физическая природа, виды и механизм деформации
2. Наклёт, возврат, рекристаллизация
3. Сплавы, соединения и диаграммы состояния
4. Правило фаз и правило отрезков

1.2.2 Краткое содержание вопросов:

1.2.2.1 Физическая природа, виды и механизм пластической деформации

Деформацией называется изменение размеров и формы тела под действием приложенных к нему сил. Деформацию вызывают: 1) внешние силы, приложенные к телу; 2) внутренние силы, возникающие при различных физико-механических процессах, происходящих в теле, например, при быстром неравномерном нагреве или охлаждении.

В твердых телах возможны упругая и пластическая деформации. Упругой называется деформация, исчезающая после снятия нагрузки, а пластической - остающаяся после снятия нагрузки.

Упругая деформация характеризуется прямой пропорциональностью между прикладываемой нагрузкой P и абсолютным удлинением Δl , на что указывает линия OA диаграммы растяжения (рис. 1). Выше точки A нарушается пропорциональность между напряжением и деформацией, и вслед за упругой наблюдается остаточная деформация, характеризующаяся отрезками, например, ob при нагрузке P_1 и oc при нагрузке P_2 .

Рассмотрим механизм упругой и пластической деформаций.

При упругой деформации кристалла происходят обратимые смещения атомов из положения равновесия: при растяжении атомы удаляются, а при сжатии сближаются. Смещения составляют доли d_0 (межатомного расстояния)

и после снятия нагрузки нарушенный баланс межатомных сил

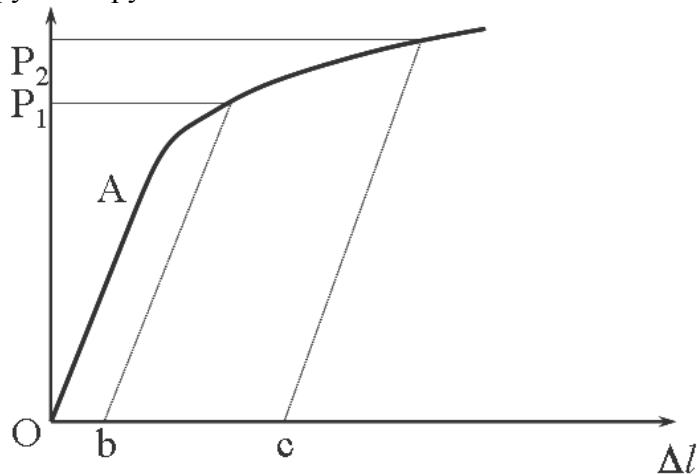


Рис. 1. Диаграмма растяжения

взаимодействия восстанавливается. Атомы возвращаются в положения равновесия, а тело приобретает прежние форму и размеры - оно деформировалось упруго.

Пластическая деформация представляет собой совершенно другой, более сложный процесс необратимых изменений.

При пластическом деформировании происходит сдвиг одной части кристалла относительно другой. После снятия нагрузки перемещенная часть кристалла не

возвращается на прежнее место. Сдвиг вызывают касательные напряжения, когда их значения превышают критическое значение $\tau_{\text{кр}}$.

Сдвиг в кристалле может осуществляться скольжением или двойникованием (рис. 2,3). При скольжении одна часть кристалла смещается параллельно другой части вдоль плоскости, называемой плоскостью скольжения или сдвига. Скольжение - основной вид сдвига в металлах и сплавах. Деформация двойникование представляет собой перестройку части кристалла в новое положение, зеркально симметричное к его недеформированной части. Плоскость зеркальной симметрии называют плоскостью двойникования.

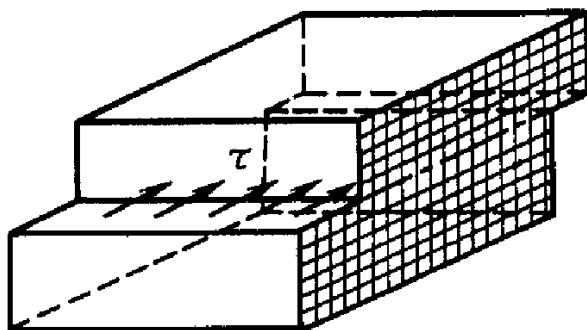


Рис. 2. Схема деформации сдвигом

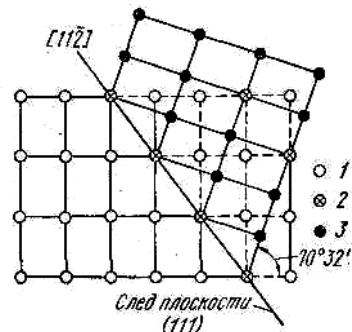


Рис. 3. Деформация двойникование

Рассмотрим механизм пластического сдвига в монокристалле.

Можно предположить, что под действием некоторого касательного напряжения τ все атомы части кристалла с идеальной решеткой выше плоскости A-A смещаются одновременно (рис. 4). В 20-е годы XXв. Френкелем Я.И. были выполнены теоретические изыскания по расчету критического касательного напряжения $\tau_{\text{тек}}$ такого синхронного «жесткого» сдвига. Оказалось, что его значения в сотни или даже тысячу раз больше фактических значений. Это различие настолько существенно, что вначале гипотезу Френкеля считали ошибочной. Для объяснения этого расхождения была выдвинута теория дислокаций, которые смогли увидеть только в 50-е годы с помощью электронного микроскопа.

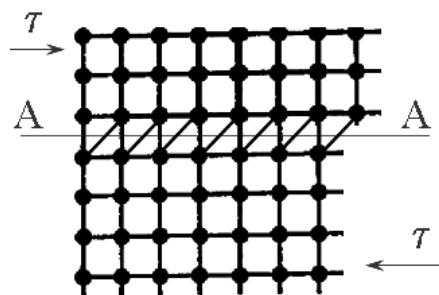


Рис. 4. Схема деформации идеального кристалла

Рассмотрим теперь дислокационный механизм пластической деформации (рис. 5)

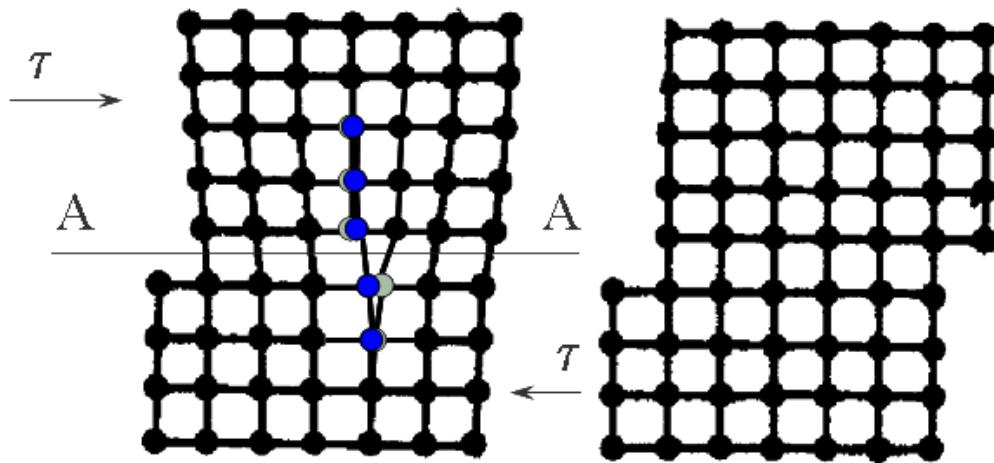


Рис. 5. Схема дислокационной деформации

Под действием касательного напряжения избыточная полуплоскость в верхней части кристалла соединяется с расположенной ниже частью правой соседней плоскости и образует с ней одну атомную плоскость, а оставшаяся ее часть становится новой полуплоскостью, которая заканчивается краевой дислокацией. Данное перемещение дислокации направо происходит вследствие того, что изменяется «соседство» атомов по обе стороны от плоскости скольжения А-А и незначительного смещения небольшой группы атомов оказывается достаточным для перемещения дислокации на одно межатомное расстояние. При постоянно действующем напряжении дислокация как бы по эстафете передается от одной атомной плоскости к другой, последовательно разрывая при этом каждый соседний «правильный» ряд атомов. Процесс идет до тех пор, пока дислокация не выйдет на поверхность кристалла, где образуется ступенька в одно межатомное расстояние (период решетки).

В плоскости скольжения обычно расположены десятки дислокаций. Их последовательное перемещение вдоль плоскости скольжения развивает процесс пластического течения. Высота ступеньки при этом пропорциональна числу дислокаций, выходящих на поверхность кристалла.

Такой процесс пластической деформации, когда в определенный момент разрывается только одна межатомная связь, а не все сразу, требует незначительных напряжений, гораздо меньших, чем теоретические. Тем самым подтвердилась гипотеза Френкеля и стала теорией. Она получила полное признание, когда удалось вырастить бездислокационные кристаллы («усы») - нитевидные образования ($d \approx 2$ мкм и $l \approx 10$ мм). Важной характеристикой, непосредственно влияющей на сопротивление материала пластической деформации, является плотность дислокаций. Согласно теории И.А. Одинга, зависимость между прочностью металла и плотностью дислокаций может быть представлена гиперболической функцией (рис. 6).

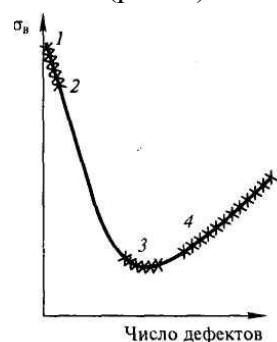


Рис. 6. Зависимость прочности металла от плотности дислокаций

Точка 1 соответствует прочности идеального бездефектного кристалла, т.е. теоретической прочности. Точка 2 соответствует прочности «усов» с очень низкой плотностью дислокаций. С увеличением числа дислокаций в интервале точек 2-3 прочность металла снижается, сдвиг кристаллической решетки облегчается, т.к. дислокации располагаются в плоскости скольжения. В точке 3 при плотности дислокаций $10^6\text{-}10^7$ уменьшение прочности прекращается и начинается ее постепенный рост. Это объясняется тем, что с увеличением плотности дислокаций их перемещение затрудняется в связи с тем, что они располагаются не только по параллельным, но и по пересекающимся плоскостям и тем самым препятствуют движению друг друга. Следовательно, позиция 4 соответствует упрочненному металлу.

Таким образом, дислокации искажают решетку и упрочняют металл.

Рассмотрим пластическую деформацию поликристаллического тела.

В результате пластической деформации такого тела происходит формоизменение каждого зерна. Пока общая деформация мала, порядка 1%, не все зерна деформируются, так как они различно ориентированы по отношению к приложенной нагрузке. С ростом степени деформации увеличивается охват зерен процессом, зерна постепенно вытягиваются в направлении пластического течения, внутри них измельчаются блоки, возрастает плотность дислокаций. При значительных деформациях образуется волокнистая структура материала, где границы зерен различаются с трудом (рис. 7).

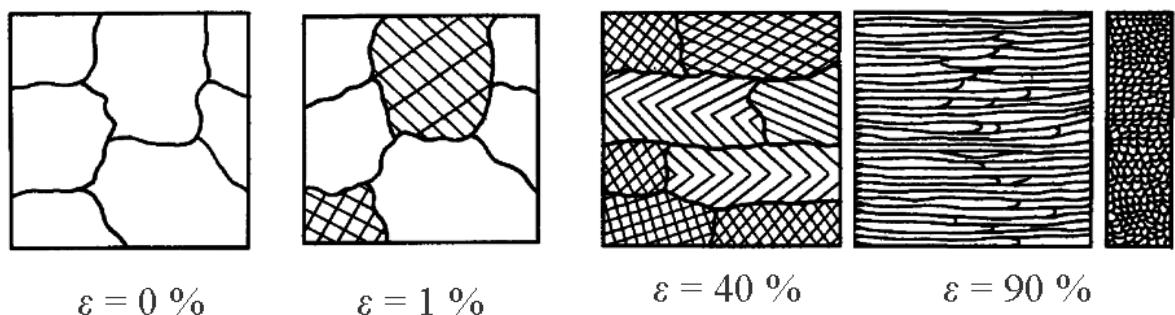
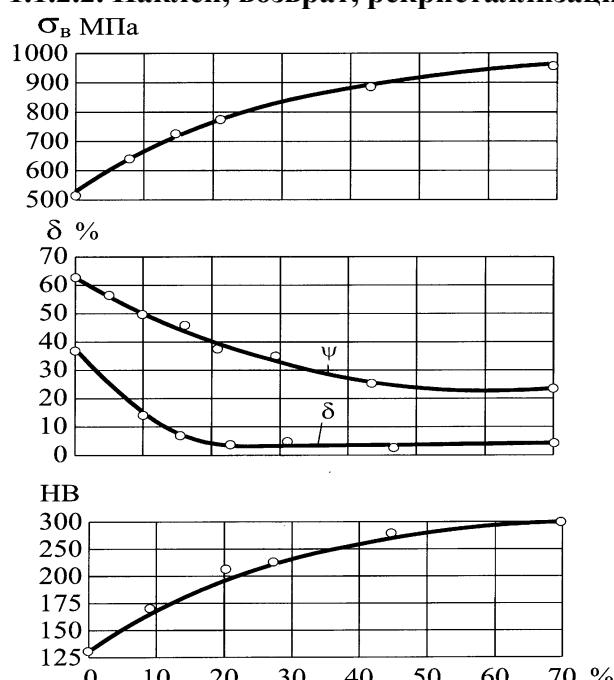


Рис. 7. Микроструктура деформированного металла

Таким образом, при значительной деформации в металле появляется определенная ориентация зерен, которая называется *текстурой* деформации.

1.1.2.2. Наклеп, возврат, рекристаллизация



С ростом степени деформации механические свойства (σ_v , твердость и др.), характеризующие сопротивление деформации, повышаются, происходит деформационное упрочнение, а способность к пластической деформации падает, т.к. δ и ψ уменьшаются (рис. 8).

Упрочнение металла в процессе пластической деформации называется *наклепом* или *нагартовкой*. Наклепанный металл имеет меньшую плотность, более высокое электросопротивление, меньшую теплопроводность; у него падает устойчивость против коррозии.

Структура пластиически деформированного (наклепанного) металла неравновесна, что приводит к увеличению свободной энергии металла, он переходит в неустойчивое

Рис. 8. Влияние степени деформации на механические свойства стали 25

состоиние. Поэтому должны происходить самопроизвольные явления, возвращающие металл в более устойчивое структурное состояние.

Следует отметить использование наклена на практике - для упрочнения деталей машин. Переход металла в более стабильное состояние происходит при нагреве. Уже умеренный нагрев (до $0,3 T_{пл}$) вызывает ускорение движения атомов, в результате которого уменьшается количество точечных дефектов (вакансий) и дислокаций, следовательно, частично устраняются внутренние напряжения и частично восстанавливается кристаллическая решетка.

Частичное снятие искажений решетки в процессе умеренного нагрева деформированного металла называется *возвратом*, или *отдыхом*. В результате отдыха твердость и прочность несколько понижаются (на 20-30% по сравнению с исходными), а пластичность возрастает.

При большем повышении температуры наклепанного металла происходит образование новых равноосных зерен из волокнистых. Это явление называется рекристаллизацией. Итак, *рекристаллизация* - процесс возникновения и роста новых зерен из распадающейся волокнистой структуры, происходящий в результате существенного нагрева наклепанного металла.

Академик Бочвар А.А. установил, что между температурой начала рекристаллизации и температурой плавления существует простая зависимость

$$T_{рек} = a \cdot T_{пл},$$

где a - коэффициент, зависящий от чистоты металла.

Для химически чистых металлов $a = 0,1 - 0,2$; для технически чистых металлов $a = 0,3 - 0,4$; для сплавов $a = 0,5 - 0,8$.

Рассмотрим механизм рекристаллизации. При температуре рекристаллизации у границ деформированных зерен (блоков), где повышенная плотность дислокаций и где кристаллическая решетка наиболее искажена, образуются зародыши новых зерен, к которым переходят атомы от деформированных участков, в результате чего будут расти новые зерна (рис. 9). Образование новых, равноосных зерен вместо волокнистой структуры деформированного металла является первым этапом рекристаллизации и называется *первичной рекристаллизацией* или *рекристаллизацией обработки*. Такая обработка называется *рекристаллизационным отжигом*. Первичная рекристаллизация заканчивается, когда новые зерна полностью замещают весь объем деформированного металла.

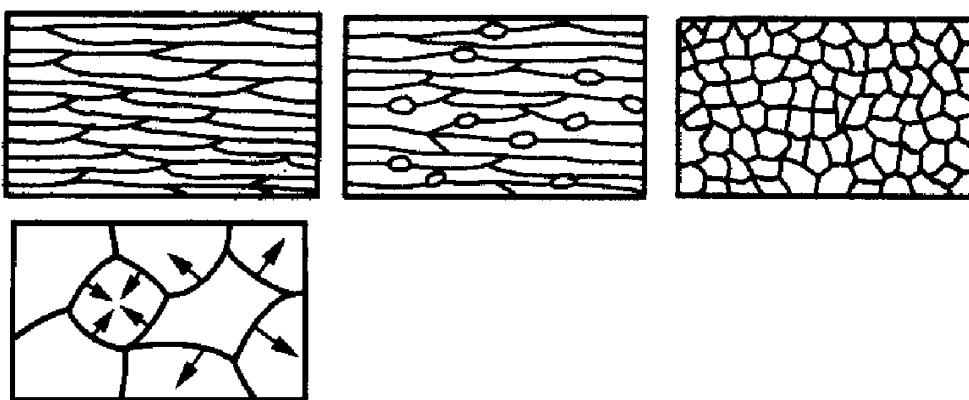


Рис. 9. Схема рекристаллизации металла

В процессе последующего нагрева или выдержки происходит рост некоторых новых зерен за счет других, при этом зерна с вогнутыми границами поглощают зерна выпуклые. Процесс роста рекристаллизованных зерен называется собирательной рекристаллизацией. Процесс собирательной рекристаллизации развивается самопроизвольно в связи с тем, что

укрупнение зерен приводит к уменьшению свободной энергии металла (меньше суммарная поверхность границ).

При продолжении процесса наблюдается интенсивный рост зерен, имеющих благоприятную кристаллографическую ориентацию и меньшую концентрацию дефектов. В результате получается структура в целом мелкозернистая, но с небольшим количеством очень крупных зерен. Такая структура обладает пониженной пластичностью.

Процесс образования отдельных крупных зерен называется *вторичной рекристаллизацией*.

По мере повышения температуры твердость сначала слегка снижается вследствие явлений возврата (рис. 10). После отжига (первичной рекристаллизации) твердость резко падает и достигает исходного значения (значения твердости до наклепа). Вторичная рекристаллизация, связанная с ростом отдельных зерен, приводит к частичному снижению твердости. Аналогично изменяются показатели прочности (предел прочности, предел текучести). Изменяется также и пластичность.

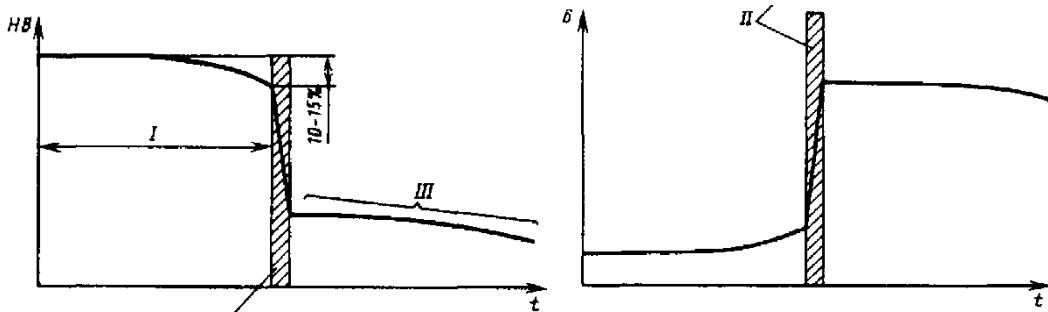


Рис. 10. Влияние степени отжига на твердость и пластичность нагартованного металла

На свойства металла существенное влияние оказывает размер рекристаллизованного зерна. Размер зерна после холодной пластической деформации и рекристаллизации зависит от температуры рекристаллизационного отжига, его продолжительности, степени предварительной деформации, размера исходного зерна, наличия примесей и химического состава.

Чем больше степень деформации, тем мельче зерно после рекристаллизации. При очень малых степенях деформации нагрев не вызывает рекристаллизации. При 3-15% -ной деформации после нагрева наблюдается гигантский рост зерна, т.к. не все зерна будут деформированы и при первичной рекристаллизации быстро растут исходные недеформированные зерна за счет поглощения соседних деформированных зерен, обладающих повышенной свободной энергией и, следовательно, менее устойчивых. Такая степень деформации называется *критической*. Поэтому чтобы не образовывалась крупнозернистая структура, которая имеет низкую пластичность, необходимо выходить в зону сверхкритических деформаций.

1.1.2.3. Сплавы, соединения и диаграммы состояния

Чистые металлы обычно имеют низкую прочность и невысокие технологические свойства, поэтому в технике обычно применяют сплавы. *Сплав* - сложное вещество, получаемое сплавлением или спеканием двух или нескольких простых веществ, называемых компонентами. (При сплавлении компоненты доводят до плавления, а при спекании их порошки смешивают и подвергают давлению при высокой температуре).

В зависимости от физико-механического взаимодействия компонентов в сплавах образуются различные фазы. *Фаза* - однородная часть сплава, отделенная от других частей (фаз) поверхностью раздела, при переходе через которую структура вещества или химический состав изменяется скачком.

Сплав имеет более сложное строение, чем его компоненты. Особенности структуры сплава зависят от характера взаимодействия компонентов. Составляющие сплав

компоненты могут вступать в химическое взаимодействие, образуя химическое соединение, или взаимно растворяться друг в друге, образуя растворы. Кроме того, часто сплавы представляют собой механическую смесь зерен веществ, образующих сплав.

Механическая смесь двух компонентов А и В образуется тогда, когда они не способны к взаимному растворению в твердом состоянии и не образуют химическое соединение. При этом сплав представляет собой смесь двух типов кристаллов - веществ А и В, отчетливо видимых на микроструктуре (рис. 11).

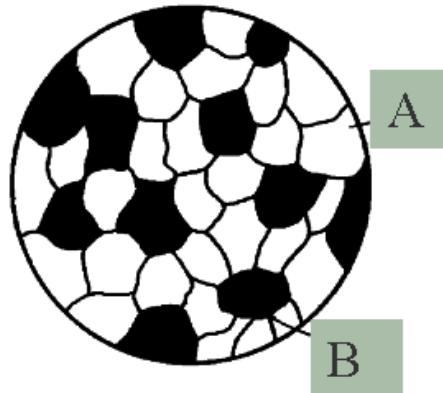


Рис. 11. Микроструктура сплава – механическая смесь

Свойства такого сплава зависят от соотношения компонентов, от размеров и формы зерен. Механические свойства имеют промежуточные значения в сравнении со свойствами чистых металлов А и В.

Химические соединения имеют следующие особенности:

- 1) соотношение компонентов кратное, описывается формулой A_nB_m ;
- 2) кристаллическая решетка сложнее, чем решетки отдельных компонентов А и В;
- 3) свойства соединения резко отличаются от свойств компонентов А и В;
- 4) образование химического соединения сопровождается значительным тепловым эффектом.

Образующаяся в результате кристаллизации сплава **однородная** (как и в жидком виде) **твердаяфаза**, называется *твердым раствором*. Такой сплав имеет однородные зерна, хотя химических элементов несколько. Рентгеновский анализ обнаруживает в твердом растворе только один тип решетки.

В отличие от механической смеси твердый раствор является однофазным (один тип кристаллов, одна атомно-кристаллическая решетка), а в отличие от химического соединения твердый раствор существует не при строго определенном соотношении компонентов, а в интервале их концентраций.

Различают твердые растворы замещения и внедрения. Твердый раствор замещения образуется замещением части атомов растворителя А атомами растворенного компонента В. Твердый раствор внедрения образуется путем внедрения атомов растворенного компонента В в междуузлия кристаллической решетки растворителя А (рис. 12).

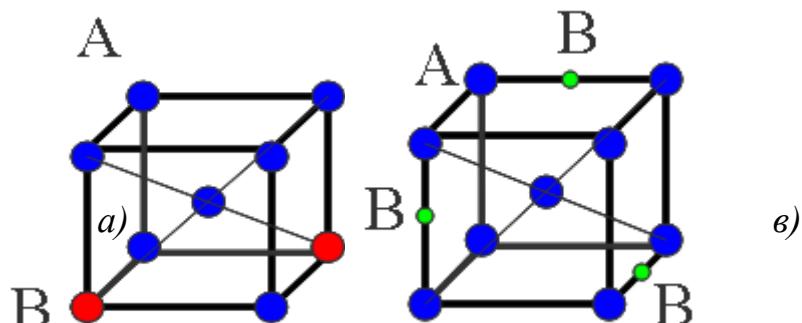


Рис. 12 Твердые растворы замещения (а) и внедрения (в)

В свою очередь твердые растворы замещения могут быть *ограниченными* и *неограниченными*. При неограниченной растворимости любое количество атомов А может быть заменено атомами В, однако для этого требуется выполнение следующих условий: решетки обоих компонентов должны быть изоморфными (одинаковыми), незначительное различие атомных радиусов, валентные оболочки близки по строению.

Различия в размерах атомов, при замещении атомов одного компонента атомами другого приводят к искажению кристаллической решетки. Искажения решетки упрочняют сплав, меняют и другие его свойства.

Диаграмма состояния сплавов — графическое изображение состояния сплава в зависимости от состава, его температуры, давления. Диаграмма состояния показывает устойчивые, равновесные состояния сплава, обладающие при данных условиях минимальной свободной энергией. Поэтому диаграмму иногда называют диаграммой фазового равновесия.

