

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

Кафедра «Технический сервис»

**МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ ДЛЯ ОБУЧАЮЩИХСЯ
ПО ОСВОЕНИЮ ДИСЦИПЛИНЫ**

по дисциплине: Б1.В.03 Материаловедение и технология материалов

Направление подготовки 20.03.01 – Техносферная безопасность

Профиль подготовки: Безопасность жизнедеятельности в техносфере

СОДЕРЖАНИЕ

1. Конспект лекций.....	3
Лекция 1 (Л-1) Введение. Строение вещества. Пластическая деформация	3
Лекция 2 (Л-2) Железо и его сплавы Производство чугуна и стали.....	26
Лекция 3 (Л-3) Углеродистые стали и чугуны	34
Лекция 4 (Л-4) Теория термической обработки стали	44
Лекция 5 (Л-5) Цветные металлы и их сплавы.....	66
Лекция 6 (Л-6) Инструментальные, порошковые, композиционные и неметаллические материалы.....	72
Лекция 7 (Л-7) Основы литейного производства	83
Лекция 8 (Л-8) Сварка металлов	86
Лекция 9 (Л-9) Обработка металлов резанием.....	103
Методические указания по выполнению лабораторных работ.....	111
ЛР-1 Измерение твердости металлов.....	111
ЛР-2 Микроанализ металлов и сплавов.....	123
ЛР-3 Построение и анализ диаграмм состояния сплавов.....	127
ЛР-4 Анализ диаграммы состояния сплавов F-F ₃ C.....	132
ЛР-6 Структура железоуглеродистых сплавов в равновесном состоянии.....	145
ЛР-7 Классификация и маркировка углеродных сталей и чугунов.....	153
ЛР-8 Термическая обработка углеродистой стали.....	153
ЛР-4 Макроанализ металлов и сплавов.....	160

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.

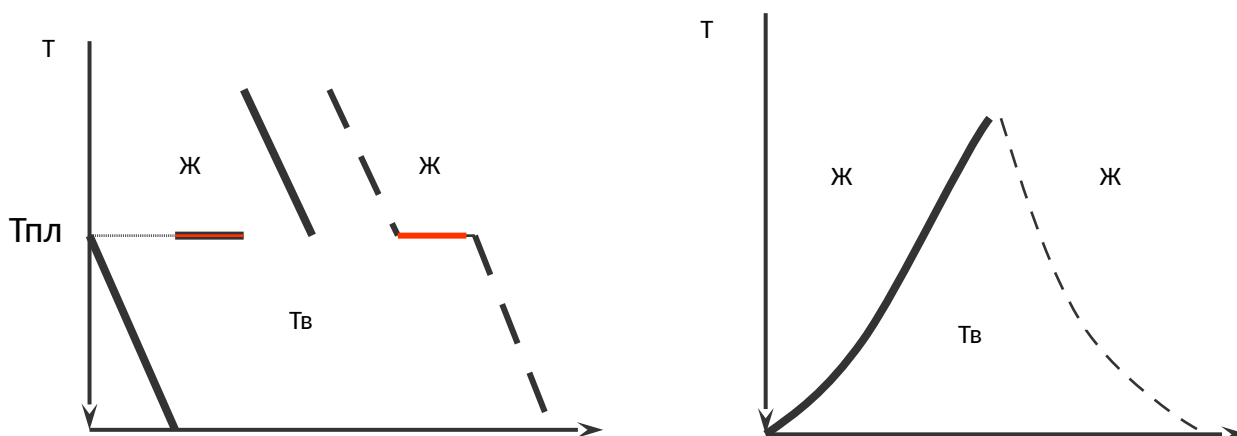


Рис. 1. Температурные кривые кристаллического и аморфного вещества

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 А и вдали от него. Поэтому говорят о наличии в кристалле дальнего порядка упаковки. Для аморфных тел вблизи атома А также наблюдается порядок. С удалением от атома А порядок все больше нарушается. Поэтому можно говорить о наличии лишь ближнего порядка. В аморфных телах существует неупорядоченное расположение элементарных частиц.

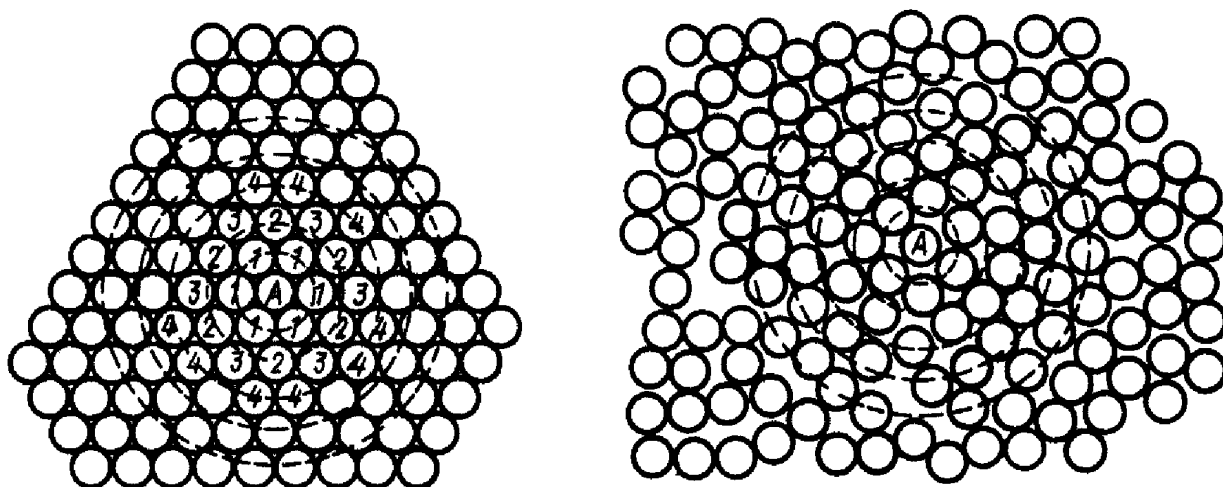


Рис.2. Дальний и ближний порядок расположения атомов

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. *structura* – 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 (X до 30). Исследование макроструктуры, несмотря на простоту, является очень ценным методом изучения материалов.

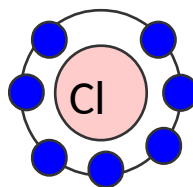
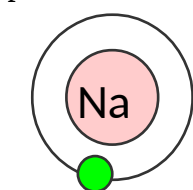
Микроструктура – характеризует мелкие структурные составляющие, наблюдение которых возможно с помощью оптических микроскопов с увеличением от 60 до 1500-2000 раз.

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.



Образование ионной связи удобно рассмотреть на примере соединения NaCl. Атом Na имеет один «лишний» валентный электрон. В то же время, атому Cl, имеющему семь валентных электронов, для образования устойчивой оболочки, «не хватает» одного электрона. Атом Na передает свой валентный электрон атому Cl в результате образуется положительный ион Na^+ и отрицательный ион Cl^- , которые притягиваясь, создают ионную связь.

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.

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

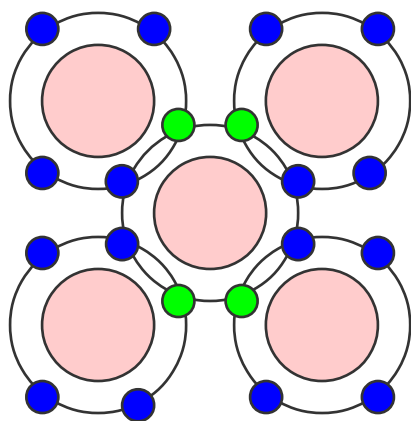


Рис.4. Ковалентная связь

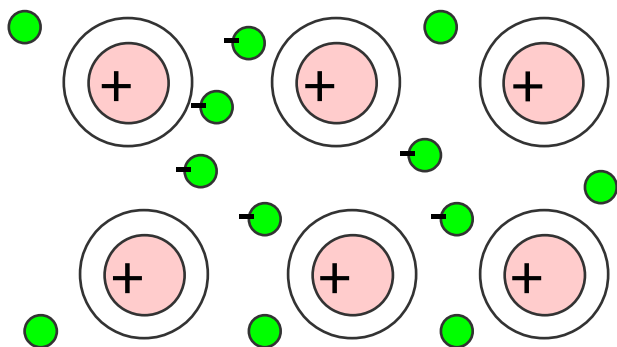


Рис. 5. Металлическая связь

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.

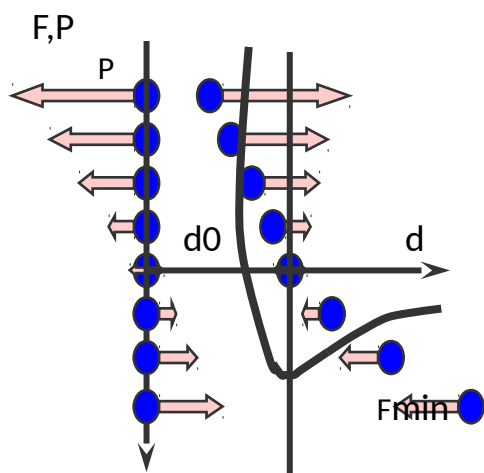


Рис.6. Взаимодействие межатомных сил

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 уравниваются, 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, износостойкость 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,

$$\sigma = \frac{P}{F},$$

Н/мм²(МПа)

относительное удлинение – отношение абсолютного удлинения к начальной длине расчетной части образца

$$\delta = \frac{\Delta l}{l_0} \cdot 100, \%$$

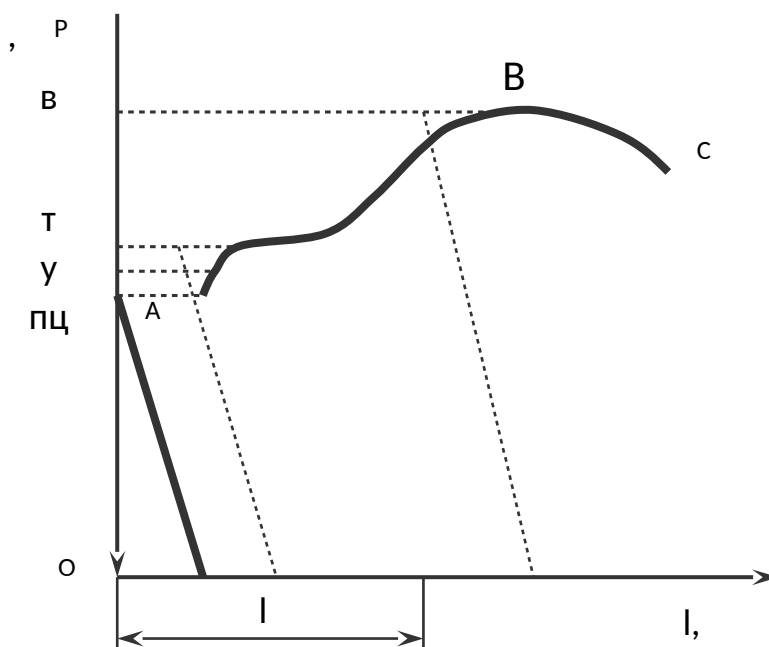


Рис. 7. Диаграмма растяжения

Пределом прочности (временным сопротивлением) называется напряжение, отвечающее

$$\sigma_{\epsilon} = \frac{P_{\epsilon}}{F_0}.$$

наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению образца

Разрушение образца наступает в точке С.

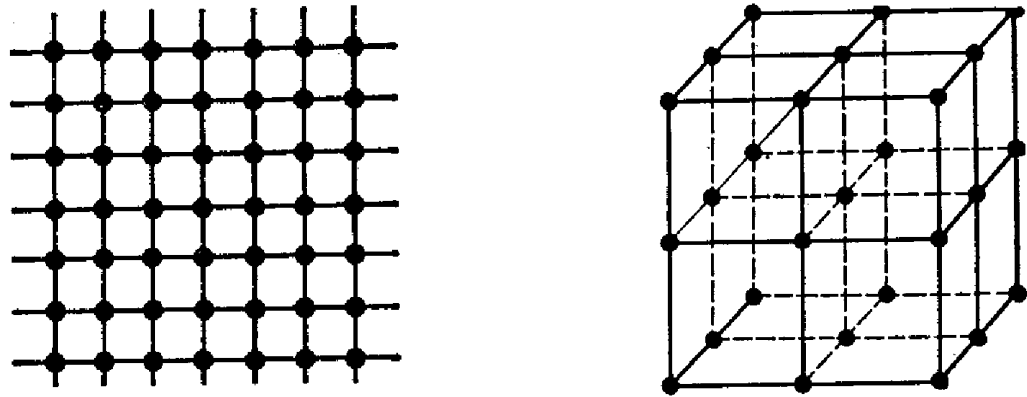
Значения предела прочности и других показателей приводятся в справочниках.

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 см^3 .

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 и определяют форму решетки. Кроме того, для характеристики кристаллической решетки вводят следующие величины: атомный радиус, базис, координационное число и коэффициент компактности.

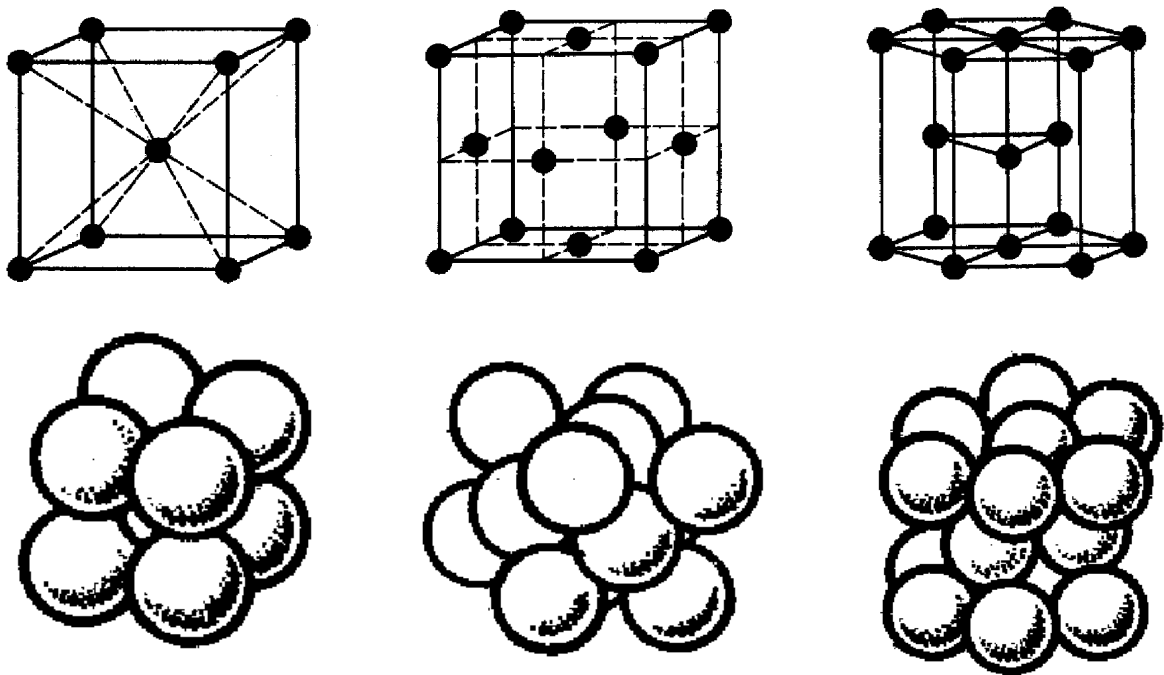


Рис.9. Элементарные ячейки

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 содержатся 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.

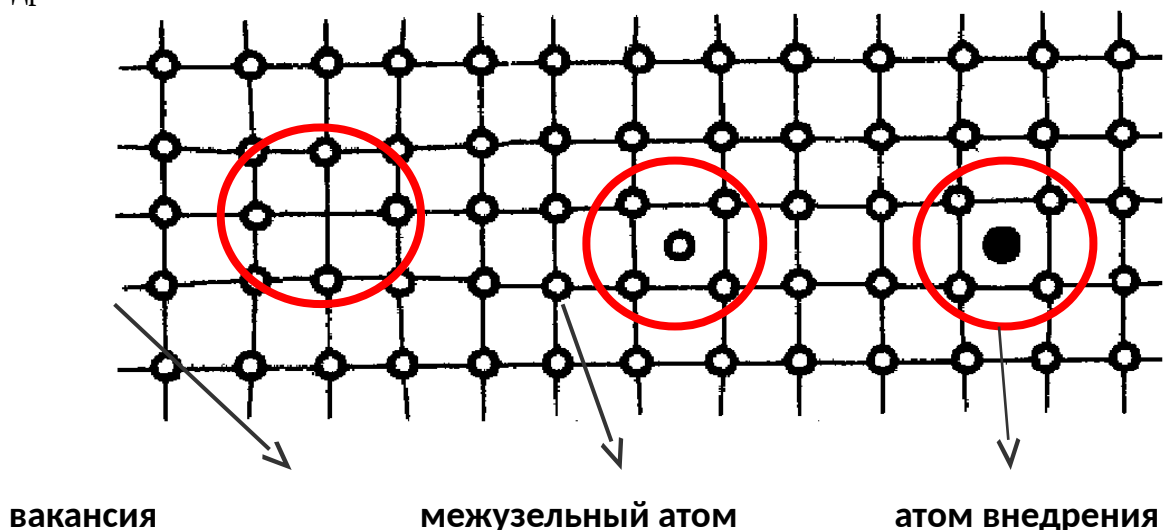


Рис.10. Точечные дефекты решетки

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.

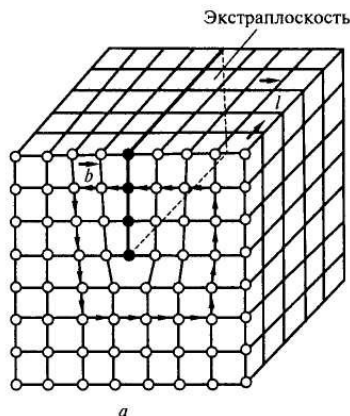


Рис. 11. Краевая дислокация

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.

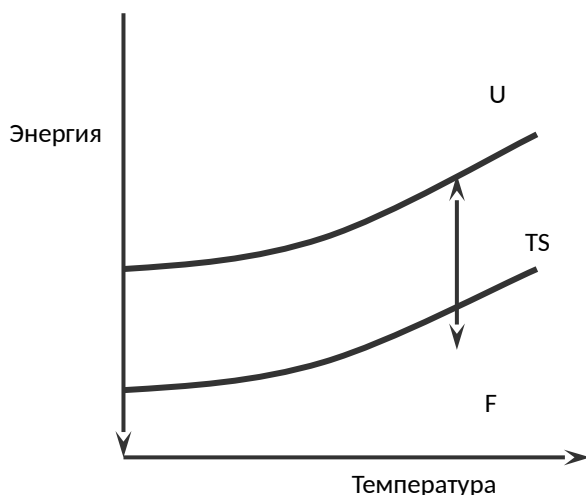


Рис. 12. Зависимость энергии вещества от температуры

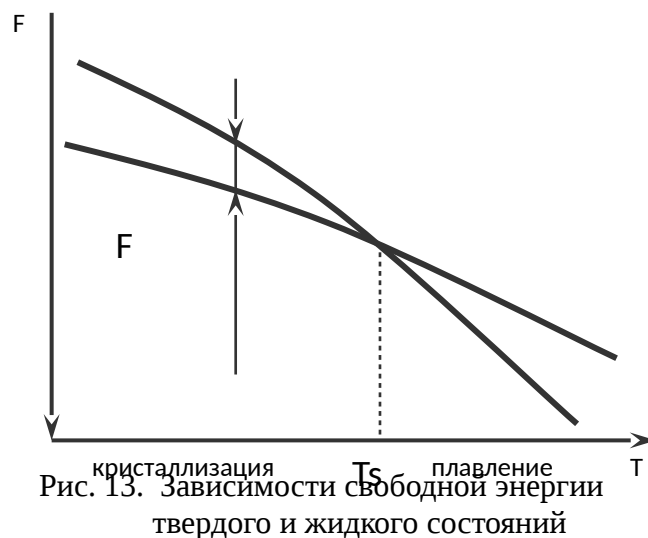


Рис. 13. Зависимости свободной энергии твердого и жидкого состояний

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 обуславливает их сосуществование – *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 флуктуации (отклонения значения величины от среднего значения), и не каждый зародыш способен к дальнейшему росту. Если энергия флуктуации 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*.

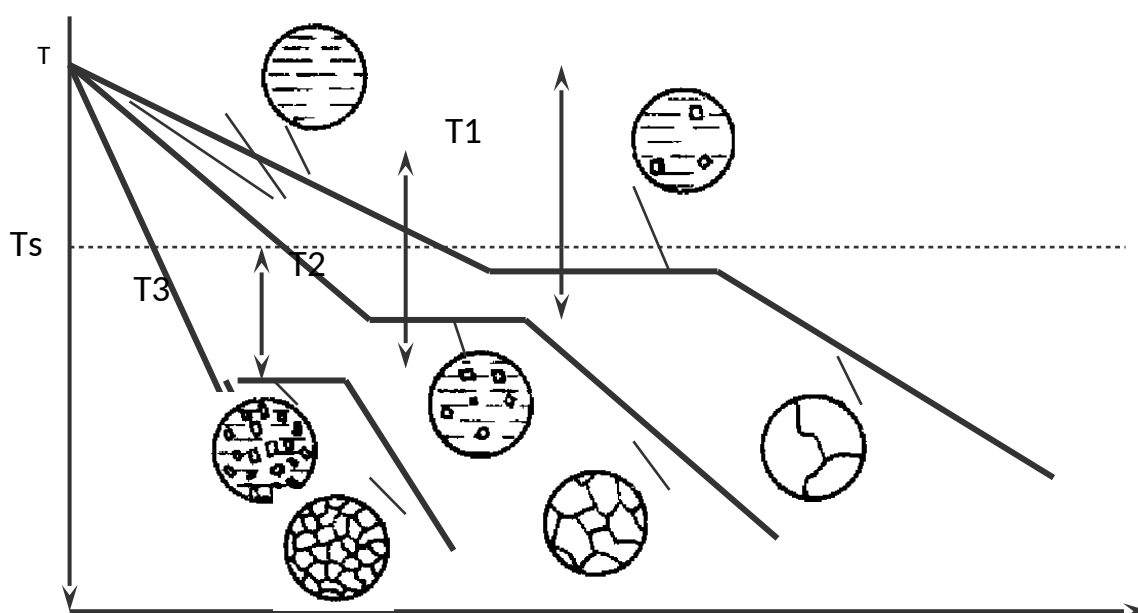
Рост кристаллов происходит по **дендритной (древовидной)** схеме, характеризующейся тем, что вначале к зародышам присоединяются все новые атомы жидкого металла в направлении, имеющим наибольшую плотность упаковки. В результате вырастают длинные ветви, которые называются осями первого порядка. По мере роста кристалла на осях первого порядка появляются и начинают расти ветви второго порядка, от которых отходят 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 межосные 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)



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.

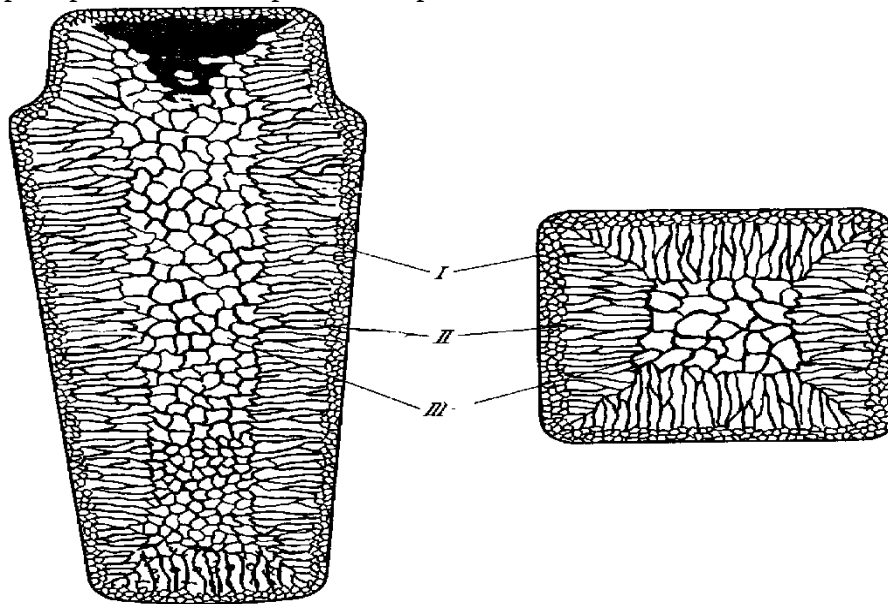


Рис. 16. Схема строения слитка

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. Наклёп, 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

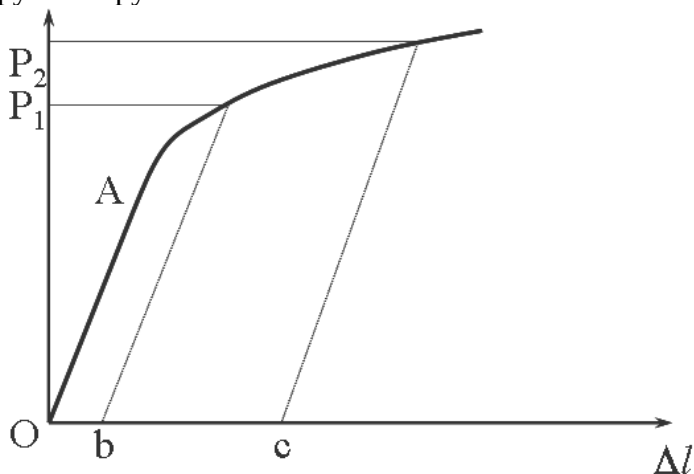


Рис. 1. Диаграмма растяжения

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 $\tau_{кр}$.

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 двойникованием представляет собой перестройку части кристалла в новое положение, зеркально симметричное к его недеформированной части. Плоскость зеркальной симметрии называют плоскостью двойникования.

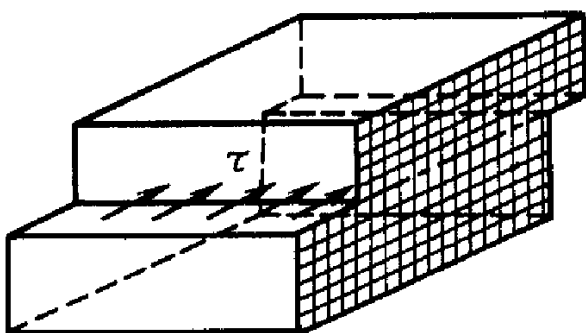


Рис. 2. Схема деформации сдвигом

Рис. 3. Деформация двойникованием

Рассмотрим механизм пластического сдвига в монокристалле.

Можно предположить, что под действием некоторого касательного напряжения τ все атомы части кристалла с идеальной решеткой выше плоскости А-А смещаются одновременно (рис. 4). В 20-е годы XXв. Френкелем Я.И. были выполнены теоретические изыскания по расчету критического касательного напряжения $\tau_{тек}$ 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.

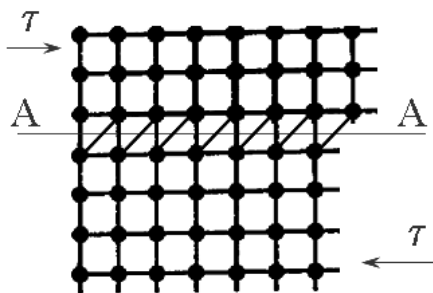


Рис. 4. Схема деформации идеального кристалла

Рассмотрим теперь дислокационный механизм пластической деформации (рис. 5)

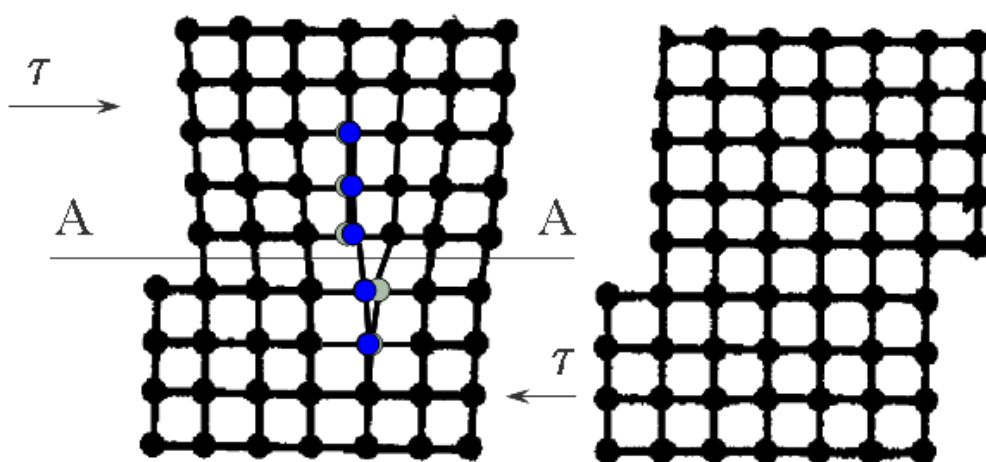


Рис. 5. Схема дислокационной деформации

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 ($d \approx 2 \text{ мкм}$ и $l \approx 10 \text{ мм}$).

Важной характеристикой, непосредственно влияющей на сопротивление материала пластической деформации, является плотность дислокаций. Согласно теории И.А. Одингга, зависимость между прочностью металла и плотностью дислокаций может быть представлена гиперболической функцией (рис. 6).

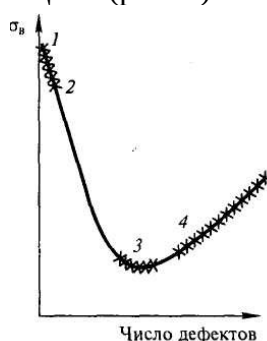


Рис. 6. Зависимость прочности металла от плотности дислокаций

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 - 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 их измельчаются блоки, возрастает плотность дислокаций. При значительных деформациях образуется волокнистая структура материала, где границы зерен различаются с трудом (рис. 7).

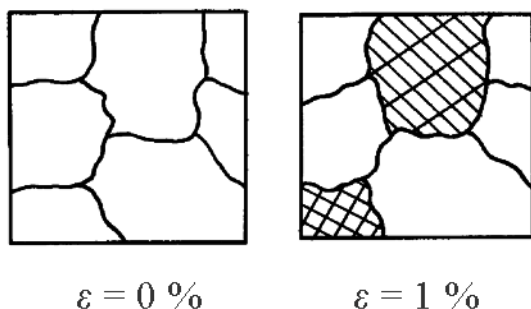


Рис. 7. Микроструктура деформированного металла

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_b , 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 пластически деформированного (наклепанного) металла неравновесна, что приводит к увеличению свободной энергии металла, он переходит в неустойчивое состояние. Поэтому должны происходить

самопроизвольные явления, возвращающие металл в более устойчивое структурное состояние.

Следует отметить использование наклепа 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

$$T_{рек} = a \times T_{пл},$$

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.

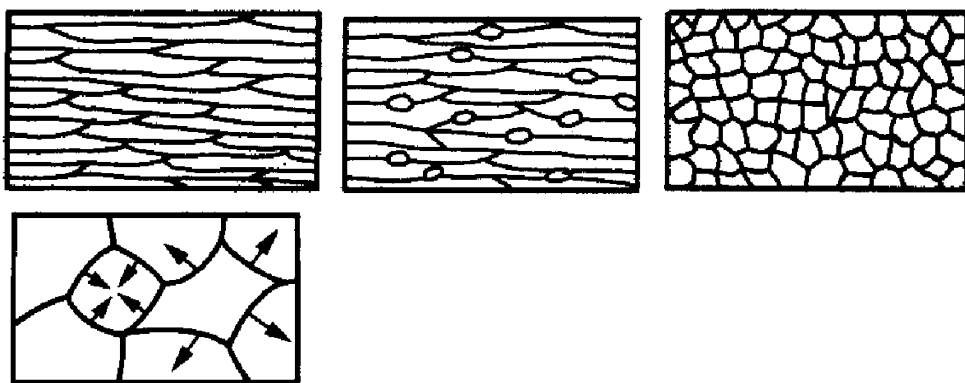


Рис. 9. Схема рекристаллизации металла

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.

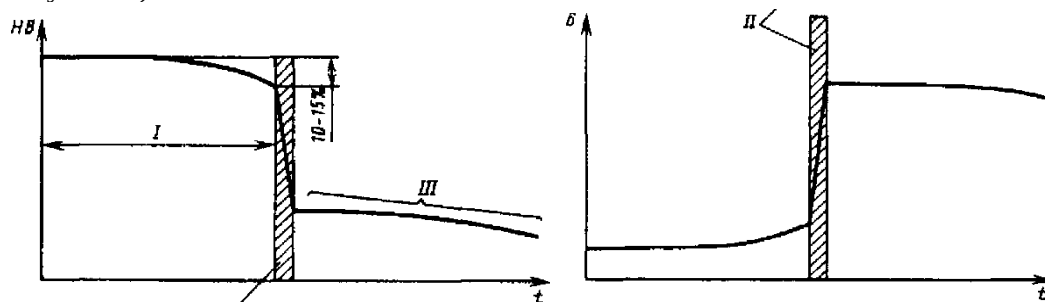


Рис. 10. Влияние степени отжига на твердость и пластичность нагартованного металла

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).

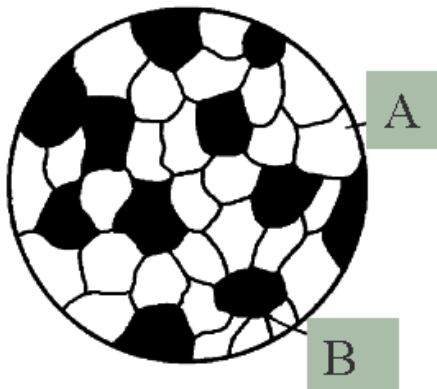


Рис. 11. Микроструктура сплава – механическая смесь

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) **твердая фаза**, 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 междоузлия кристаллической решетки растворителя А (рис. 12).

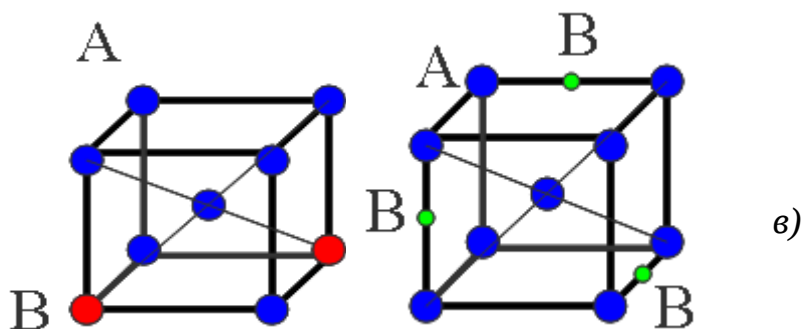


Рис. 12 Твердые растворы замещения (а) и внедрения (в)

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. Искращения 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, А1, С₁, С₂ - 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).

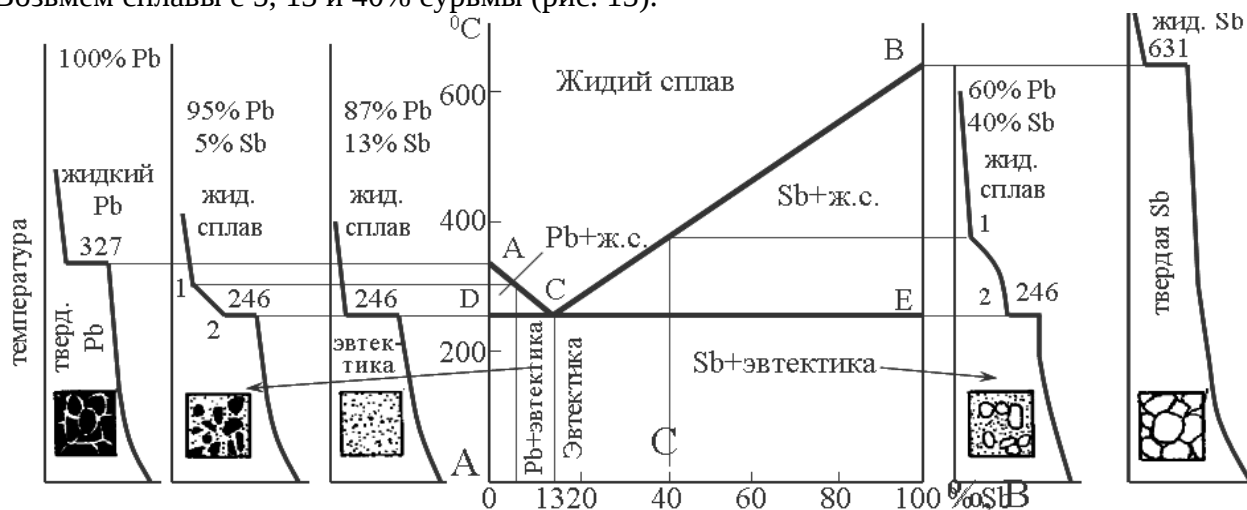


Рис 13. Диаграмма состояния сплавов свинец-сурьма

При рассмотрении кривых охлаждения чистых металлов видно, что они имеют по одной горизонтальной площадке, т.е. по одной критической точке: для свинца 327 °С, а для сурьмы 631 °С, 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 °С, 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 конца кристаллизации не зависит от состава сплава и постоянна - для данной системы это 246 °С. 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» (Liqua 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 °С.

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 С - число степеней свободы (вариантность системы),

К - 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

$C = 0$ (систем невариантна), 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 «А - В» (рис. 14).

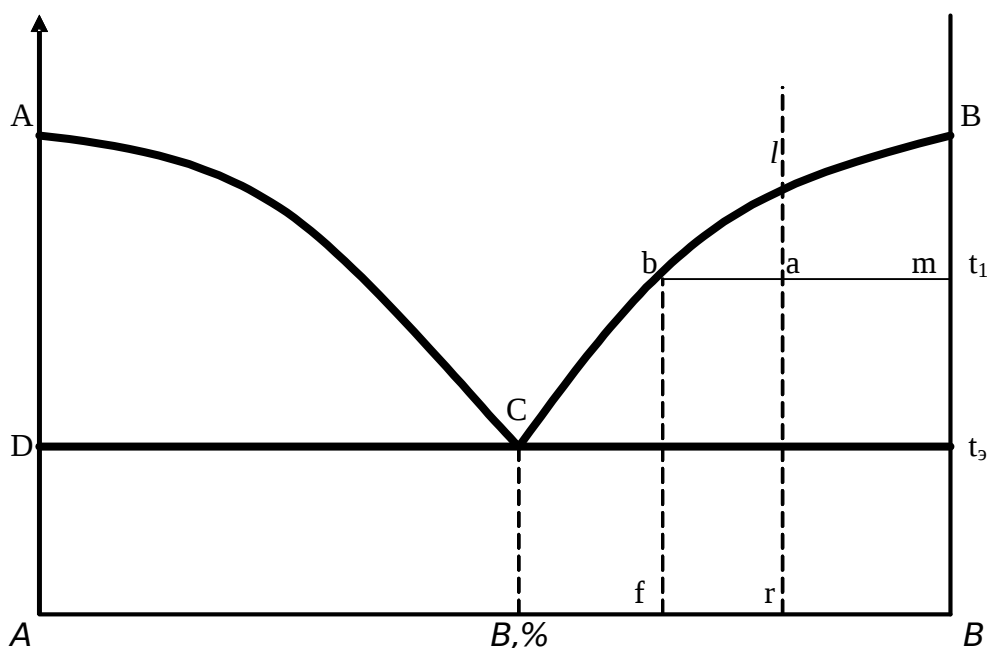


Рис. 14. К решению задачи по правилу рычага

В точке a , показывающей состояние сплава при температуре t_1 он состоит из кристаллов В 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 В и жидкость обогащается компонентом А, а при достижении эвтектической температуры t_e , содержание компонента В в жидкости определяется проекцией точки С на ось абсцисс. Значит, концентрация компонента В в жидкости изменяется по кривой lbc и для точки a она определяется проекцией точки b на ось абсцисс. Выделяющиеся кристаллы В имеют постоянный состав - это чистый компонент В, концентрация которого лежит на вертикальной оси В.

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. Проекция

точек пересечения на ось концентрации показывают составы фаз. Горизонталь, проведенная через точку 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, *противоположного* положению данной фазы, на общую длину коноды. То есть, количество

$$Q_k = \frac{va}{bm}, \text{ а количество жидкости } Q_{жс} = \frac{am}{vm}.$$

Типы диаграмм состояния

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

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

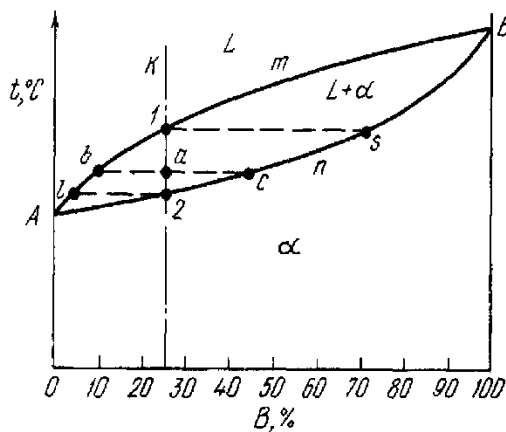


Рис. 15. Диаграмма II рода

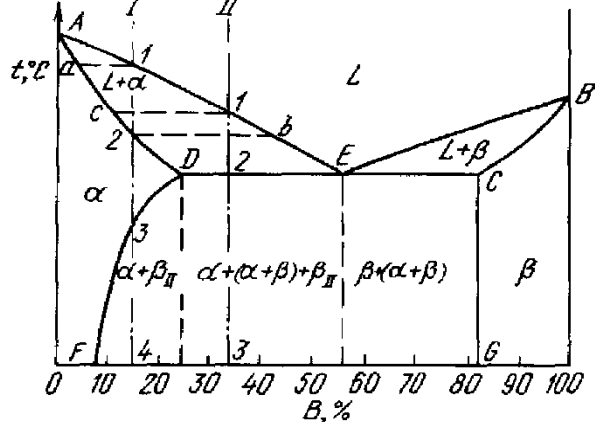


Рис. 16. Диаграмма III рода

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: A, B. 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 B в компоненте A, который называется α -раствор, твердого раствора компонента A в B, 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 A и B, соответствующих чистым компонентам). Предельная растворимость компонента B в A определяется линией DF, а предельная растворимость A в B — 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 А в В не зависит от температуры, то вторичных выделений α -кристаллов нет. Между точками D и C кристаллизация происходит по типу диаграммы I рода - диаграммы механических смесей.

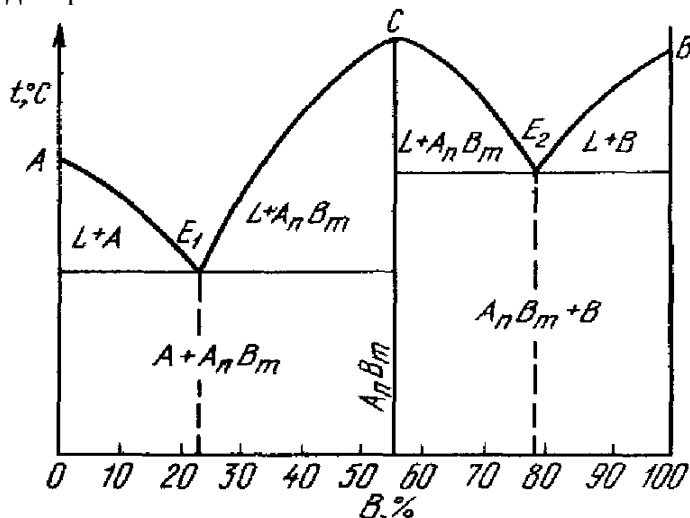


Рис. 17. Диаграмма IV рода

Диаграмма IV рода - диаграмма состояния сплавов, образующих устойчивое химическое соединение. Компоненты А и В 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 E и E₁ - эвтектические.

Лекция 3 (2 часа)

Тема: Железо и его сплавы. (2 часа)

1.1.1 Вопросы лекции:

1. Железо и углерод
2. Фазы в системе Fe-C
3. Диаграмма состояния сплавов системы Fe-C.

1.1.2 Краткое содержание вопросов:

В технике наиболее широко применяются сплавы на основе железа, а из них – сплавы железа с углеродом. Стали и чугуны составляют 95% используемых в мире конструкционных материалов. Для получения заданных свойств в них вводят легирующие элементы. Сплавы могут обеспечить не только разнообразные, но и лучшие свойства, чем чистое железо.

3.1. Железо.

Чистое железо – металл серебристого цвета, мягкий, благородный. Однако, небольшая доля примесей придает ему склонность к ржавлению. В настоящее время можно получить в значительных объемах железо 99,999% чистоты.

Технические сорта железа (железо Армко) содержат 99,8 – 99,9% Fe, т.е. с примесями до 0,2%, из которых углерода до 0,02%, меди до 0,1% и еще десяток других элементов с малой концентрацией.

Температура плавления железа 1539 °C. При содержании примесей 0,01 – 0,1% железо имеет следующие механические характеристики: твердость HB 70–80, предел прочности $\sigma_b = 200-250$ МПа, относительное удлинение $\delta = 50\%$. Железо полиморфно и имеет четыре

модификации, из которых рассмотрим подробно две основные – α (ОЦК) и γ (ГЦК решетка) (рис. 1).

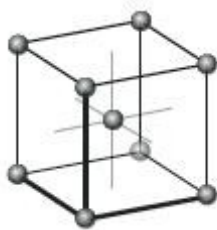


Рис. 1. Элементарные ячейки железа

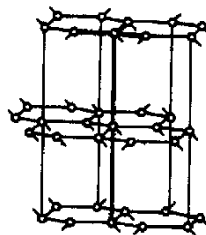
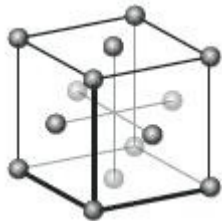


Рис. 2. Ячейка графита

Fe $_{\alpha}$ существует ниже 911 $^{\circ}$ C. Период решетки ОЦК 0,287 нм. Плотность $P_{\alpha} = 7,86 \text{ г/см}^3$. Ниже 768 $^{\circ}$ C (точка Кюри) железо ферромагнитно (магнитно), выше (Fe $_{\beta}$) – оно парамагнитно. В ОЦК решетке имеется 12 свободных мест в середине ребер. Диаметр такого свободного места, так называемой поры, 0,062 нм.

Fe $_{\gamma}$ существует при температуре 911 – 1392 $^{\circ}$ C. Период решетки ГЦК 0,364 нм. Плотность $P_{\gamma} = 8,0 \text{ г/см}^3$. Пора в центре куба больше, чем в ОЦК. Несмотря на тепловое расширение, объем γ металла меньше, чем объем Fe $_{\alpha}$ примерно на 1%, т.к. плотность упаковки атомов в ГЦК выше, чем в ОЦК.

Железо со многими элементами образует растворы: с *металлами* – растворы замещения, с *углеродом, азотом и водородом* растворы внедрения.

Углерод – неметаллический элемент, полиморфен: существует в двух кристаллических решетках. Соответствующие модификации – графит и алмаз.

Графит (от греч. *graphein* – пишу) – минерал, наиболее устойчивая модификация чистого углерода. Графит получают нагреванием антрацита без доступа воздуха. Твердость по минералогической шкале – 1, плотность $P = 2,2 \text{ г/см}^3$. Графит огнеупорен ($T_{пл} = 3500 \text{ }^{\circ}\text{C}$), электропроводен, имеет цвет от черного до серого. Кристаллическая решетка – гексагональная слоистая. Межатомные расстояния: в основании решетки – 0,142 нм, между слоями – 0,340 нм (рис. 2).

Алмаз (тюркс. алмас, от греч. *adamas* – несокрушимый), вторая – метастабильная (относительно устойчивая) модификация углерода. Этот самородный минерал очень твердый – твердость по минералогической шкале 10 (наивысшая), плотность $P = 3,5 - 3,6 \text{ г/см}^3$. Цвет: желтоватый, зеленоватый, иногда голубой и черный, а также бесцветный. Ограненные кристаллы – бриллианты.

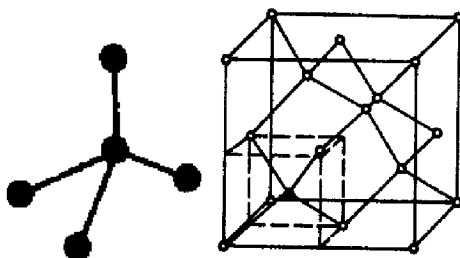


Рис. 3. Элементарная ячейка и объемная решетка алмаза

Непрозрачный алмаз – ценный абразив.

Синтетические алмазы получают при высоких давлении и температуре из графита. Средний размер кристаллов 1-2 мм. Их используют как абразив, материал для паст и порошков, для изготовления фильер.

Исключительно высокая твердость алмаза определяется строением кристаллической решетки, в которой все четыре атома расположены на одинаковом расстоянии от центрального атома. Межатомная связь ковалентная, энергия связи очень большая, решетка неплотнупакованная.

В графите ковалентные силы действуют в основаниях, а между основаниями – слабые силы Ван-дер-Ваальса. При деформации графита в первую очередь разрушаются связи между слоями, чем и объясняется его низкая твердость.

Взаимодействие железа и углерода

- Углерод растворяется в железе в жидком и твердом состояниях. В твердом состоянии образует с атомами Fe твердые растворы внедрения Fe(C) .
- Углерод и железо могут образовывать химическое соединение Fe_3C – карбид железа.
- В высокоуглеродистых соединениях углерод может находиться в чистом виде, в виде графита Г (т.е. образуется механическая смесь $\text{Fe(C)}+\text{Г}$).

3.2. Фазы в системе Fe – C

В системе железо – углерод возможно присутствие следующих фаз: жидкости (Ж), растворов феррита (Ф) и аустенита (А), химического соединения цементита (Ц) и графита (Г).

Жидкость – вещество, в промежуточном состоянии между твердым и газообразным с относительно равномерным распределенными атомами компонентов, имеющих «ближний порядок» в отличие «дальнего порядка» - атомной связи в кристаллах. В жидкости атомы охвачены повышенной энергией, более подвижны и потому проявляется текучесть.

Феррит (от «феррум»), являющийся твердым раствором внедрения углерода (и других элементов) в α -железе, обозначается Fe_α (C). Различают высокотемпературный и низкотемпературный феррит. Свойства феррита при содержании 0,006% углерода при температуре 20 °С: предел временного сопротивления $\sigma_b = 250\text{-}300$ МПа, относительное удлинение $\delta = 50\%$, твердость HB 80 – 100.

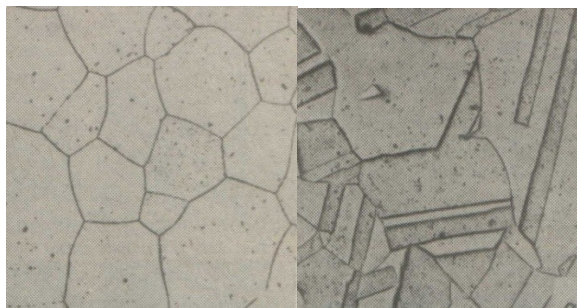


Рис. 4. Микроструктура феррита (полиэдры)

Рис. 5. Микроструктура аустенита

Растворимость углерода в феррите низка, так как в ОЦК решетке поры малы и значительная часть углерода располагается в вакансиях и на дислокациях.