Диаграмму состояния как правило строят при постоянном давлении. При этом по оси ординат откладывают температуру, а по оси абсцисс - концентрацию компонентов. Для однокомпонентной системы (для элемента) диаграмма линейна-представляет собой одну шкалу температуры, на которой отмечаются температура плавления и другие критические точки. Последнее относится к веществам, обладающим полиморфизмом (аллотропией) - способностью существовать в различных кристаллических формах (модификациях).

Так, например, марганец имеет четыре модификации, кобальт и железо по две, Al, Cu, Cr - одну, т.е. вплоть до плавления решетки не меняются (моно-морфны). Аллотропические формы обозначаются греческими буквами α , β , γ и т.д., которые в виде индексов добавляются к символу, обозначающему элемент.

Диаграмма состояния для сплава, состоящего из двух компонентов, имеет ось концентраций. Общее содержание обоих компонентов в сплаве равно 100% и каждая точка на оси абсцисс соответствует определенному содержанию каждого компонента. Например, в промежуточной точке с 40% компонента В будет 60% - А, а крайние ординаты соответствуют чистым компонентам.

Рассмотрим построение диаграммы состояния сплавов, состоящих из свинца Pb и сурьмы Sb. Свинец и сурьма обладают неограниченной растворимостью в жидком состоянии, а в твердом состоянии не растворяются друг в друге, т.е. при охлаждении образуют механическую смесь.

Для построения диаграммы состояния обычно пользуются термическим методом, т.е. строят кривые охлаждения для чистых элементов и для сплавов разной концентрации. Возьмем сплавы с 5, 13 и 40% сурьмы (рис. 13).

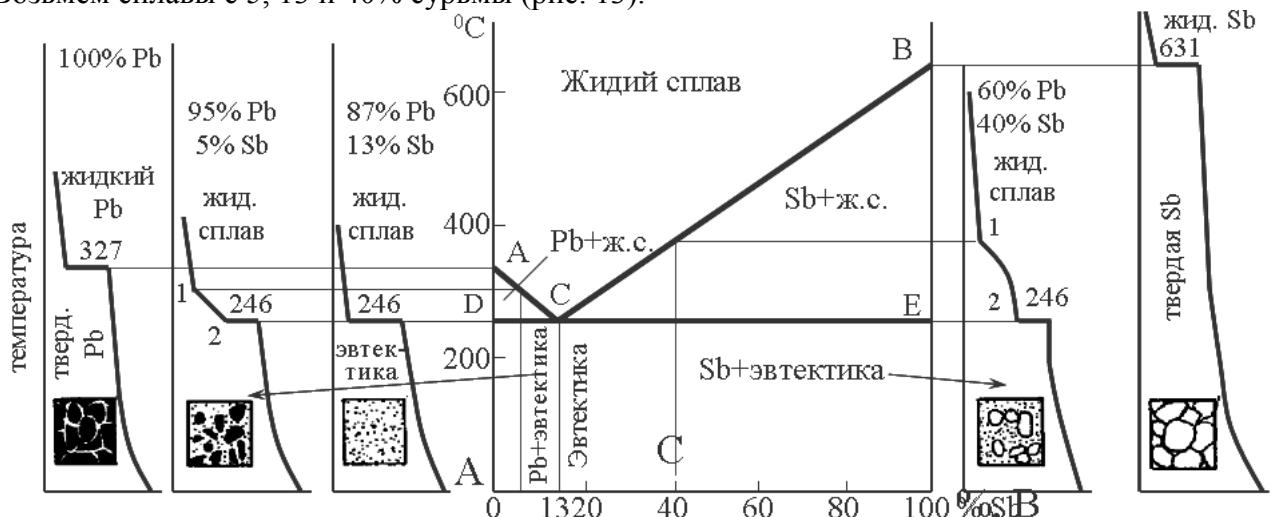


Рис 13. Диаграмма состояния сплавов свинец-сурьма

При рассмотрении кривых охлаждения чистых металлов видно, что они имеют по одной горизонтальной площадке, т.е. по одной критической точке: для свинца 327 °C, а для сурьмы 631 °C, которые характеризуют температуру кристаллизации данных элементов. Переносим эти точки на диаграмму состояния, получаем точки А и В, соответственно с нулевым и стопроцентным содержанием сурьмы в сплавах.

Теперь рассмотрим сплав с содержанием 13% сурьмы и 87% свинца. Из графика охлаждения видно, что данный сплав также имеет одну критическую точку – 246 °C, являющуюся температурой кристаллизации данного сплава с образованием механической смеси кристаллов. Особенностью такого сплава является то, что одновременно выделяются кристаллы свинца и сурьмы, а температура кристаллизации наиболее низкая для данной системы. Такая механическая смесь называется **эвтектикой**, а состав сплава **эвтектическим**. Переносим найденную точку на диаграмму состояния при значении по шкале абсцисс 13% сурьмы и получаем точку С.

Сплав с 5% сурьмы и 95% свинца на кривой охлаждения имеет две критические точки 1 и 2, указывающие на то, что этот сплав затвердевает в интервале температур. Сплав с 40% Sb аналогично предыдущему, имеет две критические точки, которые тоже переносим на диаграмму. Из анализа кривых охлаждения видно, что температура кристаллизации не зависит от состава сплава и постоянна - для данной системы это 246 °C.

Соединив между собой точки А, С и В, и проведя отрезок параллельный оси абсцисс через точку С, получим две линии АСВ и DCE. Линия АСВ характеризует температуру начала кристаллизации сплавов разного состава и называется «ликвидус» (Liquus с лат. - жидкий), вторая линия DCE характеризует температуру конца кристаллизации и называется «солидус» (в пер. с лат. - твердый). Эти линии разделяют диаграмму состояния на области с различным фазовым составом.

Выше линии ликвидус сплавы находятся в жидком состоянии, ниже линии солидус - в твердом состоянии, образуя механическую смесь. Между этими линиями сплавы находятся в полужидком - полутвердом состоянии, т.е. состоят из жидкости и кристаллов. Кристаллизация начинается с выпадения из жидкости того компонента, который имеет избыточную концентрацию по отношению к эвтектике. Таким компонентом в сплавах, имеющих сурьмы меньше 13% избыточная будет свинец, и такие сплавы называются доэвтектическими, а у которых сурьмы больше 13% - сурьма, такие сплавы называются заэвтектическими. Выпадение кристаллов избыточного компонента будет продолжаться до тех пор, пока в остающейся жидкой фазе не будет состава эвтектического сплава, т.е. 13% сурьмы и 87% свинца, который закристаллизуется при температуре 246 °C.

При более низкой температуре доэвтектические сплавы данной системы состоят из двух структурных составляющих: кристаллов чистого свинца, выделившихся в интервале температур между линиями ликвидуса и солидуса и эвтектической смеси, затвердевшей при постоянной температуре на линии солидуса. Заэвтектические сплавы будут иметь структуру, состоящую из кристаллов чистой сурьмы и эвтектики.

1.1.2.4. Правило фаз и правило отрезков.

Правило фаз (закон Гиббса) представляет собой математическое выражение условия равновесия системы, т.е. уравнение, которое показывает количественную зависимость между числом компонентов, числом фаз и числом степеней свободы.

Для условия равновесия системы при постоянном давлении уравнение имеет вид $C = K + 1 - \Phi$,

где C - число степеней свободы (вариантность системы),

K - число компонентов,

Φ - число фаз.

Под числом степеней свободы (вариантностью системы) понимают возможность изменения внешних и внутренних факторов (температуры и концентрации) без изменения числа фаз, находящихся в равновесии. Когда

$C = 0$ (система нонвариантна), изменение хотя бы одного фактора приведет к нарушению равновесия и вызовет изменение фазового состава. Например, для чистого металла $C=0$ только при температуре кристаллизации, т.е. существование жидкой и твердой фаз возможно лишь при постоянной температуре. При температуре выше или ниже система будет моновариантной ($C = 1$), т.е. фазовый состав остается постоянным при изменении (в некоторых пределах) одного из переменных факторов (температуры). Для двухкомпонентных сплавов возможно бивариантное состояние ($C=2$), например, в жидком состоянии. В этом случае можно изменять два фактора (концентрацию и температуру) без изменения фазового состава.

В процессе кристаллизации даже при неизменном числе фаз изменяются и концентрация фаз (жидкость обедняется компонентом, входящим в кристаллы), и соотношение фаз (жидкости становится меньше).

С помощью правила отрезков (правила рычага) можно определить в любой точке диаграммы (когда в сплаве одновременно существует две фазы): что это за фазы, какова их концентрация, каково их количество.

Рассмотрим пример для сплавов «A - B» (рис. 14).

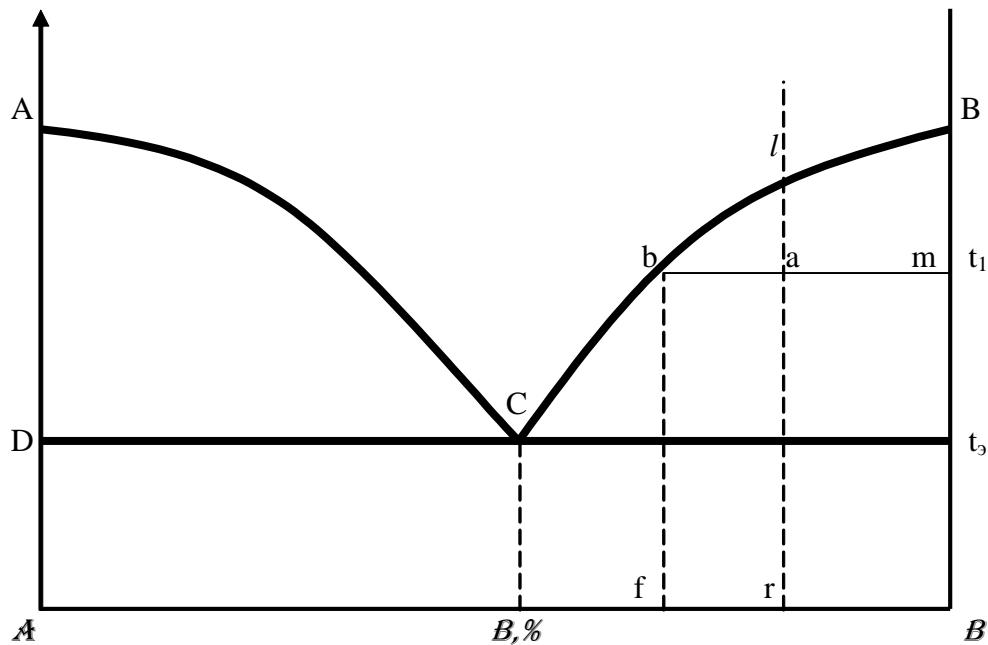


Рис. 14. К решению задачи по правилу рычага

В точке a , показывающей состояние сплава при температуре t_1 он состоит из кристаллов B и жидкости. Выше точки l сплав находится в однофазном состоянии и концентрация компонентов в этой фазе (т.е. в жидкости) определяется проекцией точки l на ось абсцисс. При охлаждении из сплава выделяются кристаллы B и жидкость обогащается компонентом A, а при достижении эвтектической температуры t_2 , содержание компонента B в жидкости определяется проекцией точки С на ось абсцисс. Значит, концентрация компонента B в жидкости изменяется по кривой $lbci$ для точки a она определяется проекцией точки b на ось абсцисс. Выделяющиеся кристаллы B имеют постоянный состав - это чистый компонент B, концентрация которого лежит на вертикальной оси B.

Из изложенного вытекает первое положение правила отрезков:

для определения концентрации компонентов в фазах, через данную точку проводят горизонталь до пересечения с ближайшими основными линиями диаграммы. Проекции

точек пересечения на ось концентрации показывают составы фаз. Горизонталь, проведенная через точку *a* называется конодой.

Количество фаз также можно определить. Если точка *l* определяет концентрацию сплава, точка *b* — состав жидкой фазы, а точка *m* — состав твердой фазы, то линия *bm* определяет все количество сплава, отрезок *am* — количество жидкости и отрезок *ba* — количество кристаллов. Второе положение правила отрезков формулируется так: для определения количества фазы в заданной точке нужно разделить длину отрезка коноды, *противолежащего* положению данной фазы, на общую длину коноды. То есть, количество кристаллов $Q_k = \frac{ba}{bm}$, а количество жидкости $Q_{ж} = \frac{am}{bm}$.

Типы диаграмм состояния

Диаграмма I рода — для сплавов, образующих механические смеси из чистых компонентов (см. выше диаграмму Pb - Sb). Фазы: жидкость, кристаллы А и кристаллы В. Структурные составляющие: кристаллы А и В и эвтектика.

Диаграмма II рода — диаграмма для сплавов с неограниченной растворимостью в твердом состоянии. Компоненты А, В. Фазы: жидкость L, твердый раствор α (рис. 15).

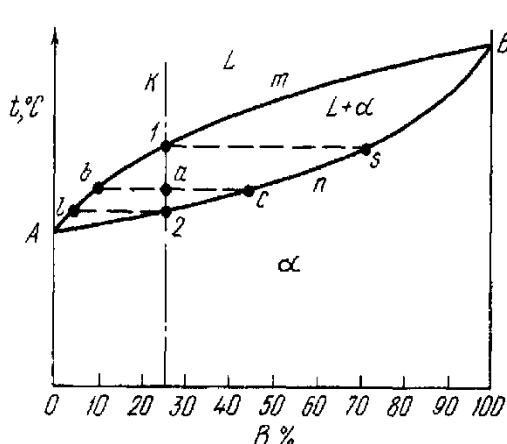


Рис. 15. Диаграмма II рода

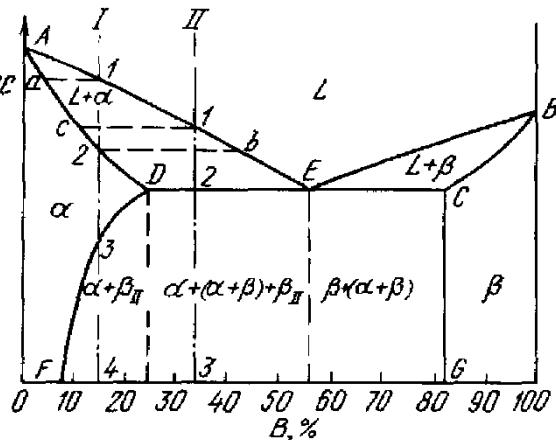


Рис. 16. Диаграмма III рода

Если два компонента неограниченно растворимы в жидком и твердом состояниях, то возможно одновременное существование лишь двух фаз: жидкости и твердого раствора. Следовательно, трех фаз не бывает, кристаллизации при постоянной температуре не наблюдается и горизонтальной линии на диаграмме не будет.

Диаграмма состояния III рода (рис. 16) — диаграмма для сплавов с ограниченной растворимостью в твердом состоянии. Компоненты: А, В. Фазы: жидкость L, твердые растворы α и β .

Оба компонента неограниченно растворимы в жидком состоянии, ограниченно в твердом и не образуют химических соединений. В сплавах такого рода возможно существование: жидкой фазы, твердого раствора компонента В в компоненте А, который называется α -раствор, твердого раствора компонента А в В, который обозначается через β . В этой системе не образуются фазы, представляющие собой чистые компоненты. Из жидкости могут выделяться только твердые растворы α или β (около вертикалей А и В, соответствующих чистым компонентам). Предельная растворимость компонента В в А определяется линией DF, а предельная растворимость А в В — линией CG. Линия AEB является на этой диаграмме линией ликвидус, линия ADCB — линией солидус.

Наиболее характерным сплавом для этой диаграммы является сплав I. Выше точки 1 сплав находится в жидком состоянии. В точке 1 начинается процесс кристаллизации и выделяются кристаллы твердого раствора α . В точке 2 кристаллизация закончится. Ниже точки 3 твердый раствор α является пересыщенным и выделяет избыточные кристаллы β -твердого раствора. Количество кристаллов β при охлаждении увеличивается, они обозначаются символом β_{II} и называются вторичными кристаллами, т.к. выделяются из твердого раствора, в отличие от первичных β -кристаллов, выделяющихся из жидкости.

Так как линия CG в отличие от линии FD изображена вертикальной, т.е. растворимость компонента A в B не зависит от температуры, то вторичных выделений α -кристаллов нет. Между точками D и C кристаллизация происходит по типу диаграммы Ирода - диаграммы механических смесей.

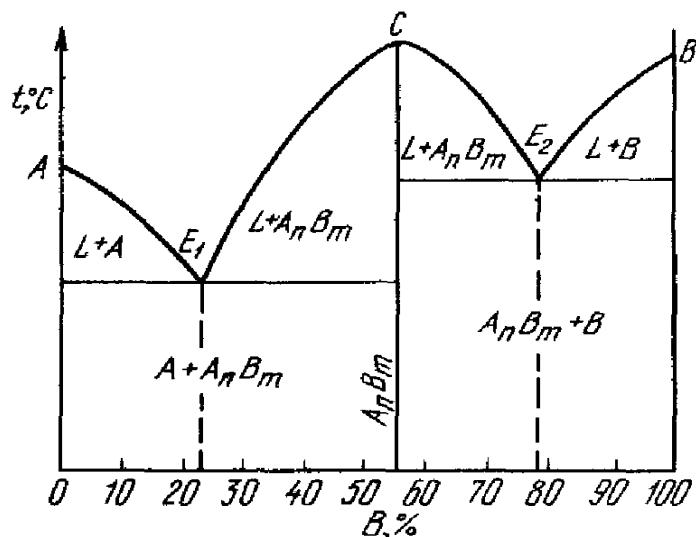


Рис. 17. Диаграмма IV рода

Диаграмма IV рода - диаграмма состояния сплавов, образующих устойчивое химическое соединение. Компоненты A и B при плавлении образуют химическое соединение, характеризующееся их определенным соотношением, что отразится на диаграмме вертикальной линией, проходящей через абсциссу, отвечающую данному соотношению компонентов в химическом соединении (рис. 17). Химическое соединение устойчиво, а значит, может само играть роль компонента системы сплавов, разделяя общую диаграмму состояния на ряд отдельных диаграмм, например, на две диаграммы I рода, где точки Е и Е₁- эвтектические.

Лекция 3 (2 часа)

Тема: Теория термической обработки стали. (2 часа)

1.1.1 Вопросы лекции:

1. Образование аустенита и рост его зерна
2. Распад аустенита. Мартенситное и бейнитное превращения

1.1.2 Краткое содержание вопросов:

Образование аустенита и рост его зерна

Превращение перлита в аустенит в полном соответствие с диаграммой состояния железо-углерод может совершаться лишь при очень медленном нагреве. При обычных условиях нагрева превращение запаздывает, т.е. требуется перенагрев.

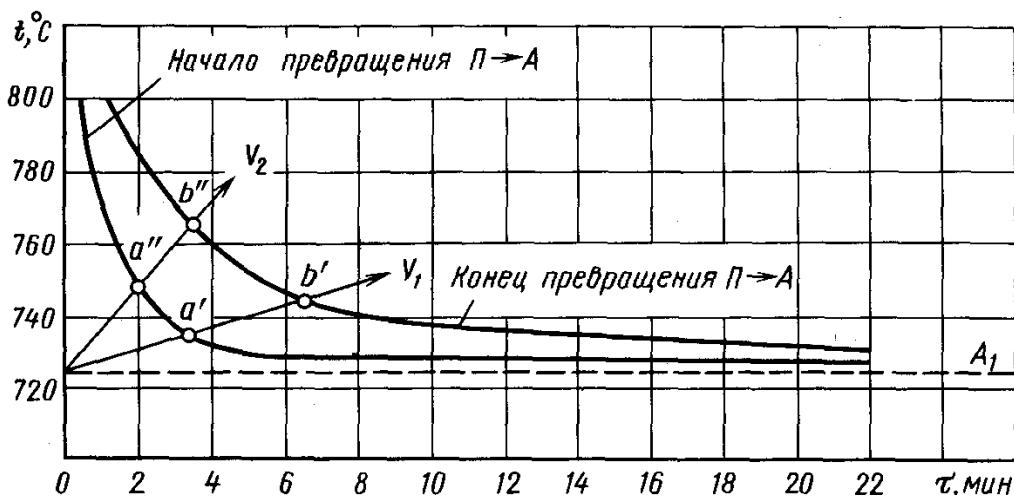


Рис. 2. Превращения перлита (P) в аустенит (A) при постоянной температуре

На рис. 2 приведены данные, показывающие время превращения перлита в аустенит для стали, содержащей 0,8 % С, при разных температурах. Расположение кривых показывает, что чем выше температура, тем быстрее протекает процесс.

При изотермическом нагреве ($T = \text{const}$) при 780 °C превращение перлита в аустенит завершится за 2 мин, а при 740 °C — за 8 мин.

При непрерывном нагреве. Если нагрев осуществляется со скоростью v_2 , то он соответствует превращению перлита в аустенит в интервале температур точек $a'' - b''$. При медленном нагреве v_1 луч пересекает кривые превращений при меньших температурах.

Кривые начала и конца превращения, асимптотически приближаясь к горизонтали A_1 , пересекут ее в бесконечности. Реальные превращения идут выше A_1 и в интервале температур, а не при постоянной температуре для равновесного состояния.

Для получения однородного по составу (гомогенного) аустенита, при нагреве требуется не только перейти через точку окончания перлитно-аустенитного превращения, но и перегреть сталь выше этой точки или дать выдержку для завершения диффузионных процессов внутри аустенитного зерна.

Рост аустенитного зерна.

Начало перлитно-аустенитного превращения сопровождается образованием множества первых зерен аустенита на границах между ферритом и цементитом. Размер этих мелких зерен характеризует так называемую величину *начального зерна аустенита*.

Переход через критическую точку A_{c1} (рис.3) сопровождается резким уменьшением размера зерна. При дальнейшем нагреве возможны два крайних варианта — зерно аустенита:

- почти не увеличивается до $T \approx 1000$ °C, а затем бурно растет;
- вскоре после перехода A_{c1} начинает довольно интенсивно расти.

Склонность аустенитного зерна к росту при температуре близкой к A_{c1} называют *наследственной зернистостью*. По этой склонности различают два предельных типа стали:

- наследственно мелкозернистая;
- наследственно крупнозернистая.

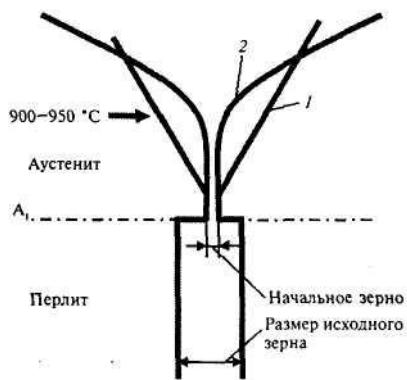


Рис.3. Схема роста зерна различных видов стали:

- 1 – наследственно крупнозернистой;
- 2 – наследственно мелкозернистой

Склонность к росту зерна определяется условиями раскисления стали и ее составом. Стали, раскисленные алюминием, наследственно мелкозернистые (т.к. дисперсные частицы AlN, Al₂O₃ тормозят рост зерна аустенита); легирующие элементы, особенно карбидообразующие замедляют собираательную рекристаллизацию.

Термин «наследственное зерно» указывает лишь на то, что при нагреве крупнозернистая сталь приобретает крупное зерно при более низкой температуре, чем сталь мелкозернистая. Наследственно мелкозернистая сталь может иметь более крупное зерно аустенита. Поэтому существует понятие – *действительное зерно*, т.е. существующее в стали при данной температуре.

Размер зерна стали несущественно влияет на твердость, прочность (НВ, σ_b , δ), но с ростом зерна снижаются резко:

- ударная вязкость,
 - работа распространения трещины.
- повышаются:
- порог хладноломкости,
 - склонность к закалочным трещинам.

6.2.1. Перегрев и пережог

Продолжительный нагрев доэвтектоидной стали при температурах значительно превышающих A_3 , для заэвтектоидных – A_{cm} приводит к образованию крупного действительного зерна как при данной температуре, так и после охлаждения до 20 °C. Это явление принято называть *перегревом стали*.

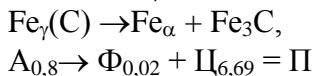
Перегретая сталь характеризуется крупнокристаллическим изломом. При охлаждении перегретой стали нередко часть феррита (цементита), благодаря диффузии углерода в условиях высоких температур, обеспечивает рост соответствующих (ферритных или цементитных) зерен в виде правильных, оригинально расположенных фигур, игл – видманштеттовых кристаллов – «узоров».

Перегрев может быть исправлен (после охлаждения) нагревом до температур выше A_{c3} для доэвтектоидных сталей, выше A_{c1} для заэвтектоидных сталей.

Нагрев до температур более высоких, чем вызывающие перегрев и к тому же в окислительной атмосфере приводит к *пережогу* стали. Он сопровождается образованием по границам зерен окислов железа, которые придают охлажденному металлу большую хрупкость. Излом пережженной стали – камневидный (тусклый). Пережог происходит при температурах ниже линии солидус примерно на 200 °C и меньше. Пережог – это неисправимый брак.

6.3. Распад аустенита. Мартенситное и бейнитное превращения

Превращение аустенита в перлит заключается в распаде твердого раствора углерода в γ -железе ($Fe_\gamma(C)$), на почти чистое α -железо и цементит:



При A_1 (температура равновесия) свободные энергии аустенита и перлита равны $F_A = F_\Pi$ и превращение невозможно, необходимо некоторое **переохлаждение**. Чем сильнее переохладить аустенит, тем быстрее, очевидно, будет идти превращение. Но механизм превращения диффузионный – перераспределение углерода очень значительное. А скорость диффузии определяется температурой. Со снижением температуры превращение будет замедляться.