Аустенит (в честь англ. ученого Р. Аустена) – твердый раствор внедрения углерода в γ -железе, обозначается Fe_γ (C). Растворимость углерода в Fe_γ достигает 2,14% - значительно больше, чем в Fe_α , т.к. в отличие от ОЦК решетки в ГЦК решетке в центре имеется сравнительно большая пора диаметром 0,102 нм (диаметр атома графита 0,154 нм).

Аустенит пластичен ($\delta = 60\%$), но прочнее при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ имеет твердость HB 160 – 200 из-за искажений решетки.

Микроструктура аустенита и феррита – полиэдрические (многогранные) зерна, но в аустените имеются двойники (рис.5).

Главный вывод: Графит и алмаз – химический состав одинаков, но разные решетки и очень разные свойства; аналогично аустенит и феррит – одно и то же по составу, но структура различна и свойства также различны.

Цементит – карбид железа Fe_3C . Атомный состав в %: Fe – 75, C – 25. Массовый состав: 6,67% C, остальное Fe.

Цементит имеет сложную ромбическую решетку, очень твердый ($>800\text{ HB}$) и хрупкий (имеет почти нулевую пластичность). Температура плавления $T_{\text{пл}} = 1260\text{ }^{\circ}\text{C}$.

В кристаллах цементита преобладает металлическая связь, поэтому он электропроводен, имеет блеск, белый цвет. В цементите атомы железа могут замещаться атомами металлов, атомы углерода атомами азота и кислорода – получается *легированный* цементит.

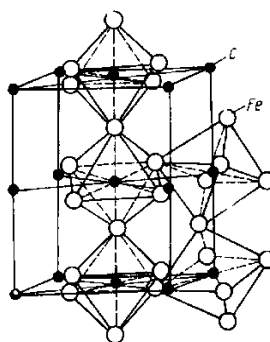


Рис. 6. Элементарная ячейка цементита

Цементит – соединение неустойчивое и при высокой температуре может распадаться на Fe и графит Г. Графит имеет 100% углерода и простую по форме решетку. Аустенит и феррит – малоуглеродистые сплавы (в аустените 2,14% углерода) и имеют сложные решетки. Цементит имеет около 7% углерода и очень сложную кристаллическую решетку. В этой связи из жидкости при охлаждении, из других фаз (аустенита и феррита) легче образуется цементит (он ближе к ним по строению), чем свободный графит.

3.3. Диаграмма состояния железоуглеродистых сплавов

Диаграмма состояния по составу компонентов железо-углерод (Fe – C), а по фазовому составу железо-цементит (Fe – Ц или Fe – Fe_3C), поэтому диаграмма имеет двойную шкалу концентраций (рис. 3). Вертикальные шкалы – температурные с критическими точками для железа (A (1539 $^{\circ}\text{C}$), G (911), N (1392)) и у цементита – точка D ($T_{\text{пл}}$). Принимая за второй компонент цементит (а не углерод) диаграмму называют диаграммой состояния сплавов железо-цементит.

Линия ACD – ликвидус, линия AECSF – солидус.

На участке AC в интервале температур из жидкости кристаллизуется аустенит, на участке CD – цементит, а в точке C и по всей горизонтали EF – эвтектическая смесь аустенита (A) с цементитом (Ц). Эта часть диаграммы представляет собой диаграмму III рода с эвтектикой и линией ES ограничения растворимости углерода.

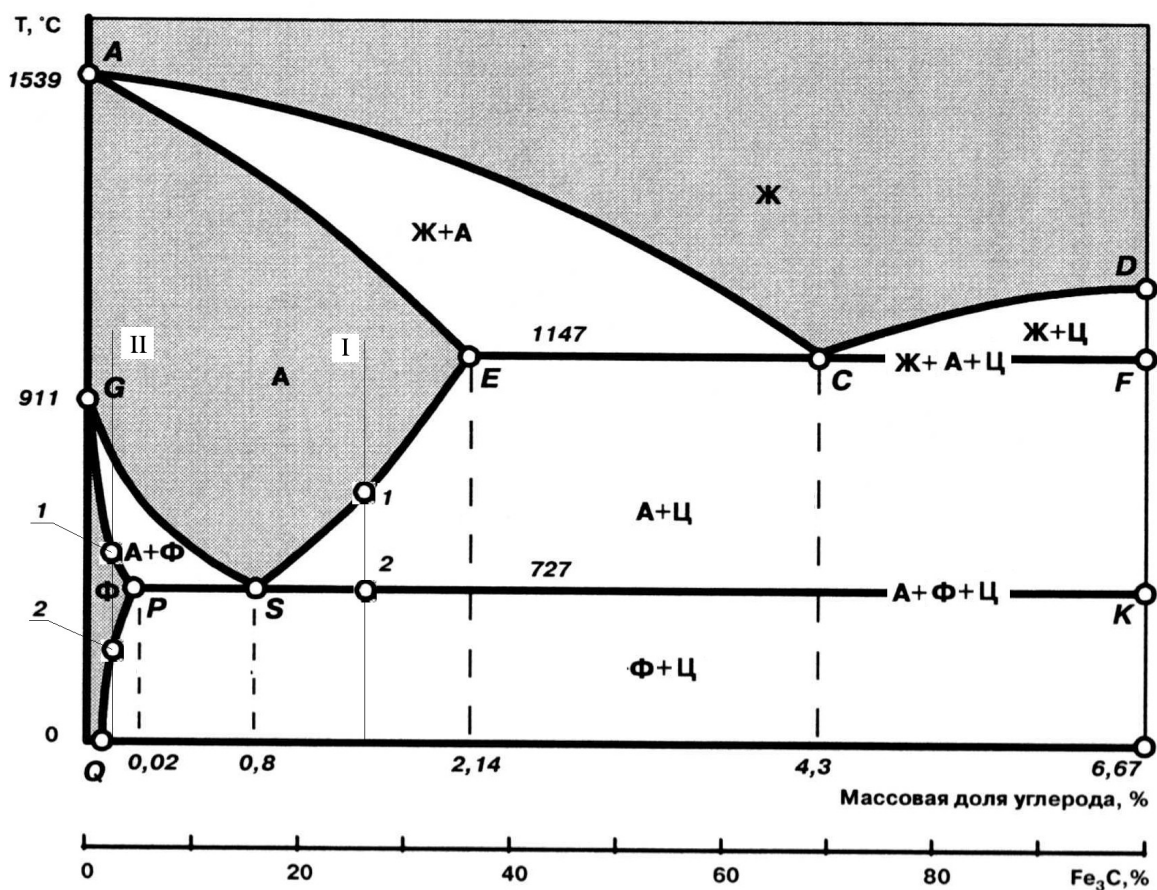


Рис. 7. Фазовая диаграмма состояния сплавов Fe - C

Линии: CD – первичного цементита, образующегося из жидкости,
 ES – вторичного цементита, образующегося из аустенита (А),
 PQ – третичного цементита, образующегося из феррита (Ф).

Особенности превращений:

1. Выделение цементита из-за растворимости углерода (C) в фазах.

Так, для сплава I с 1,5% содержанием углерода (C) при температуре 1147°C насыщение аустенита углеродом не полное (могло быть $\approx 2\%$), но при охлаждении от точки 1 и ниже концентрация углерода снижается и на линии PSK составит всего 0,8%. Аналогичный процесс происходит в сплаве II при температурах от точки 2 и ниже для феррита, т.к. при охлаждении концентрация углерода уменьшается до 0,006% (точка Q). Выделяющийся углерод образует цементит для сплава I – вторичный, для сплава II – третичный.

2. Вторичная кристаллизация (перекристаллизация), вызванная превращением $Fe_\gamma - Fe_\alpha$.

Чистое железо претерпевает это превращение при 911°C, а сплавы - в интервале температур, соответствующих линиям GS (начало превращения аустенита в феррит) и GP (конец превращения), а также от GS до PS. Кроме того, на линии PSK происходит перлитное превращение (рассмотрено ниже).

Используя правило рычага, можно установить, что в области диаграммы EFKSE находятся фазы аустенит (А) и цементит (Ц), а в PKLQP – феррит и цементит. Таков фазовый состав железоуглеродистых сплавов на диаграмме состояния.

Количественно распределение фаз на диаграмме (рис. 7) следующее:

- однофазные области: Ж – выше линии ликвидус ACD,

А – в пределах AESGA, здесь т. Е соответствует предельной растворимости углерода в аустените,

Ф – в пределах GPQOG, здесь т. Р и Q соответству

ют предельной растворимости углерода в феррите;

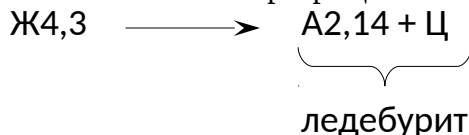
- по две фазы имеется во всех остальных областях и на наклонных линиях;

- по три фазы существует только на горизонтальных линиях ECF и PSK.

На этих горизонтальных линиях происходят изотермические превращения:

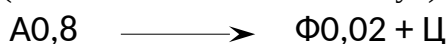
на линии ECF (1147 °С) – *эвтектическое* превращение. Образующаяся эвтектика называется *ледебуритом* (в честь немецкого ученого А. Ледебура);

на линии PSK (727 °С) – *эвтектоидное* превращение. Образующийся эвтектоид



называется *перлитом* (от перламутрового блеска).

Эвтектика и эвтектоид («похожий на эвтектику») представляют собой



перлит

мелкокристаллические смеси двух фаз (составляющих). Это самостоятельные структурные составляющие, значительно влияющие на свойства сплавов.

Перлит (0,8% С) (рис.8) чаще всего имеет пластинчатое строение и является прочной структурой: $\sigma_{\text{в}} \approx 600$ МПа, твердость HB 180 – 220, $\delta \approx 16\%$.

Ледебурит (4,3% С) (рис. 9) при охлаждении претерпевает на линии PSK эвтектоидное превращение находящегося в нем аустенита. При низких температурах ледебурит представляет собой смесь перлита с цементитом. Цементит образует сплошную матрицу, в которой размещены колонии перлита (цементит на рис.9 светлый, перлит – темный). Такое строение ледебурита служит причиной его большой твердости ($> \text{HB } 600$) и хрупкости (δ до 2%). Присутствие ледебурита в структуре сплавов обуславливает их неспособность к обработке давлением, затрудняет обработку резанием.

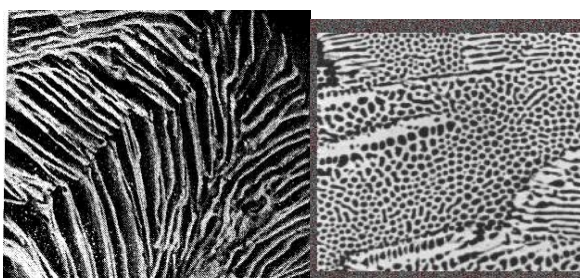


Рис. 8. Перлит (эвтектоид)

Рис. 9. Ледебурит (эвтектика)

Поскольку структурная диаграмма (рис. 10) довольно сложная, необходимо рассмотреть процессы превращений железоуглеродистых сплавов различного состава.

I сплав содержит углерода до 0,006%. В жидкости в интервале линии AC-AE кристаллизуется аустенит, который при дальнейшем охлаждении в интервале линий GS-GP превращается в феррит ($A \rightarrow \Phi$), что представлено на фрагменте диаграммы точками 1 и 2. Ферритная структура сохраняется вплоть до комнатной температуры (пунктирная линия).

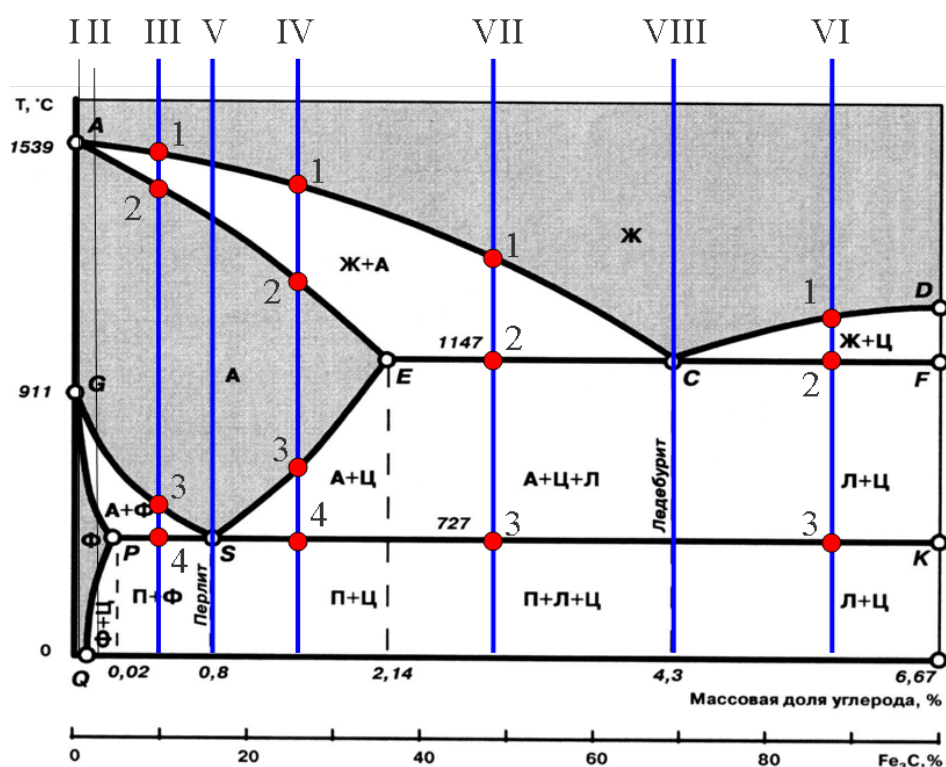
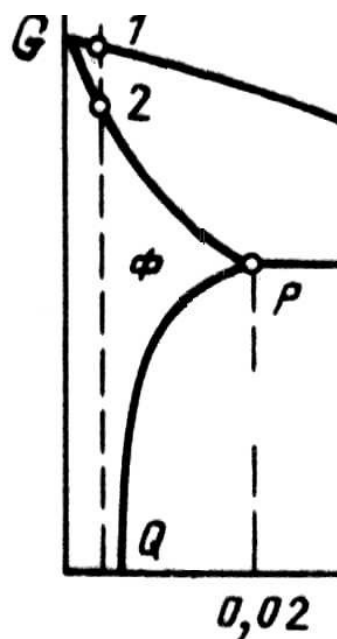


Рис. 10. Структурная диаграмма состояния сплавов Fe - Fe₃C

II сплав с содержанием углерода 0,006 – 0,02%. Сначала процесс идет как в сплаве 1, но при охлаждении феррита от линии PQ из него выделяются избыточный углерод и образуется цементит третичный (процесс описан выше). Конечная структура будет двухфазной: Ф + Ц_{III} (феррит + третичный цементит), причем феррит в виде зерен, цементит в виде прослоек по их границам. Третичный цементит ухудшает технологическую пластичность.

Так как содержание третичного цементита невелико по сравнению с цементитом, выделяющимся при других фазовых превращениях, то о нем и не упоминают при рассмотрении структур сплавов с содержанием углерода больше 0,02% (для сплавов правее т. Р).

Сплавы с содержанием углерода от 0,02 до 2,14% - стали.

Сплав III с содержанием углерода от 0,02 до 0,8%. Образование кристаллов аустенита происходит в интервале температур 1 – 2. В точке 2 кристаллизация аустенита заканчивается от точки 2 до точки 3 структурных изменений не происходит, аустенит просто охлаждается. В точке 3 начинается превращение аустенита в феррит. При охлаждении сплава до точки 4 состав остаточного аустенита будет соответствовать эвтектоидному, поэтому произойдет эвтектоидное превращение аустенита в перлит. При комнатной температуре структура сплава состоит из феррита и перлита (рис.11).

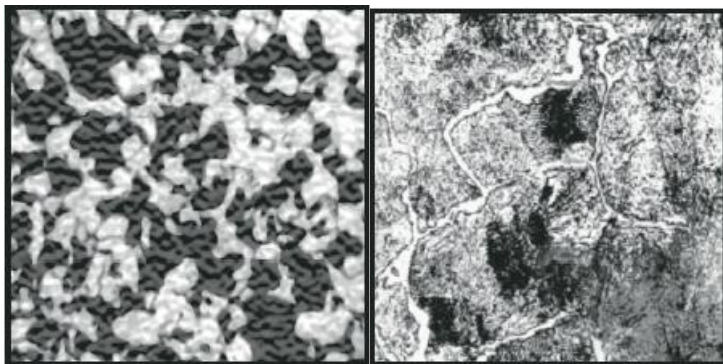


Рис. 11. Сталь доэвтектоидная

Рис. 12. Сталь заэвтектоидная

Сплав IV с содержанием углерода от 0,8 до 2,14%. До точки 3 превращение в этом сплаве такие же, как и в предыдущем (из жидкости образуется аустенит, который охлаждается без изменения до точки 3). При охлаждении в интервале температур 3 – 4 из кристаллической решетки аустенита выделяется избыточный углерод с образованием вторичного цементита C_{II} . На линии PSK происходит эвтектоидное превращение, при котором аустенит превращается в перлит. Поэтому при комнатной температуре структура сплава состоит из перлита и вторичного цементита (в виде белой сетки вокруг перлитных зерен), что представлено на рис. 12.

Сплав V с содержанием углерода 0,8%, по составу соответствует точке S. Слева от точки S аустенит частично превращается в феррит, справа от нее аустенит частично превращается в цементит вторичный, а в точке S весь аустенит превращается в перлит (A+Ц).

В сплавах с содержанием углерода более 2,14% при кристаллизации происходит эвтектическое превращение. Такие сплавы называются чугунами.

Сплав VI с содержанием углерода от 4,3 до 6,67%. Кристаллизация начинается с образования цементита. Первичный цементит выделяется из жидкости в интервале температур 1 – 2. В точке 2 состав жидкости соответствует точке C, т.е. жидкость имеет концентрацию углерода, равную 4,3% и происходит эвтектическое превращение этой жидкости в ледебурит. При дальнейшем охлаждении в интервале температур 2 – 3 из аустенита, входящего в эвтектику – ледебурит, выделяется вторичный цементит. В точке 3 происходит перлитное превращение аустенита. Поэтому при комнатной температуре сплав состоит из цементита и ледебурита, представляющего собой смесь перлита и цементита (рис. 14).

Сплав VII с содержанием углерода от 2,14 до 4,3%. Кристаллизация начинается в точке 1 образованием аустенита, в точке 2 жидкость имеет концентрацию углерода, равную 4,3% и происходит эвтектическое превращение жидкости в ледебурит. При дальнейшем охлаждении в интервале 2 – 3 из аустенита, как структурно свободного, так и входящего в эвтектику (ледебурит), выделяется вторичный цементит. В точке 3 происходит перлитное превращение аустенита, содержащего 0,8% углерода. Структура таких сплавов при комнатной температуре состоит из перлита, ледебурита и вторичного цементита (рис. 13). Вторичный цементит и цементит ледебурита сливаются и практически неразличимы.

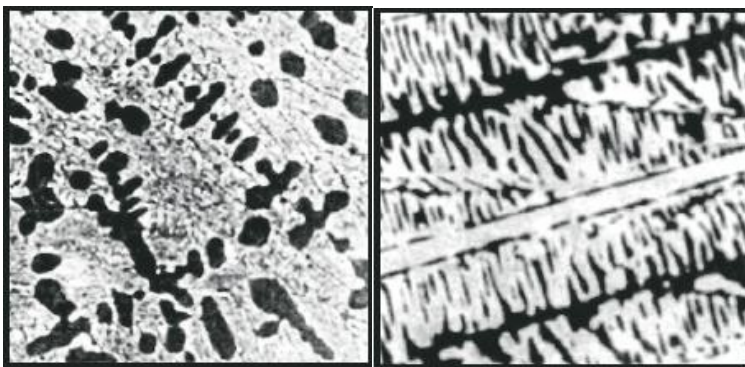


Рис. 13. Чугун доэвтектический

Рис. 14. Чугун заэвтектический

Сплав VIII с содержанием углерода 4,3%. Жидкость в точке С превращается в ледебурит – смесь мелких кристаллов аустенита и цементита. При охлаждении содержание углерода в аустените, входящем в ледебурит понижается и на линии PSK происходит его перлитное превращение.

У всех сплавов, содержащих $< 2,14\%$ углерода – у сталей, в результате первичной кристаллизации получается пластичная структура аустенита, у сплавов с у углеродом $> 2,14\%$ – у чугунов структура хрупкая, т.к. включает ледебурит.

Это различие в структуре при высокой температуре и создает существенное различие в технологических приемах обработки сплавов. Стали подвергают ковке, прокатке и другим видам обработки давлением, а чугуны применяют как литейный материал.

Диаграмма железо – цементит называется равновесной, т.к. получена при медленном охлаждении, обеспечивающем условия для диффузионных превращений. Если вести очень медленное охлаждение, то вместо первичного цементита при более высокой температуре из жидкости выделяется графит – Γ_1 . Выше линии ECF образуется графитная (нецементитная) эвтектика $A + \Gamma_{эвт}$.

Из аустенита будет выделяться графит вторичный, выше линии PSK образуется графитный эвтектоид. Таким образом, будет получена диаграмма Fe – C.

Диаграмма имеет большое теоретическое и практическое значение. Теория термообработки опирается на критические точки (точки Чернова), которые имеют особые обозначения.

$A_0 = 210^\circ\text{C}$ – граница ферромагнитности Fe_3C ,

$A_1 = 727^\circ\text{C}$ – линия PSK,

$A_2 = 768^\circ\text{C}$ – точка Кюри, граница ферромагнитности железа,

A_3 – граница α - γ превращений (GS),

$A_4 = 1392^\circ\text{C}$ – точка N,

$A_{ст}$ – граница цементитного превращения (ES).

При нагреве к букве А добавляют индекс с (например $A_{с3}$), при охлаждении сплава индекс r (A_{r1}).

Лекция 4 (2 часа)

Тема: Углеродистые стали и чугуны. (2 часа)

1.1.1 Вопросы лекции:

1. Влияние углерода и примесей на структуру и свойства стали
2. Классификация и маркировка сталей
3. Состав, структура свойства чугунов
4. Классификация и маркировка чугунов

1.1.2 Краткое содержание вопросов:

5.1. Состав углеродистых сталей

Сталь – основная продукция черной металлургии, причем приблизительно 90% изготавливается углеродистой стали, а 10% легированной.

Углеродистая сталь – сложный по химическому составу сплав, в котором кроме железа (97,0 – 99,5%), имеется много элементов, наличие которых либо обусловлено технологическими особенностями производства (специально вводят марганец и кремний), либо невозможностью полного удаления их из металла (сера, фосфор, кислород, азот, водород), а также случайными примесями (хром, никель, медь и др.). Сталь разных способов выплавки (мартеновский, конвертерный и др.) главным образом различают по содержанию этих примесей.

Итак, *примесями* являются элементы сплавов, присутствующие в малых дозах и несущественно влияющие на их свойства. Если же элементы содержатся в количестве достаточном для изменения свойств сплавов их называют *компонентами*.

Таким образом, по ряду причин в сталях обязательно содержатся примеси – это неизбежно. Однако один элемент в сталь вводят специально – это **углерод**. Углерод сильно влияет на свойства стали даже при малых дозах. При небольших количествах остальных элементов (примесей) углерод является главным компонентом, который определяет свойства железоуглеродистых сплавов, поэтому эти сплавы, содержащие менее 2% углерода называются **углеродистыми сталями**.

В большинстве случаев от изделия требуется определенная жесткость. Конструктор выбирает площадь и форму поперечного сечения детали. При этом обычно получается, что действующие в детали напряжения значительно меньше предела текучести стали. В этом случае прочностные свойства металла достаточны в «сыром» виде, металл не подвергается специальной обработке.

В случае, когда прочность стали оказывается недостаточной ее подвергают термообработке. Но тогда к стали предъявляются повышенные требования (узкий предел по содержанию углерода и др.). Такая сталь называется сталью повышенного качества (качественная). Кроме того, различают стали высококачественные и особо высококачественные.

5.2. Влияние углерода и примесей на структуру и свойства стали

С изменением содержания углерода изменяется структура стали. Сталь, содержащая 0,8% углерода состоит из перлита; доэвтектоидная сталь, содержащая меньше 0,8% углерода, имеет перлит и феррит ($\Phi + \Pi$); заэвтектоидная сталь ($> 0,8\%$ углерода) содержит перлит и вторичный цементит ($\Pi + \text{Ц}_{\text{II}}$).

Перлит и тем более цементит придают твердость, прочность, но и хрупкость. По закону Н.С. Курнакова, например, твердость линейно зависит от содержания углерода; относительное удлинение и ударная вязкость снижаются; предел прочности сначала растет, а затем уменьшается т.к. повышается хрупкость (рис. 1). Приведенные показатели механических свойств действительны для горячекатаных изделий без термообработки, для более грубой литой структуры показатели ниже (главным образом пластичность).