Итак, увеличение переохлаждения приводит с одной стороны к увеличению скорости превращения (ΔF увеличивается), а с другой стороны – к ее замедлению (из-за снижения скорости диффузии). Суммарное действие этих факторов дает экстремальную кривую: при $A_1(727^{\circ}C)$ и ниже $200^{\circ}C$ скорость превращения равна нулю; в зоне $550^{\circ}C$ превращение идет наиболее интенсивно.

6.3.1. Механизм перлитного превращения.

Перед распадом углерод диффундирует внутри аустенита и скапливается на границе зерен аустенита с образованием зародышей цементита. Рост их происходит за счет диффузии углерода из прилегающих объемов аустенита (рис. 4), который обедняется углеродом, что способствует превращению его в феррит.

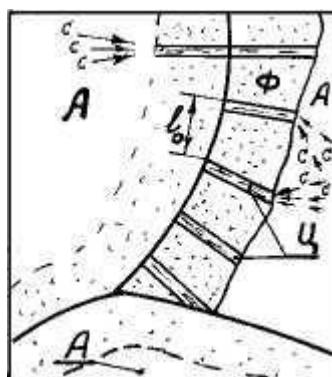


Рис. 4. Механизм перлитного превращения

Цементит, увеличиваясь в объеме, принимает форму пластин, между которыми находятся пластины феррита. Так возникает участок перлита: чередующиеся параллельные пластины феррита и цементита. При дальнейшем росте перлитного зерна пластины удлиняются и к ним присоединяются новые (краевой и боковой рост) – от границы кристалла аустенита по его объему.

Процесс идет до столкновения перлитных зерен и превращения всего аустенита в перлит. Если нанести на диаграмму температура – время точки начала (a_i) и точки конца (b_i) перлитных превращений для различных степеней переохлаждения (различных температур превращения), то получим: сначала большой период инертности, затем все меньшие, но потом снова увеличивающиеся.

В результате будем иметь так называемую **диаграмму изотермического превращения аустенита** (рис. 5).

Чем ниже температура распада аустенита, тем дисперснее образуется ферритно-цементитная смесь (меньше l_0 – усредненная толщина двух соседних пластинок $\Gamma+\Phi$). При малых степенях переохлаждения аустенита, при температуре около $700^{\circ}C$ получается *перлит* ($l_0 = 0,6\text{--}1,0$ мкм), твердость которого НВ 180-200. При температуре $650^{\circ}C$ образуется более мелкая ферритно-цементитная смесь, которая получила название *корбита* ($l_0 \approx 0,3$ мкм), НВ 250-330. При температуре $550^{\circ}C$ образуется *тройстит* ($l_0 \approx 0,1$ мкм), НВ 330-400.

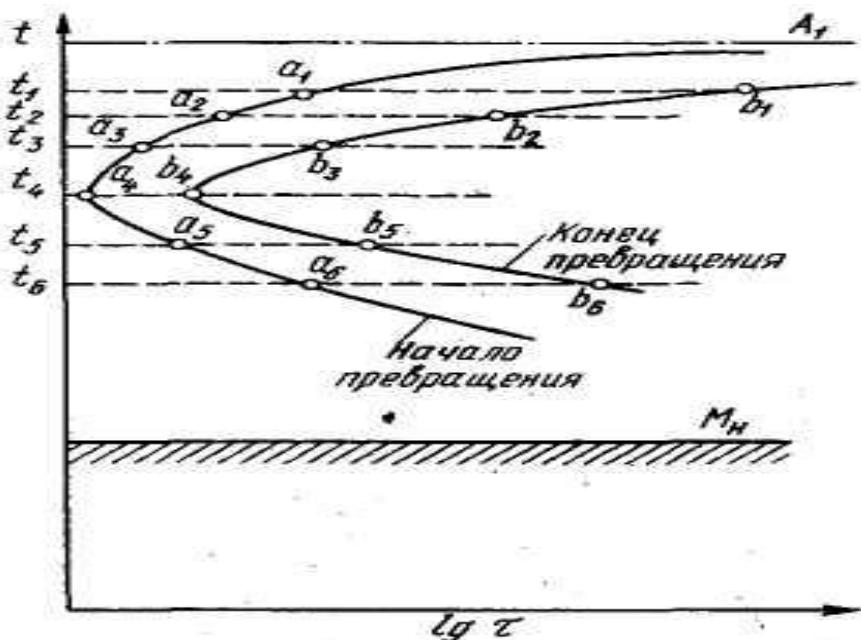


Рис. 5. Диаграмма изотермического распада аустенита

Таким образом, при разных температурах превращений получаются структуры одинакового состава ($\Phi + \Gamma$), но разной степени дисперсности, с разными свойствами.

6.3.2. Мартенситное превращение

Если аустенит переохладить до таких температур, когда диффузия атомов углерода практически прекращается, а γ -решетка неустойчива, но в ней растворен углерод, то происходит перестройка решетки без выделения углерода:

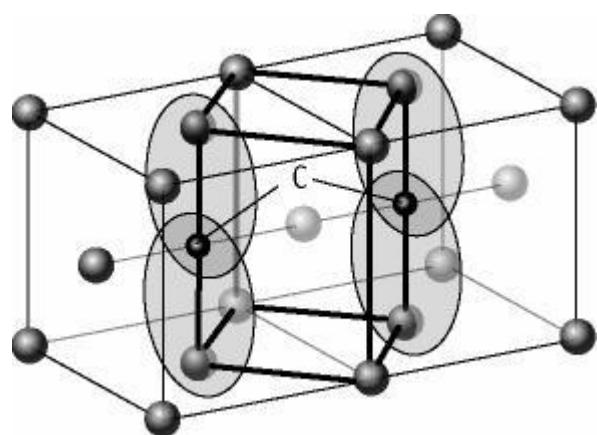
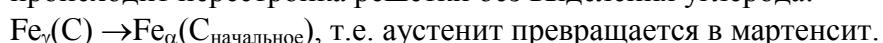


Рис.6. Схема распада ячеек аустенита на мартенсит

Мартенсит в стали – пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железе. Концентрация углерода в нем та же, что и у исходного аустенита, т.е. от 0,02 до 2,14%. Атомы железа, расположенные в аустените в виде ГЦК, оказываются в ОЦК (рис. 6); углерод не выделяется и вызывает искажение решетки – тетрагональность (отношение ребер ячейки $c/a > 1$). Ячейка мартенсита объемно-центрированная.

При изменении содержания углерода в мартенсите от 0,2 до 1,8% - с/а изменяется от 1,02 до 1,08, это вызывает большую напряженность структуры.

Кроме того, в такой структуре очень большая плотность дислокации и более сильная, чем металлическая – ковалентная связь, возникающая между атомом углерода и двумя соседними атомами железа, что обеспечивает мартенситу высокую твердость и хрупкость. Для мартенсита характерна особая микроструктура. Его кристаллы представляют собой пластины (в плоскости микрошлифа – иглы), расположенные параллельно или пересекающиеся под определенными углами (60 и 120°), т.к. мартенсит образуется по определенным кристаллографическим плоскостям в аустените. Такое ориентированное превращение – сдвиг, смещение какого-то объема с одновременным $\gamma\rightarrow\alpha$ - превращением требует напряженного состояния структуры.

Превращение состоит практически в мгновенном (за $0,001$ с) образовании порции мартенситных пластин (пластина образуется за $1 \cdot 10^{-7}$ с). Затем наблюдается задержка и при дальнейшем охлаждении превращение возобновляется.

Начавшись в какой-то точке M_h мартенситное превращение заканчивается в M_k с каким-то количеством остаточного аустенита. Причем скорость охлаждения роли не играет. С повышением содержания углерода значения температур для M_h и M_k снижаются в область отрицательных.

Особенности мартенситного превращения:

- бездиффузионность (состав аустенита и мартенсита одинаков);
- перестройка решетки $\gamma\rightarrow\alpha$;
- ориентировочность (мартенсит закономерно ориентирован относительно старой фазы - аустенита);
- сдвиговый характер превращения, рельефность мицелия.

6.3.3. Структура мартенсита

В закаленных средне- и высокоуглеродистых сталях наблюдается пластинчатый (игольчатый) мартенсит. Чем мельче зерно аустенита, тем мельче пластины. При очень мелких пластинах игольчатое строение неразличимо под микроскопом при обычных увеличениях ($x 500$ - 600) и мартенсит называют бесструктурным или скрытокристаллическим (правильно закаленная сталь) (рис.7).

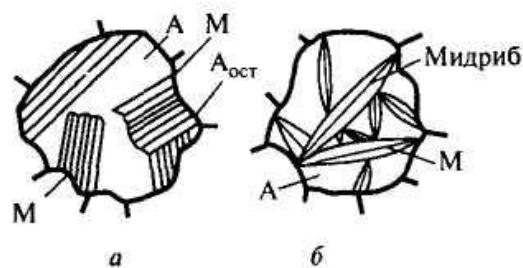


Рис.7. Мартенсит реечный и игольчатый

В закаленных низко- и среднеуглеродистых сталях наблюдается массивный (реечный) мартенсит, кристаллы которого имеют вид параллельных реек, объединенных в пакеты. Зерно аустенита может дать несколько таких пакетов.

Аустенитно-мартенситное превращение сопровождается увеличением объема. Все структуры стали можно расположить по мере увеличения объема в ряд: аустенит, феррит, перлит, сорбит, троостит, мартенсит.

6.3.4. Бейнитное превращение

Переохлажденный аустенит в интервале от 550 °С до M_h превращается в бейнит. Превращение характерно сочетанием особенностей как диффузионного – перлитного, так бездиффузионного – мартенситного процессов и поэтому называется промежуточным. Бейнитное превращение протекает в интервале температур, когда практически отсутствует диффузия железа, но диффузия углерода протекает интенсивно. В переохлажденном аустените углерод диффузионно перераспределяется. В результате возникают участки, обогащенные углеродом и обедненные им. Концентрационная неоднородность приводит к возникновению напряжений, а так как для бедных по углероду участков точка M_h лежит выше, то пластическая деформация приводит к $\gamma\rightarrow\alpha$ превращению по мартенситной реакции. (На полированном шлифе появляется рельеф). Так как температура высокая, то образовавшийся мартенсит распадается на ферритно-цементитную смесь.

Обогащенные углеродом участки аустенита могут не испытывать превращений, могут выделять цементит, могут частично испытывать мартенситное превращение. Кроме того, в структуре имеется остаточный аустенит.

Верхний бейнит – имеет перлитное строение, похожее на троостит, нижний бейнит – игольчатое строение, твердость его выше ($\approx HB 500 - 550$ для эвтектоидной стали).

6.4. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении

Термообработка обычно проводится не изотермически, а непрерывным охлаждением. Кривые охлаждения строят в тех же координатах «температура – время», что и в диаграмме изотермического превращения аустенита.

При небольшой скорости охлаждения v_1 образуется перлит, с увеличением скорости $v_2 - v_3$ получаются более мелкие ферритно-цементитные смеси: сорбит и троостит

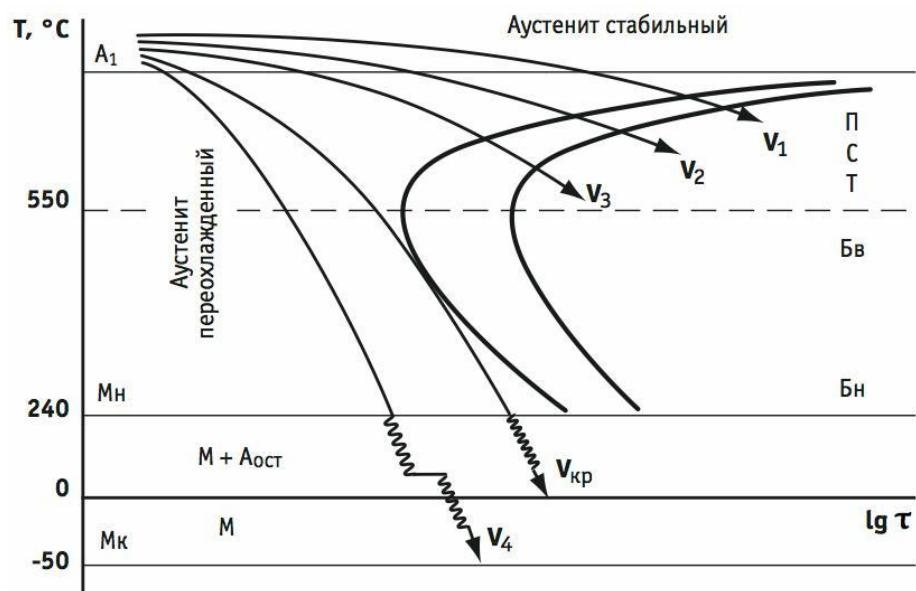


Рис.8. Диаграмма распада аустенита при непрерывном охлаждении

При скорости несколько большей v_3 аустенит распадается не полностью – часть его переохлаждается до точки M_h , то есть превращается в мартенсит, а часть превратится в троостит.

От скорости v_k (критической) весь аустенит переохлаждается до M_h , ферритно-цементитной смеси не образуется, образуется мартенсит. *Бейнит при непрерывном охлаждении углеродистой стали не образуется. Его получают при температуре 300-400 °C изотермически.*

7.1. Отжиг I и II рода: виды, назначение, режимы

Основными видами термической обработки, различно изменяющими структуру и свойства стали в зависимости от требований предъявляемых к отливкам, поковкам, прокату и др. полуфабрикатам или готовой продукции являются: отжиг, нормализация, закалка, отпуск.

Содержание отжига: нагрев стали и медленное охлаждение с целью получения более равновесной структуры.

Отжиг I рода – устраняет химические или физические неоднородности при температуре ниже или выше температур фазовых превращений, которые не определяют цели термообработки.

Рис. 1. Отжиг I рода (температурные интервалы нагрева)

Виды отжига I рода:

- гомогенизация (диффузионный);
- рекристаллизационный отжиг;
- отжиг, уменьшающий напряжения (низкий отжиг).

7.1.1. Гомогенизация (диффузионный отжиг)

Применяется для слитков и крупных отливок *легированной* стали с целью уменьшения дендритной или внутрикристаллитной ликвации. Они повышают склонность стали к крупному разрушению, возникновению шиферности (слоистости) и флокенов (пустот), понижению пластичности и вязкости.

Режим : нагрев до 1100–1200 °C (1, рис. 8), выдержка 8-20 часов, медленное охлаждение до 200-250 °C.

Общее время обработки 50 – 100 ч.

7.1.2. Рекристаллизационный отжиг

Нагрев деформированной в холодном состоянии (наклепанной) стали выше температуры рекристаллизации, выдержка и последующее охлаждение. При этом крупные вытянутые зерна распадаются, образуются равноосные.

Температура нагрева малоуглеродистых и низколегированных сталей 600 - 700 °C (2. рис. 8).

Для среднелегированных – 750-770°C, для высокоуглеродистых и легированных сталей – выше (например, для 12X18H9T-1100 – 1150°C).

Время нагрева 0,5 – 1,5 ч.

При отжиге кроме рекристаллизации феррита могут протекать процессы коагуляции и сфероидизации цементита – повышается пластичность стали, облегчается обработка давлением.

7.1.3. Отжиг для снятия остаточных напряжений (низкий отжиг)

Термическая обработка заключается в нагреве стали в интервале

200-700 °C и последующем охлаждении с целью уменьшения внутренних напряжений после технологических операций.

Например: детали прецизионных станков (ходовые винты, червяки, зубчатые колеса) после механической обработки нагревают до 570-600 °C и выдерживают в течение 2-3 ч.

Для снятия сварочных напряжений – T=650-700 °C (3, рис. 8).

Отжиг II рода – когда фазовые превращения определяют их целевое назначение.

Разновидности отжига II рода:

- полный;

- неполный;

- изотермический; нормализационный (нормализация).

7.1.4. Полный отжиг – для доэвтектоидной стали проводится с целью создания мелкозернистости, понижения твердости НВ, повышения пластичности, снятия внутренних напряжений.

Режим:

- нагрев до $A_{C3} + (20-30) ^\circ C$;

- выдержка для полного завершения фазовых превращений в объеме;

- медленное охлаждение.

При нагреве исходная крупнозернистая ферритно-перлитная структура превращается в мелкозернистую структуру аустенита («начальное зерно» - действительное зерно). При медленном охлаждении (для углеродистых сталей

$V_{охл} = 200-250 ^\circ C/ч$) образуется мелкозернистая (ферритно-перлитная) структура, обеспечивающая высокую пластичность и вязкость. Распад аустенита при медленном охлаждении

Для заэвтектоидных сталей не применяются, т.к. при охлаждении образуется сетка цемнита по границам зерен перлита, ухудшающая механические свойства.

7.1.5. Неполный отжиг.

Этому виду отжига подвергают иногда доэвтектоидную, а в основном, эвтектоидную и заэвтектоидные стали с целью превращения пластинчатого перлита и сетки цемнита в структуру зернистого перлита, лучше обрабатываемого на станках.

(Перлит пластинчатый – НВ 180-250;
зернистый – НВ 160-180).

Режим:

нагрев выше A_{C1} до $740-780 ^\circ C$.

Если нагреть выше A_{cm} , то цементит растворится в аустените и при последующем охлаждении образуется пластинчатый цементит.

Нагретый сплав чуть выше A_{c1} имеет какое-то количество частиц цементита (меньшее чем было, т.к. $\text{Ц}_{\text{п}}$ и часть $\text{Ц}_{\text{п}}$ растворились в аустените), оставшиеся частицы $\text{Ц}_{\text{п}}$ при последующем охлаждении служат центрами кристаллизации цемента, выделяющегося ниже A_{r1} при охлаждении и принимающего в этом случае зернистую форму.

В связи с тем, что при таком отжиге получается зернистая или сфероидальная форма цементита – этот отжиг называется *сфероидизирующим*.

Охлаждение при сфероидизации медленное. Оно должно обеспечить распад аустенита на ферритно-цементитную смесь, сфероидизацию и коагуляцию образовавшихся карбидов при $T = 620\text{-}680^{\circ}\text{C}$. Для облегчения процесса образования зернистого перлита нагрев-охлаждение повторяют несколько раз – *мятниковый (циклический) отжиг*.

Рис. 4. Циклический отжиг

Чаще применяют изотермический отжиг, требующий меньше времени. При этом сталь медленно охлаждают ($30\text{-}50^{\circ}\text{C}/\text{ч}$) до $620\text{-}680^{\circ}\text{C}$ и выдерживают при $T = \text{const}$ от 1 до 3 часов, затем охлаждают на воздухе.

7.1.6. Изотермический отжиг отличается тем, что образование ферритно-перлитной или цементитно-перлитной структуры из аустенита происходит при $T = \text{const}$.



Режим:

- нагрев до $T = \text{Ac}_3 + (20\text{-}30^{\circ}\text{C})$
- $T = \text{Ac}_1 + (10\text{-}40^{\circ}\text{C})$
- охлаждение до температуре ниже Ar_1 ($680\text{-}700^{\circ}\text{C}$);
- выдержка при заданной температуре до полного распада аустенита;
- охлаждение на воздухе.

Этот вид отжига часто применяют для легированных сталей. При этом значительно

сокращается время для снижения твердости изделия (легированные стали требует очень

медленного охлаждения при снижении температуры).

Изотермический отжиг сокращает время по сравнению с полным, улучшает обрабатываемость резанием, чистоту поверхности и снижает деформацию изделий при последующей термической обработке. Применяется для поковок (шестерня, муфта, вал и др.) небольших размеров, т.к. быстрое и равномерное охлаждение больших поковок по сечению до $T=\text{const}$ невозможно.

7.1.7. Нормализационный отжиг

Нагрев до температуры выше A_{c3} или A_{cm} на $50\ ^\circ\text{C}$ с последующим охлаждением на спокойном воздухе.

Для среднеуглеродистой стали повышается твердость и прочность. Применяют для неответственных деталей вместо более дорогого улучшения.

Нормализация вызывает полную фазовую перекристаллизацию стали и устраняет крупнозернистую структуру, полученную при литье, ковке, штамповке. Твердость и прочность средне-высокоуглеродистых сталей больше на 10-15 % по сравнению с отожженной.

Нормализация дешевле отжига.

Заэвтектоидная сталь: при охлаждении на воздухе образуется большое количество центров Fe_3C , что препятствует выделению цементита по границам зерен (сетка не образуется) – получается мелкая смесь феррита и цементита.

7.2. Закалка: режим объемной закалки, закалочные среды, способы закалки, поверхностная закалка

Закалка – термическая обработка, заключающаяся в нагреве стали до температуры выше критической (A_{c3} – для доэвтектоидной, A_{c1} – для заэвтектоидной) на $30 - 50\ ^\circ\text{C}$, выдержке и последующим охлаждением со скоростью больше критической.

В результате закалки получается *неравновесная мартенситная структура*. Поэтому закалка не является окончательной операцией. Сталь после закалки обязательно подвергают отпуску, чтобы уменьшить хрупкость и снизить остаточные напряжения.

Мартенсит – структура наивысшей твердости; после отпуска пластичность стали повышается, а твердость снижается. При одинаковой твердости структуры, полученные после отпуска мартенсита, имеют лучшие механические свойства, чем структуры, полученные после распада аустенита (за исключением нижнего бейнита).

Главные цели закалки наряду с повышением твердости:

- инструментальные стали – повысить прочность и износостойкость,
- конструкционные стали – повысить прочность, пластичность и вязкость (а для некоторых деталей и износостойкость).

7.2.1 Нагрев под закалку

Выбор температуры нагрева для углеродистых сталей по диаграмме железо – цементит. Для доэвтектоидной стали $A_{c3} + (30 - 50\ ^\circ\text{C})$ – *полная закалка*; для заэвтектоидной стали $A_{c1} + (30 - 50\ ^\circ\text{C})$ – *неполная закалка*.

При этом в первом случае исходная ферритно-перлитная структура превращается в аустенит, а он при скорости охлаждения большей критической превращается в мартенсит. При меньших температурах нагрева остается феррит, ухудшающий закалочную структуру (ниже твердость, прочность).

Нагрев заэвтектоидной стали до температуры $760 - 790\ ^\circ\text{C}$ переводит перлит в аустенит и

в структуре остается нерастворенной в аустените часть вторичного цементита, который в структуре мартенсита повышает твердость и износостойкость стали.

Кроме того, для многих сталей температура нагрева под закалку значительно выше A_{c1} и A_{c3} (на 150 – 250 $^{\circ}\text{C}$) – для перевода в твердый раствор специальных карбидов и получения требуемой легированности аустенита. При этом нерастворенные частицы карбидов тормозят рост зерна аустенита, что позволяет проводить нагрев без роста зерна. Для сокращения времени операций нагрев стали следует вести быстро, однако не допуская образования дефектов. При быстром нагреве могут образоваться трещины (особенно в деталях сложной конфигурации).

Общая продолжительность нагрева:

$$\tau_{\text{общ}} = \tau_{\text{сп}} + \tau_{\text{ив}},$$

где $\tau_{\text{сп}}$ – время сквозного прогрева до заданной температуры;

$\tau_{\text{ив}}$ – продолжительность изотермической выдержки.

Эти параметры выбираются по таблицам:

$\tau_{\text{сп}}$ – с учетом скорости прогрева детали заданной формы на 1 мм сечения;

$\tau_{\text{ив}}$ – из условия необходимости завершения фазовых превращений (полного растворения углерода в аустените). Можно принять

$$\tau_{\text{ив}} = (0,15 - 0,25) \tau_{\text{сп}}.$$

Для закалки инструмента в электропечах (сталь углеродистая с содержанием 0,7 – 1,3% С) выдержка рекомендуется 50 – 80 сек/мм наименьшего сечения, а для легированной стали 70 – 90 с/мм.

При нагреве в пламенных или электрических печах взаимодействие атмосферы печи с поверхностью металла (особенно при температуре больше 500 – 550 $^{\circ}\text{C}$) вызывает обезуглероживание ($\text{C} + \text{O}_2 \rightarrow \text{CO}_2$) и окисление стали ($2\text{Fe} + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{FeO}$) – образование окалины.

Поэтому часто применяют контролируемую (защитную) газовую среду (аммиак, азот) или вакуум.

7.2.2 Закалочные среды.

При закалке для переохлаждения аустенита до температур начала мартенситного превращения требуется быстрое охлаждение не во всем интервале температур, а только в пределах 650 – 400 $^{\circ}\text{C}$, при низкой устойчивости аустенита.

Выше 650 $^{\circ}\text{C}$ скорость превращения аустенита мала (нельзя только допускать распада аустенита). Ниже 400 $^{\circ}\text{C}$ в углеродистой стали вновь начинается зона относительной устойчивости аустенита, допускающая пониженную скорость охлаждения.

В мартенситном интервале (начиная с 200 – 300 $^{\circ}\text{C}$) особенно желательно замедленное охлаждение, чтобы к структурным напряжениям не добавлялись термические.

Механизм действия закалочных сред.

В момент погружения изделия в жидкость вокруг него образуется пленка перегретого пара; охлаждение через слой паровой рубашки относительно медленное – стадия пленочного кипения (

При снижении температуры поверхности паровая рубашка разрушается, жидкость начинает кипеть на поверхности детали и охлаждение идет быстро – стадия пузырчатого кипения

При снижении температуры поверхности металла ниже температуры кипения жидкости (при охлаждении в воде меньше 100 $^{\circ}\text{C}$) кипение прекратиться, охлаждение замедлится – стадия конвективного теплообмена.

Закалочная жидкость охлаждает интенсивнее, если широк интервал II стадии (пузырчатого кипения), т.е. выше температура перехода от I стадии ко II и ниже температура границы между II и III стадиями.

Наиболее распространенные закалочные среды: вода, масло, воздух, водные растворы солей, щелочей, кислот, расплавленные соли.