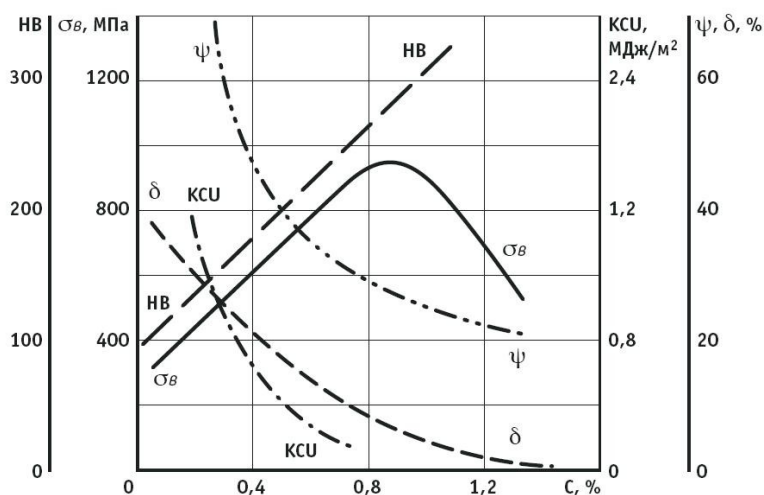


Рис. 1. Влияние содержания углерода на механические свойства сталей

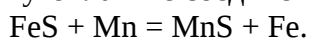
Влияние постоянных примесей на свойства стали.

Постоянные примеси (марганец, кремний, фосфор, сера), а также газы (водород, азот, кислород) обязательно присутствуют в технических сортах стали.

Обычно содержание этих элементов ограничивается следующими значениями: $Mn \leq 0,8\%$, $Si \leq 0,5\%$, $P \leq 0,05\%$, $S \leq 0,05\%$. При большем их содержании сталь относят к сорту легированных, а эти элементы вводят специально.

Рассмотрим влияние примесей.

Марганец – вводят для раскисления стали (удаления закиси железа). Марганец уменьшает вредное влияние серы, переводя легкоплавкие соединения сульфида железа (FeS) в тугоплавкие соединения сульфида марганца (MnS):



Марганец растворяется в феррите и цементите (он образует раствор замещения $Fe_\alpha(Mn)$ и химическое соединение Mn_3C), что в результате повышает прочность стали.

Кремний – как и марганец является раскислителем стали. Влияние малых долей кремния аналогично влиянию марганца. Кремний структурно не обнаруживается, так как полностью растворяется в феррите ($Fe_\alpha(Si)$). Оксид кремния SiO_2 удаляется со шлаками, частично остается (не успевает всплыть), образуя силикатные включения.

Фосфор – вредная примесь. Фосфор переходит в сталь из железной руды, топлива и флюсов. Различные способы получения стали обеспечивают разный уровень содержания фосфора в ней: от 0,02% (электропечи) до 0,12% как в исходном чугуна (бессемеровский способ).

Фосфор может растворяться в феррите до 1,2%, но при этом резко повышается температура перехода в хрупкое состояние – *хладноломкость* стали. Повышение концентрации фосфора на 0,01% поднимает порог хладноломкости на 25 °С. В отдельных случаях фосфор желателен, так как облегчает обрабатываемость стали режущим инструментом.

Сера – вредная примесь. Сера, как и фосфор, попадает из руд, из печных газов. Максимальное содержание серы в бессемеровской стали – 0,06%. В сталях обыкновенного качества серы содержится до 0,055%, в высококачественных сталях – до 0,025%. Синтетические шлаки позволяют снизить содержание серы до 0,005%.

Сера нерастворима в железе и образует с ним легкоплавкий сульфид железа ($T_{пл} = 988$ °С). Это эвтектика ($Fe+FeS$), затвердевающая при кристаллизации стали в последнюю очередь и располагающаяся, следовательно, по границам зерен железоуглеродистого сплава. При нагреве от 800 °С и выше (в области температур красного каления) сульфид железа, ослабляя межзеренные связи, охрупчивает сталь и вызывает *красноломкость*. Такая сталь не обрабатывается давлением – получают надрывы и трещины.

Введение марганца приводит к образованию сульфида марганца MnS , который плавится при температуре $1620^{\circ}C$, а при температуре $800 - 1200^{\circ}C$ он пластичен и при обработке давлением вытягивается в продолговатые линзы.

Газы. Водород, азот и кислород содержатся в стали в небольших количествах, зависящих от способа производства. Они могут присутствовать:

- в свободном состоянии,
- в α -твердом растворе (внедрения),
- в соединениях (кислород в оксидах, азот в нитридах).

Водород может находиться в твердом растворе, а также скапливаться в порах и на дислокациях.

Водород охрупчивает сталь; повышенное его содержание приводит к образованию флокенов – мелких внутренних надрывов, образующихся при охлаждении стали, когда растворимость водорода уменьшается и он выделяется из раствора.

Кислород и азот так же как и водород снижают пластичность стали.

Оксиды SiO_2 , MnO , FeO и др. в процессе деформации металла дробятся и располагаются в виде разорванных строчек и пятен (рис 2). Сульфиды (MnS и др.) – пластичные образования. Они располагаются вдоль направления прокатки в виде вытянутых линз (рис. 3). Наличие такой структуры вызывает сильную анизотропию свойств.

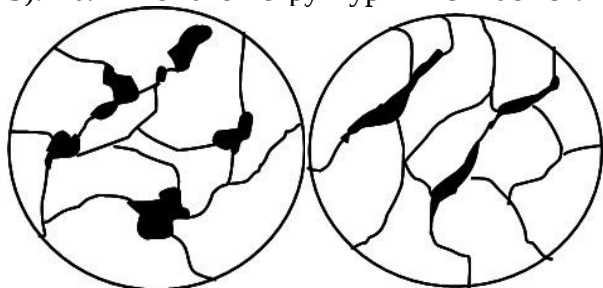


Рис. 2. Оксиды

Рис.3. Сульфиды

Неметаллические включения (сульфиды, оксиды, нитриды) являются концентраторами напряжений, снижают пластичность и вязкость металла. Неметаллические включения, сера, газообразные примеси удаляются из металла в процессе переплава.

5.3. Классификация и маркировка сталей

Стали классифицируют по способу производства, содержанию углерода, степени раскисления, качеству, структуре, прочности и назначению.

По способу производства: мартеновские, конверторные и электросталь.

По содержанию углерода: низкоуглеродистые ($< 0,25\% C$), среднеуглеродистые ($0,3 - 0,5\% C$), высокоуглеродистые (до $0,65\% C$) стали.

По степени раскисления стали бывают: спокойные, полуспокойные и кипящие. Спокойные стали раскисляют марганцем, кремнием и алюминием. Они содержат мало кислорода и затвердевают спокойно без газовыделения. Кипящие стали раскисляют только марганцем. Они содержат повышенное количество кислорода (в закиси железа FeO), который частично взаимодействуя с углеродом при затвердевании, удаляется в виде CO . Выделение пузырей CO создает эффект кипения стали, откуда такое название.

Слиток из спокойной стали имеет усадочную раковину, расположенную в его верхней части (рис 4). В связи с этим металл значительной части слитка (до 20%) не может быть использован и идет в отход. Зато металл оставшейся части слитка плотный, однородный по химическому составу и обладает высокими механическими свойствами. Слиток из кипящей стали имеет большое количество мелких усадочных раковин и газовых пузырей, рассеянных по всему объему. Кипящие стали дешевые, их применяют для изготовления неотчетливых изделий.

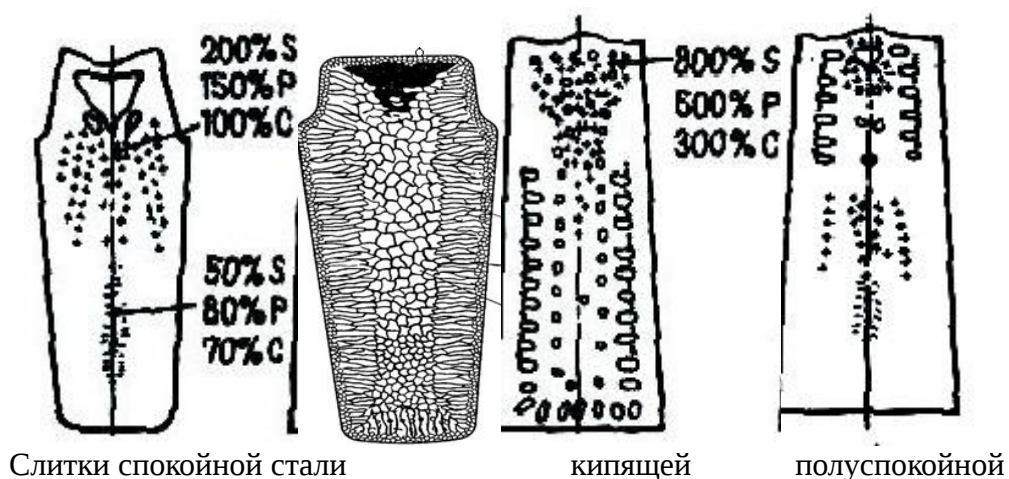


Рис. 4. Слитки сталей различной раскисленности

Полуспокойные стали по степени раскисления занимают промежуточное положение между спокойными и кипящими сталями и раскисляются марганцем и алюминием.

По качеству принято выделять: стали обыкновенного качества, качественные, высококачественные и особовысококачественные (легированные).

Таблица 1. Классификация углеродистых сталей по качеству

Группа стали	S, %	P, %
Стали обыкновенного качества	до 0,05	до 0,04
Качественные конструкционные	0,04	0,035
Качественные инструментальные	0,03	0,030
Высококачественные инструментальные	0,02	0,025

Под качеством стали понимают совокупность свойств, определяемых металлургическим процессом ее производства. Качество определяет содержание газов и вредных примесей, влияющих на однородность химического состава, строение и свойства стали, а также ее технологичность. Газы являются скрытыми, количественно трудно определяемыми примесями, поэтому нормы содержания вредных примесей (фосфора и серы) служат основными показателями для разделения сталей по качеству.

По структуре в равновесном состоянии углеродистые стали делятся на доэвтектоидные (структура - $\Phi + \Pi$), эвтектоидные (перлит пластинчатый или зернистый), заэвтектоидные ($\Pi + \text{Цн}$). Соответствующие микроструктуры представлены на рис. 5.

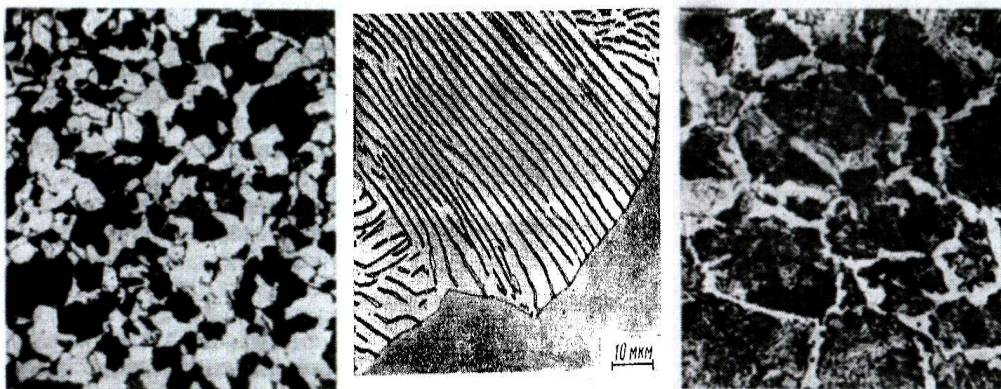


Рис. 5. Доэвтектоидная, эвтектоидная и заэвтектоидная стали

По прочности, оцениваемой временным сопротивлением, стали условно делят на стали нормальной (средней) прочности (до 1000 МПа), повышенной прочности (1000 – 1500 МПа), высокой прочности (более 1500 МПа).

По назначению. Две основные группы: конструкционные и инструментальные.

Углеродистые стали дешевы и удовлетворительно сочетают механические свойства с хорошей обрабатываемостью резанием и давлением (причем по последним показателям превосходят легированные). Однако они хуже выдерживают термообработку – при закалке требуют охлаждения в воде, что вызывает коробление, деформацию. У них небольшая прокаливаемость (до 12 мм по диаметру).

Сталь углеродистая обыкновенного качества.

Такая сталь выплавляется по нормам массовой технологии, имеет повышенное содержание вредных примесей и газов. Стали обыкновенного качества (ГОСТ 380 – 94) выпускают в виде проката (балки, прутки, листы, уголки, трубы, швеллеры и т.п.), а также поковок.

Стали маркируют сочетанием букв «Ст» и цифрой (от 0 до 6), показывающей номер марки – чем выше номер, тем выше прочность, но ниже пластичность стали.

Степень раскисления обозначается добавлением индексов: в спокойных сталях – «сп», полуспокойных – «пс», кипящих – «кп».

Углеродистые качественные стали.

Эти стали характеризуются более низким, чем у сталей обыкновенного качества, содержанием вредных примесей и неметаллических включений. Они имеют гарантированный химический состав и механические свойства. Служат для изготовления ответственных деталей машин, подвергаемых термообработке.

Марки включают в себя сочетание слова «Сталь» и двузначные числа 05, 08, 10, 15, 20, ..., 60, обозначающие среднее содержание углерода в сотых долях процента (ГОСТ 1050 – 88). Например, сталь 10 содержит в среднем 0,10% С, сталь 45 – 0,45% С и т.п. В конце марки ставят также индексы, указывающие на степень раскисления. Причем спокойные стали маркируют без индекса, полуспокойные и кипящие с индексами соответственно «пс» и «кп». Такая маркировка относится к сталям содержащим не более 0,8% марганца, если марганец содержится в интервале 0,8 – 1,2%, то в конце марки добавляется буква «Г», например, Сталь 60Г.

Сталь углеродистая инструментальная.

По ГОСТ 1435 – 90 различают две группы сталей качественная и высококачественная. В качественных сталях содержится до 0,028% S, до 0,030% P, в высококачественных - до 0,018% S, до 0,025% P. Маркируется сталь буквой «У», указывающей на то, что сталь углеродистая и цифрой, показывающей среднее содержание углерода в десятых долях процента. Например, У7, У8 и т.д. Для обозначения высококачественной стали в конце марки ставят букву «А», например, У7А, У8А и т.п.

5.4. Состав, структура и свойства чугунов

Чугуны как и стали являются сплавами системы железо-углерод.

Отличия чугуна от стали:

- по составу: более высокое содержание углерода ($C > 2,14\%$, чаще до 4,5%),
- по технологическим свойствам: лучшие литейные качества, малая способность к пластической деформации (хрупкость),
- по стоимости (дешевле).

Из диаграммы железо-углерод видно, что в сплавах углерод связан в цементит. Однако на практике (детали машин, станков) в большинстве случаев применяется чугун с графитом, а не белый – с цементитом.

Рассмотрим процесс графитизации.

Графит – полиморфная модификация углерода. Кристаллическая структура графита – слоистая с ковалентной связью в слоях и с металлической связью между слоями, поэтому графит электропроводен и непрочен.

Цементит по составу ближе к аустениту, чем к графиту, так как аустенит содержит 2,14% С, цементит 6,67% С, а графит 100% С. Поэтому образование цементита из аустенита, а также из жидкости происходит кинетически легче, т.к. работа образования зародыша, как и необходимые диффузионные изменения, меньше в случае кристаллизации цементита, чем при кристаллизации графита.

С другой стороны, известно, что при нагреве цементит распадается на железо и углерод. Отсюда ясно, что термодинамически графит стабильнее.

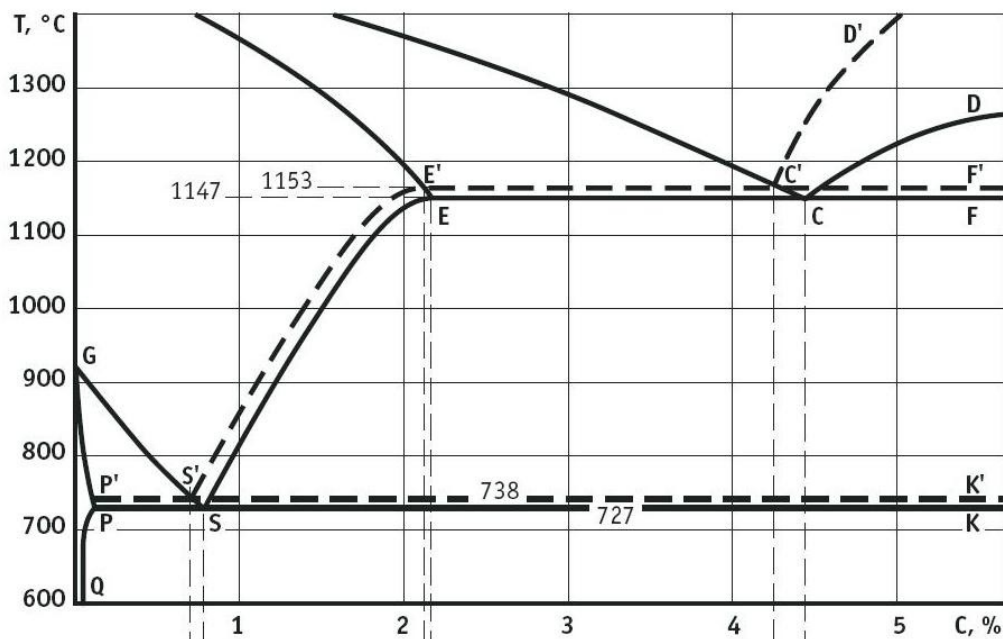


Рис. 6. Диаграммы Fe – Fe₃C и Fe – C

Для образования графита необходимы сильные диффузионные процессы: атомов железа от кристалла графита и атомов углерода к этому кристаллу, поэтому образование графита из жидкости или аустенита – медленно протекающий процесс, для его осуществления требуется малые скорости охлаждения. Однако благодаря наличию примесей в жидкости в реальных условиях процесс графитизации может начаться быстрее. Для облегчения графитизации в сплав вводят специальные модификаторы.

Структура и свойства чугунов.

Белый чугун – фазовый состав: П + Ц, структуры: Л + П + Ц_{II}; Л; Л + Ц_I.

Следовательно, весь углерод находится в форме цементита (графитизация равна нулю).

Белый чугун очень тверд и хрупок, практически не поддается обработке режущим инструментом и потому в машиностроении не используется. Однако примерно 85% получаемых в металлургии чугунов – белые. Они являются передельными, используются для передела в сталь, а также для получения серого, высокопрочного и ковкого чугунов.

Серый чугун в изломе имеет серый цвет, так как в структуре находятся графитные включения, количество и размеры которых имеют широкий диапазон. Металлическая основа чугуна тоже не одинакова. По строению металлической основы чугуны разделяют на:

- серый перлитный. Перлит с включениями графита, в нем 0,8% углерода находится в связанном состоянии в виде цементита, остальное – в виде графита.

- серый ферритно-перлитный. Структура: $\Phi + \Pi +$ включения графита, в нем связано меньше 0,8% углерода.
- серый ферритный, имеет ферритную металлическую основу и весь углерод (допускается $C_{св} < 0,1\%$), имеющийся в сплаве, присутствует в форме графита.

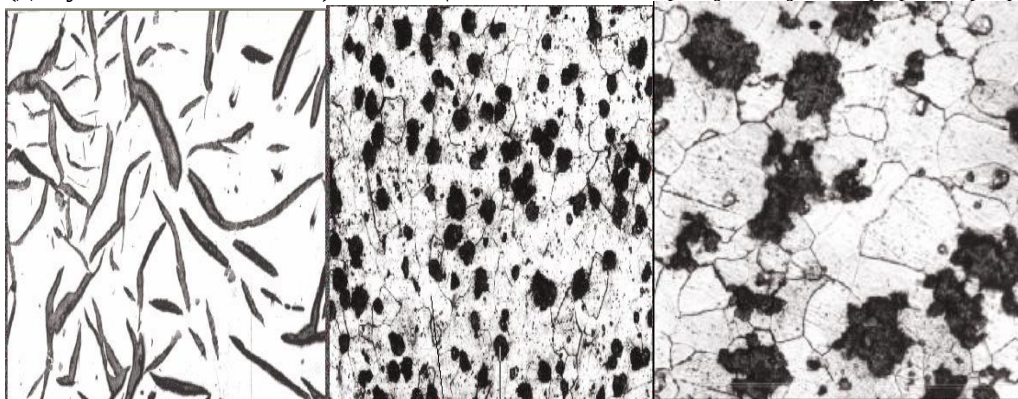


Рис. 7. Серый чугун

Рис. 8. Высокопрочный

Рис. 9. Ковкий чугун

Таким образом, структура чугуна – стальная основа и графит. Отсюда, чугуны можно рассматривать как сталь, испещренную графитными включениями или пустотами (трещинами). Чем больше таких пустот (графита), тем ниже механические свойства чугуна. При одинаковом их объеме, свойства будут зависеть от их формы и расположения. Самые низкие механические свойства – если графитные включения образуют замкнутый скелет.

Графит в пластинчатой форме играет роль трещин, острых надрезов внутри металла. При растягивающих нагрузках по концам их образуются очаги разрушения. При сжатии свойства чугуна практически такие же, как и у стали того же состава и структуры, что у металлической основы чугуна. Но сопротивления изгибу, кручению (как и разрыву) гораздо ниже.

Графиту можно придать округлые формы. В чугунах, выплавленных с присадкой небольшого ($\approx 1\%$) количества магния (или церия), графит приобретает шаровидную форму, механические свойства чугуна значительно улучшаются, он называется *высокопрочным*.

Белый чугун после отжига – нагреве выше температуры A_1 , выдержке и охлаждении, вследствие неустойчивости цементита, который распадется, получит графит в компактной, равноосной, но не округлой форме. Его называют хлопьевидным (иногда – углеродом отжига), а чугун – *ковким*.

Пластичность чугунов (δ) изменяется от формы графита следующим образом:

пластинчатый – 0,2 – 0,5%;

хлопьевидный – 5 – 10%;

шаровидный – 10 – 15%.

Нижние значения для перлитных чугунов, верхние для ферритных.

Твердость мало зависит от формы графита, но существенно – от структуры металлической основы: ферритная – 150, ферритно-перлитная – 200, перлитная – 250 НВ.

Как уже отмечалось, графитные включения являются ослабляющими элементами, т.е. оказывают отрицательное влияние. Но не всегда. В ряде случаев именно благодаря графиту чугун имеет преимущества перед сталью:

- графит облегчает обрабатываемость резанием, делает стружку ломкой;
- чугун обладает хорошими антифрикционными свойствами благодаря смазывающему действию графита;
- графитные составляющие быстро гасят вибрацию, резонансные колебания;
- чугун почти нечувствителен к поверхностным дефектам, надрезам. Тогда

как для высокопрочной стали они недопустимы (являются концентраторами напряжений).

Чугуны обладают также лучшими литейными свойствами, чем сталь. У них ниже температура плавления, лучше жидкотекучесть и заполняемость формы. Указанные преимущества чугуна делают его ценным конструкционным материалом, широко применяемым в деталях машин, если они не испытывают значительных растягивающих и ударных нагрузок.

Режим отжига белого чугуна для получения ковкого показан на рисунке 10.

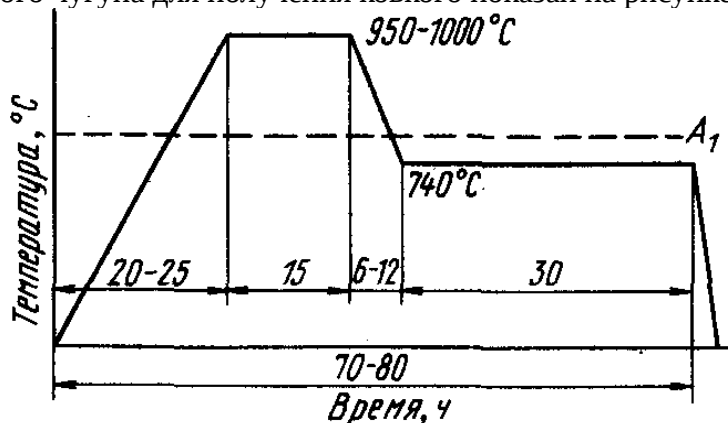


Рис. 10. График отжига для получения ковкого чугуна

При нагреве белого чугуна выше линии PSK ($T = 950 - 1000$ °C) образуются аустенит. Фазовый состав будет аустенит и цементит; цементит при этих температурах распадается в течение 10-15 ч с образованием хлопьев графита (I стадия графитизации). Если затем охладить чугун ниже PSK (до 740 °C) и дать длительную выдержку (что равноценно очень медленному охлаждению от 770 до 700 °C), то распадается цементит перлита (II стадия графитизации). При такой обработке весь углерод выделится в свободном состоянии и чугун будет состоять из феррита и включений хлопьевидного углерода отжига. Так получают *ферритный ковкий чугун*.

Если охлаждение (особенно в районе температур немного ниже линии PSK диаграммы железо — углерод) было недостаточно медленным или выдержка на II стадии графитизации была сокращена, то графитизация перлитного цементита может протекать не до конца; в этом случае чугун приобретает структуру перлит + феррит + углерод отжига. Такой чугун называется *феррито-перлитным*.

Если охлаждение ниже критического интервала температур было ускоренным (например, отливки охлаждали на воздухе), то процесс графитизации не охватит цементит перлита, в этом случае чугун приобретает структуру перлит + углерод отжига. Такой чугун называется *перлитным ковким чугуном*.

Для получения ковкого чугуна нужно иметь чисто белый чугун. При выплавке в вагранке даже частичная графитизация и, следовательно, образование пластинчатого графита при последующем охлаждении вызывает отложения графита на этих пластинках и получаемый ковкий чугун будет иметь пониженные свойства - как у серого чугуна.

Примеси в чугуне.

Обычный промышленный чугун содержит те же примеси, что и углеродистая сталь, т. е. марганец, кремний, серу и фосфор, но в большем количестве. Они существенно влияют на условия графитизации и, следовательно, на структуру и свойства чугуна.

Углерод — улучшает литейные свойства, повышает пластичность, но снижает предел прочности и твердость.

Кремний особенно сильно влияет на структуру чугуна, усиливая графитизацию. Содержание кремния в чугунах колеблется в широких пределах: от 0,3—0,5 до 3—5 %. Изменяя содержание кремния, можно получить от малокремнистого белого до высококремнистого ферритного (серого с пластинчатым или высокопрочного с

шаровидным графитом). При малых дозах несколько повышает твердость и предел прочности.

Марганец в отличие от кремния препятствует графитизации, или способствует отбеливанию чугуна, образуя карбид Mn_3C . Связывает серу, образуя сульфид FeS .

Сера также способствует отбеливанию чугуна, но одновременно ухудшает литейные свойства (в частности, снижает жидкотекучесть), поэтому содержание серы в чугуне лимитируется: верхний предел для мелкого литья 0,08 %, для более крупного, когда можно допустить несколько худшую жидкотекучесть, до 0,1—0,12 % S.

Фосфор практически не влияет на процесс графитизации. Однако фосфор — полезная примесь в чугуне, так как он улучшает жидкотекучесть, но охрупчивает металл. Поэтому чугуны для художественного литья содержат до 1 % С, а в конструкционных его до 0,1%.

Легирующие элементы

Cu, Ni и др. не растворяются в цементите и способствуют графитизации;

Cr, W, V, Mo и др. растворяются и препятствуют графитизации.

5.5 Маркировка чугунов

Марка отражает вид чугуна (СЧ, КЧ, ВЧ) и его механические свойства.

Серые чугуны по ГОСТ 1412 – 85 маркируют буквами СЧ и цифрами, обозначающими предел прочности при растяжении (σ_b , кгс/мм²):

СЧ – 10 – ферритный

СЧ 15

СЧ 18 ферритно-перлитные: крышки, картеры, тормозные барабаны, СЧ 20
 поршневые кольца

СЧ 25

СЧ 30 перлитные: блоки цилиндров, гильзы, маховики.

СЧ 35

Высокопрочный чугун.

Согласно ГОСТ 7293 – 85 отливки изготавливают из чугуна следующих марок:

ВЧ 35, ВЧ 40, ВЧ 45, ВЧ 50 – ферритные,

ВЧ 60, ВЧ 70, ВЧ 80, ВЧ 100 – перлитные.

Высокопрочный чугун обладает хорошими литейными и технологическими свойствами. Применяется для замены стальных литых и кованных изделий (коленчатый и распределительный валы, детали зубчатых передач).

Ковкие чугуны по ГОСТ 1215 – 79 имеют в марке дополнительно к значению σ_b цифру, характеризующую пластичность (δ , %).

Выпускают чугуны следующих марок

КЧ 30 – 6

КЧ 33 – 8

КЧ 35 – 10 ферритные чугуны

КЧ 37 – 12

КЧ 45 – 7

КЧ 50 – 5

КЧ 55 – 4

КЧ 60 – 3 перлитные чугуны.

КЧ 65 – 3

КЧ 70 – 2

КЧ 80 – 1,5

Лекция 5(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 соответствии с диаграммой состояния железо-углерод может совершаться лишь при очень медленном нагреве. При обычных условиях нагрева превращение запаздывает, т.е. требуется перенагрев.

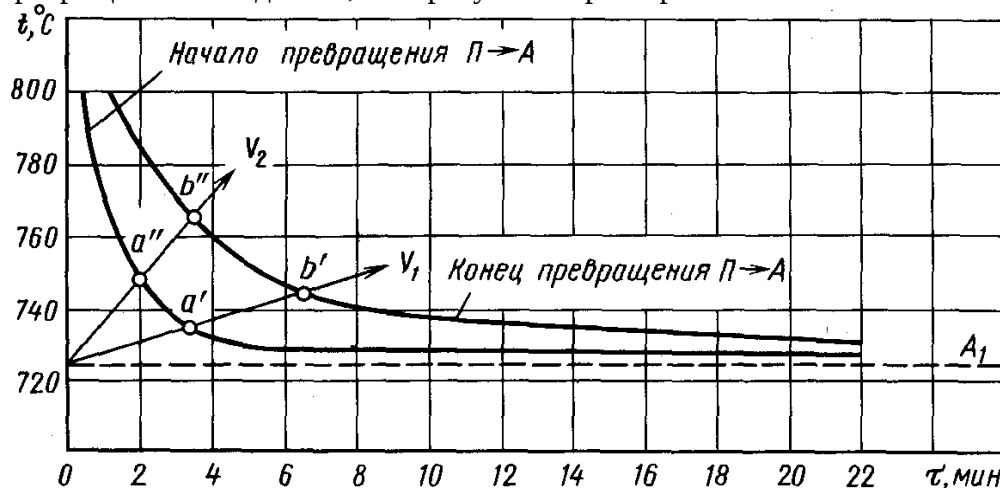


Рис. 2. Превращения перлита (П) в аустенит (А) при постоянной температуре

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 °С превращение перлита в аустенит завершится за 2 мин, а при 740 °С — 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 $T \approx 1000$ °С, 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.

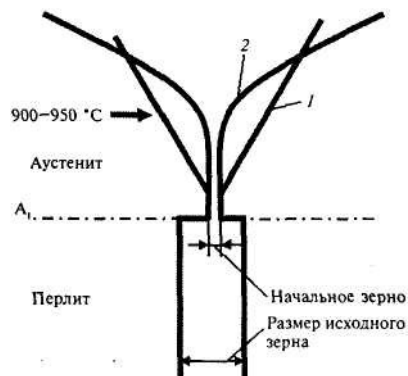


Рис.3. Схема роста зерна различных видов стали:

- 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 , Al_2O_3 тормозят рост зерна аустенита); легирующие элементы, особенно карбидообразующие замедляют собирательную 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 ($HВ$, 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 $20^\circ C$. Это явление принято называть *перегревом стали*.

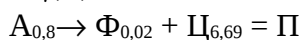
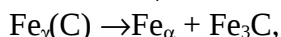
Перегретая сталь характеризуется крупнокристаллическим изломом. При охлаждении перегретой стали нередко часть феррита (цементита), благодаря диффузии углерода в условиях высоких температур, обеспечивает рост соответствующих (ферритных или цементитных) зерен в виде правильных, оригинально расположенных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

Перегрев может быть исправлен (после охлаждения) нагревом до температур выше $A_{с3}$ для доэвтектоидных сталей, выше $A_{с1}$ 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 $200^\circ C$ 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 ($\text{Fe}_\gamma(\text{C})$), на почти чистое α -железо и цементит:



При A_1 (температуре равновесия) свободные энергии аустенита и перлита равны $F_A = F_P$ 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 $A_1(727^\circ\text{C})$ и ниже 200°C скорость превращения равна нулю; в зоне 550°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.

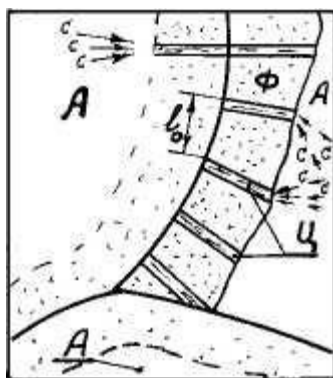


Рис. 4. Механизм перлитного превращения

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 Ц+Ф).

При малых степенях переохлаждения аустенита, при температуре около 700°C получается *перлит* ($l_0 = 0,6-1,0$ мкм), твердость которого НВ 180-200. При температуре 650°C

образуется более мелкая ферритно-цементитная смесь, которая получила название *сорбит* ($l_0 \approx 0,3$ мкм), НВ 250-330. При температуре 550 °С образуется *троостит* ($l_0 \approx 0,1$ мкм), НВ 330-400.

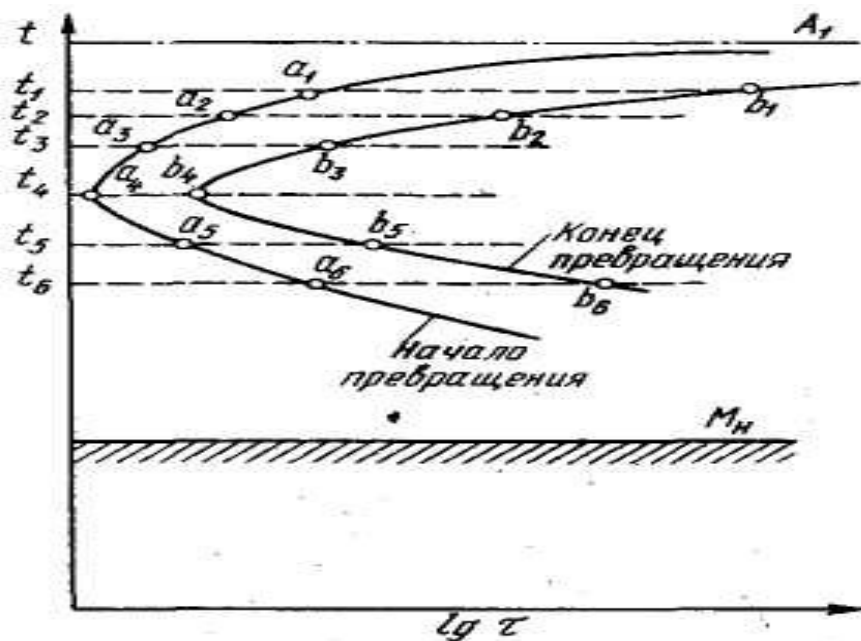


Рис. 5. Диаграмма изотермического распада аустенита

Таким образом, при разных температурах превращений получают структуры одинакового состава ($\Phi + \Pi$), 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:

$\text{Fe}_\gamma(\text{C}) \rightarrow \text{Fe}_\alpha(\text{C}_{\text{начальное}})$, т.е. аустенит превращается в мартенсит.

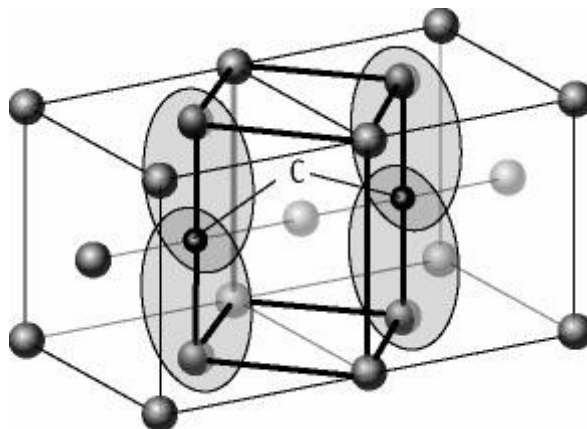


Рис.6. Схема распада ячеек аустенита на мартенсит

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% - c/a 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_n мартенситное превращение заканчивается в M_k с каким-то количеством остаточного аустенита. При этом скорость охлаждения роли не играет. С повышением содержания углерода значения температур для M_n и M_k снижаются в область отрицательных.

Особенности мартенситного превращения:

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

6.3.3. Структура мартенсита

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

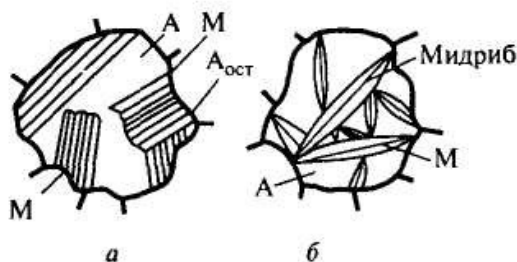


Рис.7. Мартенсит речной и иглообразный

В закаленных низко- и среднеуглеродистых сталях наблюдается массивный (речный) 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_n 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_n лежит выше, то пластическая деформация приводит к γ - α 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 НВ 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 $v_2 - v_3$ получают более мелкие ферритно-цементитные смеси: сорбит и троостит

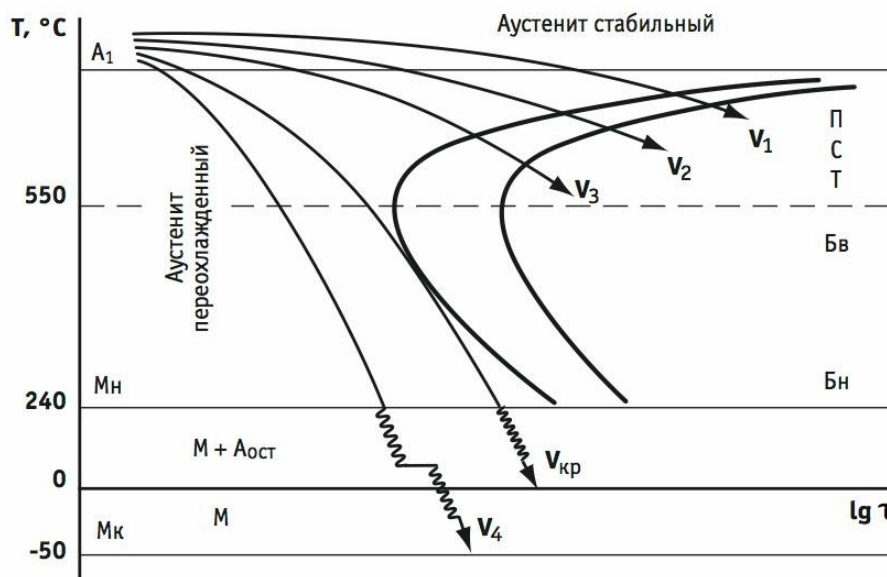


Рис.8. Диаграмма распада аустенита при непрерывном охлаждении

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

От скорости v_k (критической) весь аустенит переохлаждается до M_n , ферритно-цементитной смеси не образуется, образуется мартенсит. *Бейнит при непрерывном*

охлаждении углеродистой стали не образуется. Его получают при температуре 300-400 °С изотермически.

Лекция 6 (2 часа)

Тема:Технология термической обработки стали.

1.1.1 Вопросы лекции:

1. Отжиг I и II рода
2. Закалка: способы и режимы закалки
3. Отпуск стали.

1.1.2 Краткое содержание вопросов:(

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 хрупкому разрушению, возникновению шиферности (слоистости) и флокенов (пустот), понижению пластичности и вязкости.

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

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 °С (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.

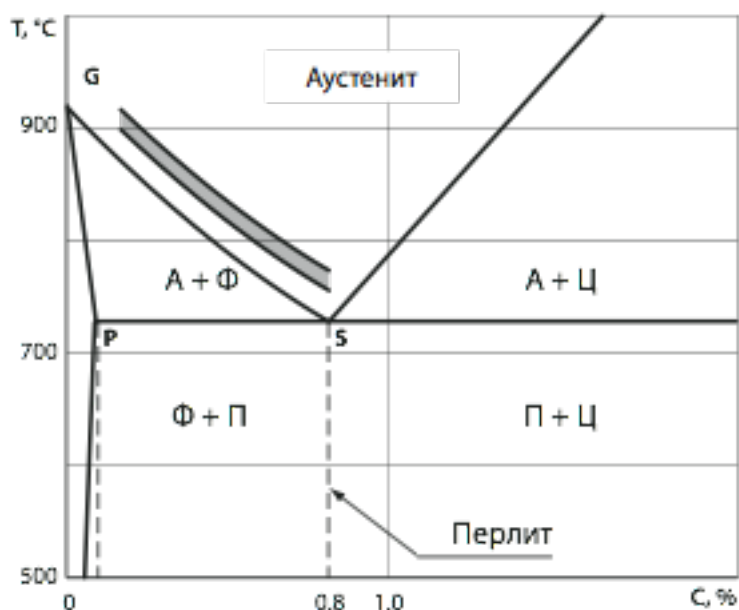
При отжиге кроме рекристаллизации феррита могут протекать процессы коагуляции и сфероидизации цементита – повышается пластичность стали, облегчается обработка

давлением.

7.1.3. Отжиг для снятия остаточных напряжений (низкий отжиг)

Термическая обработка заключается в нагреве стали в интервале

200-700 °С 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 °С и выдерживают в течение 2-3 ч.

Для снятия сварочных напряжений – $T=650-700^{\circ}\text{C}$ (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 $A_{C3} + (20-30)^{\circ}\text{C}$;
- 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

$V_{\text{охл}} = 200-250^{\circ}\text{C/ч}$) 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 цементита 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 цементита 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 °С.

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. Ц_{II} и часть Ц_{II} растворились в аустените), оставшиеся частицы Ц_{II} 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*.

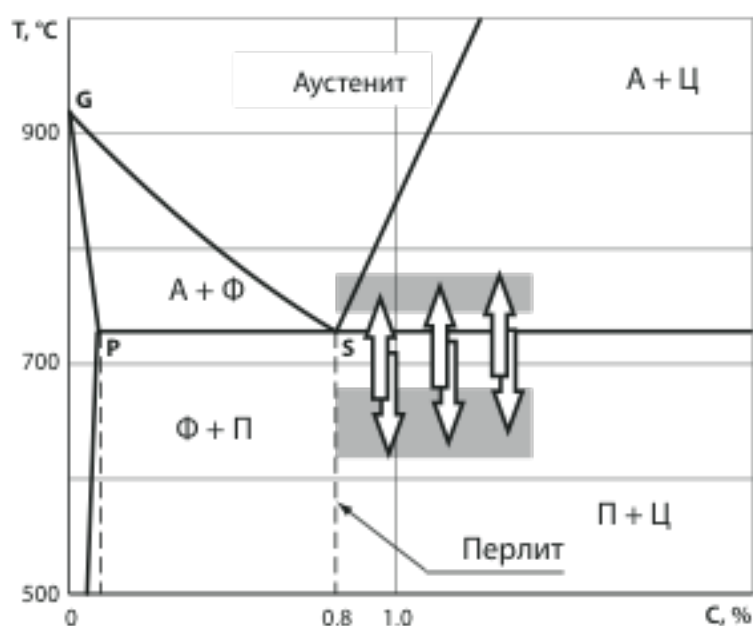
Охлаждение при сфероидизации медленное. Оно должно обеспечить распад аустенита на ферритно-цементитную смесь, сфероидизацию и коагуляцию образовавшихся карбидов при $T = 620-680^\circ\text{C}$. Для облегчения процесса образования зернистого перлита нагрев-охлаждение повторяют несколько раз – *маятниковый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

Рис. 4. Циклический отжиг

Чаще применяют изотермический отжиг, требующий меньше времени. При этом сталь медленно охлаждают (30-50 °С/ч) до 620-680 °С 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 $T = \text{const}$.

$A \rightarrow \text{П} + \text{Ф}$ или $A \rightarrow \text{П} + \text{Ц}_{II}$.



Режим:

- нагрев до $T = A_{c3} + (20-30 \text{ }^{\circ}\text{C})$
- $T = A_{c1} + (10-40 \text{ }^{\circ}\text{C})$
- охлаждение до температуре ниже A_{r1} ($680-700 \text{ }^{\circ}\text{C}$);
- 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 требуют 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 $50 \text{ }^{\circ}\text{C}$ с последующим охлаждением на спокойном воздухе.

Для среднеуглеродистой стали повышается твердость и прочность. Применяют для неотчетливых 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 $30 - 50 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 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 $A_{с3} + (30 - 50 \text{ }^{\circ}\text{C})$ – *полная закалка*; для заэвтектоидной стали $A_{с1} + (30 - 50 \text{ }^{\circ}\text{C})$ – *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 $760 - 790 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 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 $A_{с1}$ и $A_{с3}$ (на $150 - 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$) – 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 $0,7 - 1,3\% \text{ C}$) выдержка рекомендуется $50 - 80 \text{ сек/мм}$ наименьшего сечения, а для легированной стали $70 - 90 \text{ с/мм}$.

При нагреве в пламенных или электрических печах взаимодействие атмосферы печи с поверхностью металла (особенно при температуре больше $500 - 550 \text{ }^{\circ}\text{C}$) 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 $650 - 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$, при низкой устойчивости аустенита.

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

В мартенситном интервале (начиная с $200 - 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$) 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 пузырьчатого кипения

При снижении температуры поверхности металла ниже температуры кипения жидкости (при охлаждении в воде меньше $100\text{ }^{\circ}\text{C}$) кипение прекратится, 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 $T = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$). Поэтому для охлаждения углеродистых сталей, требующих большую скорость охлаждения применяю 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 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ – в 28 раз меньше),
- постоянную закаливающую способность в широком интервале температур среды ($20 - 150\text{ }^{\circ}\text{C}$).
- 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 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 $V_{\text{к}}$

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 распада 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 °С).
2. Жидкий азот (-196 °С).
3. Холодильные установки.

7.2.5 Поверхностная закалка – термическая обработка, заключающаяся в нагреве поверхностного слоя детали выше A_{c3} для доэвтектоидной и A_{c1} 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_{c1} 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 °С, 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 *отпущенный 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 °С и охлаждение для получения структуры *троостита отпуска*.

Избыточный углерод диффузионно 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 – отпущенный 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 °С. При такой температуре укрупняются и округляются (коагулируют) частицы феррита и цементита. Получается структура *отпущенный 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

Лекция 7 (2 часа)

Тема: Легированные стали. Цветные металлы и сплавы.

1. 1.1.1 Вопросы лекции:

2. Теория легирования.
3. Классификация и маркировка легированной стали.
4. Конструкционные, инструментальные и стали с особыми свойствами.

1.1.2 Краткое содержание вопросов:

1. Теория легирования.

Легированными называют стали, которые содержат помимо обычных составляющих (С, Si, Mn, S, P) другие (легирующие элементы) либо кремний и марганец в повышенном против обычного количестве ($>0,35$ и $0,8$ соответственно).

Легирование (нем. Legieren – сплавлять) – сплавление стали со специальными элементами для получения особых свойств, что специально делают при производстве, вводя ферросплавы или лигатуры (вспомогательные сплавы).

Для легирования широко применяют такие элементы как: Cr, Ni, Si, Mn, V, W, Mo, Ti, Al, Cu. Сталь может быть легирована одним или несколькими элементами. При суммарном содержании легирующих элементов до 2,5% сталь считается низколегированной, от 2,5 до 10% – среднелегированной, более 10% – высоколегированной. Более 50% – сплав (не сталь!).

Взаимодействие легирующих элементов с железом.

Металлы образуют железом твердые растворы – т.е. сплавы, сохраняющие при переходе в твердое состояние однородность – один тип атомно-кристаллической решетки. Хотя химических элементов несколько, зерна имеют однородный состав, представляющих собой твердую фазу (однофазный раствор, в отличие от механической смеси – смеси фаз). Таким образом, металлический легирующий элемент с железом образует комплексную решетку.

В зависимости от соотношения атомных радиусов возможны различные виды растворов: при близких значениях – растворы замещения: неограниченные – если разница до 10%, ограниченные – если разница 10 – 20%;

при разнице свыше 20% образуются растворы внедрения.

В растворах решетка искажается. Атомно-кристаллическая ячейка – куб приобретает неправильную форму из-за разных размеров атомов. Сильнее искажения в растворах внедрения. Искажения приводят к увеличению твердости, прочности.

Взаимодействие легирующих элементов с углеродом.

Большинство из них образуют с углеродом карбиды, т.е. твердые, прочные соединения. Карбиды образуют: Mn, Cr, W, V, Mo, Ti и др. При небольшом содержании

карбидообразующие элементы растворяются в цементите с образованием легированного цементита по общей формуле $(\text{Fe}, \text{M})_3\text{C}$.

Например, $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ – если растворен хром, $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$ – если растворен марганец.

При увеличении содержания карбидообразующего элемента образуются самостоятельные карбиды данного элемента с углеродом так называемые специальные карбиды, например, VC , TiC , W_2C .

В стали имеются сложные карбиды $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$.

Вольфрам и молибден при концентрациях, превышающих предел насыщения цементита образуют двойные карбиды: $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ ($\text{Fe}_2\text{W}_2\text{C}$), $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$ ($\text{Fe}_2\text{Mo}_2\text{C}$).

Карбиды легирующих элементов обладают более высокой твердостью, чем карбид железа Fe_3C .

Вывод I: *при легировании за счет искажения решетки Fe_α в твердом растворе, а также за счет образования карбидов повышается твердость и прочность сплава.*

Разные легирующие по разному влияют на механические свойства феррита (рис. 41).

Так, марганец и кремний значительно повышают твердость, но резко снижают ударную вязкость, молибден и ванадий незначительно повышают твердость и снижают ударную вязкость, хром мало влияет на твердость и ударную вязкость, но упрочняет сталь. Наиболее благоприятное влияние оказывает никель, который, повышая твердость, не снижает ударную вязкость.

Почти все легирующие элементы изменяют температуру полиморфных превращений железа, температуру эвтектоидной и эвтектической реакций, влияют на растворимость углерода в аустените.

По влиянию на температуру A_3 (линия GS) и A_4 легирующие элементы разбивают на две группы (рис. 42).

Первая группа (группа никеля) – элементы, понижающие температуру A_3 и повышающие температуру A_4 (расширяющие γ -область): Ni, Co, Cu, Mn, C, N.

Вторая группа (группа хрома) – элементы, повышающие температуру A_3 и понижающие температуру A_4 (сужающие γ – область): Cr, V, W, Si, Ti, Mo.

В сплавах Fe с Ni, Mn, Co γ -область «открывается», т.е. в определенном интервале температур существует неограниченная растворимость компонентов друг в друге в твердом состоянии.

При этом температура A_3 при определенной концентрации добавки понижается ниже нуля. Сплавы, имеющие устойчивую ГЦК решетку при температуре 20-25 °C называются аустенитными сталями (при концентрации легирующего элемента q или больше получим такую сталь).

Элементы второй группы сужают температурный интервал устойчивости аустенита и, соответственно, расширяют интервал устойчивости Fe_α – феррита.

Все элементы этой группы образуют диаграмму с замкнутой γ -областью. Концентрация соответствует точке («C») не велика и лишь для хрома простирается до 12%.

«Открытая» α -область (неограниченные растворы) имеет место только для Cr и V, остальные элементы образуют с железом промежуточные фазы: образуют ограниченные растворы (двухфазная область α + соединения).

Однофазные легированные стали с ОЦК решеткой, устойчивой при всех температурах вплоть до солидуса называют ферритными сталями.