Вода охлаждает гораздо быстрее, чем масло (в 6 раз при $T = 600^{\circ}\text{C}$). Поэтому для охлаждения углеродистых сталей, требующих большую скорость охлаждения применяют воду.

В *масле* охлаждают детали из легированных сталей и высокоуглеродистых при тонких сечениях.

Основной недостаток воды – высокая скорость охлаждения в области образования мартенсита, что создает опасность возникновения трещин. Добавление к воде солей, щелочей и кислот значительно увеличивает ее закаливающую способность: почти полностью исключается I стадия, снижается скорость охлаждения в мартенситном интервале.

Масло (минеральное, нефтяное) имеет следующие преимущества:

- небольшую скорость охлаждения в мартенситном интервале (по сравнению с водой при 200°C – в 28 раз меньше),
- постоянную закаливающую способность в широком интервале температур среды ($20 - 150^{\circ}\text{C}$).
- Недостатки масла:
 - легкая воспламеняемость,
 - пригорание к поверхности детали,
 - постепенное повышение вязкости (густеет от высоких температур,
 - ухудшается закаливающая способность),
 - повышенная стоимость.

На практике часто применяются 8 – 12%-ные водные растворы NaCl и NaOH .

Прокаливаемость стали – способность закаливаться на определенную глубину.

При закалке в зависимости от сечения (например диаметра) и критической скорости охлаждения получается различная структура от края к середине. Так как теплота от внутренних слоев передается к наружным, то охлаждение по сечению будет неравномерным – внутренние слои детали охлаждаются медленнее $V_{\text{вн}} \ll V_{\text{пов}}$. Там, где скорость охлаждения меньше критической образуется бейнит, троостит, сорбит, перлит. Соответственно и твердость слоев будет различной. Если сердцевина охлаждается со скоростью больше критической, то по всему сечению образуется мартенситная структура. Для различных сплавов критическая скорость охлаждения различна. Чем меньше V_k закалки, тем больше прокаливаемость. Легирование стали делает аустенит более устойчивым, снижает V_k и повышает прокаливаемость.

Простая углеродистая сталь принимает закалку на глубину до 5 – 6 мм, следовательно, деталь диаметром 10 мм еще можно закалить полностью, при больших диаметрах получается неоднородная структура. Деталь будет менее прочной.

Закаливаемость стали – способность получать в результате мартенситного превращения повышенную твердость. Чем больше содержание углерода в стали, тем больше

тетрагональность и твердость. Практически закаливать можно стали с содержанием 0,3% углерода и более.

7.2.3 Способы закалки.

Закалка в одном охладителе (рис. 8, кривая 1) —наиболее простой способ. Нагретую до определенных температур деталь погружают в закалочную жидкость, где она остается до полного охлаждения. Этот способ применяют при закалке несложных деталей из углеродистых и легированных сталей.

Для уменьшения внутренних напряжений деталь иногда не сразу погружают в закалочную жидкость, а некоторое время охлаждают на воздухе, «подстуживают». Такой способ закалки называется *закалкой с подстуживанием*.

Прерывистая закалка, или закалка в двух средах (рис. 8, кривая 2). Деталь охлаждают сначала в быстро охлаждающей среде, а затем в медленно охлаждающей. Обычно первое охлаждение проводят в воде, а затем деталь переносят в масло, или охлаждают на воздухе. Этот способ применяют при закалке инструмента из высоколегированных сталей.

Требуется термист высокой квалификации.

Ступенчатая закалка (рис. 8, кривая 3).

Деталь охлаждается в закалочной среде, имеющей температуру выше мартенситной точки для данной стали. При охлаждении и выдержке в этой среде закаливаемая деталь должна приобрести во всех точках сечения температуру закалочной ванны. Затем следует окончательное, обычно медленное, охлаждение, во время которого и происходит формирование структуры, т. е. превращение аустенита в мартенсит.

При ступенчатой закалке, а также при закалке в двух средах длинномерных и плоских изделий (преимущественно инструмента) проводится *правка* или *рихтовка*, т. е. устранение коробления, вызванного термическими напряжениями при быстром охлаждении. Металлы в момент мартенситного превращения обладают «аномально высокой пластичностью».

Ступенчатая закалка применяется для углеродистых сталей при диаметре деталей до 10-12 мм, а для деталей из легированных сталей диаметром до 20 – 30 мм. Потому что горячие среды не обеспечивают большой критической скорости охлаждения для более крупных деталей.

Изотермическая закалка (рис. 8, кривая 4). В отличие от ступенчатой при изотермической закалке необходимо выдерживать сталь в закалочной среде столько времени, чтобы успело закончиться изотермическое превращение аустенита.

Обычно температура изотермического спада аустенита лежит в интервале 250—350 °С. В результате такой закалки сталь обладает меньшей твердостью, чем при других способах закалки, но обычно повышенной вязкостью. Структура — бейнит.

Способ изотермической закалки применяют для деталей, склонных к короблению и образованию трещин.

7.2.4 Обработка стали холодом

Сущность этого способа заключается в том, что при охлаждении стали ниже комнатной температуры, но в интервале не ниже окончания мартенситного превращения, происходит дополнительное более полное превращение остаточного аустенита в мартенсит.

Для сталей с содержанием углерода более 0,5 – 0,6% целесообразна обработка холодом при температуре ниже 0 °С. Обработка холодом – часть общего цикла термообработки, проводится немедленно после закалки (пока аустенит не стабилизировался).

Охладители:

1. Сухой лед (смесь твердой углекислоты с ацетоном.
Температура – минус 78 $^{\circ}\text{C}$).
2. Жидкий азот (-196 $^{\circ}\text{C}$).
3. Холодильные установки.

7.2.5 Поверхностная закалка – термическая обработка, заключающаяся в нагреве поверхностного слоя детали выше $A_{\text{c}3}$ для доэвтектоидной и $A_{\text{c}1}$ для заэвтектоидной стали с последующим охлаждением с целью получения мартенсита в указанном слое. Способы нагрева: индукционный ТВЧ, лазерный, пламенно-газовой горелкой.

В результате получается поверхностный слой большой твердости с сохранением вязкой сердцевины детали. Это обеспечивает износостойкость и высокую динамическую прочность деталей: шестерен (зубья закаливают), коленчатых валов (поверхность шеек) и т.д.

7.3. Отпуск стали

Отпуск стали – термическая обработка, заключающаяся в нагреве закаленного изделия ниже $A_{\text{c}1}$ для перевода неравновесной структуры в более равновесную.

При этом:

- снижаются (устраняются) внутренние напряжения;
- уменьшается хрупкость закаленной стали;
- получается требуемая структура и механические свойства.

Различают низкий, средний и высокий отпуск.

Низкий отпуск – нагрев до температуры не более 250 $^{\circ}\text{C}$, выдержка и последующее охлаждение. Здесь скорость охлаждения структуру не изменяет. При этом из раствора выделяется углерод, параметры решетки мартенсита приближаются к единице, углерод образует метастабильный карбид, отличающийся от цементита. Его обозначают ϵ – карбид, он имеет гексагональную решетку и формулу близкую к Fe_2C . Таким образом, при низком отпуске получается так называемый *отпущененный мартенсит* (смесь пересыщенного α – раствора неоднородной концентрации и еще не обособившихся частиц карбида).

За счет уменьшения тетрагональности мартенсита частично снимаются внутренние напряжения, твердость почти не снижается (износостойкость высокая); повышается ударная вязкость и пластичность. Низкотемпературный отпуск проводят для режущего и измерительного инструмента.

Средний отпуск – предусматривает нагрев до 350 – 450 $^{\circ}\text{C}$ и охлаждение для получения структуры *троостита отпуска*.

Избыточный углерод диффузационно полностью выделяется из α – раствора, при этом снимаются внутренние напряжения. Одновременно с этим карбид обособляется и превращается в укрупненные частицы цементита. В целом образуется мелкодисперсная смесь феррита с цементитом – отпущененный троостит. Твердость его ниже, чем мартенсита отпуска, но значительно повышается упругость. Так отпускают пружины, рессоры, зубила и штампы.

Высокий отпуск – выполняют путем нагрева до 550 ± 100 $^{\circ}\text{C}$. При такой температуре укрупняются и округляются (коагулируют) частицы феррита и цементита. Получается структура *отпущененный сорбит*.

- Твердость ниже, меньше внутренние напряжения, прочность высокая.

- пластичность и вязкость значительно возрастают.

Благодаря такому удачному сочетанию свойств закалку с последующим высоким отпуском называют **улучшением стали**. Этой операции подвергают шатуны, коленчатые валы и другие сложно нагруженные детали

1. МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ ПО ВЫПОЛНЕНИЮ ЛАБОРАТОРНЫХ РАБОТ

2.1 Лабораторная работа №1 (2 часа).

Тема: «Измерение твердости металлов»

2.1.1 Цель работы. Ознакомление с методикой и средствами измерения твердости материалов, приобретение практических навыков работы на твердомерах.

2.1.2 Задачи работы:

1. Изучить устройство, принцип действия и технические твердомеров Бринелля и Роквелла.
2. Определить твердость металлических образцов.
3. Составить отчет.

возможности

2.1.3 Перечень приборов, материалов, используемых в лабораторной работе:

1. Твердомер Бринелля
2. Твердомер Роквелла
3. Твердомер электронный ТЭМП -2
4. Образцы металлов

2.1.4 Описание (ход) работы:

Лабораторная работа 1

Измерение твердости металлов

1. Общие сведения

Твердость – сопротивление материала местной пластической деформации, возникающей при внедрении в него более твердого тела.

Такими телами на твердомерах являются **инденторы**. Инденторы: стальной закаленный шарик, конус или пирамида из твердого сплава или алмаза. Индентор, закрепленный в держателе представляет собой **наконечник**.

Твердость материалов (металлов) – сложное свойство, зависящее от их прочности и пластичности, а также от метода измерения.

Новые методы основаны на использовании ультразвуковых колебаний (фиксировании изменения собственной частоты колебательной системы в процессе опыта); на измерении разности скоростей падения и отражения ударника от испытуемой поверхности (электронный твердомер). По способу Шора твердость металлов определяют по высоте отскакивания бойка от испытуемой поверхности, что зависит от упругости материала.

Твердость минералов оценивают методами: царапания (более твердым эталоном), шлифования или вдавливания.

Наиболее распространены методы Бринелля, Роквелла и Виккерса, основанные на вдавливании индентора и оценке твердости материала по размерам полученного отпечатка.

2. Метод Бринелля

Сущность метода

На специальном приборе (твердомере) стальной закаленный шарик диаметром D (рис. 1) под действием нагрузки P вдавливается в испытуемый объект (деталь, заготовку, образец).

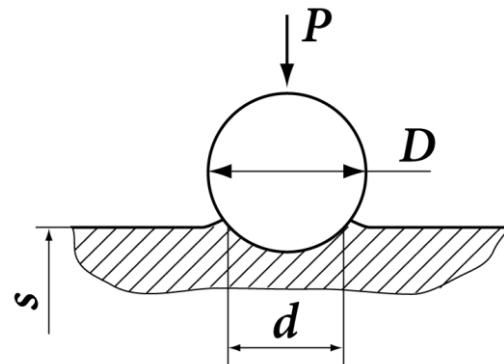


Рис. 1. Схема испытания на твердость по методу Бринелля

По истечении времени τ нагрузка снимается, а на поверхности изделия остается отпечаток. По его площади (диаметру d) определяют значение твердости соответствующего материала.

Выбор параметров испытания

В зависимости от толщины изделия S выбирают наконечник с шариком соответствующего диаметра.

Таблица 1. К выбору диаметра шарика

S , мм	до 3	3-6	более 6
D , мм	2,5	5,0	10

Нагрузку рассчитывают по зависимости

$$P = k \cdot D^2, \text{ кг } |F, \text{kH}|$$

где k – коэффициент пропорциональности.

Таблица 2. К выбору значений k и τ

Материал	k	$\tau, \text{ с}$
Черный металл	30	10
Сплав цветных металлов	10	30
Цветной металл	2,5	60

2.3 Устройство и работа твердомера

Твердомер Бринелля (рис. 2) имеет тонкостенный чугунный корпус, в верхней части которого винтом к подпружиненному шпинделю 3 прикреплен сменный наконечник с шариком 1. На шпиндель через рычаги 4 и 6 передается усилие от подвески 7 с набором грузов 8.

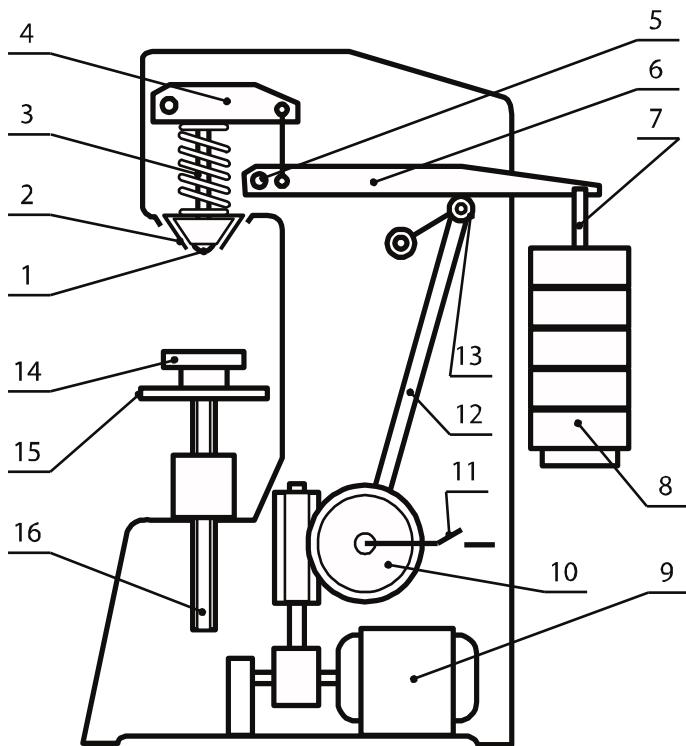


Рис. 2. Схема твердомера Бринелля

Под наконечником расположен плоский (для изделий круглого сечения призматический) столик 14. В корпусе размещены электродвигатель 9 и червячный редуктор с шатуном 12. Испытуемое изделие укладывают на предметный столик, а затем вращением маховика 15 с винтом 16 перемещают его к наконечнику.

При включении электродвигателя колесо 10 начнет медленно поворачиваться по часовой стрелке вместе с шатуном 12 и упорным роликом 13. При этом ролик с шатуном будет опускаться, под действием грузов 8 через подвеску рычаг 6 станет поворачиваться на оси 5 и поворачивать рычажок 4, который через шпиндель 3 будет вдавливать шарик в образец. Нагрузка на шарик по мере поворота червячного колеса возрастает и достигает полной в момент отрыва ролика 13 от рычага. Это происходит при остановке шарика, шпинделя и рычагов. В этот момент включится контрольная лампочка и начнется отсчет времени опыта. При замыкании электрической цепи контактом 11, связанным с колесом 10, двигатель переключится на обратный ход, ролик 13 с шатуном пойдет вверх и, поворачивая рычаг 6, разгрузит наконечник. Электродвигатель отключится. В момент касания пары ролик-рычаг лампочка выключится.

2.4 Требования к образцам

Образец должен иметь параллельные поверхности. При испытании изделий круглого сечения под шарик опиливают лыску.

Образец должен быть чистым (без влаги, краски, ржавчины и т.д.) со шлифованной или обработанной напильником испытуемой поверхностью. При малых нагрузках (P) требуется малая шероховатость поверхности.

2.5 Правила безопасности

- Соблюдать общие правила работы с электроприборами.
- Тщательно устанавливать образец на предметном столике.
- Стоять при испытании сбоку твердомера.
- При испытании только наблюдать за работой прибора.

2.6 Порядок испытания

- На подвеску 7 навесить необходимый набор грузов.
- Установить в нужное положение подвижный контакт 11.

- Положить на столик испытуемое изделие. При необходимости придерживать его, подвести к наконечнику и слегка поджать.
- Убедиться в том, что требования по установке соблюдены (табл. 3).

Таблица 3. Требования к установке образцов на твердомере Бринелля

Расстояния

Твердость образца	Между центром отпечатка и краем образца	Между центрами отпечатков
До 35НВ	$\geq 3,0 \cdot d$	$\geq 6 \cdot d$
Более 35 НВ	$\geq 2,5 \cdot d$	$\geq 4 \cdot d$

- Вращая маховик 15 до заметного сопротивления, сжать калиброванную пружину шпинделя.

- Нажатием кнопки включить электродвигатель. Замерить время действия полной нагрузки по периоду свечения контрольной лампочки.

- После выключения двигателя повернуть маховик 15 против часовой стрелки и снять образец.

2.7. Определение значения твердости

Диаметр отпечатка d измеряют с помощью специальной лупы, снабженной шкалой с делениями. Измерения выполняют в двух взаимно перпендикулярных направлениях (рис. 3) и вычисляют среднее значение. Испытание каждого образца должно быть двукратным.

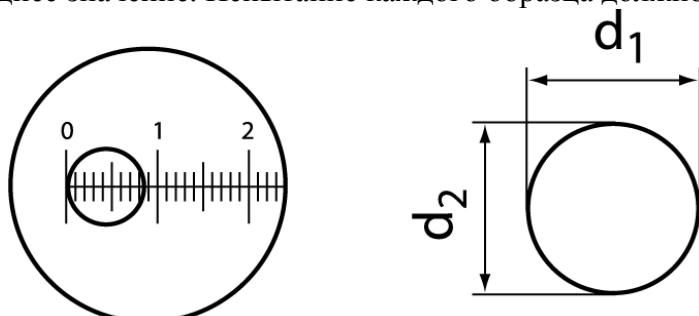


Рис. 3. Схема измерения диаметра отпечатка с помощью лупы

Твердость по Бринеллю (HB – HartBrinell) как отношение нагрузки (кгс) к поверхности отпечатка (мм^2) получает такую же размерность, что и прочность ($\text{кгс}/\text{мм}^2$ или $\text{Н}/\text{мм}^2$). На практике значения твердости приводят безразмерные (например, HB 200 – твердость по Бринеллю 200 единиц) и не рассчитывают, а находят по таблице (Приложение 1).

Ограничения:

- толщина образцов должна быть не менее 10-кратной глубины отпечатка ($S > 1-2 \text{ мм}$);
- твердость образцов не должна превышать HB 450.

3. Метод Роквелла.

Устройство и работа твердомера

Твердомер Роквелла устроен и работает подобно твердомеру Бринелля, но он оставляет отпечатки гораздо меньших размеров. Это обеспечивают инденторы – конус с углом при вершине 120° (алмазный или твердосплавный) и стальной закаленный шарик диаметром $1/16''$ (около 1,588 мм). Рабочая нагрузка не превышает 150 кгс, поэтому прибор компактен. Вместе с тем он позволяет измерять твердость в более широком диапазоне значений, фиксируемых большой стрелкой 15 индикатора 1 (рис.4). На индикаторе нанесены три шкалы: А, В и С, а измеряемым параметром является глубина отпечатка. Твердость обозначается буквами HR с добавлением шкалы и цифр (например: HRA 70, HRB 25 – твердость по шкале А Роквелла 70 единиц и т.п.).

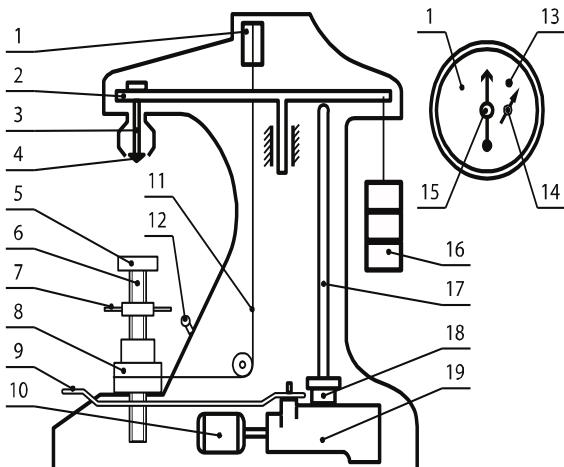


Рис. 4. Схема твердомера Роквелла

Твердомер имеет литой чугунный корпус, снаружи которого размещены: наконечник 4, опорный столик 5, подъемный винт 6 с маховиком 7, подвеска с грузами 16. В корпусе установлен электродвигатель 10 с двухступенчатым редуктором 19, от которого при включенном с помощью клавиши 9 храповом механизме кулачок 18 поворачивается на один оборот и осуществляет цикл наложения (нормальный – 4с, ускоренный -2с) и снятия испытательной нагрузки через шток 17 и рычажную систему 2. Затем кулачковый вал отключается от двигателя. При длительных перерывах в работе электродвигатель выключают тумблером 12.

3.2. Требования к образцам

Поверхность испытуемого изделия должна иметь низкую шероховатость ($R_a \approx 1.25$ мкм). Это обеспечивает чистовое шлифование, чистовое точение). На опорной поверхности тонких изделий не должно быть отпечатков от предыдущих испытаний. Толщина образца или глубина испытуемого слоя должны превышать остаточную глубину вдавливания в 8 и более раз. Допускается испытывать изделия с изогнутой поверхностью при радиусе кривизны не менее 5 мм.

3.3. Порядок испытания

3.3.1. Выбор шкалы и нагрузки

Выбрать шкалу измерения твердости, нагрузку и вид индентора, руководствуясь следующими указаниями.

Шкала А – для измерения твердости тонких пластинок, твердых поверхностных слоев (0,3-0,5 мм глубиной) и очень твердых металлов при нагрузке 60 кгс.

Шкала В - для испытания мягких металлов, $P=100$ кгс.

Шкала С – для материалов высокой твердости (закаленных сталей и т.п.) с твердостью более 450 НВ, материалов средней твердости (от НВ 230) и поверхностных слоев толщиной более 0,5 мм (например, цементированных) при $P=150$ кгс.

Инденторы: при замерах по шкалам А и С – конус; по шкале В – шарик.

3.3.2. Испытание

На предметный столик 5 (рис. 4) поместить испытуемое изделие так, чтобы расстояние от оси шарика до центра имеющегося отпечатка или края образца составляло не менее 4 мм, а от оси конуса – не менее 2,5 мм.

Установить предварительную нагрузку $P_0 = 98$ Н (10 кгс), поджимая изделием наконечник (с помощью маховика 7) до совмещения малой стрелки 14 индикатора с красной меткой 13. Стрелка 15 при этом должна остановиться в секторе ± 5 делений шкалы от вертикали.

Установить ноль шкалы С против конца большой стрелки, поворачивая барабан 8 с тросиком 11. Тумблер 12 установить в положение «Включено».

Включить в работу привод механизма нагружения плавным нажатием на клавишу 9. После остановки стрелки 15 прочесть показания по соответствующей шкале.

На образце выполнить не менее трех замеров. Значительно отличающиеся показания исключить и сделать дополнительный замер.

Опустить столик прибора, снимая предварительную нагрузку.

Предварительная нагрузка P_0 исключает влияние неодинаковой шероховатости образцов на точность показаний прибора. Последующая установка стрелки 15 на нуль вычитает соответствующую нагрузку P_0 глубину h_0 (рис. 5). Полная нагрузка P внедряет конус на глубину h_1 . Значение твердости материала определяет глубина $h < h_1$ из-за работы сил упругости, возникающей после снятия дополнительной нагрузки $P_d = P - P_0$.

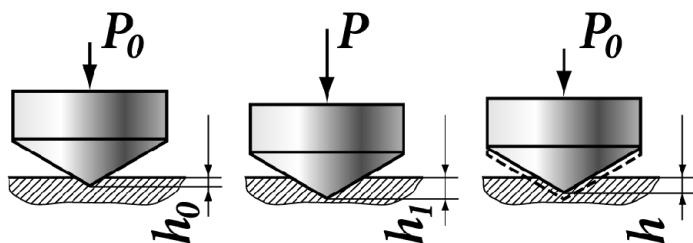


Рис. 5. Последовательность нагружения индентора при замере твердости по Роквеллу

Единице шкалы Роквелла соответствует перемещение наконечника на 0,002 мм.

Шкала С в связи с заменой эталона изменена. Поправки по новой шкале HRC_{0.002} определяют по таблице.

4. Твердомер электронный ТЭМП -2

4.1. Общие сведения о приборе

Твердомер представляет собой портативный электронный программируемый прибор динамического действия. Состоит из электронного блока и датчика с экранированным кабелем (рис. 6).

На корпусе прибора расположены дисплей (жидкокристаллический индикатор) и кнопки управления, на правой боковой поверхности – толкатель, служащий для «загрузки» ударника – перемещения его в исходное рабочее положение и сжатия пружины.

Принцип измерения твердости прибором основан на определении соотношения скоростей падения и отскока ударника со стальным шариком (диаметром 3 мм и твердостью HV 1600).

Твердомер предназначен для экспрессного (за 5 с) измерения твердости сталей, сплавов и их сварных соединений по шкалам Бринелля, Роквелла (С), Шора (HSD) и Виккерса, а также определения предела прочности R_m (т.е. $\sigma_b, \text{кгс}/\text{мм}^2$) углеродистых сталей. Кроме того в память прибора можно записать дополнительно пять шкал твердости для других материалов (чугун, резина и др.).

4.2. Требования к образцам и их установке

К испытуемой поверхности предъявляются высокие требования – шероховатость не более $R_a 2,5 \text{ мкм}$. Поэтому при необходимости в зоне измерения нужно зачистить шлифовальной машинкой площадку диаметром не менее 20 мм. Предварительно поверхность очищают, а перед замером протирают ветошью.