Легирующие элементы влияют на эвтектоидную температуру - критическая точка A_1 ; на положение точки S (содержание C % в эвтектоиде); на положение точки E (максимальная концентрация C % в Fe_γ).

Элементы, сужающие γ -область, повышают критическую точку A_1 ; элементы, расширяющие γ -область, понижают критическую точку A_1 .

Точка S сдвигается влево при любом легированном элементе. Точка E сдвигается влево, особенно в сталях, легируемых элементами, сужающими γ -область. Смещение точек E и S

приводит к появлению в стали ледебурита, структуры характерной для чугунов. Однако он ковкий ...

Стали ледебуритного класса – высокоуглеродистые сплавы.

Легирующие элементы оказывают очень большое влияние на изотермический распад аустенита.

Все элементы (кроме Co , он ускоряет) замедляют изотермический распад аустенита и тем самым снижают критическую скорость закалки, это имеет огромное практическое значение, так как дает возможность применять менее интенсивный охладитель.

Для легированных сталей основным охладителем является масло. Чем больше легирующих элементов, тем сильнее укрепляется решетка аустенита (он более устойчив), тем ниже возможная скорость закалки. Можно получить сталь, которая закаливается на мартенсит на воздухе (быстрорежущие стали) – самокалы.

Легированный мартенсит в сталях, закаливаемых в масле, гораздо устойчивее мартенсита углеродистых сталей. Поэтому для него низкий отпуск обеспечивается не при $100 - 200^\circ\text{C}$, а при $200 - 300^\circ\text{C}$, а иногда и при 600°C , средний и высокий отпуск требуют еще более высоких температур.

Поэтому легированная сталь красностойка (способна сохранять твердость при высоких температурах). Например, резцы из Y10 , Y12 при $T = 100 - 200^\circ\text{C}$ отпускаются, а из легированной стали работают при нагреве до 600°C .

Снижение критической скорости закалки повышает прокаливаемость. Очевидно замедление скорости охлаждения при закалке обеспечивает закаливаемость стали на большую глубину – прокаливаемость. Чем критическая скорость закалки меньше, тем прокаливаемость больше.

Второй вывод: увеличение прокаливаемости – вторая главная цель легирования.

Но преимущества легированных сталей по сравнению с углеродистыми заключается не только в более высоких механических свойствах, а легированием можно изменять и физико-химические свойства: например, добавление Cr – нержавеющая сталь, Si – жаростойкая, Ni – с высоким электросопротивлением.

Таким образом, третья важная цель – получение особых свойств сталей.

Второй вопрос: «Классификация и маркировка легированных сталей».

Легированные стали классифицируются по четырем признакам:

- по равновесной структуре,
- по структуре после охлаждения на воздухе,
- по составу,
- по назначению.

Классификация по равновесной структуре:

1. Доэвтектоидные стали, содержащие $\text{P} + \text{F}$,
2. Эвтектоидные – перлитная структура,
3. Заэвтектоидные – имеющие в структуре избыточные (вторичные) карбиды,
4. Аустенитные,
5. Ферритные,
6. Ледебуритные – имеющие первичные карбиды, выделившиеся из жидкой стали.

Классификация по структуре после охлаждения на воздухе.

Учитывая структуру, получаемую после охлаждения на спокойном воздухе образцов небольшой толщины, выделяют три основных класса сталей:

- перлитный,
- мартенситный,
- аустенитный.

Получение стали различной структуры обусловлено тем, что устойчивость аустенита в перлитной области с увеличением содержания легирующих элементов возрастает, а область мартенситного превращения понижается.

Для легированных сталей перлитного класса (как и для углеродистых) кривая охлаждения на воздухе пересекает область перлитного распада и дает ферритно-цементитную смесь: перлит, сорбит, троостит.

У сталей мартенситного класса область перлитного распада сдвинута значительно вправо и скорость охлаждения на воздухе обеспечивает переохлаждение аустенита до начала мартенситного превращения. Дальнейшее увеличение содержания углерода и легирующих элементов наряду со значительным сдвигом вправо области перлитного распада, снижает точку начала мартенситного превращения, переводя ее в область отрицательных температур. В этом случае охлажденная на воздухе сталь сохранит аустенитное состояние.

Классификация по составу.

В зависимости от состава легированные стали называют:

Н – никелевые, Х – хромистые, ХН – хромоникелевые, ХВГ – хромовольфрамомарганцовистые.

Классификация по назначению.

- *конструкционная сталь* – сталь для изготовления деталей машин.
- цементуемые,
- улучшаемые.

Машиностроительные специализированные:

- шарикоподшипниковые,
- пружинные,
- автоматные.
- *инструментальные стали* – стали для изготовления режущего, измерительного прочего инструмента.
- углеродистые,
- легированные,
- штамповые,
- быстрорежущие.

- *стали и сплавы с особыми свойствами* – обладающие какими-то резко выраженными свойствами:

- нержавеющие,
- жаропрочные,
- износостойкие,
- с особыми магнитными свойствами,
- с особыми электрическими свойствами,
- с особыми тепловыми свойствами.

Если в сплаве легирующих элементов более 50%, то сплав не называют сталью.

Маркировка легированных сталей.

В России действует буквенно-цифровая система маркировки по ГОСТ 4543 – 71, определяющая *химический состав* стали.

При этом легирующие элементы обозначаются русскими буквами:

1. Азот (N) – А
2. Вольфрам (W) – В
3. Молибден (Mo) – М
4. Кобальт (Co) – К
5. Никель (Ni) – Н
6. Титан (Ti) – Т
7. Хром (Cr) – Х
8. Цирконий (Zr) – Ц
9. Кремний (Si) – С
10. Фосфор (P) – П
11. Ванадий (V) – Ф

12. Марганец (Mn) – Г
13. Медь (Cu) – Д
14. Бор (В) – Р
15. Алюминий (Al) – Ю
16. Ниобий (Nb) – Б

Первые цифры в марке стали обозначают среднее содержание углерода в долях процента: в сотых – для конструкционных сталей, в десятых – для инструментальных.

Если цифры нет (марки начинается с буквы), то углерода = 1%.

Цифры после букв указывают на содержание данного легирующего элемента в %, а если его до 1-1,5%, то цифра не ставится.

Примеры.

Конструкционные стали:

12Г2 – марганцовистая: ~ 0,12% С, ~ 2% Мп,

08Х17Т – хромтитановая,

40Х – хромистая,

30ХГС – хромокремнемарганцевая.

Инструментальные стали.

Х – хромистая: ~ 1% С и ~ 1% Сг.

9ХФ – хромванадиевая: ~ 0,9% С,

Сравни У9

13ХФ ~ 1,3 %С

У13

В конструкционных сталях в конце ставится буква «А» если она высококачественная, например, 35 ХМЮА.

Инструментальные легированные стали и с особыми свойствами всегда высококачественные и индекс А не ставится.

В некоторых марках стали в начале обозначения ставят буквы, указывающие на их применение:

А – автоматные (А20),

Ш – шарикоподшипниковые (ШХ 15),

Э – электротехнические,

Р – быстрорежущая (Р18 - ~ 18% W).

Третий вопрос: «Конструкционные, инструментальные и стали с особыми свойствами».

Листовая сталь для холодной штамповки. Преимущественно применяется тонколистовая сталь 08кп (С ~ 0,05 – 0,11%, Si ≤ 0,03%). И углерод и кремний снижают способность к вытяжке, поэтому допускается их малое содержание.

Цементуемые (низкоуглеродистые) стали.

- углеродистые (сталь 10, 15, 20) применяется для деталей небольших размеров, работающих на износ при малых нагрузках (втулки, валики, оси, шпильки и др.). Термообработка: цементация, закалка в воде, низкий отпуск.

- легированные применяется для тяжело нагруженных деталей. Детали небольших и средних размеров, работающих на износ при повышенных нагрузках (втулки, валики, оси, поршневые пальцы): 20Х, 15ХФ, 12ХН2. Детали средних и больших размеров (зубчатые колеса, ролики, поршневые пальцы) 12ХН3А, 18ХГТ, 18Х2Н4.

Улучшаемые (среднеуглеродистые) стали (С ~ 0,35 – 0,45%, легирующих элементов до 3-5% в легированных сталях).

Эти стали часто улучшают (закалка + высокий отпуск), в структуре сорбит отпущенный.

- углеродистые (стали 35, 40, 45) – для деталей повышенной прочности (штуцеры, пальцы рессор),

- легированные:

- хромистые (40Х, 45Х) коленчатые валы, шестерни. Закалка в масле, высокий отпуск;

- хромомарганцевые (30ХГСА, 35ХГСА - хромонсиль), не содержат дефицитных элементов.

Если они не удовлетворяют, то применяют стали:

- хромоникелевые (40ХН, 45ХН), которые имеют высокую прочность (от хрома) и пластичность (от никеля), а также хорошую сопротивляемость ударным нагрузкам.
- хромоникельмолибденовые (40ХН2МА, 38ХН3МА), которые имеют высокую усталостную прочность, очень хорошую прокаливаемость.

Пружинно – рессорные стали.

Основное требование – высокий предел упругости, который достигается средним отпуском ($T \sim 300 - 400^\circ\text{C}$) закаленных сталей определенного состава: стали 65, 70, 75, 80, 85, 60Г, 65Г, 70Г – для работы при температуре до 100°C ;

55С2, 60С2, 70С3А – для изделий сечением до 18мм;

50ХФА, 50ХГФА – для работы при температуре до 300°C ;

60С2ХА прокаливаемость сечения до 50 мм, 60С2Н2А – прокаливаемость до 80 мм – для особо ответственных пружин и рессор.

Шарикоподшипниковые стали.

Основные требования: устойчивость к усталостному изнашиванию (из-за циклических контактных напряжений) и истиранию. Высокое содержание углерода и хром обеспечивают получение после закалки высокой равномерной твердости, устойчивости против истирания.

Основная шарикоподшипниковая сталь ШХ 15.

Термическая обработка:

1. Отжиг сфероидизирующий на мелкозернистый перлит,
2. Закалка от $830 - 840^\circ\text{C}$ в масле,
3. Отпуск при температуре $150 - 160^\circ\text{C}$ в течение 1 – 2 часов.

Структура: мелкоигльчатый мартенсит отпуска с равномерно распределенными карбидами (HRC 62 – 65).

Высокомарганцовистая износостойкая сталь Г13Л (сталь Годфильда).

Состав: С $\sim 1,0 - 1,4\%$, Мп $\sim 11 - 14\%$.

Сталь аустенитного класса относительно низкой твердостью (200 – 250 НВ). При работе деталей происходит интенсивное упрочнение (наклеп) - повышается износостойкость, но сохраняется высокая вязкость и пластичность.

Изделия: гусеничные траки, детали землечерпалок и ковшей, трамвайные стрелки, которые получают литьем, затем шлифуют.

Термическая обработка: закалка от 1100°C в воде. При этом задерживается выделение карбидов и образуется чисто аустенитная структура. При работе на износ с ударами (давлением) происходит наклеп аустенита двойникованием. Двойники препятствуют движению дислокаций – упрочняют и снимают внедрение напряжений – предотвращают образование трещин.

Инструментальные стали.

Стали для измерительных инструментов.

Основные требования: высокая твердость, износостойкость, стабильность размеров. Широко применяются доэвтектодные низколегированные стали Х, ХГ, 50, 55 (закаливается ТВЧ), листовые стали 15, 20 15Х (подвергаются цементации).

Термообработка проводится так, чтобы затруднить процесс старения, т.е. обеспечить стабилизацию напряженного состояния, стабилизацию мартенсита и остаточного аустенита. Чтобы уменьшить (исключить) частичный распад мартенсита, обрабатывают холодом (при $T = -50 \dots -80^\circ\text{C}$). Чтобы уменьшить количество остаточного аустенита закаляют с более низкой температурой.

Штамповые стали.

Основные требования к штампам холодной штамповки: высокая твердость, прочность, износостойкость, иногда вязкость.

Применяются стали инструментальные:

- углеродистые У10, У11, У12 для штампов небольших размеров ($D = 25 - 30$ мм), простой формы и легких условий работы;
- низколегированные Х, ХВГ, 9Хс, ХВСГ для штампов больших размеров ($D = 75 - 100$ мм), более сложной формы, более тяжелой работы.
- высоколегированные Х12Ф4М, Х6ВФ для штампов, подвергающимся большим ударным нагрузкам.

Требования к штампам горячего деформирования: прочность, износостойкость, обладать вязкостью и прокаливаемостью, окалинотойкостью (жаростойкость), и разгаростойкостью (устойчивость образованию поверхностных трещин).

Разгаростойкость обеспечивается снижением содержания углерода в стали, что повышает пластичность, вязкость, теплопроводность. Поэтому применяют среднеуглеродистые легированные стали 5ХНМ, которые после закалки подвергают отпуску при $550 - 680$ °С на структуру троостита или троостосорбита.

Стали для режущего инструмента.

Основные требования для сохранения режущей кромки: высокая твердость, износостойкость, теплостойкость (краснотойкость), прочность на изгиб, вязкость – удельная работа разрушения при ударном изгибе.

Режущий инструмент изготавливают из углеродистых, легированных, быстрорежущих сталей и специальных сплавов.

Углеродистые стали: заэвтектоидные марки У9, У10, У11, У12, У13.

Основная структура – зернистый перлит (сетка Fe_3C не допускается) получается после отжига (неполного).

Для повышения твердости – закалка в воде с $770-810$ °С (прокаливаемость – до диаметра 10-12 мм; структура: мартенсит и цементит; HRC 60-64).

Отпуск – в зависимости от назначения инструмента, при температурах $\sim 160-210$ °С. Режим работы не должен обеспечивать нагрев > 200 °С, так как теплостойкость до 240 °С.

Легированные стали:

- имеют большую прокаливаемость,
- меньший размер зерна,
- меньшую деформацию (охлаждение в масле),
- большую прочность,
- лучшие режущие свойства.

Марки сталей указаны в таблице 8.

Быстрорежущие стали предназначены для режущего инструмента, работающего в тяжелых условиях. Это сложнолегированные стали, износостойкие, высокотеплостойкие (до $620 - 640$ °С). Высокую теплостойкость придают ванадий и кобальт. Марки Р12, Р18 и т.д.

Четвертый вопрос: «Порошковые твердые сплавы».

Спеченные твердые сплавы – материалы, состоящие из высокотвердых и тугоплавких карбидов вольфрама, титана, тантала, соединенных металлической связкой (кобальт).

Изготовление методом порошковой металлургии: порошки карбидов смешивают порошком кобальта, прессуют и спекают при $1400 - 1550$ °С. При спекании кобальт растворяет часть карбидов, плавится и связывает оставшиеся карбиды в плотный (пористость $\leq 2\%$) материал, состоящий на $80 - 95\%$ из карбидных частиц.

Твердые сплавы производят в виде пластин, которые напаивают (обычно медью) на резцы, сверла, фрезы и др. инструменты. Они сочетают высокую твердость HRC 74 – 76 и износостойкость с высокой теплостойкостью ($800 - 1000$ °С).

В зависимости от состава карбидной основы спеченные твердые сплавы бывают трех групп.

- *вольфрамовая группа* системы WC – Co маркируется ВК цифрой, указывающей на процентное содержание кобальта: ВК 3, ВК8 – резцы для чугуна, цветных металлов, керамики (кобальта до 8% и остальное WC), ВК20, ВК 25.

- *титановольфрамовая группа* сплавы системы TiC – WC – Co: Т30К4, Т15К6 (TiC ~ 15%, Co ~ 6%, остальное WC).
- *титанотанталовольфрамовая группа* сплавы системы TiC – TaC – WC – Co: ТТ7К12, ТТ8К6 более прочные сплавы, меньше выкрашиваются, предназначены для наиболее тяжелых условий работы: черновое точение стальных слитков, поковок, отливок).

Лекция 8 . (2 часа)

Тема:Цветные металлы и сплавы. Электротехнические материалы

1.1.1 Вопросы лекции:

1. Цветные металлы и их применение
2. Медь и её сплавы
3. Алюминий и его сплавы
4. Электротехнические материалы.

1.1.2 Краткое содержание вопросов:

1. Цветные металлы их применение.

Цветные металлы: Cu, Al, Mg, Ti, Pb, Zn, Sn обладают ценными свойствами, поэтому широко применяются в промышленности, но из-за дороговизны, когда возможно заменяются другими материалами, например, пластмассами.

Сплавы легких металлов Al, Mg, Ti могут в 2-3 раза облегчить станки и машины, в 10 раз сократить расходы на ремонт.

Цветные металлы применяются:

- в чистом виде,
- в виде сплавов,
- для покрытий других материалов.

Способы покрытия: диффузионный, гальванический, горячий (нанесение тонкого слоя легкоплавких металлов, например, лужение оловом, оцинкование железа и т.д.), термомеханическое покрытие (получение биметаллов совместной горячей прокаткой, например, сталь защищают медью, алюминием - наиболее надежный способ защиты от коррозии).

Относительная стоимость металлов:

Fe – 1
Pb – 2,5
Zn – 3
Al – 6
Cu – 7,5
Mg – 8
Ni – 17
Ti – 90
W – 120
Ag – 500
Au – 11000
Pt - 27000

2. Медь и ее сплавы.

Медь используется человеком очень давно – после каменного века, так как встречается в самородном виде. В земной коре ее немного около 1%, но в рудах содержится до 5%. Человек научился обрабатывать самородную медь, а затем бронзу отсюда истоки металлургии,ковки и литья.

По свойствам медь близка к серебру и золоту – полублагородный металл.

Цвет – красновато-розовый, плотность $\gamma = 8,9 \text{ г/см}^3$, пластичный, коррозионностойкий, электро- и теплопроводный, предел прочности $\sigma_b = 220 \text{ МПа}$, твердость НВ 35 (железо имеет НВ 80), пластичность $\delta = 50 - 60\%$. Кристаллическая решетка ГЦК, мономорфна (не меняет формы).

Технологические свойства: хорошо прокатывается (ленты, листы, проволока), хорошо паяется, сваривается.

Марки чистой меди и ее назначение.

Марка	МЭ	МОО	МО	
Сu, %	99,995	99,99	99,95	для проводников тока
Марка	М1	М2	М3	М4
Сu, %	99,9	99,7	99,5	99,0
Наличие примесей	снижает пластичность, коррозионностойкость, электро- и теплопроводность.			
				для деформируемых сплавов

Применяются также медные сплавы: латуни и бронзы. Сплавы меди с цинком (Cu – Zn) называются латунями, сплавы меди с любым другим металлом – бронзами.

Цинк растворяется в меди и повышает ее прочность, но латуни хорошо обрабатываются резанием. Однородный α -твердый раствор замещения при 20° – концентрация цинка до 39%, при 902° – концентрация цинка до 32% (рис. 47, а). Латунь однофазная – деформируемый сплав. Однофазные латуни при 30% цинка имеют максимальную пластичность ($\delta = 60\%$).

Находят применение также латуни из смеси $\alpha + \beta$ кристаллов – двухфазная латунь (литейный сплав) – при содержании цинка от 39% до 45%.

В интервале 46 – 51 % цинка в меди образуется β -твердый раствор на базе электронного соединения CuZn (соединение относительно малой пластичности при 46% цинка $\delta = 7\%$, $\sigma_b = 40 \text{ МПа}$).

Медноцинковые латуни в соответствии с ГОСТ 17711 – 80 выпускают марок: Л96, Л90 (томпак) Л85, Л80, Л75, Л70 (патронные), Л68 ... Л59. В марке указано процентное содержание меди, цинк остальное. Томпак (франц. – медь) – имеет цвет золота, используется для ювелирных работ. Это простые (двойные) сплавы.

Многокомпонентные (специальные) сплавы применяются в зависимости от назначения.

Вводятся компоненты, которые обозначаются следующими буквами:

А – алюминий,

Б – бериллий,

К – кремний,

Мц – марганец,

Н – никель,

Х – хром,

О – олово,

С – свинец,

Ф – фосфор,

Ц – цинк,

Ж – железо.

Например: ЛА 77-2 – алюминиевый упрочняющий (77% Cu, 2% Al, остальное Zn), ЛО 70 – 1 – оловянистая латунь.

В таблице 9 указаны марки, механические свойства и назначение некоторых многокомпонентных компонентов.

В марках литейных латуней указывается содержание цинка и количество каждого легирующего элемента непосредственно за соответствующей буквой, например, ЛЦ40Мц3А.

Бронзы.

Применяют бронзы: алюминиевые, оловянистые (оловянные), бериллиевые (самые прочные), никелевые, свинцовистые, кремнистые.

Бронзы прочнее, устойчивее против коррозии, чем чистая медь, поэтому еще в древности из них изготавливали оружие, инструмент, сосуды, украшения. Они имеют хорошие литейные свойства – очень малая усадка ($< 1\%$ для оловянистой бронзы, у чугунов и латуней $\approx 1\%$, у сталей $> 2\%$), поэтому очень сложные отливки как и художественное литье изготавливают из бронз.

Маркировка включает в себя буквы Бр, условное обозначение компонентов и их количество в % (содержание меди не указывается):

деформируемые БрОЦ 4-3 (Sn $\approx 4\%$, Zn $\approx 3\%$, остальное медь – оловянная бронза), БрБ 2 (Be $\approx 2\%$ – бериллиевая бронза);

литейные БрОЦС – оловянная, БРС30 – свинцовистая.

Олово растворяется в меди до 14%.

В литой бронзе включения твердого эвтектоида обеспечивает высокую стойкость против истирания. Поэтому бронза с 10% олова – лучший антифрикционный материал (БрОСН – 10 – 2 – 3).

Кроме того в бронзу вводят: цинк – для удешевления, заменителями олова являются также Al, Fe, Mn (дешевле, но бронзы хуже); свинец – для улучшения обрабатываемости резанием, фосфор – для раскисления.

Назначение некоторых бронз представлено в таблице П5 (стр. 45), например, свинцовистая бронза БРС30 – высококачественный материал (30% Pb).

Медно-никелевые сплавы (Cu – Ni).

МНЦ 20-20 (Ni и Zn по 20%, остальное медь)

МНЦ 15-20 (Ni + Co $\approx 15\%$, Zn 20%)

МН 20

МН 19 (Ni + Co $\approx 15\%$)

МНЖМц (Ni 30%, Fe 0.8%, Mn 1%)

Нейзильбер (похожий на серебро)

Мельхиор – столовые приборы, медицинский инструмент

Монель–металл (68% Ni, 28% Cu, Mn+Fe = 4%) обладает высокой коррозионной стойкостью, прочностью, хорошо обрабатывается; применяется для изготовления монет, изделий для медицины, химической, нефтяной, судостроительной промышленности.

3. Алюминий и его сплавы.

Алюминий относится к группе материалов с малой плотностью, которые широко применяются в авиации, ракетной и космической технике, в автомобилестроении и транспортном машиностроении.

Алюминий – металл серебристо-белого цвета. В России в прошлые века его называли глиний, так как он входит в состав глины. Предположение о наличии металла в глине высказали в 1808 г. англичанин Дэви, он и назвал его алюминием, а получил впервые датчанин Эрстед, 1825 г.

Небольшая плотность $\gamma = 2,7 \text{ г/см}^3$, низкая температура плавления $T_{\text{пл}} = 660^\circ\text{C}$, высокая пластичность и малая прочность: отожженный прокатанный алюминий высокой чистоты имеет следующие свойства $\sigma_{\text{в}} = 58 \text{ МПа}$, HB 25, $\delta = 40\%$.

Алюминий как и медь имеет ГЦК решетку, не имеет аллотропических модификаций (мономорфен), обладает высокой тепло- и электропроводностью (65% от электропроводности меди). При равных значениях электропроводности провод из алюминия легче медного.

Чистый алюминий применяется в быту (посуда), цистерны молочные, рефлекторы и т.д.

Постоянные примеси (Fe, Si, Mn, Ti, Cu, Zn) понижают физико-химические характеристики и пластичность алюминия.

Маркировка алюминия:

Группа	Особой	Высокой	Технической чистоты
Алюминий, %	99,999	99,995...99,95	99,85...99,0

Марка А999 А995 А99 А97 А95 А85 А8 А7 А6 А5 А6

То есть в марке указывается число стоящее после запятой – тысячные, сотые, десятые проценты содержания алюминия.

Алюминий выпускается в виде чушек, слитков, из которых получают: листы, профили, прутки, проволоку.

Классификация алюминиевых сплавов.

- по технологии изготовления: деформируемые, литейные, спеченные;

- по способности к термической обработке: упрочняемые, неупрочняемые.

Алюминий можно сильно упрочнить легированием за счет образования твердых растворов и интерметаллидов. Дело в том, что многие элементы с алюминием образуют твердые растворы ограниченной переменной растворимости и промежуточные фазы. Это дает возможность подвергать сплавы упрочняющей термообработке. Она состоит из закалки на пересыщенный твердый раствор и старения.

Наибольшей пластичностью (соответственно наименьшей прочностью) обладают сплавы с содержанием компонента меньше предела растворимости при высокой температуре. Следовательно, такой сплав хорошо обрабатывается давлением при горячей обработке. Наличие эвтектики резко уменьшает пластичность. Уже при небольшом содержании эвтектики такая обработка неосуществима.

Наилучшая жидкотекучесть у чистых металлов и эвтектике. Вместе с тем в литейных сплавах эвтектики должно быть < 15-20%, так как ухудшаются механические и технологические свойства.

К **деформируемым** сплавам относятся:

Дуралюмины: Al – Cu – Mg – Mn. Марки: Д1, Д16, Д 19.

Высокопрочные сплавы (В): Al – Cu – Mg – Zn.

Жаропрочные: Al – Cu – Mg – Si с добавками Fe, Ni, Ti, Zn.

Литейные сплавы:

Силумины: Al – Si,

Повышенной прочности: Al – Mg.

Термическая обработка дуралюминия (сплава Al – Cu).

Введение в сплав других легирующих элементов вместо меди или дополнительно не вносит принципиальных изменений в структурные превращения.

Максимальная растворимость меди составляет 5,7% при 548 °С. Любой сплав с содержанием меди более 0,2% после нагрева и быстрого охлаждения можно перевести в однофазный пересыщенный раствор. В таком неустойчивом растворе происходят изменения, приводящие к выделению соединения CuAl_2 и снижению содержания меди до 0,2% - количества, соответствующего равновесной системе. Этот процесс называется старением.

Процесс, происходящий при комнатной температуре, называется естественным старением, при повышенной температуре – искусственным.

Вывод: Термическая обработка алюминиевых сплавов состоит из закалки и старения.

Кривая упрочнения при естественном старении сплава (Al + 4% Cu) показывает, что сразу после закалки предел прочности несколько выше, чем в отожженном состоянии (250 МПа против 200).

Вначале наблюдается весьма слабое повышение прочности. Это период (2-3 ч) имеет важное технологическое значение (в это период можно проводить гибку, отбортовку закаленных деталей, расклепку заклепок). Затем способность пластически деформироваться резко уменьшается – эти операции становятся неосуществимыми. Прочность (при 20 °С) становится максимальной через 4-5 суток.

С повышением температуры процесс старения ускоряется, однако максимальный предел прочности получается тем ниже, чем выше температура, а при $T > 150$ °С наблюдаются разупрочненные сплавы.

При закалке цветных сплавов как и при закалке стали получается нестабильный пересыщенный твердый раствор с включениями другой фазы (химические соединения или элементы). Различие состоит в том, что твердый раствор при закалке стали имеет твердость максимальную, а твердые растворы цветных сплавов – минимальную.

В процессе естественного старения происходят подготовительные процессы к выделению 2-го компонента – интерметаллоида.

I стадия: в пересыщенном твердом растворе атомы меди (расположенные в случайных местах) собираются в определенных местах кристаллической решетки в зоны повышенной концентрации – в кристалле возникают зоны Гинье-Престона (доскообразные пластины толщиной до 1нм и диаметром до 10нм).

В этих зонах параметр решетки иной, чем в местах обеденных медью. Это создает большие напряжения в кристалле – пластическую деформацию, которая дробит блоки мозаики, что приводит к повышению твердости сплава.

II стадия: дальнейшее развитие процесса старения заключается в увеличении зон Гинье-Престона (в 3-4 раза увеличиваются линейные размеры) и повышении содержания меди в них до стехиометрического соотношения. Этот процесс называется зонным старением.

Повышение температуры приводит к выделению промежуточной, а затем и окончательной стабильной фазы (CuAl_2), кроме того зоны Гинье-Престона рассасываются и прочность получается ниже.

В простых сплавах Al-Cu с 3-5% меди (или в таких же сплавах с небольшим содержанием магния Mg – дюралюмин) процесс зонного старения протекает при комнатных температурах и приводит к максимальному упрочнению.

Дюралюминий – наиболее распространенный из алюминиевых сплавов, применяемых в деформированном виде и упрочняемых при термической обработке. Дюралюминий – первый промышленный сплав на основе алюминия. Название расшифровывается как «твердый сплав». (*dur* – твердый *франц.*)

Например $\sigma_{\text{в}} = 58 \text{ МПа}$, дюралюминий $\sigma_{\text{в}} > 350 \text{ МПа}$.

Состав дюралюминия: Cu, Mg, Mn, Si, Fe.

Дюралюминий имеет незначительную коррозионную стойкость. Поэтому часто его плакируют чистым алюминием – покрывают поверхность термомеханическим способом при прокатке, прессовании. Толщина слоя – 4-8% от S листа, $d_{\text{проволоки}}$.

Литейные алюминиевые сплавы.

В качестве литейных алюминиевых сплавов применяются сплавы с Cu, Zn, Mg, но наибольшее распространение получили силумины. Силумины – сплавы с большим содержанием кремния.

Высококремнистые сплавы слабо упрочняются в результате закалки и старения. Механические свойства можно повысить модифицированием (рис. 53). Сплавы Al – Si имеют эвтектическую концентрацию 11,6%. Силумины с 12 — 13% кремния будут заэвтектическими. Его структура (рис. 54,а): грубая игольчатая эвтектика Al + Si и крупные иглы Si. Модифицирование сплава натрием ($\approx 1\%$) сдвигает эвтектическую концентрацию до 14%. Тогда силумин с 12-13% кремния станет доэвтектическим. Структура его измельчается, так как снижается эвтектическая температура, и будет состоять из мелкозернистой эвтектики (темное поле) и первичных кристаллов Al (белые зерна на рис. 54, а). Механические свойства повышаются.

Маркировка сплавов: АЛ... - алюминиевый, литейный, порядковый номер в ГОСТе.

АЛ 2 – нормальный силумин (10 – 13% Si, $\approx 1\%$, Na).

АЛ 8 – магнилий (до 11,5% Mg) – высокопрочный сплав.

АЛ 11 – цинковистый силумин (10-14% Zn, Si $\approx 7\%$, Mg $\approx 0.2\%$) с повышенными литейными свойствами – для сложных отливок.

4. Антифрикционные сплавы.

Антифрикционные сплавы предназначены для изготовления деталей трущихся поверхностей машин и механизмов (подшипник – вал или ось).

Требования к материалу:

- минимальный износ вала;
- минимальный собственный износ;
- способность удерживать смазку;
- низкий коэффициент трения.

Этот комплекс свойств могут обеспечивать сплавы, состоящие из относительно мягкой основы, в которой распределена вторая достаточно твердая фаза. Пластичная, вязкая основа сильнее изнашивается, а вал в основном лежит на твердых опорных включениях, в изнашивающихся местах пластической основы удерживается смазка.

Если основа слишком мягкая - материал вкладыша будет выдавливаться валом, наволакиваться. Количество твердых включений не должно быть слишком велико, так как подшипник будет плохо прирабатываться.

Для подшипников применимы многофазные сплавы: баббиты, медные, цинковые, алюминиевые сплавы, антифрикционные чугуны, металлокерамические подшипниковые сплавы.

Баббиты – антифрикционные сплавы на основе олова (Sn) или свинца (Pb). Температура плавления $T_{пл} = 350 - 450$ °C, имеют хорошую прирабатываемость.

Лучшими антифрикционными свойствами обладают баббиты Б83 (Sn \approx 83%), Б89, которые применяются только в особо ответственных узлах, в машинах большой мощности.

Олово слишком мягко, чтобы получить нужный сплав, в него вводят упрочняющие элементы – сурьму (Sb) и медь (Cu).

Сурьма до 7,5% растворяется в олове и дает более прочный α -твердый раствор, (мягкая основа темного цвета). При большей концентрации образуется химическое соединение SbSn с высокой твердостью (светлые зерна).

Медь почти не растворяется в олове и дает химическое соединение Cu_6Sn_5 .

Свинцовооловянистые баббиты.

	Sn	Sb	Cu	Pb, остальное	
Б16	16%	16	2		66
Б6	6%	15	3	2% Cd	74
БТ	10%	15	1	0,2% Te	74
БН	10%	14	2	1% Ni	72

Теллур повышает пластичность, кадмий никель, мышьяк – твердость прочность основы.

Свинцовооловянистые баббиты имеют более высокий коэффициент трения, менее износостойки и хрупки по сравнению с Б83. БТ и БН применяются для подшипников ДВС, в том числе тракторов и автомобилей, Б16 – в электродвигателях, паровых турбин; Б6 – для нефтяных двигателей, металлообрабатывающих станков.

Антифрикционные бронзы и чугуны.

Из сплавов на основе меди наилучшими антифрикционными свойствами обладают свинцовистые бронзы БрС30 (и оловянистая, содержащая до 10% Sn).

Свинец растворяется в меди при температуре больше 950 °C, при охлаждении сплава кристаллизуется медь в виде дендритов и при температуре меньше 326 °C затвердевает свинец – мягкие поля. Поскольку и прочность и твердость такой бронзы невысоки ее используют в качестве наплавки вкладышей (на стальных лентах или трубах).

Биметаллические подшипники с таким материалом дешевы, легко заменяемы.

Антифрикционные чугуны высокоизносостойки, но имеют повышенный коэффициент трения. Применяются в тихоходных узлах трения. В серых чугунах роль мягкой составляющей выполняют включения графита.

Для работы при значительных давлениях и малых скоростях скольжения используют серые чугуны СЧ 15, СЧ 20 и легированные антифрикционные чугуны.

мягкие темные поля. Поскольку и прочность и твердость такой бронзы невысоки, ее используют в качестве наплавки вкладышей (на стальных лентах или трубах).

Биметаллические подшипники с таким материалом дешевы, легко заменяемы.

Бронза ОСН 10-2-3 обладает высокой стойкостью против истирания благодаря включениям твердого эвтектоида.

Антифрикционные чугуны высокоизносостойки, но имеют повышенный коэффициент трения. Применяются в тихоходных узлах трения. В серых чугунах роль мягкой составляющей выполняют включения графита.

Для работы при значительных давлениях и малых скоростях скольжения используют серые чугуны СЧ15, СЧ20 и легированные антифрикционные чугуны.

Спеченные антифрикционные материалы

Металлокерамические на железной, медной или бронзовой, на алюминиевой основе с графитной добавкой (1-4%) не содержат дефицитных металлов (Sn, Sb, Pb), могут работать в условиях сухого трения при больших скоростях и температуре выше 350 °С.

Электротехнические материалы

К электротехническим материалам относят проводники, магнитные, электроизоляционные, полупроводниковые материалы, обеспечивающие работу электротехнических установок. К ним относят также некоторые изделия: провода, изоляторы, конденсаторы и другие.

Проводники - чистые металлы и сплавы с низким сопротивлением (в пределах соответственно 0,015-0,105 мкОм/м и 0,3 - 1,8 мкОм/м).

Серебро - обладает наименьшим электросопротивлением. Применение (контакты, фольга, монтажные провода и другие изделия) ограничено из-за очень высокой стоимости.

Медь: провода, кабели, шины, контакты. Дорогой металл.

Алюминий имеет электропроводимость в полтора раза ниже, чем медь, но он гораздо легче. Поэтому широко распространен.

Свинец: пластины аккумуляторов, вставки предохранителей, защитные оболочки кабелей.

Сталь используют как несущий элемент сталеалюминиевых проводов, защитных оболочек кабелей, как заземляющие элементы и детали конструкций.

Вольфрам - тяжелый, тугоплавкий металл с высоким электросопротивлением. Служит для изготовления спиралей электроламп, для неплавящихся электродов, высоко нагруженных контактов.

Материалы с высоким электросопротивлением.

Сплавы для электронагревателей:

Нихром Х20Н80;

Фехраль Х13Ю4(состав:Cr-13, Al- 4%, остальное - железо); Хромаль Х23Ю5.

Реостатные сплавы:

Константан МНМц 40 - 1,5 (Ni-40, Mn-1,5 остальное - медь); Копель МНМц 43-0,5;

Манганин МНМц 3-12.

Сплавы для термпар Алумель (Al-2%, остальное Ni);

Хромель (Cr-10%, остальное Ni);

Копель;

Платина;

Платина с 10% родия.

Лекция 9 . (2 часа)

Тема:Порошковые, композиционные и неметаллические материалы

1.1.1 Вопросы лекции:

1. Порошковые сплавы: получение, состав, назначение.
2. Композиционные материалы.
3. Пластмассы и резины.

1.1.2 Краткое содержание вопросов:

10.1. Порошковые сплавы

10.1.1. Общая характеристика

Порошки - частицы материалов размером от 0,1 до 1 мм.

Из них прессованием и спеканием получают изделия, не имеющие ликвации, текстуры, усадочных дефектов, трещин.

Материалы: один металл, металлы, металлы с неметаллическими материалами.

Изделия: обычного состава (дешевые),
особого состава, структуры и свойств.

10.1.2. Получение порошков

Способы получения порошков на металлургических заводах. Восстановлением металлов из оксидов и солей, которые получают из руд. Восстановители (сажа, газы, кокс) позволяют получать порошки любых металлов.

Распылением струи металла сжатым воздухом, азотом или аргонном над поверхностью воды.

Механическим дроблением:

- на шаровых мельницах дробят стружку, мелкие отрезки;
- на вихревой мельнице. В корпусе вращаются навстречу два пропеллера с частотой 3000 мин⁻¹ что позволяет дробить кусочки проволоки путем соударений.

Электролитическим осаждением.

При электролизе из раствора получают на катоде осадок: рыхлый или плотный (счищают и измельчают).

10.1.3. Технология изготовления порошковых изделий

- Сортировка, очистка, отжиг порошков.
- Дозировка порошков и получение шихты.
- Перемешивание.
- Прессование в пресс-формах холодное ($P=30-1000\text{МПа}$) или горячее.
- Прессование выдавливанием (мундштучное) для получения длинномеров.

Прокатка. Продукция: многослойные изделия, лист, ленты (толщиной от 0,02 до 3 мм и шириной до 300мм), а также различного профиля прутки и проволока (диаметром от 0,25 мм).

- Шликерное литье. Это литье смесью порошка с жидкостью (вода, парафин расплавленный и др.), которая удаляется из формы после завершения операции. Изготавливают небольшие изделия сложной формы.

10.1.4. Спекание

Спекают порошковые «прессовки», получаемые в пресс-формах для повышения прочности.

Режимы спекания.

- Спекание твердых фаз при $T=(0,7-0,9) T_{пл.}$ легкоплавкого компонента;
- Спекание за счет жидкой «связки» при $T>T_{пл.}$ указанного компонента. *Оборудование.* Электрические печи с T_p от 1100 до 2500 °C.

Атмосфера. Восстановительная (H, CO) или нейтральная (N, Ar).

10.1.5. Классификация порошковых материалов по назначению **Конструкционные** для изготовления втулок, муфт, шестерен и других малонагруженных деталей из углеродистых и легированных сталей и сплавов с пористостью до 1,0-2,0%.

Пористые для изготовления фильтров и некоторых других изделий. Порошки из бронзы, титана, железа, нихрома и т.д. Пористость до 50-60%. Фильтры для очистки газов и воздуха от пыли, жидкостей - от твердых частиц.

Антифрикционные - для подшипников скольжения.

Композиции: медный, алюминиевый, железный порошок, пропитанный маслом, с добавками графита (1-4%) или сульфида молибдена. Фторопластовые и др.

Фрикционные. Композиции из железного, медного порошка с добавками свинца, никеля, а также асбеста, кварца и других материалов (с высоким коэффициентом трения). Для тормозных устройств машин, самолетов.

Термостойкие для жаропрочных деталей.

Инструментальные - для изготовления пластинок: из твердых материалов (с алмазом, эльбором и др.); минералокерамических (на основе оксида алюминия).

Электротехнические - для магнитов, электроконтактов (смеси W, Mo, с Cu или Ag), электродов (композиции графита с медью или серебром).

10.2. Композиционные материалы

Композиционные материалы (композиты) - материалы со сплошной металлической или неметаллической основой (матрицей) и усиливающими (армирующими) элементами с резко отличающимися свойствами. При этом они не должны между собой взаимодействовать химически, но иметь близкие по значению коэффициенты теплового расширения.

Композиты значительно превосходят металлические и полимерные материалы по удельной прочности и жесткости, сопротивлению усталости, жаропрочности и другим свойствам.

По способу получения различают искусственные и естественные композиты.

10.2.1. Естественные композиты

Естественные композиты (или НКЭ-сплавы) - материалы, получаемые направленной кристаллизацией сплавов эвтектического или близкого к нему состава.

При определенных условиях охлаждения расплава получают материал с ориентированной структурой (рис.1) и лучшими свойствами. А именно, в твердом растворе (матрице) образуются кристаллы более прочной фазы (волокна или пластины карбидов, интерметаллидов или др. соединений).

а) б)

Рис. 1 Материалы с ориентированной структурой: а- НКЭ - сплав; б - монокристалл ЖС36



Пример. Сплав Al+Al₃Ni однородной структуры имеет Ов около 90МПа.

При кристаллизации этого сплава со скоростью 6 см/ч частицы Al₃Ni образуют «усы» (объем которых составляет 11%). Это обеспечивает повышение прочности до 330МПа.

10.2.2. Искусственные композиты

Искусственные композиты - получаемые промышленным способом материалы с комбинированной структурой.

Структура: матрица из металла, сплава, полимера;

армирующие наполнители: дисперсные, волокнистые или слоистые.

Укладка наполнителей:

- линейная (волокна, кристаллы...);
- плоская (маты, фольга, волокна.);
- трехмерная (равномерное по объему распределение наполнителя). Дисперсно-

упрочненные композиты.

Матрица из металла (Al, Ni, Co, Be, Mg) или сплава (Ni - Cr; Co-Zn). Наполнители - дисперсные частицы (микроскопические - 0,01 - 0,1 мкм, или мелкие - 1-50мкм) тугоплавких оксидов, нитридов, боридов, карбидов.

Пример.

Спеченные алюминиевые пудры (САП), упрочняемые оксидными частицами (при 8% частиц имеют $\sigma_v = 300 \text{ МПа}$, а при 15% $\sigma_v = 400 \text{ МПа}$). По прочности они сопоставимы с алюминиевым сплавом Д20 ($\sigma_v = 420 \text{ МПа}$), но последний разупрочняется при нагреве, а САП могут работать при T до 300-500 °С. Из них изготавливают лопатки компрессоров, вентиляторов и турбин; поршневые штоки и т.п. Очень стойкие в агрессивных средах композиты, получаемые спеканием металлических и керамических порошков называют **керметами**.

Керметы. Металлическая основа их порошки Ni, Co, Fe, Cr, W, Mo, Nb. Наполнители: высокоогнеупорные бориды TiB_2 , VB_2 ; силициды: VSi_2 , TiSi_2 ; окислы Al_2O_3 , Cr_2O_3 , ZrO_2 ; нитриды; карбиды. Изделия: металлорежущий инструмент, детали авиационных двигателей, турбин и другие, работающие при высоких температурах, повышенных нагрузках, в агрессивных средах.

Волокнистые композиционные материалы.

Матрица: полимерная (чаще других), металлическая, углеродная.

Волокна: стеклянные, органические (полиамиды, углерод), металлические, из нитевидных кристаллов («усов»).

Формы армирующих компонентов: волокна, жгуты, ткани.

Волокно должно иметь более высокий, чем у матрицы модуль упругости, равномерно распределяться по объему композита. Способ укладки волокон (рис. 2), а также расположение их относительно действующего усилия (рис. 3) являются также важными факторами.

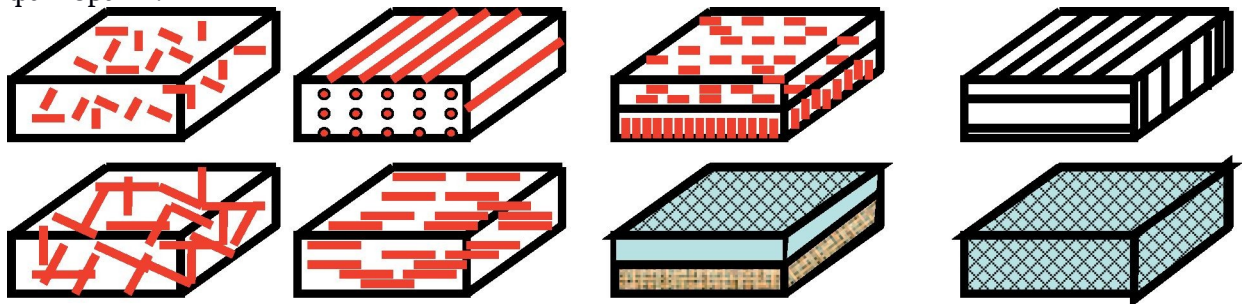


Рис 2 Распределение волокон в КМ:

а- хаотичное ;б- одномерное; в - двухмерное; г - пространственное

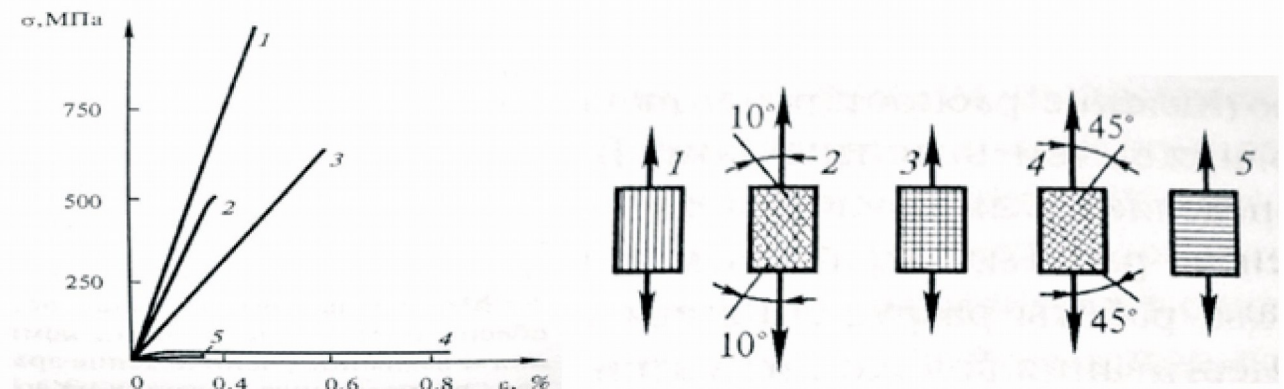


Рис 3. Зависимости прочности композита от схемы расположения волокон

Вместе с тем, предел прочности композита определяется и объемной долей волокна V^s . Для однонаправленной схемы укладки волокна и действующей вдоль него нагрузке прочность композита до некоторого критического значения V^\wedge снижается, т.к. определяется пределом прочности матрицы O_B^M (рис. 4) - из-за быстрого нагружения и разрушения волокон. При увеличении объемной доли V^e от V^\wedge до 0,8-0,9 прочность композита растет как суммарная прочность волокон и матрицы $\sigma_s^k = \sigma^s \cdot V^B + \sigma^{TM} (1 - V^B)$. Но затем

волокна разрушаются и разрушается матрица /7/.

Волокнистые композиты получают твердофазным, жидкогазопарофазным способами, а также методами осаждения металлических покрытий на волокна и кристаллы.

При *твердофазном* способе листы, фольгу, проволоку прессуют и спекают. Например, горячим прессованием пакета, состоящего из чередующихся слоев фольги алюминиевого сплава АД1 и одинаково направленных волокон бора (до 50% по объему) получают композит ВКА - 1

с пределом прочности O_B до 1200 МПа, - вдвое превышающем O_B высокопрочных сплавов алюминия.

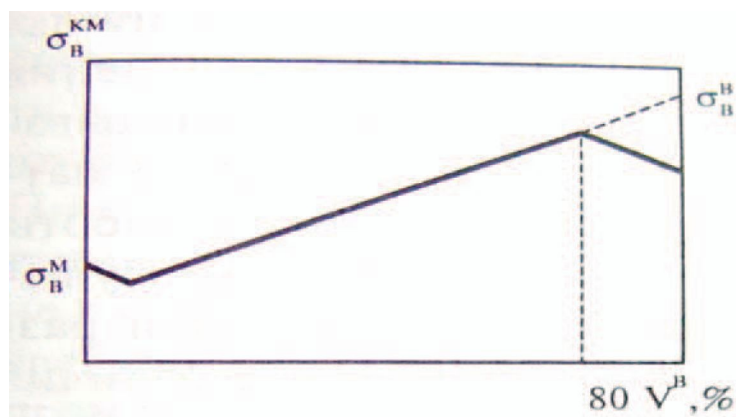


Рис. 4. Зависимость прочности композита от объемной доли волокна

Армирование сплава АД1 стальной проволокой ВНС-9 ($V^B = 25-30\%$) повышает предел прочности композита O_B до 1450 (1750) МПа.

Некоторые показатели широко используемых армирующих материалов представлены в таблице 1/9/.

При жидкофазном способе наполнители пропитывают расплавом за счет вакуума или избыточного газового давления. Так, композит с углеродным волокном получают заливкой (пропиткой) волокнистого каркаса расплавом силумина АЛ2. Этот композит имеет прочность O_B до 1000 МПа и теплостойкость до 500 °С.

Композиты с углеродной матрицей производят карбонизацией и осаждением углерода из газовой фазы.

В индукционной печи при температуре 900-1100 °С в вакууме происходит пиролиз (разложение) углеводородного газа (метана и др.) и последующее осаждение его на волокна композита, что обеспечивает постепенное формирование матрицы.

Таблица 1. Свойства некоторых армирующих материалов

Материал	Температура расплавления, °С	Плотность, г/см ³	Предел прочности O_B , МПа
Волокно:			

борное	2040	2,63	2500-3500
углеродное	3000	1,70	1960-2960
оксид алюминия	2050	3,96	2100-2600
Проволока:			
бериллиевая	1284	1,8	15760
вольфрамовая	3400	19,3	2070
стальная	1300	7,8	2560
Нитевидные кристаллы:			
нитрид алюминия	2400	3,3	15000
карбид кремния	2650	3,21	37000
нитрид кремния	1900	3,18	15000

Для получения более термостабильного материала проводят дополнительную графитизацию путем выдержки при 3000 °С. Композит с волокнами углерода в углеродной матрице выдерживает температуру до 2000°С.

Поразительные перспективы открывают **нанотехнологии**

в

совершенствовании имеющихся и создании новых материалов.

Считают возможным создание в близком будущем электрических магистральных кабелей на углеродных нанотрубках, способных проводить ток высокого напряжения лучше медных проводов и весить в пять -шесть раз меньше.