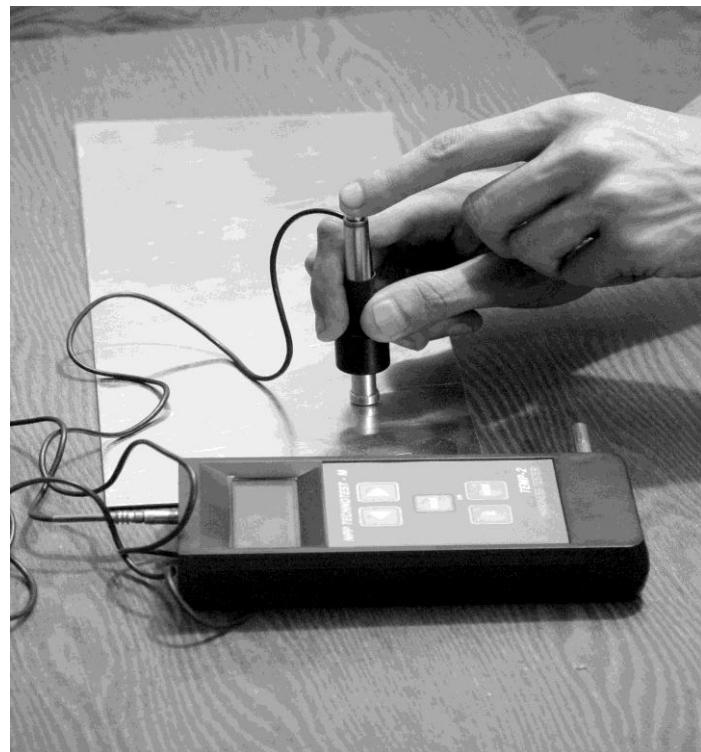


Рис. 6. Твердомер ТЭМП-2
и измерение твердости прибором

Допустимо измерение твердости на вогнутых и выпуклых образцах (R кривизны ≥ 15 мм).

1 2 3 4 5 6

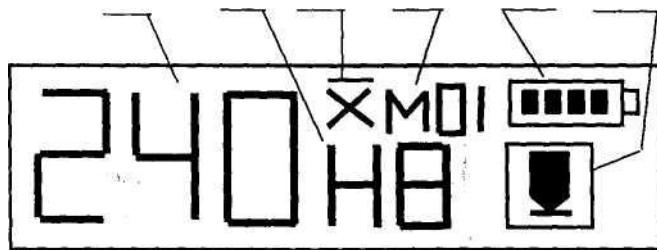


Рис.7. Схема индикации дисплея:

- 1 – значение твердости;
- 2 – шала твердости или прочности;
- 3 – индекс усредненного результата;
- 4 – число измерений;
- 5 – указатель разряженности батареи;
- 6 – указатель положения датчика.

Расстояние между отпечатками не менее 3 мм. Число измерений от 3 до 99. Минимальная масса контролируемого изделия 1.5 кг. Легкие изделия необходимо притирать на массивную плиту.

4.3. Порядок работы

- Включить прибор кнопкой «MOD» - на дисплее появится индикация (рис. 7).
 - Повторным нажатием кнопки «MOD» перейти в режим выбора шкалы твердости.
 - Выбрать шкалу кнопками «◀▶».
 - Выбрать положение датчика (горизонтально, сверху вниз, снизу вверх) дополнительным нажатием кнопки «MOD» и кнопок «◀▶».
- Подобным образом можно выбрать режим подсветки («OFF» - выключена, «ON» - включена и т.д.).
- Индикация дисплея сохраняется 3-4 с, поэтому режимы выбирайте быстро.*
- В корпус датчика вставить толкатель и плавно переместить его до защелкивания (сжатия пружины).
 - Установить датчик нормально к испытуемой поверхности, плотно прижать его и другой рукой нажать на спусковую кнопку.

На дисплее появится значение твердости по выбранной шкале.

- Повторить замеры твердости.
- Среднее значение результатов измерений определить нажатием кнопки «X». Прибор отключается автоматически через 2 минуты после окончания работы.

Специальным кабелем можно соединить твердомер с компьютером и, используя соответствующую программу, вывести результаты измерений на его дисплей, сохранить и распечатать их.

5. Общая характеристика методов измерения твердости материалов

Твердость измерить проще, в том числе на деталях. Прочность - важнейший показатель механических свойств материала, определить сложнее. Для этого необходимы специальные образцы и более сложное оборудование.

Зная значение твердости можно ориентировочно найти прочность по зависимости

$$\sigma_b = K \cdot HB, \text{ МПа},$$

- | | |
|------------------------|------------|
| где К: для сталей | 3,4 - 3,5; |
| для алюминия и сплавов | 3,5 - 3,6; |
| для меди и сплавов | 4,0 - 5,5. |

Возможности разных методов различны, что следует учитывать при выборе наиболее эффективного способа с учетом материала, ожидаемого значения твердости, размеров и формы изделия.

Форма и размеры индентора, прилагаемая нагрузка должны соответствовать целям испытания, состоянию поверхности, структуре и свойствами материала. Так, для сплавов, состоящих из крупных структурных составляющих различных по свойствам (серый чугун, подшипниковые сплавы), нужно использовать шарик большого диаметра. Если структура металла мелкозернистая и однородная, то можно вдавливать тела меньших размеров (шарик, конус, пирамиду) и на меньшую глубину.

Наиболее предпочтительным является метод Виккерса, дающий твердость в широком диапазоне значений по одной шкале.

Сравнительные параметры по основным современным методам измерения твердости материалов приведены в табл. 4.

Таблица 4. Характеристика основных методов измерения твердости

Метод (тврдомер)	ГОСТ	Ограничения: S – толщина изделия, S_c – толщина поверхностного слоя, мм; R_a – шероховатость, мкм	Пределы измерения, ед. твердости	Точность измерения отпечатка, мм
Бринелля	9012-59	$S > 1-2$, мелкие детали и образцы	$HB \leq 450$	0,05
Роквелла	9013-59	$S = 0,3-0,5$ $S = 0,8-2,0$ $S_c > 0,5$ $R_a \approx (1,25)$	A: 70-85 B: 25-100 C: 20-67	0,002
Виккерса ИТ 5010	2999-75	$S = 0,3-0,5$ $S = 0,03-0,05$ $R_a \leq 1,25$	HV от 100 ... HV от 8 до 2000	0,001
ТЭМП-2		$R_a \leq 2,5$ мкм Масса изделия от 1,5 кг	$HB: 100-450$ $HRC: 22-68$ $HV: 100-950$ $HSD: 22-99$	--

Форма отчета

Лабораторная работа 1

Измерение твердости металлов

- Понятие «тврдость» материала.
- Схемы нагружения образцов на тврдомерах Бринелля и Роквелла и принципы измерения твердости.
- Таблица опытных данных.

Таблица. Результаты испытания образцов

Материал образца	Метод Бринелля					Метод Роквелла				
	P, кгс	D, мм	Выдерж- ка, с	d _{ср} , мм	HB	P, кгс	Нако- неч- ник	Шкала	HR	HB
1.										
2.										
3.										
и т.д.										

4. Выводы.

Значения твердости по Бринеллю в зависимости от диаметра отпечатка

Диаметр отпечатка D_{10} или $2D_5$ или $4D_{2,5}$	Числа твердости по Бринеллю при нагрузке Р кг, равной			Диаметр отпечатка D_{10} или $2D_5$ или $4D_{2,5}$	Числа твердости по Бринеллю при нагрузке Р кг, равной		
	$30D^2$	$10D^2$	$2,5D^2$		$30D^2$	$10D^2$	$2,5D^2$
2,00	945	315	78,8	4,30	197	65,5	16,4
2,05	899	300	74,9	4,35	192	63,9	16,0
2,10	856	285	71,4	4,40	187	62,4	15,6
2,15	817	272	68,1	4,45	183	60,9	15,2
2,20	780	260	65,0	4,50	179	59,5	14,9
2,25	745	248	62,1	4,55	174	58,1	14,5
2,30	712	237	59,4	4,60	170	56,8	14,2
2,35	682	227	56,8	4,65	166	55,5	13,9
2,40	653	218	54,4	4,70	162	54,3	13,6
2,45	627	209	52,2	4,75	159	53,0	13,3
2,50	601	200	50,1	4,80,	156	51,9	13,0
2,55	578	193	48,1	4,85	152	50,7	12,7
2,60	555	185	46,3	4,90	149	49,6	12,4
2,65	534	178	44,5	4,95	146	48,6	12,1
2,70	514	171	42,9	5,00	143	47,5	11,9
2,75	495	165	41,3	5,05	140	46,5	11,6
2,80	477	159	39,8	5,10	137	45,5	11,4
2,85	461	154	38,4	5,15	134	44,6	11,2
2,90	444	148	37,0	5,20	131	43,7	10,9
2,95	429	143	35,5	5,25	128	42,8	10,7
3,00	415	138	34,6	5,30	126	41,9	10,5
3,05	401	134	33,4	5,35	123	41,0	10,3
3,10	388	129	32,3	5,40	121	40,2	10,1
3,15	375	125	31,3	5,45	118	39,4	9,86
3,20	363	121	30,3	5,50	116	38,6	9,66
3,25	352	117	29,3	5,55	114	37,9	9,46
3,30	341	114	28,4	5,60	111	37,1	9,27
3,35	331	110	27,5	5,65	109	36,4	9,10
3,40	321	107	26,7	5,70	107	35,7	8,93
3,45	311	104	25,9	5,75	105	35,0	8,76
3,50	302	101	25,2	5,80	103	34,3	8,59
3,55	293	97,7	24,4	5,85	101	33,7	8,43
3,60	285	95,0	23,7	5,90	99,2	33,1	8,26
3,65	277	92,3	23,1	5,95	97,3	32,4	8,11
3,70	269	89,7	22,4	6,00	95,5	31,8	7,96
3,75	262	87,2	21,8	6,05	93,7	31,2	7,81
3,80	255	84,9	21,2	6,10	92,0	30,7	7,67
3,85	248	82,6	20,6	6,15	90,3	30,1	7,53
3,90	241	80,4	20,1	6,20	88,7	29,6	7,39
3,95	235	78,3	19,6	6,25	87,1	29,0	7,25
4,00	229	76,3	19,1	6,30	85,5	28,5	7,12
4,05	223	74,3	18,6	6,35	84,0	28,0	7,00
4,10	217	72,4	18,1	6,40	82,5	27,5	6,87
4,15	212	70,6	17,6	6,45	81,0	27,0	6,75
4,20	207	68,8	17,2	6,50	79,6	26,5	6,63
4,25	201	67,1	16,8				

Таблица П.2.

Соотношение чисел твердости по Бринеллю, Роквеллу и Виккерсу.

Твердость по Виккерсу	Твердость по Бриннелю	Твердость по Роквеллу			Твердость по Виккерсу	Твердость по Бриннелю	Твердость по Роквеллу				
		Шкала					Шкала				
		C 150 кг	B 100 кг	A 60 кг			C 150 кг	B 100 кг	A 60 кг		
1224	780	72	-	84	228	229	20	100	61		
1116	745	70	-	83	222	223	19	99	60		
1022	712	68	-	82	217	217	17	98	60		
941	682	66	-	81	213	212	15	97	59		
868	653	64	-	80	208	207	14	95	59		
804	627	62	-	79	201	201	13	94	58		
746	601	60	-	78	197	197	12	93	58		
694	578	58	-	78	192	192	11	92	57		
650	555	56	-	77	186	187	9	91	57		
606	534	54	-	76	183	183	8	90	56		
587	514	52	-	75	178	179	7	90	56		
551	495	50	-	74	174	174	6	89	55		
534	477	49	-	74	171	170	4	88	55		
502	461	48	-	73	167	167	3	87	54		
474	444	46	-	73	162	163	2	86	53		
460	429	45	-	72	159	159	1	85	53		
435	415	43	-	72	155	156	0	84	52		
423	401	42	-	71	152	152	-	83	-		
401	388	41	-	71	149	149	-	82	-		
390	375	40	-	70	148	146	-	81	-		
380	363	39	-	70	143	143	-	80	-		
361	352	38	-	69	140	140	-	79	-		
344	341	36	-	68	138	137	-	78	-		
334	331	35	-	67	134	134	-	77	-		
320	321	33	-	67	131	131	-	76	-		
311	311	32	-	66	129	128	-	75	-		
303	302	31	-	66	127	126	-	74	-		
292	293	30	-	65	123	123	-	73	-		
285	285	29	-	65	121	121	-	72	-		
278	277	28	-	64	118	118	-	71	-		
270	269	27	-	64	116	116	-	70	-		
261	262	26	-	63	115	114	-	68	-		
255	255	25	-	63	113	111	-	67	-		
249	248	24	-	62	110	110	-	66	-		
240	241	23	102	62	109	109	-	65	-		
235	235	21	101	61	108	107	-	64	-		

2.2 Лабораторная работа №2 (2 часа).

Тема: «Микроанализ металлов и сплавов»

2.2.1 Цель работы: Изучение технологии приготовления микрошлифа, изучение устройства микроскопа и работы на нем, приобретение практических навыков микроисследования металлических структур.

2.2.2 Задачи работы:

1. Изучить материал по теме лабораторной работы.
2. Перешлифовать и отполировать микрошлиф.
3. Изучить и зарисовать структуру микрошлифа до и после травления.
4. Составить отчёт.

2.2.3 Перечень приборов, материалов, используемых в лабораторной работе:

1. Микроскопы МИМ-6, МИМ-7;
2. шлифовальная бумага
3. полировальные машинки;
4. растворы кислот;

2.2.4 Описание (ход) работы:

1. Общие сведения

Микроанализ-изучение структуры вещества с помощью оптического микроскопа.

Металлографический микроскоп обеспечивает увеличение деталей структуры до 1500 раз, поэтому для работы с ним требуется специально приготовленный образец - микрошлиф.

Микрошлиф - вырезанный из соответствующего материала (изделия) образец с прямоугольным, квадратным, круглым сечением и размерами 10-20 мм, имеющий полированную поверхность.

Выявление микроструктуры (форма и размеры зёрен, их соотношение и расположение, наличие примесей и микродефектов, характер предшествующей обработки) позволяет оценивать механические свойства материала и его химический состав.

2. Приготовление микрошлифа

В зависимости от задач исследования выбирают место вырезки образца: по требованиям ГОСТа, вблизи от плоскости излома и т.д. Затем его вырезают фрезой, ножовкой или резцом, не допуская значительного нагрева чтобы не изменить структуру.

При небольших размерах объекта (проволока, мелкие детали) или очень твёрдый материал - его заливают легкоплавким составом запрессовывают в пластмассу или используют струбцины.

Поверхность, подлежащую обработке шлифуют на станках либо вручную. Для тонкой обработки используют шлифовальную бумагу пяти-шести номеров от 12 до 4 (что соответствует приблизительно размеру зерна в сотых долях миллиметра) по ГОСТ 6456-82.

Шлифуя вручную, шлифовальную бумагу укладывают на ровную металлическую (пластмассовую, стеклянную) пластины и выравнивают поверхность образца возвратно-поступательными прямолинейными движениями. При каждой замене шлифбумаги (от грубой до мелкозернистой) образец поворачивают на 90 градусов. Новые менее глубокие риски будут наноситься поперек предыдущих, что повышает качество обработки. После шлифования шлиф промывают водой или удаляют оставшиеся абразивные частицы воздухом.

Затем полируют шлифованную плоскость электрохимическим, химико-механическим или механическим способом. В последнем случае - на станке с вращающимся диском, на котором натянут полировальный материал (бархат, фетр, сукно) с нанесённым

полирующим материалом (алмазная паста с микропорошком или паста ГОИ). При достижении зеркального блеска полирование прекращают и промывают шлиф водой, а если он быстро окисляется, то дополнительно - спиртом и просушивают фильтровальной бумагой или сжатым воздухом. Тщательно подготовленный микрошлиф не имеет царапин, рисок, вырывов частиц при наблюдении под микроскопом. Недостаток механической обработки - образование наклёпанного поверхностного слоя глубиной, превышающей размер абразивных частиц в 10-15 раз.

3. Изучение микроструктуры. Травление шлифа

Рекомендуется начинать изучение микроструктуры на нетравленном-полированном шлифе. Под микроскопом он имеет вид светлого круга, часто с небольшими тёмными участками (серого, жёлтого, чёрного цвета). Эти участки представляют собой оксиды (точечные и строчечные), силикаты, сульфиды, нитриды (неметаллические включения); кроме них могут проявляться структурные составляющие сплава (например, графитные фазы в чугунах), дефекты структуры: шлаковые включения, микропоры (их края при перемещении шлифа вверх-вниз, т.е. отклонении от фокусного расстояния, смещаются). Для травления сталей и чугунов применяют 1-5 % раствор азотной кислоты в этиловом (метиловом) спирте. Микрошлиф полированной поверхностью погружают в раствор или тампоном наносят раствор на указанную поверхность. Выдержка - от нескольких секунд до минуты. Поверхность должна стать светло-матовой, если она очень тёмная, то шлиф снова полируют и травят. Затем образец промывают водой (спиртом) и просушивают фильтровальной бумагой.

Под микроскопом на микрошлифе будут отчётливо видны зёरна. Даже однородные зёрна чистого металла или твёрдого раствора на поверхности микрошлифа из-за неодинакости кристаллографических плоскостей, и следовательно, из-за неодинаковой травимости будут по разному отражать световые лучи и различаться (рис. 1).

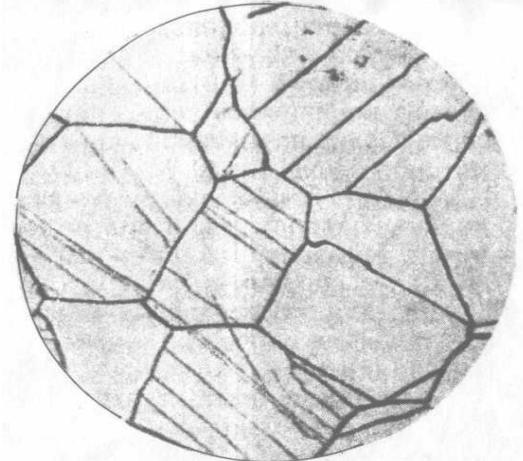


Рис 1. Микроструктура хромоникелевой нержавеющей стали (травление царской водкой); зерна аустенита. $\times 500$

По границам зёрен сосредоточены примеси, травимость их повышена и это усиливает контрастность изображения. В многофазных сплавах на шлифе образуется рельеф и возникает теневая картина (рис. 2).

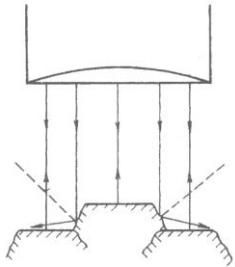


Рис.2. Схема отражения лучей от полированной и
протравленной поверхности
микрошлифа

4. Металлографический микроскоп МИМ-7

Микроскоп (рис.3) состоит из трёх главных систем: механической, оптической и осветительной. В механическую систему входят: корпус, макровинт, предметный столик и другие детали.

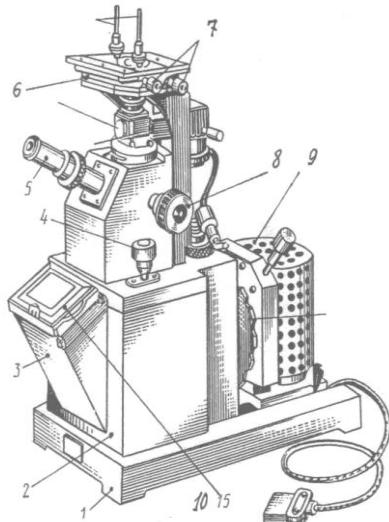


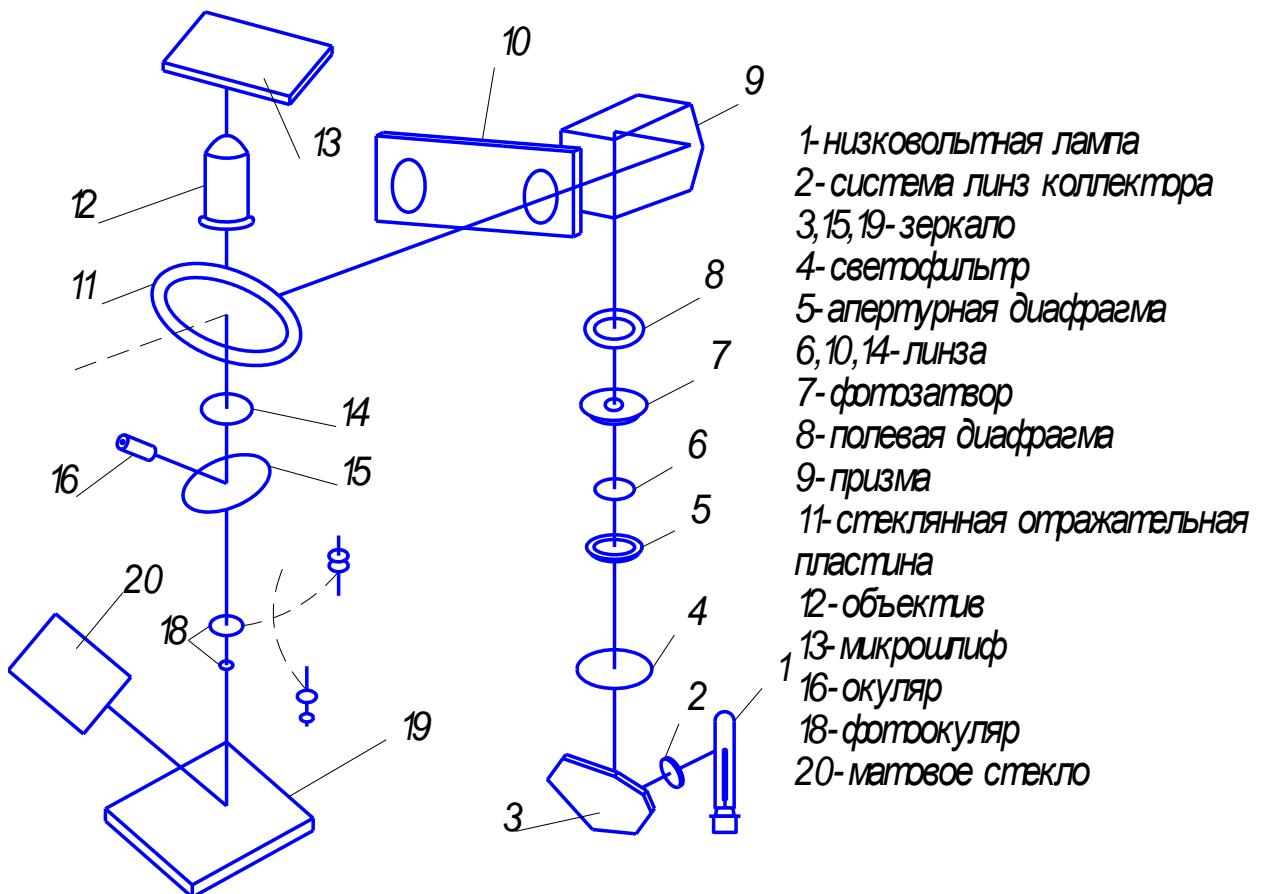
Рис. 3 Общий вид микроскопа МИМ-7:

- 1 — основание; 2 — корпус; 3 — фотокамера; 4 — микрометрический винт;
- 5 — визуальный тубус с окуляром; 6 — предметный столик;
- 7 — винты перемещения столика; 8 — макрометрический винт;
- 9 — осветитель; 10 — рамка с матовым стеклом

Оптическая система включает (рис. 4) объектив и окуляр, а также вспомогательные элементы: призму, линзу, зеркала. Осветительная система: электролампа (17 В), линзы, светофильтры, диафрагмы.

Назначение этой системы- получение достаточно мощного и тонкого луча света за счет линз и диафрагм. Отраженный от микрошлифа луч несет информацию о микроструктуре. Соответствующее изображение увеличивается объективом, а затем окуляром. Общее увеличение микроскопа равно произведению увеличения объектива и окуляра и составляет для МИМ-7 от 60 до 1440 раз.

Изучение шлифа позволяет выявить много особенностей микроструктуры. Можно измерить с помощью окуляра- микрометра (окуляра со шкалой-линейкой) размеры зерна, дефектов строения. Для равновесной структуры характерна полиэдрическая (многогранная) форма зёрен, пластически деформированный металл имеет вытянутые зерна и даже волокнистое строение, а в литой структуре имеются дендриты (рис. 5).



Оптическая схема микроскопа МИМ-7

Рис. 4. Оптическая схема микроскопа МИМ-7.

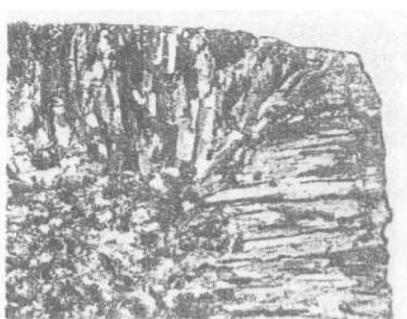


Рис.5. Макростроение слитка (поперечный разрез) низкоуглеродистой стали (0,1 % C, 4 % Si)

При перегреве металла зерна укрупняются, а механические свойства ухудшаются. Многофазные сплавы могут иметь сложную структуру. (рис. 3,7,10 лаб.раб 7).

Работая с микрошлифом можно оценить доли структурных составляющих в сплаве, примерное содержание углерода в сталях и т.д.

Работа с микроскопом. Шлиф устанавливают обработанной поверхностью на предметный столик, убедившись, что луч попадает в отверстие столика. Затем, передвигая шлиф со столиком макрометрическим винтом, наводят его на фокус и стопорят винт. Точное фокусирование достигается микрометрическим винтом. Столик можно передвигать в двух направлениях в горизонтальной плоскости с помощью специальных винтов и просматривать при этом микроструктуру, не изменяя фокусного расстояния.

При фотографировании структуры тубус с окуляром и зеркалом выдвигают из корпуса микроскопа. Тогда световой луч проходит через сменный фотоокуляр и отражается от зеркала на матовое стекло или фотопластинку. Экспонирование осуществляют с помощью фотозатвора.

Форма отчета

Лабораторная работа 2 Микроанализ металлов и сплавов

1. Понятие о микро-, макро- и тонком анализе вещества и соответствующих средствах исследования.
2. Технология приготовления микрошлифа.
3. Рисунки микроструктур: полированной и травлённой.
4. Краткие сведения об изученных структурах.
5. Оптическая схема микроскопа.

Работу выполнил	
Работу принял	

Лабораторная работа 8 Термическая обработка стали

1. Закалка: определение понятия и сущность мартенситного превращения.
2. Рисунок 1. Температурный интервал нагрева углеродистых сталей при закалке.
3. Рис.2. Идеальная кривая охлаждения при закалке | 3, рис. 37 | .
4. Расчёт общего времени нагрева образца.
5. Сводная таблица результатов закалки.
6. Зависимости твердости стали от T_3 и охлаждающей среды.
7. Сводная таблица результатов отпуска.
8. Зависимость твёрдости стали от T_o .
9. Общие выводы по результатам закалки и отпуска

Работу выполнил	
Работу принял	

2.3 Лабораторная работа №3 (2 часа).

Тема: «Цветные металлы и сплавы»

2.3 Цель работы. Закрепление и углубление знаний о структуре, свойствах, маркировке и назначении алюминия, меди и их сплавов.

2.3 Задачи работы:

1. Изучить свойства, маркировку и назначение алюминия и меди.
2. Изучить принципы маркировки и способы упрочнения сплавов.
3. Изучить основные группы и наиболее распространенные сплавы
4. Выполнить индивидуальное задание.
5. Составить отчет.

2.3 Перечень приборов, материалов, используемых в лабораторной работе:
нет

2.1.4 Описание (ход) работы:

1.Алюминий и его сплавы

1.1.Алюминий

Алюминий - легкий($2,7\text{г}/\text{см}^3$) металл серебристо-белого цвета, пластичный; хорошо проводит тепло и электричество; хорошо полируется и сваривается контактной и газовой сваркой, но плохо обрабатывается резанием из-за высокой вязкости, имеет большую литейную усадку(6%).

Как конструкционный материал алюминий занимает второе место после железа. Он обладает хорошей коррозионной стойкостью в атмосфере и многих органических кислотах благодаря наличию пленки Al_2O_3 . Поэтому широко применяется в химической и пищевой промышленности, а также в электротехнике, строительстве, транспортном машиностроении.

Примеси и легирующие элементы уменьшают электропроводность алюминия, которая составляет 65,5 и 62,5% от электропроводности меди при чистоте металла соответственно 99,997 и 99,5% /1/.

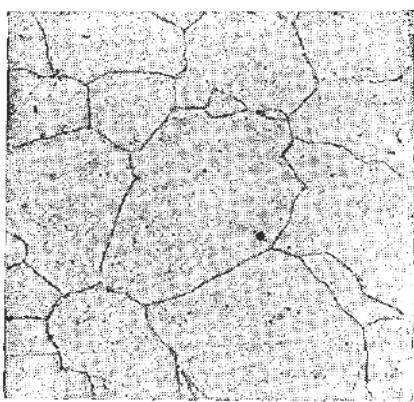


Рис. 1 Микроструктура алюминия

Решетка алюминия ГЦК, изоморфна; микроструктура - полиэдрическая(рис.1); макроструктура деформированного и затем отожженного (500°C) чистого алюминия отображена на рис.2. Прочность алюминия, деформированного на 60-80%, возрастает лишь до 160-180 МПа ,а пластичность резко падает ($\delta \approx 1,5\%$). Термической обработкой он не упрочняется.

Дополнительная характеристика - в приложении 1. (По источнику [2] и др.)

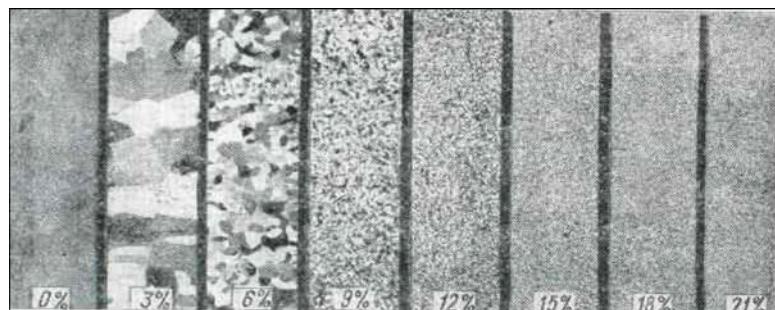


Рис. 2 Макроструктура деформированного (до $\epsilon = 21\%$) алюминия после отжига

Отечественная промышленность выпускает **первичный алюминий** по ГОСТ 11069-74:

Особой чистоты (A999) с долей примесей до 0,001%;

Высокой чистоты (A995, A99, A97 и A95)

Технической чистоты (A85, A8, A7, A6, A5, A0).

Микроструктура алюминия различной чистоты представлена на рис.3.



Рис. 3. Микроструктура литого алюминия:

а)-высокой частоты;

б)-технического(с фазой Al₃Fe);

в)-технического (с фазой Al-Fe-Si)

Технический алюминий выпускают в виде полуфабрикатов (листы, трубы, проволока, пруток) и маркируют буквами АД и цифрами(табл.1.).Буква Е ставится в марках с гарантированными электрическими показателями, индекс «пл»- материал для пликования (покрытия) дюралюминия.

Полуфабрикаты могут находиться в трех состояниях:

- отожженном (М)

- нагартованном (Н) или полунагартованном (Н2)

- горячекатаном (ГК)

Показатели для листов из АД0 , АД1 приведены в табл. П2.

Таблица 1. Химический состав(%) технического алюминия(ГОСТ 4784-97)

Марка		Al, не менее	Основные примеси ,не более				
Российская	Международная		Cu	Mg	Mn	Fe	Si
Буквенная	Цифровая						

АД000	-	1080А	99,80	0.03	0.02	0.02	0.15	0.15
АД00	1010	1070А	99,70	0.03	0.03	0.03	0.25	0.20
АД00Е	1010Е	1370	99,70	0.02	0.02	0.01	0.25	0.10
АД0	1011	1050	99,50	0.05	0.05	0.05	0.40	0.25
АД0Е	1011Е	1350	99,50	0.05	-	0.01	0.40	0.10
АД1	1013	1230	99,30	0.05	0.05	0.025	0.30	0.30
АД	1015	1200	98,80	0.05	-	0.05	Fe+Si:1,0	
АД1пл	-	-	99,30	0.02	0.05	0.025	0.30	0.30

1.2. Алюминиевые сплавы

1.2.1. Общие сведения

Алюминиевые сплавы, сохраняя достоинства основы превосходят её по прочности (σ_b достигает 500-700 МПа, а по удельной прочности σ_b/ρ некоторые сплавы сопоставимы с высокопрочными сталью).

Основные легирующие элементы алюминиевых сплавов: Cu, Mg, Si, Mn, Zn. Многие элементы образуют растворы ограниченной переменной растворимости, что позволяет упрочнять сплавы термически.

Постоянные примеси Fe и Si значительно ухудшают литейные свойства, пластичность, сопротивление развитию трещин. Поэтому для конструкций ответственного назначения разработаны сплавы с низким содержанием примесей, в марках которых указывают:

«Ч» - чистый;

«ПЧ» - повышенной чистоты;

«ОЧ» - особой чистоты.

Алюминиевые сплавы по технологическим способам переработки их в изделия и полуфабрикаты разделяют на деформируемые и литейные (см. рис. 50 /3/). Кроме того имеются композиционные и спеченные сплавы (САС- спеченные сплавы, САП- спеченные алюминиевые пудры).

Сплавы группируют по химическому составу и др. признакам. Так, в деформируемых выделяют: дюралюмины (Д1 и др.)- по названию; ковочные (АК6 и др.)- по назначению; проволочные (АМ_г5П); высокопрочные (В95).

1.2.2. Деформируемые алюминиевые сплавы

Сплавы системы Al-Mn

Сплавы с марганцем (иногда с добавкой Mg) имеют низкую прочность, высокую пластичность и коррозионную стойкость, хорошо свариваются и упрочняются деформацией.

Полуфабрикат: листы, трубы, проволока.

Изделия: сварные баки, бензо- и маслопроводы, радиаторы тракторов и автомобилей, упаковка и заклепки. Некоторые изделия получают глубокой вытяжкой.

Сплавы системы Al-Mg (магналии)

Свойства сплавов Al-Mg близки к свойствам сплавов Al-Mn: весьма пластичны, хорошо свариваются аргонодуговой сваркой, но прочностные характеристики их низки (см. приложения, табл. П3).

В магналии добавляют Mn для упрочнения, иногда - Ti для улучшения свариваемости.

Применение сплавов.

АМ_г1, АМ_г0,5-изделия с высокой отражательной способностью, с повышенной декоративностью;

АМ_г2, АМ_г3-слабонагруженные сварные конструкции для работы в агрессивной атмосфере;

AM_r5, AM_r6- сварные емкости, в том числе для криогенной техники; указанные и сплав 01570-в ракетно-космической технике.

Ковочные сплавы системы Al-Cu-Mg-Si

Сплавы АК6 и АК8 пластичны, хорошо обрабатываются давлением (нагретые) и резанием, термически упрочняются. Сплавы удовлетворительно свариваются точечной и шовной сваркой, а АК-8- аргонодуговой(присадка Св АК 5). При этом прочность снижается от исходной на 0,3-0,4.

АК 6-высокотехнологичный оригинальный российский сплав средней прочности. За рубежом особенно широко применяют АК8 (под маркой 2014).Эти сплавы используют для ответственных силовых деталей в авиации, транспорте, электротехнике, строительстве и т.д.(механические свойства см. табл. П4)

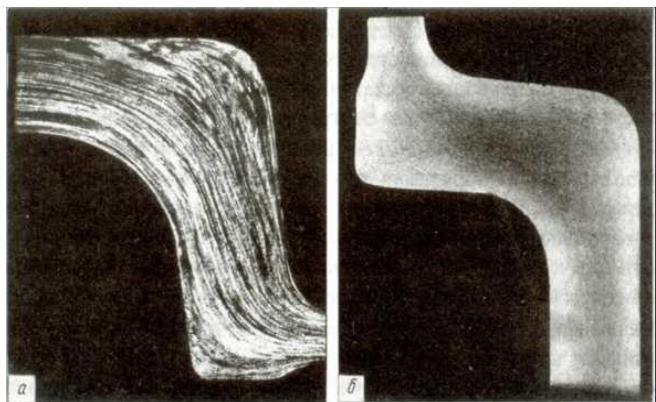


Рис. 4.Макроструктура штамповок из сплава АК 6:
а) волокнистая (серийная обработка);
б) мелкозернистая после МТМО

Макроструктура штампованных заготовок из сплава АК 6, получаемых по традиционной технологии, волокнистая с анизотропией свойств(рис 4,а). Применение в последние годы межоперационной термомеханической обработки(МТМО) обеспечивает улучшение структуры(более однородная, мелкозернистая) и свойств (уменьшение анизотропии, равномерность по объему; повышение прочности и пластичности(рис 4,б)).

Конструкционные сплавы системы Al-Cu-Mg

Сплавы группы - дюралюмины(дуралюмины):Д1,Д16,Д19 и др.(доли основных добавок в них:Си от 2 до 5%, Mg – до 2,7%) отличаются хорошим сочетанием прочности и пластичности. Они упрочняются термообработкой (см. диаграмму Al-Cu-рис 51,а /3/), свариваются точечной сваркой, удовлетворительно обрабатываются резанием.

Для повышения коррозионной стойкости изделий из дюралюминов применяют плакировку листов алюминием А7 и А8, сортовой прокат анодируют (чаще ,в серной кислоте) т.е.подвергают электрохимическому оксидированию - созданию толстой и плотной пленки Al₂O₃ на поверхности изделий.

Дюралюмины применяют в авиации(лопасти воздушных винтов, детали), в автомобилестроении(в том числе - кузова грузовиков), строительстве.

Микроструктура дюралюмина представлена на рис.5, свойства основных сплавов- в табл.2.

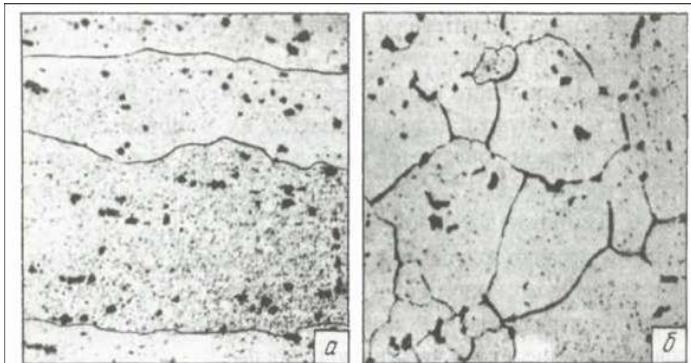


Рис. 5.Микроструктура дюралюмина:
а)-нормальная закалка;
б)-пережог (оплавленная эвтектика на границах зёрен)

Таблица 2. Механические свойства дюралюминов

Сплав	Полуфабрикаты	$\sigma_b, \text{МПа}$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\delta, \%$
Д1	Листы	400	240	20
	Прессованные прутки и профили	480	320	14
Д16	Листы, плиты	440	330	18
	Прессованные прутки и профили	530	400	11
Д19	Листы	425	310	18

Высокопрочные сплавы системы $Al - Zn - Mg - Cu$

Это термически упрочняемые наиболее прочные алюминиевые сплавы (G_b до 750 – 800 МПа) в основном благодаря цинку и магнию.

В алюминии Zn и Mg имеют высокую растворимость при повышенной температуре и резко уменьшающуюся при охлаждении, что существенно упрочняет сплавы при закалке и старении. Медь, легируя твёрдый раствор, заметно повышает только эффект закалки.

Высокопрочные сплавы содержат небольшие добавки Mn, Cr, Zr, Sc , образующие дисперсные интерметаллиды: Al_6Mn , $\alpha(Al - Si - Mn)$, Al_7Cr и др. Указанные фазы вызывают в обрабатываемых давлением изделиях пресс-эффект: повышают температуру рекристаллизации (T_p), затрудняют рост зерен при вторичной рекристаллизации и способствуют стабилизации нерекристаллизованной структуры – таким образом обеспечивается структурное упрочнение сплава.

Наиболее эффективен из рассматриваемых добавок цирконий. При кристаллизации сплава Zr образует с Al пересыщенный твёрдый раствор, распадающийся при технологических нагревах и термообработке с выделением более дисперсных интерметаллидов (рис. 6). Благодаря этому при меньших концентрациях (0,1-0,2%) повышение T_p и упрочнение более значительны, чем от Mn и др. элементов.

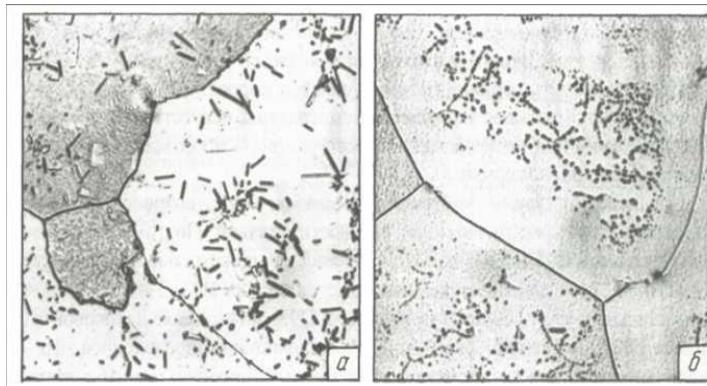


Рис.6.Микроструктура литого сплава Al с 4,5% Zn с добавками:
а)-0,65% Mn; б)-0,18% Zr

Примеси Fe и Si снижают пластичность, вязкость разрушения и сопротивление усталости. Поэтому для особо ответственных изделий разработаны сплавы повышенной (В 93пч) и особой (В 95оч) чистоты.

Высокопрочные сплавы являются основным материалом для самолёто – и ракетостроения; используются также в конструкциях вагонов, грузовиков, подъёмных кранов, некоторых клёпаных строительных сооружений. Сплавы ограниченно свариваются точечной и шовной сваркой, но хорошо обрабатываются резанием.

1.2.3. Литейные сплавы

В объеме отливок из цветных сплавов в России около 70% составляют алюминиевые и порядка 25% медные.

Требования к литейным сплавам: они должны иметь низкую температуру плавления, небольшую усадку, низкую склонность к образованию пористости и трещин, хорошие механические и антакоррозионные свойства, а также жидкотекучесть. Лучшими литейными свойствами обладают сплавы эвтектического состава.

Классификация сплавов.

По прочности: высокой, средний и малой прочности;

По технологическим свойствам: герметичные, свариваемые, коррозийно-стойкие и др.

По способу литья: для литья в разовые и постоянные формы;

По назначению: конструкционные, поршневые, жаропрочные и др.

Отливки используются в литых, сварных, клёпаных, комбинированных конструкциях.

Маркировка.

Литейные алюминиевые сплавы по ГОСТ 1583-93 маркируют буквой А (основа Al), обозначениями компонентов (К – кремний, Кд – кадмий, М – медь, Mg – магний, Мц – марганец, Н – никель, Ц – цинк). И следующими за ними цифрами – содержания компонентов. Например, AK5M, где кремния около 5, меди до 1,5%. При этом оставлена и старая маркировка – АЛ (литейный алюминиевый сплав) с порядковым номером. Примеры: AK8 (АЛ34); AMg10 (АЛ27).

Технологические сплавы системы Al-Si (силумины)

Добавки Mg и Cu обеспечивают сплавам термическое упрочнение, Cu улучшает обрабатываемость резанием; Mn, Ti, Ni и др. элементы (растворяясь в Al) повышают прочность и твёрдость силуминов.

Сплав AK12(АЛ2) двухкомпонентный (содержит 10 – 13% Si) неупрочняемый ТО (диаграмма Al-Si- рис. П1). Повышение прочности и пластичности его и некоторых других сплавов достигают модифицированием натрием (перед заливкой литейных форм вводят 1-2% NaF, NaCl). Структура и свойства сплава представлены в табл. 3; микроструктура – на рис. 7 и рис. 53/3/.

Сплав AK 12 применяется в автомобилестроении (картеры, блоки цилиндров), в авиастроении, бытовой технике. Сплавы АЛ3, AK5M, АЛ9М и др. высокой прочности и герметичности, повышенной жаропрочности используют для изготовления головок цилиндров, деталей турбин, насосов и др., работающих при 200 - 250°C. Поршни отливают из жаропрочных сплавов AK12M2MgH и AK21M2,5 H2,5. Сплавы износостойки, с низким коэффициентом линейного расширения. Поршни после литья подвергают стабилизирующему старению без закалки (6-12ч при 200°C).

Таблица 3. Структура и свойства силумина AK-12

Показатели	Немодифицированный	Модифицированный
Содержание Si в эвтектике, %	11,6	~ 14

Сплав на диаграмме состояния Al-Si	Эвтектический или заэвтектический	Доэвтектический
Структура: сплава, Si в эвтектике, избыточной фазы	$Si + (\alpha + Si)$	$\alpha + (\alpha + Si)$
	Иглы (пластины)	Разветвленные тонкие волокна
	Твёрдые игольчатые кристаллы кремния	Пластичный мягкий $\alpha -$ раствор : $Al(Si)$

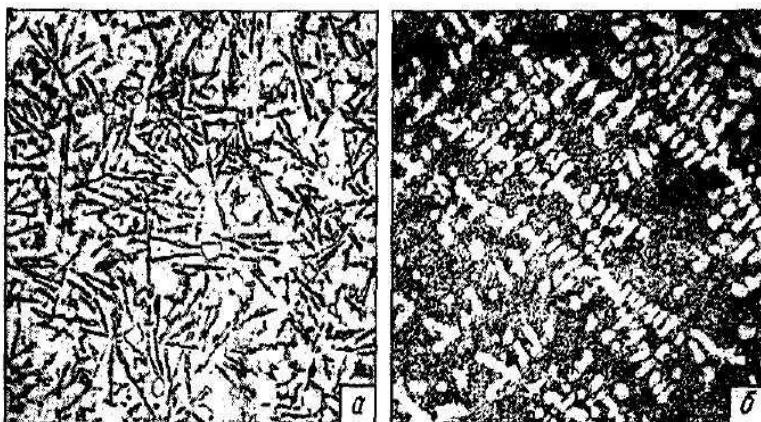


Рис. 7. Микроструктура силумина:
а)-немодифицированного;
б)-модифицированного

Высокопрочные и жаропрочные сплавы системы Al-Cu

Как и в дюралюминах в литейных сплавах Al-Cu содержится около 5% меди и 0,8% марганца, но нет магния. Высокие механические свойства имеет сплав АМ5(АЛ19) с измельченной структурой (~0,3%Ti). Сплав АМ4,5 Кд более прочен за счёт выделения при искусственном старении (после закалки) очень дисперсной фазы – упрочнителя. Литейные сплавы Al-Cu прочны, пластиичны, хорошо свариваются и обрабатываются резанием. Из них изготавливают высоконагруженные детали (головки блоков, корпуса насосов, авиационные детали) и конструкции, длительно работающие при температурах 300 – 400 °C

2. Медь и медные сплавы

2.1. Медь

Медь – металл розовато-красного цвета, тяжелый, непрочный, пластичный (см. табл. П1). Медь принимают за эталон электропроводности (уступает незначительно лишь серебру) и теплопроводности; хорошо обрабатывается давлением, сваривается, паяется и полируется; достаточно коррозионно-стойка (во влажном воздухе тускнеет, т.к. покрывается темно-красным оксидом; если дополнительно имеется CO₂, то на ее поверхности образуется пленка карбоната зеленого цвета – «патина»). Резанием обрабатывается удовлетворительно, кристаллизуется медь в решетку ОЦК, которая модификаций не имеет. Микроструктура ее (рис. 8) отличается наличием двойников – переориентированных участков кристаллической решетки зерна.

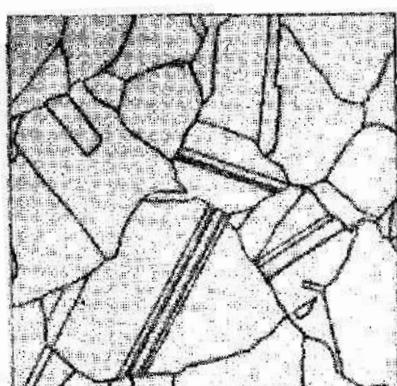


Рис. 8. Микроструктура меди
(полиэдры с двойниками)

Из цветных металлов по объему производства медь занимает второе место за алюминием. Половина выплавляемой меди используется в электротехнике и электронике, другая – идет на получение сплавов.

Недостатки меди: высокая плотность и стоимость, значительная литейная усадка.

Все примеси, особенно P, Al, As, Fe, Sn, снижают электропроводность меди. Механические и технологические свойства меди и сплавов снижают S и O, а Bi и Pb вызывают красноломкость. Особенно вреден кислород, т.к. при нагреве в присутствии водорода образуются пары воды, создающие в металле высокое давление и, в конечном итоге, вздутия, разрывы, трещины («водородная болезнь меди»).

По ГОСТ 859-2001 промышленность выпускает катодную медь четырех марок (M00к, M0к, M1к, M2к), а также слитки и полуфабрикаты 12 марок (табл. П5).

Маркировка: буква M; цифры, условно обозначающие чистоту и буквы: к – катодная, б – бескислородная, р – раскисленная.

Полуфабрикаты из технической меди поставляются в мягком (отожженном), полутвердом (обжатие $\varepsilon = 10\text{-}30\%$), и твердом ($\varepsilon > 35\%$) состояниях.

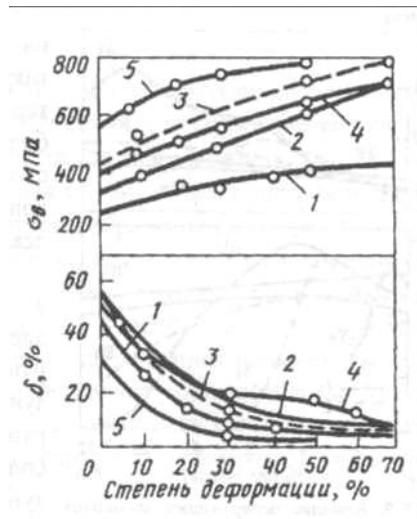


Рис. 9. Влияние степени деформации на свойства меди и латуней:
1-меди;
2-латунь Л68;
3-латунь ЛО70-1;
4-латунь ЛАН 59-3-2;
5-ЛМЦА 57-3-1

Холодная пластическая деформация (нагартовка) значительно повышает сопротивление усталостному разрушению и прочность, но снижает пластичность (рис. 9).

2.2. Медные сплавы

2.2.1. Латуни

Латуни – это двойные и многокомпонентные сплавы меди с цинком; самые распространенные медные сплавы, сочетающие высокие механические и технологические свойства.

В меди при 902^0C растворяется 32,5 % Zn (см. рис. 47 /3/), с понижением температуры до 454^0C растворимость повышается до 39 % (по массе), а затем уменьшается до 35 %. В этой области диаграммы представлена α – латунь, прочность и пластичность которой повышаются с увеличением содержания цинка. При большей концентрации образуется вторая фаза – β . Это электронное соединение CuZn. С ее появлением относительное удлинение резко уменьшается, а при переходе к однофазному β – сплаву (47 – 50 % Zn) резко снижается и прочность. Поэтому широко используются лишь однофазные (α) и двухфазные ($\alpha + \beta$) латуни. Структура отожженной α – латуни с двойниками (рис. П2) – твердый раствор Zn в Cu, в двухфазной латуни зерна раствора (α) выглядят светлыми.

В деформированных латунях сохраняются напряжения, вызывающие растрескивание их во влажной атмосфере, чему способствуют аммиак, сернистые газы и др. загрязнители воздуха на уровне следов. Это явление называют *сезонной болезнью*, т.к. оно наблюдается во влажные периоды года.

Растрескивание происходит из-за межзеренной коррозии в зонах с неравномерно распределенными остаточными напряжениями при концентрации цинка более 20 % (при содержании Zn > 30 % - очень интенсивно).

Склонность к растрескиванию устраняют отжигом деформированных полуфабрикатов при температурах ниже порога рекристаллизации (при 600 – 700⁰ С).

Маркировка двойных деформируемых латуней по ГОСТ 15527 – 70: буква Л и цифра, отражающая **содержание меди**. В частности: Л96, Л90 (96 и 90 % Cu) – так называемые сплавы **томпак** – золотистого цвета, коррозионно-стойкие (изготавливают: знаки отличия, фурнитуру и т.п.).

Латуни Л70, Л68 – **патронные**, из них получают изделия глубокой вытяжкой и холодной штамповкой.

Латунь Л63 называют **торговой** – она на первом месте по объему производства.

В марках сложных латуней после буквы «Л» указывают легирующие элементы (А – алюминий, О – олово и т.д.); первое число за буквами – доля меди; последующие числа, отделенные знаком тире – среднее содержание соответствующих добавок: ЛО90-1 – оловянная латунь (90 % Cu, ≈ 1 % Al); ЛС 60-1 (с 1 % Pb) остальное цинк, как и в двойных латунях.

В сплав ЛМш 68-0,05 вводят (от 0,02 до 0,06 %) мышьяк для снижения обесцинкования.

Простые сплавы (α – латуни) позволяют получать изделия (гильзы, патроны, трубы, ленты, проволоку) при больших степенях деформации. Латунь Л59 двухфазная (α + β) менее технологична.

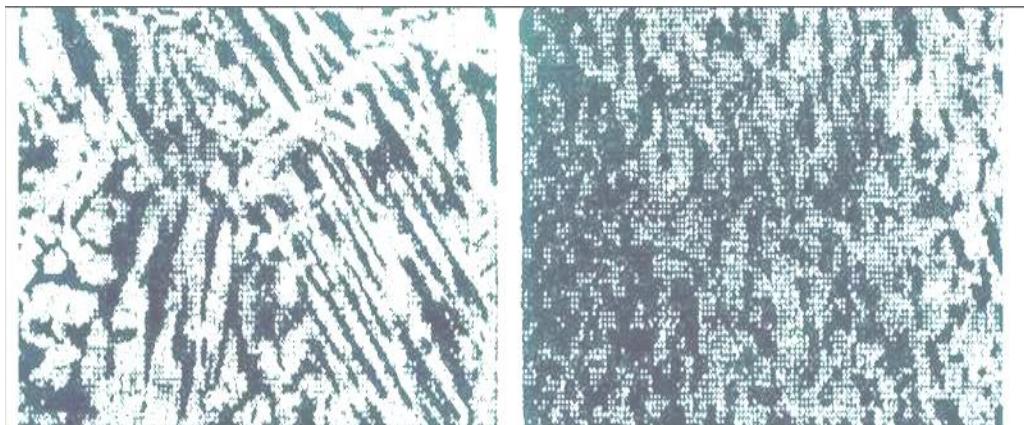


Рис. 10. Структура латуни ЛС 60-1:

а)-литой (дендриты);

б)-прокатанной

Специальные латуни отличаются от простых особыми свойствами. Никелевая ЛН 65-5 хорошо обрабатывается в горячем и холодном состоянии, алюминиевые латуни высокопрочны, оловянные очень стойки в морской воде. Свинцовые латуни (рис. 10) хорошо обрабатываются резанием. Включения свинца служат зародышами кристаллов α – фазы. Располагаясь не по границам зерен, свинец делает стружку ломкой и в то же время повышает антифрикционные свойства.

Литейные латуни

Это многокомпонентные сплавы, в марках которых по ГОСТ 17711-93 среднее содержание компонента указывается сразу после буквы, означающей его название. Второе отличие от маркировки деформируемых латуней – «остальное» - Cu, а не Zn.

В конце марки добавляют букву «Л», если имеется деформируемая латунь близкого состава.

Примеры:

ЛЦ40 Мц3Ж содержит Zn 40 %, Mn 3 железа 1 %, остальное медь.

ЛЦ16К4 с 4 % Si и около 80 % меди – латунь, литая в кокиль имеет $\sigma_b = 340$ МПа и $\delta = 15\%$. Из нее изготавливают изделия, работающие в морской воде и детали сложной конфигурации для приборов, арматуру, работающие в паровоздушной среде при температуре до 250°C .

Центробежным литьем, под давлением и в кокиль из литьевых латуней получают разнообразные фасонные отливки: арматуру (втулки, тройники, переходники), штуцеры гидросистем, сепараторы и втулки подшипников качения, венцы червячных колес, различные антифрикционные детали ответственного назначения.

Особенности литийных латуней:

1. Обладают небольшой склонностью к газопоглощению благодаря действию паров цинка. Поэтому отливки плотные.
2. Благодаря малому интервалу кристаллизации латуни жидкотекучие, малопористы, с незначительной ликвидацией.
3. Имеют высокие механические свойства.
4. Поверхность после полировки приобретает блеск и красивый цвет.
5. Многие латуни обладают высокими антифрикционными свойствами.

2.2.2. Бронзы

Бронзы – сплавы меди с различными легирующими элементами (в т.ч. с цинком как дополнительным элементом). Бронзы прочнее латуней, обладают коррозионной стойкостью, низким коэффициентом трения.

По технологическим свойствам бронзы разделяют на литейные и деформируемые, по составу – оловянные и безоловянные (кремнистые, свинцовые, алюминевые и др.).

Соединения Cu-Ni выделяют в особую группу сплавов.

Маркировка бронз: буквы Бр, затем **обозначения** легирующих элементов L и их **концентрация** как для латуней: для деформируемых - в конце марки (БрОЦ4-4-2,5), для литьевых – за каждым обозначением элемента (БрА11Ж6Н6).

Деформируемые бронзы и их назначение.

Оловянные: БрОФ4-0,25 – полосы, листы, трубы манометров и др. приборов;

БрОЦ4-3 – проволока для пружин, контакты штепселей.

Алюминиевые: БрА7 – втулки, пружины, скользящие контакты;

БрАМц9-2 – детали конденсаторов, шестерни, втулки, червячные винты (см. свойства в табл. П7).

Хромовая: БрХ1 – листы, проволока, электроды контактной сварки, спец. теплообменники.

Серебряная: БрСр0,1 - коммутаторы, коллекторные кольца, обмотки роторов турбогенераторов.

Бериллиевые: БрБ2 и др. (табл.5) – пружины, мембранные детали часов, неискрящий инструмент и контакты, нагруженные подшипники.

Бериллиевые бронзы отличаются уникальным сочетанием свойств: высокая прочность и упругость ($\sigma_{упр} = 750-770$ МПа), тепло – и электропроводность.

Таблица 5. Механические свойства бериллиевых бронз

Марка бронзы	Закалка	Закалка и старение по оптимальному режиму
--------------	---------	-------------------------------------------

	σ_b , МПа	δ , %	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
БрБНТ1,9	400...500	38...45	1150...1250	700	4...6
БрБ2	400...500	38...40	1150...1250	600	4...6
БрБНТ-1,7	300...400	45...50	1000...1100	400	5...7

Уменьшающаяся при охлаждении растворимость бериллия в меди (рис. П3) обеспечивает получение пересыщенного α – раствора, а последующее старение сплава при 300^0C (3ч) приводит к выделению дисперсной упрочняющей γ – фазы (интерметаллид CuBe), располагающейся и по границам, и внутри зерен α – раствора (рис. П4). Дисперсные частицы сильно тормозят дислокации при малых пластических деформациях, повышают сопротивление и упругость.

Микроструктура литой бронзы БрБ2 (рис. 49 /3/): светлые денуриты α – твердого раствора Be в Cu и межосные включения темного эвтектоида ($\alpha + \gamma$), образующегося при температуре 578^0C . Высокая стоимость и токсичность Be ограничивают его применение.

Литийные бронзы

Оловянные. Применяют, как коррозионностойкие, сравнительно прочные, износостойкие материалы. Диаграмма Cu-Sn представлена на рис. П5.

БрОЗЦ12С5 – паро-водяная арматура общего назначения.

БрОЗЦ7С5Н1 – детали, работающие в масле, паре и пресной воде.

БрО5С25 – биметаллические подшипники скольжения.

БрО10Ц2 – антифрикционные детали, вкладыши подшипников (рис. П6 – микроструктура).

Дополнительные легирующие элементы снижают содержание дефицитного олова и улучшают свойства сплавов: Zn улучшает жидкотекучесть и механические свойства; Pb повышает плотность отливок, создает мягкие участки, что необходимо для подшипников; Ni измельчает зерно и улучшает механические свойства. Влияние олова на свойства сплавов отражает рис. П7.

Оловянные бронзы имеют минимальную усадку: при литье в песчаную форму – 0,85, а в кокиль – 1,4 %. Поэтому из них получают сложные фасонные отливки. Лучшие художественные бронзы имеют состав: Cu 80-90, Sn 3-8, Pb 1-3 %. В колокольных бронзах содержится 16-22 % Sn, 2 % Zn.

Безоловянные. Алюминиевые наиболее распространенные. Склонность к ликвации меньше, плотность отливок и жидкотекучесть больше; они прочнее, но по сравнению с оловянными имеют значительную усадку (склонность к образованию трещин).

БрА9Ж3Л. Буква Л означает «литейная» т.к. имеется деформируемая бронза близкого состава БрАЖ9-4.

Назначение: арматура, антифрикционные детали.

БрА9Мц2Л - арматура, антифрикционные детали, работающие в жидком топливе и паре при температуре до 250^0C .

БрС30 (свинцовая) обладает хорошими антифрикционными свойствами и предназначена для высоконагруженных подшипников (мощных турбин, дизелей, авиамоторов). Из-за невысокой прочности применяется путем заливки на стальной вкладыш (биметалл). Микроструктура представлена на рис. 48 /3/.

3. Индивидуальные задания

3.1. Задания

1. Для сплавов (металла и сплава) по варианту задания охарактеризовать (представить):

- системы (компоненты сплава), добавки и примеси;
- химический состав (%) по ГОСТ или примерный по марке;
- микроструктуру (схема или описание);
- макроструктуру (по необходимости);

- диаграмму состояния (копия);
- способ упрочнения;
- основные показатели свойств;
- область применения;
- другие сведения (по необходимости).

2. Изучить микрошлиф и зарисовать микроструктуру металла или сплава по заданию преподавателя.

Вариант задания	Наименование металла и сплава								
	Алюминий	Магний	Ковочный сплав	Дюралюмин	Силумин	Высокопрочный сплав	Медь	Латунь	Бронза
1			АК 8						БрБНТ 1,7
2	АД 1								БрА7
3					АК 12			Л 96	
4						В 96 Ц			БрС30
5				Д 16			М 2		
6			АК 6					Л 60	
7	АД 0								БрАМц 9-2
8		АМг 3					М 3		
9	АД 00								БрБ2
10						АМ 5	М 00		
11		АМг 1							БрО10Ц2
12		АМг 2						ЛС 60-1	
13					АК 5М			Л 80	
14				Д 19				ЛМц 58-2	
15		АМг 5					М 0		
16				Д 1				ЛЦ 16 К4	

Форма отчета

Лабораторная работа 3

Тема: Цветные металлы и сплавы

1. Алюминий и медь: микроструктуры (рисунки и описания) и элементарные кристаллические ячейки алюминия и меди. Марки и состав (%) металлов технической чистоты. Применение (кратко) и основные сравнительные показатели: ρ , σ_b , δ , НВ (в виде ленточных диаграмм: ρ_m , ρ_a , δ_m , δ_a и тд.).
2. Двойная диаграмма состояния сплавов Al – легирующий элемент.
3. Основные группы медных и алюминиевых сплавов.
4. Микроструктура (рисунок) исследованного по заданию преподавателя материала.
5. Индивидуальное задание.

Работу выполнил	
Работу принял	

2. МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ ПО ВЫПОЛНЕНИЮ ПРАКТИЧЕСКИХ ЗАНЯТИЙ МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ ПО ВЫПОЛНЕНИЮ ПРАКТИЧЕСКИХ ЗАНЯТИЙ

3.3 Практическое занятие №1 (2 часа).

Тема: «Анализ диаграммы состояния сплавов железо – цементит (график кристаллизации)»

3.5.1 Цель работы: Изучение диаграммы состояния железо-углеродистых сплавов; превращений, происходящих с изменением температуры; определение фазового и структурного состава сплавов.

3.5.2 Задачи работы:

1. Изучить теоретические основы: компоненты и фазы, превращения железа и железо-углеродистых сплавов при охлаждении.
2. Изучить свойства фаз и структур по таблице 2.
3. Построить диаграмму Fe-Fe₃C и кривые охлаждения для заданных сплавов.

3.5.3 Перечень приборов, материалов, используемых в лабораторной работе:

1. Планшет «Диаграмма состояния сплавов Fe-C»

3.1.4 Описание (ход) работы:

Таблица 1. Состав сплавов по вариантам заданий

Вариант	Содержание углерода, %	T, °C	Вариант	Содержание углерода, %	T, °C
1	1. 0,01	200	9	1. 4,3	600
	2. 5,5	300		2. 1,0	1400
2	1. 1,5	1300	10	1. 2,3	1300
	2. 3,8	900		2. 0,01	100
3	1. 0,2	500	11	1. 5,0	1000
	2. 2,8	300		2. 1,2	400
4	1. 1,7	750	12	1. 4,8	1100
	2. 3,0	1000		2. 1,5	800
5	1. 0,4	700	13	1. 0,4	770
	2. 2,5	900		2. 3,0	1200
6	1. 0,2	750	14	1. 2,0	900
	2. 4,3	1000		2. 6,0	1100
7	1. 0,8	700	15	1. 5,7	1300
	2. 3,5	400		2. 0,015	150
8	1. 1,0	600	16	1. 1,1	750
	2. 5,0	900		2. 4,0	400

1. Общие положения .

Диаграмма состояния системы железо – углерод имеет очень большое значение, т.к. железоуглеродистые сплавы широко применяются в технике. Выбор нужного сплава, режимов термической, горячей и механической обработки опираются на критические линии диаграммы.

Железоуглеродистые сплавы представлены двумя диаграммами: стабильной- Fe-C и метастабильной- Fe- Fe₃C. Последняя является менее устойчивой потому, что цементит

при высокой температуре распадается на железо и графит- переходит в более стабильное состояние.

Диаграммы изучаемых сплавов обычно совмещают, шкалу концентраций представляют двойной (по С и Fe₃C), линии стабильной диаграммы выполняют пунктиром, а метастабильной – сплошными, поскольку она практически более значима.

2. Компоненты, фазы и структуры в системе Fe-Fe₃C

Компонентами сплавов являются железо и углерод. Оба полиморфные. Железо имеет две основные (всего 4) модификации: от температуры плавления 1539 до 911 °С – γ с ячейкой ГЦК и ниже – α, имеющей ОЦК ячейку с периодом примерно в 1,3 раза меньшим. Поэтому поры (промежутки) в решетке ОЦК небольшие и меньше растворимость углерода в ней. ГЦК решётка более компактна, поэтому при перестроении атомов Fe_α в Fe_γ объём железа примерно на 1 % уменьшается. Но растворимость углерода в решётке ГЦК больше, чем в ОЦК примерно в 100 раз (из-за большей поры в центре куба).

Углерод имеет две модификации: графит и алмаз. Графит стабилен, имеет слоистую гексагональную решётку со слабой молекулярной связью между слоями, поэтому он очень непрочен.

Углерод может растворяться в железе, образовывать с ним химическое соединение – карбид Fe₃C и, наконец, может находиться в сплавах в свободном состоянии, в виде графита (в высокоуглеродистых сплавах).

Фазы (однородные части сплава) в системе Fe-C

Жидкость- вещество с близкой межатомной связью, равномерно

распределёнными компонентами, обладающее текучестью.

Аустенит- твёрдый раствор внедрения углерода и других элементов в γ - железе с ограниченной растворимостью, достигающей 2,14 % С. Условное обозначение: А или Fe_γ(c).

Феррит- ограниченный твёрдый раствор внедрения углерода в α-железе: Ф или Fe_α(c).

Цементит – карбид железа Fe₃C, имеющий сложную ромбическую решётку и потому – очень твёрд (НВ 800) и хрупок.

Обозначение Ц.

Графит – слоистая непрочная модификация углерода: Г.

Таблица 2. Механические свойства структурных составляющих системы Fe-Fe₃C

Структура	Тип соединения компонентов или фаз	Концентрация углерода, %	Число фаз	Примерные показатели механических свойств			Общая оценка по механическим свойствам
				Gv, МПа	δ, %	НВ	
Сверхчистое железо	Химически чистый элемент	0, (примесей <0,01)	1	50	70	60	Очень пластично, непрочно

Феррит	Твёрдый раствор углерода в α -железе	до 0,006 (при 20°C), до 0,02 (при 727°C)	1	300	40	90	Пластичен, непрочен
Аустенит	Твёрдый раствор углерода в γ -железе	до 2,14	1	600	60	200	Очень пластичен
Цементит	Химическое соединение Fe_3C	6,67	1	40	0	800	Очень твёрд и хрупок
Перлит	Механическая смесь $\Phi + \text{Ц}$	0,80	2	600	20	200	Среднепрочен и пластичен
Ледебурит	Механическая смесь перлита и цементита	4,30	2	-	2	500	Твёрд и хрупок

Из таблицы 2 видно, что феррит – мягкая, пластичная фаза ($\text{HB} 80$, $\delta \approx 40\%$, $\sigma_b \approx 300$ МПа). Аустенит более пластичен ($\delta \approx 60\%$, $\text{HB} 180$ -200), но прочнее феррита из-за большей растворимости углерода и больших искажений решётки.

Цементит очень твёрд, выше 210 °C немагнитен, плавится при 1260 °C.

Пластичные железоуглеродистые сплавы содержат до 2,14 % C⁰ – это стали, при большей концентрации углерода при наличии эвтектики сплавы хрупки, это – чугуны.

В железоуглеродистых сплавах из растворимых фаз при низких температурах имеются: феррит, цементит и графит. Кроме того, в состав сплавов входят *смеси: эвтектика и эвтектоид*. Рассмотрим их, изучая превращения в сплавах.

3. Диаграмма Fe – Fe_3C

На диаграмме (рис.1) крайние ординаты соответствуют чистому железу (при C=0) и цементиту (при C=6,67, по другим источникам 6,69%). Первая ордината является и шкалой температур. Абсцисса – шкала концентраций по C и Fe_3C .

Рассмотрим упрощённую диаграмму, детально верхний левый угол не рассматриваем.

Однофазные области содержат:

1. Жидкость (Ж); 2. Аустенит (A); 3. Феррит (Ф).

Остальные области и наклонённые линии – двухфазные. По три фазы имеются только на горизонталях ECF и PSK

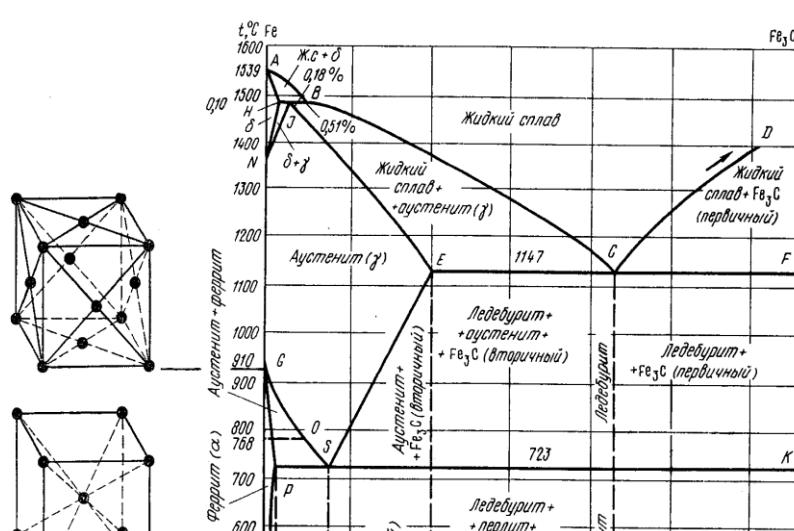


Рис.1 Диаграмма состояния сплавов Fe – Fe₃C

Линии:

ACD – ликвидус; AECF – солидус.

CD – первичного цементита, кристаллизующегося из жидкости;

ES – вторичного и PQ – третичного цементита, выделяющегося из аустенита и феррита, соответственно. Здесь и далее все процессы рассматриваются при охлаждении.

AC – линия начала, а линия

AE – окончания кристаллизации аустенита;

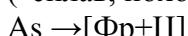
GS – линия начала, а

GP – окончания перекристаллизации аустенита в феррит.

ECF – линия изотермического превращения жидкости, имеющей концентрацию точки С (4,3 % С) в эвтектику



PSK – линия изотермического превращения аустенита, содержащего 0,8 % С, в эвтектоид (“сплав, похожий на эвтектику”)



Линия PSK – линия перлитного превращения, т.к. эвтектоид в системе Fe – С называют **перлитом**, а эвтектику – **ледебуритом**. Очень важная особенность строения этих смесей – мелкое зерно.

Пояснение к таблице 3.

Сплав, содержащий от 0,006 до 0,02 % С. Как и предыдущий сплав (см.п.1-4 табл.2) на AC начинает кристаллизоваться в аустенит, на AE кристаллизация заканчивается (Ж→А). Ниже AE до GS аустенит превращений не претерпевает, от GS до GP идет перекристаллизация А→Ф.

Охлаждаясь от PQ феррит выделяет Ц111: растворимость углерода в феррите уменьшается, избыточный углерод выделяется из ячеек, диффундирует на границу зерна и там образует Fe₃C. На микролиффе можно видеть немногих мелких пластинок Ц111. В сплавах с большим содержанием он наслагивается на Ц11 и Ц1 и особо его не выделяют.

Для упрощения описаний, технологических карт и т.д. критическим точкам (точкам Чернова) и линиям диаграммы присвоены условные обозначения:
A₀ – 210 °C – линия магнитного превращения цементита;
A₁ – PSK;
A₂ – 768 °C – точка Кюри – потери ферромагнитности железа, выше
оно парамагнитно;
A₃ – GS;
A₄ – N (1392 °C);
A_{cm} – ES – линия выделения цементита вторичного.

Таблица 3. Превращения в железоуглеродистых сплавах при охлаждении

Сплавы		Температурный интервал	Линия	Процесс (состояние)		Конечная структура сплава
В интервале точек , или при содерj. С, %	В точке			Превращение, (==> выделение цементита)	Фаза (структура) стабильна, превращений нет	
1	2	3	4	5	6	7
0 – 0,006 %C или от 0 до Q		1. AC – AE 2. AE – GS 3. GS – GP 4. от GP		Ж→A A→Φ	A Φ	Φ
0,006 – 0,02 Q - P		1 – 4 тоже, от PQ		Φ==>Ц		Φ+Ц111
0,8	S			A→Π		Π
0,02 – 0,8 P - S		GS – PS от PS	PSK	A→Φ частично A остат. →Π Φ==> Ц111		Π+Φ+(Ц111)
0,8 – 2,14 S - E		SE - PSK	PSK	A==>Ц11 A0,8→Π		Π+Ц11
4,3	C	ECF – PSK Ниже PSK	PSK	Ж→Л1 Л1==> Ц11 Л1→Л11	Л11	Л11
4,3 – 6,67		CD - CF	ECF PSK	Ж→Ц1 Ж4,3→Л1 Л1→Л11		Л11+Ц1
2,14 – 4,3		AC – EC EC - PSK	ECF PSK	Ж→A Ж4,3→Л1 A==> Ц11 A0,8→Π, Л1→Л11		Л11+П+Ц11

Из–за отклонения действительных точек от теоретических к условным обозначениям добавляется индекс r – при охлаждении и c – при нагревании. Например:
Ac3,Ac1,Ar1.

Усвоению материала способствуют построение кривых охлаждения конкретных сплавов и решение задач по вычислению количественного состава фаз и структурных составляющих в заданной точке диаграммы.

4. Построение кривых охлаждения сплавов

Кривые охлаждения можно построить с помощью правила фаз

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

где: C – число степеней свободы;
 K – число компонентов;
 Φ – число фаз в сплаве.

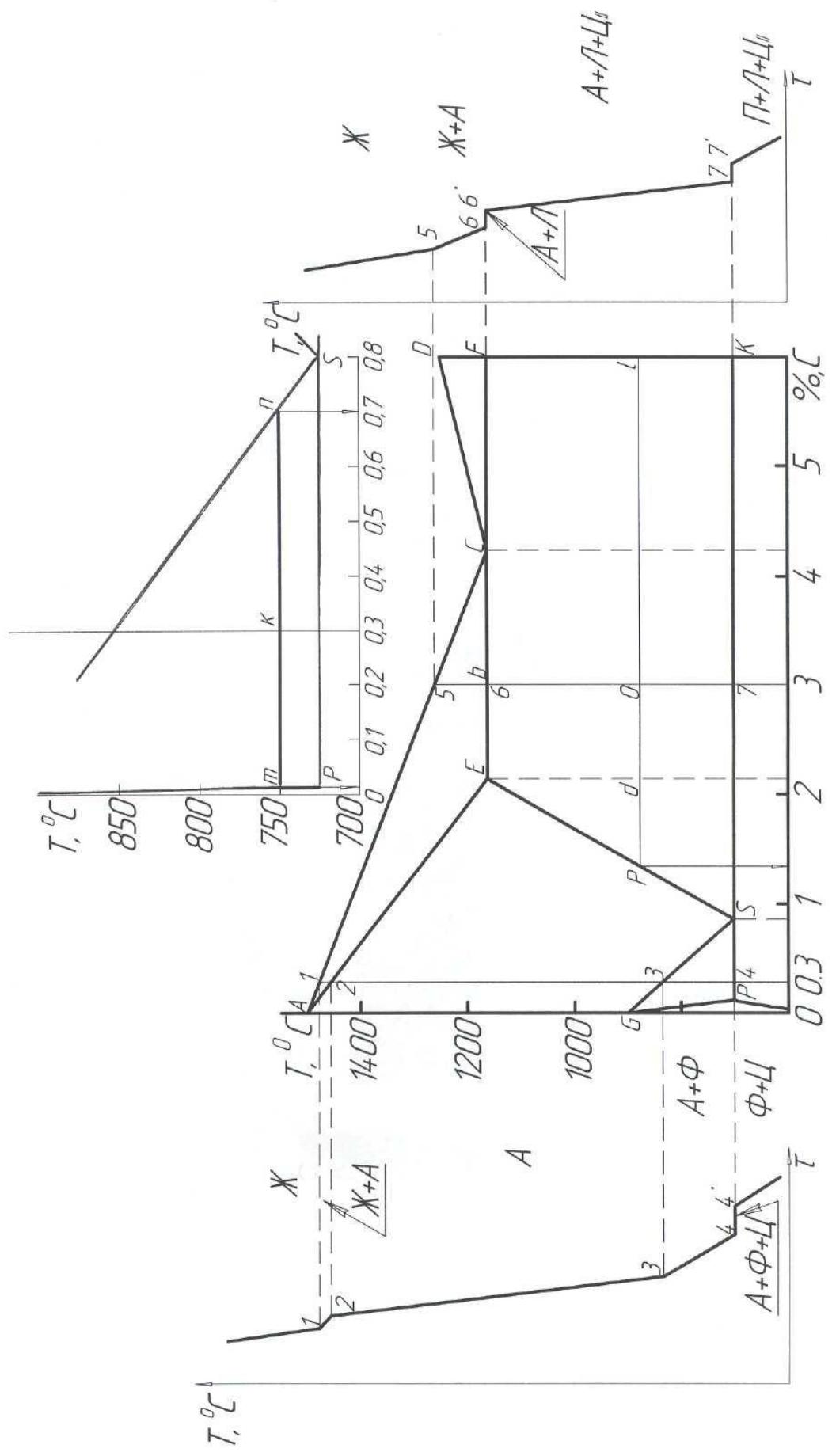


Рис.2 Диаграмма состояния и криевые охлаждения железоуглеродистых сплавов.

Для двухкомпонентной системы

$$C=3 - \Phi$$

Возможные значения С при числе фаз от 1 до 3:

$C=0$ – это означает, что фазы находятся в равновесии при $T=Const$, которая не может быть изменена до окончания процесса (уменьшения числа фаз). Итак, при $C=0$ – на кривой охлаждения будет горизонталь – температурная остановка.

$C=1$ – какая – то скорость охлаждения.

$C=2$ – более высокая скорость охлаждения.

Пример.

Для сплава, содержащего 3%С кривая представлена на рис.2 правее диаграммы.

Построение.

Выше точки 5 числа фаз в сплаве $\Phi=1$, $C=3-1=2$. Значит сплав охлаждается быстро (отрезок до точки 5 идёт круто).

В интервале точек 5 – 6 будет $\Phi=2$ (Ж и А).

$C=3-2=1$ – охлаждение замедляется из – за выделения скрытой теплоты кристаллизации. Линия идёт полого.

В точке 6: Ж→А+Ц, имеется три фазы, $C=0$ – температурная остановка (6 - 6¹).

В температурном интервале 6 – 7:

$\Phi=2$ (А и Ц), $C=1$ – замедленное охлаждение, как и ниже точки 7 (Ф и Ц).

Линия пологая.

В точке 7: $\Phi=3$, $C=0$, температурная остановка. Здесь идёт образование двух фаз одновременно [А→П(Φ+Ц)] и скрытая теплота выделяется интенсивно. Поэтому охлаждение приостанавливается.

2.3 Лабораторная работа №5 (2 часа).

Тема: «Анализ диаграммы состояния сплавов железо – цементит (нахождение объёма фаз по «правилу отрезков»)»

2.5.1 Цель работы: Изучение диаграммы состояния железо-углеродистых сплавов; превращений, происходящих с изменением температуры; определение фазового и структурного состава сплавов.

2.5.2 Задачи работы:

- У кривой охлаждения первого сплава указать фазовый состав, у кривой второго сплава – структурные составляющие.
- Для первого сплава вычислить соотношения (в %) фаз, для второго – структурных составляющих при заданной температуре.

Задание 1.

Какие фазы имеются в точке К и какова концентрация углерода в них?

Для точки К (сплав с 0,3 % С при $T= 750 ^\circ C$), представленной на рис.2 можно ответить на ряд вопросов, проведя через данную точку горизонталь до пересечения с границами данной области (с ближайшими основными линиями диаграммы).

Полученные точки пересечения **m** и **n** лежат на границах однофазных областей: **Ф** и **А**. Значит в точке К будут именно эти фазы

Первое положение правила отрезков

Проекции точек пересечения на ось концентрации показывают состав фаз.

Для нашего примера: проекция точки **n** показывает, что жидкость в точке К содержит 0,7 %С; проекция **m** показывает, что в феррите углерода меньше, чем в точке Р(0,02) т.е примерно 0,015 %С.

Задание 2.

Вычислить количественное соотношение фаз в точке К.

Второе положение правила отрезков

Точка К делит линию **mn** (коноду) на два отрезка обратно пропорциональные долям фаз. Следовательно, отрезок **mk**, расположенный левее точки К, характеризует долю аустенита – фазы расположенной справа, т.е

$$Q_A = \frac{mk}{mn} \times 100 \approx 48 \%$$

Доля феррита $Q_\Phi = \frac{kn}{mn} \times 100 = \frac{0,7 - 0,3}{0,7 - 0,015} \times 100$

Задание 3.

Найти количественное соотношение структурных составляющих в точке О ($C=3,0\%$; $T=900\text{ }^{\circ}\text{C}$).

В этих условиях сплав состоит из трёх составляющих: ледебурита, аустенита и цементита.

При двух неизвестных, например в заэвтических чугунах, состоящих из Л и Ц, конода будет длиной от Л до Ц и по правилу отрезков, решение простое. В нашем случае решение будет поэтапным: сначала найдём долю ледебурита для точки **v**, где второй составляющей будет аустенит. Конода здесь ЕС – линия от аустенита до ледебурита.

$$Q_L = \frac{E\varepsilon}{EC} \times 100 = \frac{0,86}{2,16} \times 100 \approx 40 \%$$

Ледебурит количественно при охлаждении не меняется, значит в точке О его будет 40 %.

Доля аустенита в точке **v** будет

$$Q_A = \frac{\varepsilon C}{EC} \times 100 \approx 60 \%$$

При охлаждении эта доля будет уменьшаться из – за выделения Ц11 по закону линии ES. Поэтому далее удобнее найти сколько образуется Ц11. Причём найдём долю его для точки **d**, т.к. здесь ещё будет только аустенит, ледебурита как в точке О не будет. Проекция р: $\approx 1,3\% C$

Итак,

$$Q_{\text{Ц}} (\text{для } d) = \frac{pd}{pl} \times 100 = \frac{2,14 - 1,3}{6,67 - 1,3} \times 100 \approx 15,6 \%$$

От точки **v** охлаждалось 60 % А (не 100 как от точки Е) той же концентрации 2,14 %C.

Пересчет $Q_{\text{Ц}} (\text{для } 0) \text{ даст } Q_{\text{Ц}} = \frac{15,6 \cdot 60}{100} = 9,4 \%$.

Доля аустенита в точке О составит $60 - 9,4 = 50,6 \%$.

Расчет структурного состава доэвтических чугунов ниже А1 выполняют аналогично, только доли цементита и аустенита находят на линии PSK. Здесь аустенит превращается в перлит, а количественных изменений и здесь, и ниже не будет.

Форма отчета.

Практическое работа №1

Анализ диаграммы состояния сплавов Fe-Fe3C

- Привести определения фаз: А, Ф, Ц, а также эвтектики и эвтектоида.
- Изобразить диаграмму Fe – Ц и построить кривые охлаждения для заданных сплавов (см. рис.2). Указать фазовый состав для первого сплава и структурные составляющие – для второго.
- Решить задачи по количественному составу сплавов.

3.1 Практическая работа №2 (2 часа).

Тема: «Расчет шихты»

2.1.1 Цель работы. Изучение методики и овладение навыками расчета состава шихты.

2.1.2 Задачи работы:

- Для чугуна данной марки, состав которого приведен в табл.1, определить состав шихты.
- Составить отчет.

2.1.3 Перечень приборов, материалов, используемых в лабораторной работе:

нет

2.1.4 Описание (ход) работы:

I. Расчет химического состава шихты

Для определения химического состава шихты (набора плавильных материалов) необходимо знать химический состав чугуна (табл. 1) и угар элементов шихты при ее плавке (табл. 2).

Таблица 1. Состав серого чугуна и угар элементов

Вариант	Марка	Содержание элементов, %					Угар, %	
		C	Si	Mn	P	S	Si	Mn
1	СЧ10	3,5-3,7	2,2-2,6	0,5-0,8	0,3	0,15	10	20
2	СЧ10	то же					15	16
3	СЧ15	3,5-3,7	2,0-2,4	0,5-0,8	0,2	0,15	15	17
4	СЧ15	то же					12	20
5	СЧ20	3,3-3,5	1,4-2,4	0,7-1,0	0,2	0,15	14	15
6	СЧ20	то же					12	18
7	СЧ25	3,2-3,4	1,4-2,2	0,7-1,0	0,2	0,15	12	18
8	СЧ25	то же					15	15
9	СЧ30	3,0-3,2	1,3-1,9	0,7-1,0	0,2	0,12	10	20
10	СЧ30	то же					15	16
11	СЧ35	2,9-3,0	1,2-1,5	0,7-1,1	0,2	0,12	14	15
12	СЧ35	то же					12	20
13	СЧ40	2,5-2,7	2,5-2,9	0,2-0,4	0,02	0,02	10	20
14	СЧ40	то же					15	16
15	СЧ45	2,2-2,4	2,5-2,9	0,2-0,4	0,02	0,02	11	20
16	СЧ45	то же					14	15

Таблица 2 . Угар элементов

Элементы шихты	Угар в % по весу при плавке	
	в вагранке	в пламенной печи
Кремний	10-15	25-50

Марганец	15-20	30-60
Сера	50 - 60 пригар	25-50
Углерод	-	10-30

Расчет ведется по двум элементам: кремнию и марганцу.

Пример. Отливки из чугуна марки СЧ 20 должны содержать кремния 2%, марганца - 0,6%. Угар кремния составляет 10%, марганца - 20%. Определить химический состав шихты. Содержание любого химического элемента в шихте можно найти по зависимости

$$K_{ш} = \frac{K_{отл}}{(100 - Y_g)} \cdot 100, \quad \%,$$

где $K_{ш}$, $K_{отл}$ - содержание элемента соответственно в шихте и в отливке (чугуне); Y_g - угар данного элемента, %.

Обозначим содержание в шихте кремния через X , а марганца через Y ,

$$X = \frac{2}{0,90} = 2,2\%; \quad Y = \frac{0,6}{0,80} = 0,75\%,$$

Таким образом, химический состав шихты определен.

2. Графический способ расчета количественного состава шихты

В чугунолитейном производстве шихта составляется из доменных чушковых (литейных) чугунов и металлома известного состава. Задача сводится к определению марок чушкового чугуна, а затем их соотношения.

Методика графического расчета. На листе миллиметровой бумаги строят график, на который в координатах "Содержание кремния - содержание марганца" наносят точки, соответствующие составам имеющихся на складе чушковых чугунов и металлома. Точки нумеруют порядковыми номерами таблицы 3 и соединяют прямыми линиями. При этом образуется многоугольник (рис. 1, а). Затем наносят на график точку А, соответствующую химическому составу шихты.

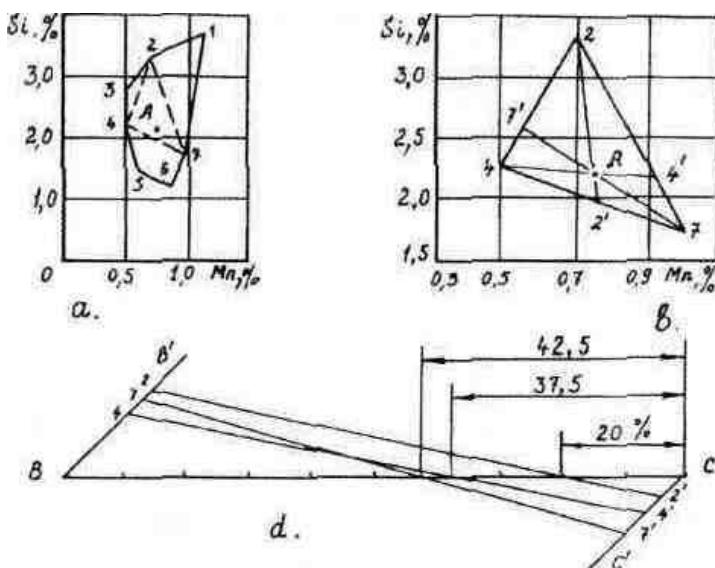


Рис 1. Графический расчет шихты

Таблица 3. Состав чушкового чугуна

Марка чушкового чугуна	Химический состав %		
	Углерод	Кремний	Марганец
1 ЛК - 0	3,5 - 4,0	3,26 - 3,75	0,5 - 1,3
2 ЛК - 1	3,6 - 4,1	2,76 - 3,25	0,5 - 1,3

3 ЛК - 2	3,7 - 4,2	2,26 - 2,75	0,5 - 1,3
4 ЛК - 3	3,8 - 4,3	1,76 - 2,25	0,5 - 1,3
5 ЛК - 4	3,9 - 4,4	1,26 - 1,75	0,5 - 1,3
6. ЧВ 2	3,7 - 4,4	0,5 - 1,0	0,2 - 0,6
7. Чугунный лом	2,8 - 3,3	1,5 - 2,2	0,6 - 1,0

Если точка А располагается внутри многоугольника, то это означает, что для отливки из заданного чугуна можно составить шихту из имеющихся шихтовых материалов. Если точка А располагается на прямой, соединяющей две точки многоугольника, то шихту можно составить из двух компонентов Наконец, если точка А располагается вне многоугольника, это означает, что шихту из этих материалов составить нельзя. Чаще всего, шихта составляется из 3-х компонентов, один из которых - чугунный лом. Поэтому из имеющихся на графике точек выбирают и строят треугольник, с таким расчетом, чтобы точка А оказалась внутри и чтобы одной из вершин этого треугольника являлась точка 7(чугунный лом). Построением такого треугольника решается задача выбора *качественного состава шихты*. В нашем примере шихта составляется из чушковых чугунов ЛК-1, ЛК-3 и чугунного лома (точки 2,4,7).

Для определения количественного соотношения выбранных шихтовых материалов в построенном треугольнике проводят прямые линии (рис. 1б) из вершины каждого угла через точку А до пересечения с противоположной стороной. В результате получают отрезки линий, разделенных точкой А. Эти отрезки используют для определения количественного состава шихты, для чего строят еще один график (рис. 1д). При этом берут отрезок произвольно выбранной прямой ВС и делят его на 100 равных частей. Каждая часть соответствует 1 % или 1 кг. Из точек В и С под произвольным углом проводят две параллельные прямые ВВ' и СС'. На прямой ВВ' откладывают отрезки, расположенные между вершинами треугольника и точкой А, а на прямой СС' откладывают отрезки расположенные между точкой А и противоположными сторонами треугольника. Полученные точки соединяют прямыми линиями, которые на прямой ВС отсекут отрезки, соответствующие *количественному соотношению* выбранных компонентов.

В нашем примере получен следующий состав шихты.

1. Чугун ЛК -1 ($Si = 3,3\%$, $Mn = 0,7\%$) - 20 %
2. Чугун ЛК - 3 ($Si = 2,25\%$, $Mn = 0,5\%$) - 37,5%
3. Чугунный лом ($Si = 1,7\%$, $Mn = 1,0\%$) - 42,5 %

3. Аналитический способ расчета количественного состава шихты

Аналитический расчет ведут также по двум элементам - кремнию и марганцу на 100 % или 100 кг шихты. Заключается он в составлении и решении трех уравнений с тремя неизвестными. В нашем примере для отливки из чугуна марки СЧ 20 шихта должна содержать кремния 2,2, марганца - 0,75 %; известен состав литейных чугунов (ЛК-1 и ЛК-3) и чугунного лома.

Порядок аналитического расчета.

Обозначим количество чугуна ЛК - 1 через X , чугуна ЛК - 3 через Y , чугунного лома - через Z , тогда первое уравнение, представляющее собой весовой баланс всех шихтовых материалов, будет иметь вид

$$X + Y + Z = 100 \quad (1)$$

Два других уравнения будут представлять собой весовые балансы кремния и марганца, вносимые в шихту ее отдельными компонентами.

$$\text{Баланс кремния } 3,3X + 2,25Y + 1,7Z = 2,2 \cdot 100 \quad (2)$$

$$\text{Баланс марганца } 0,7X + 0,5Y + 1,0Z = 0,75 \cdot 100 \quad (3)$$

Решая совместно уравнения (1, 2, 3) определяют X , Y , и Z , т.е. количественное соотношение компонентов в шихте.

Форма отчета

Практическая работа №2

Тема. Расчет шихты

Задание ... (см. выше)

Исходные данные по варианту...

Марка чугуна	Химический состав чугуна, %					Угар, %	
	C	Si	Mn	P	S	Si	Mn

Порядок расчета

1. Расчет химического состава шихты.
2. Расчет количественного состава шихты графическим способом.
3. Расчет количественного состава шихты аналитическим способом.
4. Вывод (результаты решения).

Работу выполнил	
Работу принял	

3.1 Практическое занятие №3 (2 часа).

Тема: «Определение газонепроницаемости и влажности формовочной смеси»

3.1.1 Изучение свойств формовочных смесей.

2. Изучение методики испытания формовочных смесей.

Задание.

1. Ознакомиться с методикой испытания, устройством и работой приборов, применяемых для определения свойств формовочных смесей.

2. Определить свойства заданных формовочных смесей и сделать выводы.

3. Составить отчет.

3.1.4 Описание (ход) работы:

1. Состав и свойства формовочных смесей

Формовочные смеси предназначены для изготовления литейных форм, в которых путем заливки расплавленного металла получают отливки. Формовочные смеси должны обладать следующими свойствами.

1. Прочностью - способностью литейных форм не разрушаться при заливке металлом, при сборке и транспортировке форм.

2. Пластиностью - способностью деформироваться под действием внешней нагрузки без нарушения целостности, отчетливо воспринимать и точно сохранять отпечаток модели.
3. Газопроницаемостью - способностью пропускать газы через стенки формы.
4. Податливостью - способностью сжиматься под действием усадочных усилий охлаждающихся отливок.
5. Огнеупорностью - способностью выдерживать высокую температуру заливаемого в форму металла, не размягчаясь, не расплавляясь и не пригорая к поверхности отливок.

Главными компонентами формовочных смесей являются песок и глина. Правильно приготовленная формовочная смесь состоит из зерен песка, покрытых глиной и имеет каналы для выхода газа. Для придания формовочным смесям пластичности и формуемости в их состав вводится влага в количестве 4 - 8 % и связующие. Кроме того, в формовочные смеси вводят специальные добавки. В качестве противопригарных добавок применяются при чугунном литье - каменноугольная пыль, при бронзовом литье -мазут, при стальном литье - маршалит (пылевидный кварц). Их доля составляет 5 - 12 %.

Для повышения газопроницаемости в формовочные смеси вводят древесные опилки или муку, торф в количестве 10 - 15 %. Эти добавки, выгорая, дают дополнительные каналы для выхода из форм воздуха и других газов.

Формовочные смеси подразделяются на облицовочные, наполнительные и единые. Облицовочной смесью заполняют ту часть формы, которая соприкасается с жидким металлом. Поэтому в ее состав вводится значительное количество свежих материалов для придания высоких свойств. Наполнительная смесь насыпается на слой облицовочной смеси и ею заполняется вся форма. Она готовится из отработанной смеси, выбитой из опок. Единой смесью набивают всю форму при машинной формовке.

Приготовленные формовочные смеси перед употреблением подвергаются лабораторным испытаниям на влажность, газопроницаемость и прочность в сыром и сухом состоянии.

2. Испытание формовочной смеси

2.1. Приготовление стандартного образца

Стандартный образец (изделие определенных размеров и формы из данного материала), в частности, для определения предела прочности на сжатие и газопроницаемости формовочной смеси.

Для приготовления образца берут 160 - 180 г смеси, засыпают ее в гильзу и уплотняют на копре (рис. 1) за три удара. При этом должен быть получен образец высотой $50 \pm 0,8$ мм, что контролируется по положению торца штока 1 копра относительно рисок, расположенных на вертикальном приливе стойки 2 станины. В случае несоответствия высоты (объема навески) образец бракуют, берут навеску иной массы и уплотняют на копре.

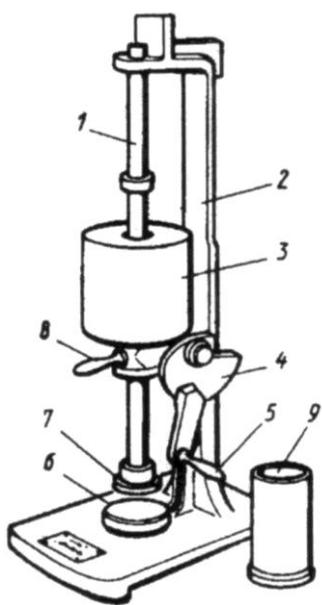


Рис. 1. Копер лабораторный

Образцы, проверяемые на газопроницаемость получают в неразъемной гильзе 9, а в разъемной гильзе готовят образцы для испытания на сжатие. Последние извлекают из гильзы (сняв с нее поддон 6 и раскрыв ее) с помощью специального выталкивателя.

2.2. Определение газопроницаемости формовочной смеси

Газопроницаемость определяют по времени прохождения определенного объема воздуха через стандартный образец и давлению воздуха перед ним.

Для этого служит прибор (рис. 2) на основании 13 которого установлен бак 5, заполняемый водой до уровня ниже его верхней кромки на 120 мм. Здесь же имеются: затвор 9 для гильзы с образцом 7, трехходовой кран 10 и манометр 12.

Помещенный в бок колокол 3 при закрытом кране 10 погружается в воду на определенную глубину и опирается на сжатый воздух. Если кран открыть, то сжатый воздух выйдет, а колокол опустится.

Порядок испытания.

Поставить трехходовой кран в положение "Открыто". Отрегулировать положение нулевой точки манометра по уровню водяного столба. Осторожно поднять колокол до совпадения отметки X на его боковой поверхности с верхней кромкой бака и повернуть кран в положение "Закрыто".

Установить гильзу с испытуемым образцом в затвор 9 (образец расположить вверху) и плотно закрепить ее гайкой.

Затем установить кран в положение "Испытание". При совпадении отметки 0 на колоколе с краем бака включить секундомер. При прохождении отметки 1000 зафиксировать давление воздуха по манометру. При подходе отметки 2000 остановить секундомер и зафиксировать время. Поставить трехходовой кран в положение "Закрыто".

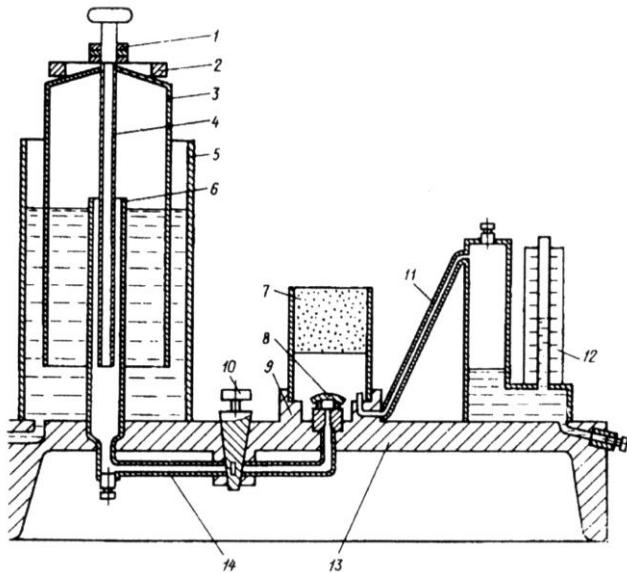


Рис. 2. Прибор для определения газопроницаемости:
 1-ручка; 2-груз; 3-колокол; 4-стержень; 5-бак; 6-трубка;
 7-образец; 8-нипель; 9-затвор; 10-трехходовой кран;
 12-манометр

Рассчитать газопроницаемость по формуле

$$K = V \cdot H / (F \cdot P \cdot t) \text{ или } K = 509,5 / (P \cdot t),$$

где V - объем воздуха, прошедшего через образец,

$V = 2000$ куб. см;

H - высота образца, $H = 5$ см;

F - площадь поперечного сечения образца,

$F = 19,62$ кв. см;

P - давление воздуха перед образцом, Па

t - время прохождения данного объема воздуха, мин.

Примечания.

1. Для пересчета давления p (мм водяного столба) в давление P (Па) использовать зависимость

$$P = 9,8 \cdot p, \text{ Па}$$

2. Газопроницаемость - величина безразмерная.

3. Испытывают три образца.

4. Газопроницаемость различных смесей составляет 30-150 единиц.