Планируется (учрежден нанотехнологический комплекс в Санкт- Петербурге) создание композиционных материалов за счет поверхностного

(объемного) модифицирования наночастицами металла, керамики, полимеров для получения высоких магнитных, каталитических характеристик, термо- и химически стойких, с высокой прочностью и пластичностью, эффективно экранирующих и поглощающих электромагнитные волны.

Нанотехнологические направления по конструкционным материалам:

- металломатричные композиции на основе легких металлов (Al, Ti, Mg);
- сверхпрочные стали;
- сверхтвердые нанокомпозиты;
- жаропрочные наноматериалы;
- сварочные материалы, модифицированные нанокомпозитами.

10.3. Пластмассы и резины

10.3.1. Пластмассы (пластики)

Пластмассы и другие неметаллические материалы (стекло, резины, клей, краски и т.д.) широко применяют в различных отраслях техники.

Многие научные проблемы по неметаллическим материалам были решены нашими соотечественниками. Так **Бутлеров А.М.** разработал структурную теорию химического строения органических соединений (Суть: порядок связей атомов в молекулах определяет свойства вещества).

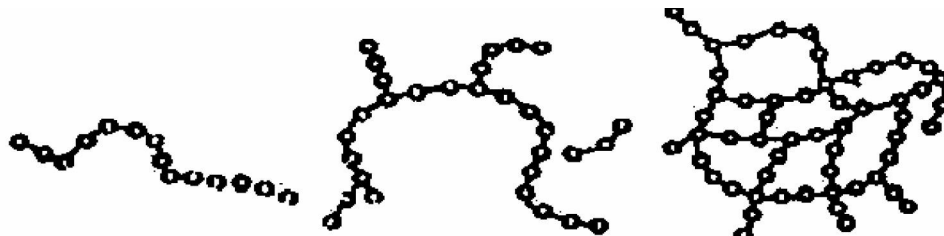
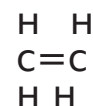


Рис.5. Форма макромолекул

Длина цепочки мономеров определяет агрегатное состояние вещества.

Газ этилен: химическая формула C_2H_4 ,

структурная формула (6 молекул)



Петров Г.С. заложил основы промышленного производства пластмасс. В 1913 г. была получена первая отечественная пластмасса - карболит.

Блестящие исследования академика **С.В. Лебедева** обеспечили получение синтетического каучука (1932г.)

Пластмассы- материалы на основе полимеров, способные при нагревании формоваться под давлением в изделия заданной формы.



Полимер - вещество, состоящее из макромолекул, включающих большое число повторяющихся элементарных звеньев (мономеров).

По структуре макромолекулы бывают: линейные (лестничные), разветвленные, сетчатые (рис. 5). От формы молекулы, плотности упаковки, зависят свойства полимера.

Жидкий полиэтилен



c-c

n n 20

цепочка из 20 звеньев **Твердый полиэтилен:** цепочка из 1500-2000 звеньев

Таким образом, полиэтилен это продукт полимеризации газа этилена, у которого разрушена двойная связь между атомами углерода.

Фторопласты - пластики на основе политетрафторэтилена $(-CF_2-CF_2-)_n$. Эти макромолекулы имеют форму зигзагообразной спирали с высокой энергией связи между атомами Си F, что обеспечивает повышенную термостойкость пластика. Например, "фторопласт-4" - диэлектрик, работающий длительно при T до 250 °С.

Наряду с рассмотренными широко используются: оргстекло полипропилен - $(CH_2-CHCH_3)_n$; полистирол - $(-CH_2-CHC_6H_5)_n$ и другие По влиянию температуры на свойства пластмасс выделяют две группы:

- *термопласты*, имеющие линейные или разветвленные макромолекулы и способные многократно размягчаться при нагревании;
- *реактопласты* (термореактивные пластики), имеющие исходную линейную структуру, превращающуюся при введении отвердителя необратимо в сетчатую.

Смолы - связующие для реактопластов:

- эпоксидная (теплостойкость 200 °С);
- феноло-формальдегидная (до 260 °С);
- кремнийорганическая (260-370 °С).

По составу пластики бывают *простые* и *сложные*. Последние содержат до 40-70% наполнителя.

Группы пластиков по виду наполнителя представлены в табл. 2/13/.

Таблица 2. Классификация пластмасс по виду наполнителя

Структура наполнителя	Вид наполнителя по происхождению	Вид пластмасс
Без наполнителя	-	Ненаполненные (простые) пластмассы. Состоят из полимера и добавок. Например, фторопласт - 4, полиэтилен
Порошкообразный	Органические и неорганические вещества	Пресс-порошки и литьевые пластмассы
Волокнистый	Органические волокна	Волокииты
	Асбестовые волокна	Асбоволокниты
	Стеклянные волокна	Стекловолокниты
Листовой	Бумага	Гетинаксы
	Хлопчатобумажная ткань	Текстолиты
	Асбестовая ткань	Асботекстолиты
	Стеклоткань	Стеклотекстолиты
	Древесный шпон	Древесно-слоистые пластики (ДСП)
Газообразный	Воздух, СОг	Пенопласты
		Поропласты

Гетинакс - сложный пластик, получаемый горячим прессованием нескольких слоев бумаги, пропитанной феноло-формальдегидной смолой. Применение: детали электрических машин, радиоаппаратов; декоративный листовой материал.

В сложные пластики также вводят:

пластификаторы - повышающие пластичность, обрабатываемость, морозостойкость;

стабилизаторы - вещества, укрепляющие структуру молекул;

красители;

отвердители.

10.3.2. Резины.

10.3.2.1. Общие сведения

Резины - продукт химической переработки каучуков - особой группой полимеров - эластомеров, имеющих зигзагообразные (спиралевидные) макромолекулы с витками и петлями и образующих редкосетчатую структуру. Такие макромолекулы под нагрузкой сначала распрямляются, а уж затем вытягиваются. Поэтому упругая деформация резин достигает 700-1000%.

Наряду с эластичностью резины несжимаемы, газо- и водонепроницаемы, стойки к истиранию и имеют низкую плотность.

Резины получают вулканизацией каучуков в смеси с вулканизатором (сера, селен) и другими добавками - нагревом до 130-150 °С.

При введении серы до 5% образуется редкая сетка и получается мягкая, эластичная резина. С увеличением содержания серы сетка густеет, а материал твердеет и при 30% получается эбонит.

Макромолекулы каучука наряду с одинарными связями в цепочках углерода имеют некоторое количество связей двойных. Сера, вступая в реакцию, разрывает их и, встраиваясь в структуру, образует поперечные атомные связи.

10.3.2.2. Состав и свойства резины

Основу резин, как отмечено выше, составляют каучук и вулканизатор, дополнительно в них вводят различные ингредиенты:

- наполнители:
 - активные (сажа, окись цинка и другие), в частности, упрочняющие материал;
 - инертные (мел, тальк, регенерат - измельченная старая резина);
- пластификаторы - вещества, повышающие эластичность и морозостойкость, облегчающие переработку;
- противостарители (антиоксиданты), тормозящие окисление макромолекул каучука и их разрыв;
- красители - несущие декоративную функцию и снижающие световое старение.

Каучуки.

Натуральный (НК) - мягкий эластичный материал, обеспечивающий резинам высокую прочность и эластичность, высокие электроизоляционные свойства. Изделия: шины, ремни, транспортерные ленты, детали вакуумной техники.

Бутадиеновый (СКБ) - получают полимеризацией углеводорода бутадиена. Он имеет пониженную прочность при растяжении, растворим в неорганических растворителях, но хорошо совмещается с натуральным и бутадиен-стирольным каучуками и придает резинам повышенную износостойкость, эластичность и морозостойкость. Изделия: шины, резинотехнические изделия, обувь и др.

Бутадиен-стирольные каучуки (СКС, СКМС). Резины на их основе эластичны, износостойки, имеют удовлетворительную морозо- и теплостойкость. Используются в шинной, обувной, кабельной промышленности. СКС-10 морозостоек (до -77°C).

Изопреновые каучуки (СКИ). Так, СКИ-3 по составу и свойствам близок к

НК. Для изготовления напорных рукавов, транспортерных лент, шин, амортизаторов.

Бутадиен-нитрильный каучук (СКН) получают совместной полимеризацией бутадиена и нитрила акриловой кислоты. Он стоек в бензине и нефтепродуктах (превосходит найрит, а по теплостойкости - НК), но у него низкие электроизоляционные свойства. Резины для топливных и масляных шлангов, прокладок и уплотнителей.

Синтетический теплостойкий каучук (СКТ) благодаря наличию прочной силоксановой связи ($-\text{Si}-\text{O}-$) в основной цепи макромолекул придает резинам повышенную теплостойкость, диэлектрические свойства. Изделия: изоляция электрокабелей, герметизирующие прокладки.

Полиуретановый каучук (СКУ) - обеспечивает резинам высокую прочность, сопротивление износу, эластичность, маслбензостойкость. Изделия: автомобильные шины, транспортерные ленты и др.

Таблица 3. Физико-механические свойства резин /7/

Назначение	Каучук	Плотность, кг/м ³	Ов, МПа	Температура, °С	
				рабочая	хрупкости
Общее	НК	920	30	80-130	-40--62
	СКБ	920	15	80-130	-42--68
	СКС	920	25	80-130	-40--62
	СКИ	920	30	130	-58
Специальное: -бензомасло стойкие	Найрит	1225	25	80-130	-34
	СКН	960	до 30	80-130	-48
	Тиокол	1350	3,5	60 - 130	-40
- теплостойкие	СКТ	1850	До 80	250-325	-74
-химически стойкие	Бутил - каучук	920	до 24	до 130	-30 - -70
- износостойкие	СКУ	-	до 60	130	-21 - -50

10.3.2.3.

Технология изготовления резины и резиновых изделий /6/.

1. *Пластикация* (размягчение) каучука, разрезанного на куски, путем пропускания его через червячную машину при температуре 40-50 °С (рис.6)

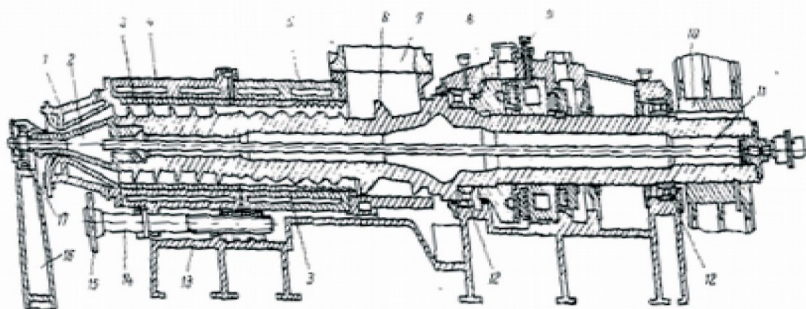


Рис. 6. Червячный пластикатор

2. *Приготовление смеси* каучука с порошкообразными ингредиентами в специальных смесителях (рис.7)

Вводят сначала противостарители, а последними - вулканизаторы. Получают пластичную и малоупругую массу.

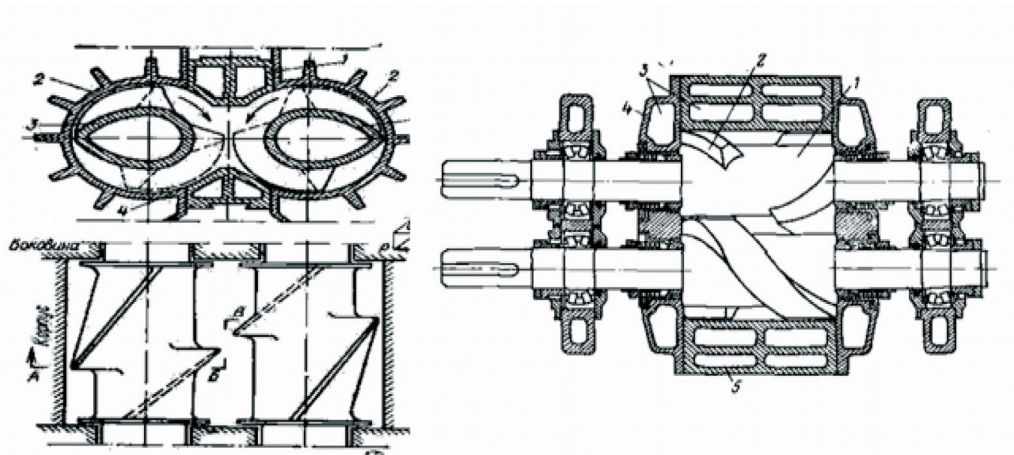


Рис.7. Смеситель каучука с ингредиентами 3. Каландрование - обработка массы на каландрах - трех- или четырехвалковых машинах (рис. 8). Процесс идет при определенной температуре, которая устанавливается и поддерживается за счет подводимых в полные валки (длиной до 2,5 м и диаметром до 0,8 м) пара и холодной воды. Получают листовую сырую резину с гладкой поверхностью и постоянной толщины.

4. Получение полуфабрикатов и деталей.

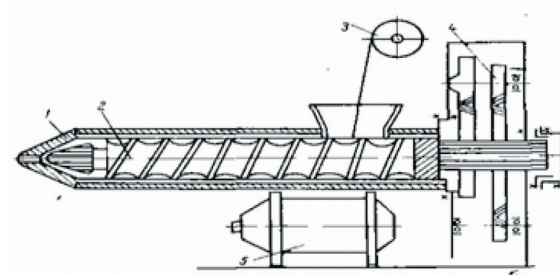
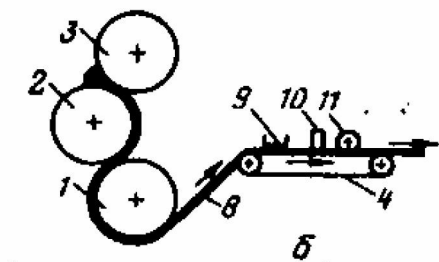
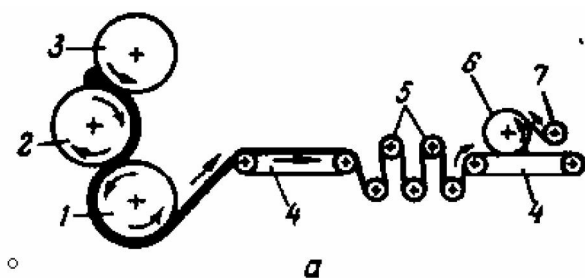


Рис. 10. Схема литьевого агрегата



Вырубкой или формованием из листов нужной толщины получают заготовки. Детали изготавливают прессованием (рис. 9) или литьем (рис.10)

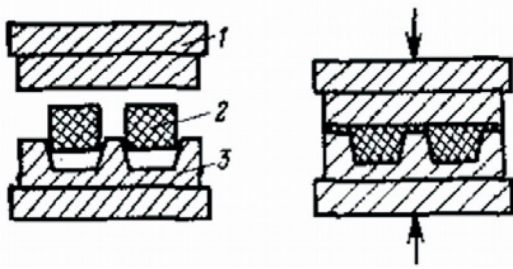


Рис. 9. Схемы прессования

5. Вулканизация

Готовые детали проходят завершающую операцию в вулканизаторах (специальных камерах) при температуре 120-150 °С в атмосфере насыщенного водяного пара.

При этом образуется сетчатая структура и получается менее пластичная, но более прочная и стойкая резина.

Многие изделия получают в металлических формах давлением при повышенной температуре, т.е. на стадии вулканизации.

Автомобильные шины.

Из полученной на экструдере трубы вырезают заготовку нужной длины, собирают и формируют на барабане. Вулканизируют в стальных рифленых формах.

Рис. 13. Вулканизация Покрышки

Процесс изготовления автопокрышек (шин)

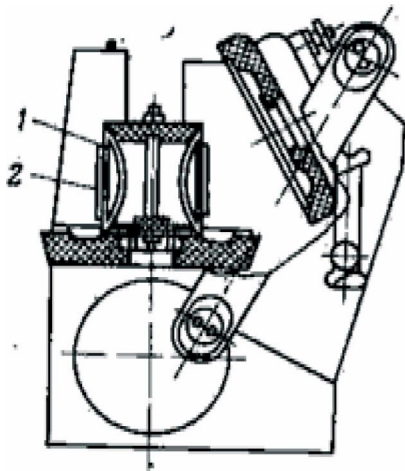


Рис. 12. Формование покрышки

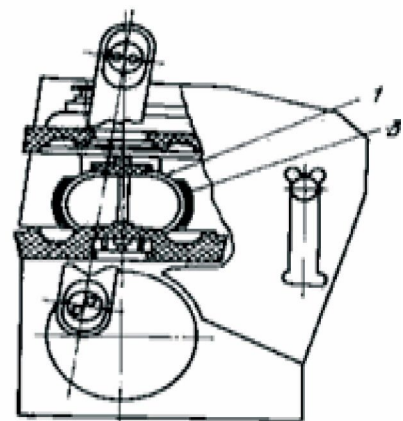
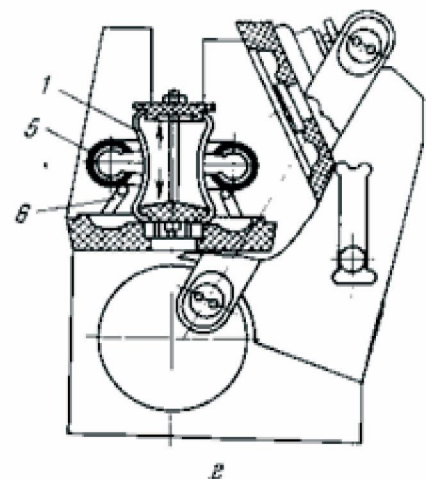
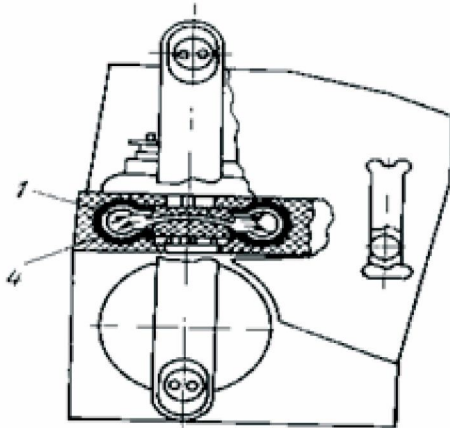


Рис. 11. Форматор-вулканизатор с не вулканизированной покрышкой



отражен на рис.11 - 14.

Рис. 14. Извлечение готовой покрышки

6. *Экструзия* - процесс формования из резиновой смеси труб, шлангов, камер пневмошин, протекторов шин на *экструдерах* - машинах с цилиндрическим нагревающим стальным корпусом, шнеком, загрузочным устройством.

Невулканизированная смесь шнеком продвигается через сменный формующий инструмент. При этом получается нужная заготовка, (к примеру шина) которая дорабатывается и вулканизируется.

Лекция 10. (2 часа)

Тема: Основы литейного производства

1.1.1 Вопросы лекции:

1. Введение
2. Общие сведения о литейном производстве.
3. Литье в песчано - глинистые формы

1.1.2 Краткое содержание вопросов:

1. Введение.

«Технология» - от греч. *technē* – искусство, мастерство и *logos* – учение.

Технология конструкционных материалов (ТКМ) – комплексная дисциплина о способах получения, переработки обработки конструкционных материалов.

Она включает две части:

1. Горячая обработка металлов (ГОМ).
2. Обработка металлов резанием (ОМР).

В свою очередь горячая обработка металлов состоит из трех разделов:

1. Основы литейного производства.
2. Обработка металлов давлением.
3. Сварка металлов.

2. Общие сведения о литейном производстве.

Литейным называется машиностроительное производство, обеспечивающее получение отливок.

Отливки – литое изделие (деталь или заготовка), получаемое путем заливки расплава в литейную форму.

Литые изделия применяют во всех отраслях машиностроения и приборостроения. К примеру, в тракторостроении масса литых деталей составляет около 60%.

Преимущества литья:

- простота технологии и сравнительно небольшие затраты средств;
- возможность получения изделий сложной формы, например, блок-картер двигателей внутреннего сгорания;
- широкий диапазон размеров получаемых отливок (от долей мм до десятков метров) со стенками толщиной от 3-5 до 1000 мм.

Первые литые изделия были получены в III – II тысячелетиях до н.э. сначала из бронзы, затем из чугуна. Имеются свидетельства древнейшего литья на Урале.

В России работали замечательные мастера – литейщики: Андрей Чохов отлил чугунную «Царь-пушку» массой 39 т в 1585 году. Михаил и Иван Моторины изготовили бронзовый 200 – тонный царь-колокол. Мировую известность имеет чугунное художественное литье Каслинского завода Челябинской области.

3. Литье в песчано-глинистые формы.

Для получения отливок применяют более 50 способов литья. Самый древний способ – литье в песчано-глинистые формы («в землю»). Его считают самым простым, но он требует большой предварительной работы. Сущность способа раскрывают рис. 1 и 2 (63 и 64 «Фр»).

Воздействуя литейной технологической оснасткой на формовочную смесь, стержни и материалы получают форму, в которую заливают расплав. После его затвердевания и охлаждения до требуемой температуры производят выбивку форм (извлечение отливки из формы). Выбитая из формы отливка подвергается обрубке (отделению литниковой системы, прибылей т.п.) и очистке, затем, если необходимо – термообработке. Перед сдачей в механический цех все отливки проходят необходимый контроль.

Литейная технологическая оснастка – набор приспособлений для изготовления литейных форм.

Состав оснастки:

1. Модельный комплект.
2. опоки.
3. Формовочный инструмент.

Модельный комплект в себя включает:

- модель литейную,
- стержневые ящики,
- модель литниковой системы (стояк, литник, питатели),
- выпоры,
- шаблоны (формовочные, сборочные, контрольные).

Опоки: верхняя, нижняя (парные).

Формовочный инструмент: совок, сито, трамбовки, гладилки, ложки, ланцеты, крючки, душники.

Модель (литейная) – приспособление для получения рабочей полости литейной формы.

Модель образует при формовке полость, соответствующую наружной конфигурации отливки. Отверстия и полости внутри отливок получают с помощью стержней. В таких случаях модель имеет специальные выступы – знаки, образующие в форме *отпечатки* – выемки для установки стержней.

Материал модели:

- дерево – при единичном и мелкосерийном производстве;
- пластмасса;
- металл.

Размеры модели больше размеров отливки на значение *линейной усадки* отливки (для чугуна 0,8 – 1,2%, для сталей до 2%). Размеры модели включают дополнительно *припуски на обработку* – слой металла, удаляемый в процессе механической обработки отливки с ее обрабатываемых поверхностей.

Для облегчения извлечения модели при формовке на вертикальные плоскости модели назначают *литейные уклоны* (0,5 – 3°). Чтобы исключить коробление отливки при ее охлаждении предусматривают *ребра*.

Для образования в литейной форме вспомогательных полостей - совокупности каналов для заполнения рабочей полости металлом, которую называют *литниковой системой*, служит набор моделей:

- стояк (модель стояка) – конусный стержень;
- шлакоуловитель – брусок трапециевидного или другого сечения;
- литники – брусочки различного сечения;
- выпоры – конусные стержни.

Опоки – прочные металлические рамы коробчатой формы для изготовления из формовочной смеси литейных полуформ.

Материал опок: серый чугун, сталь, алюминиевые сплавы.

По конструкции опоки бывают сварные, сборные, цельнолитые. Опоки имеют проушины с центрирующими отверстиями.

Формовочный инструмент.

Трамбовки: пневматическая (рис. 65, а), и ручные (рис. 65, б, е) с конусными и плоскими наконечниками.

Душник – спица (игла) (рис. 65, в).

Подъемники (рис. 65, г) служат для извлечения моделей из формы.

Гладилки, ложки, крючки, ланцеты (рис. 65, д, ж, з, и) предназначены для исправления (отделки) формы.

Формовка и формовочные смеси.

Формовка – процесс изготовления литейных форм.

По степени механизации различают формовку: ручную и машинную.

Ручная формовка применяется для получения мелких и средних отливок при единичном производстве, выпуске мелких партий, а также при литье крупных отливок в специальных облицованных бетоном ямах – кессонах.

Формовка в парных опоках по разъемной модели наиболее распространена. Литейную форму состоящую из двух полуформ изготавливают в такой последовательности: на модельную плиту устанавливают нижнюю половину модели, модели питателей и опоку, в которую засыпают формовочную смесь и уплотняют. Опоку поворачивают на 180°, устанавливают верхнюю половину модели, модели шлакоуловителя, стояка и выпоров. По центрирующим штырям устанавливают верхнюю опоку, засыпают формовочную смесь и уплотняют. После извлечения модели стояка и выпоров форму раскрывают. Из полуформ извлекают модели литейные, и модели питателей шлакоуловителей, если необходимо в нижнюю полуформу устанавливают стержень и накрывают нижнюю полуформу верхней. После заливки расплавленного металла и его затвердевания литейную форму разрушают и извлекают отливку.

Механическая формовка – основной промышленный способ изготовления литейных форм.

Оборудование. Машины и автоматы с пневматическим, гидравлическим и комбинированным приводом.

При формовке на машинах формы изготавливают в парных опоках с использованием односторонних металлических модельных плит. Машинная формовка механизует установку опок на машину, засыпку формовочной смеси в опоку, уплотнение смеси, удаление моделей из формы, транспортирование и сборку форм. При машинной формовке формовочную смесь уплотняют прессованием, встряхиванием, пескометом, вакуумной формовкой и др.

Формовочные смеси.

Виды формовочных смесей.

По составу: единая – для заполнения всего объема опоки; в машинном производстве;

облицовочная – для прилегающего к модели слоя толщиной до 40 мм, содержит 50 – 90% свежих материалов;

наполнительная – применяется совместно с облицовочной, в основном это обратная смесь (уже использованная).

По состоянию форм перед заливкой расплавом:

смесь для сырых,

для сухих форм (высушиваемых).

По виду литейного материала:

для серого чугуна,

для стали,

для цветных металлов и сплавов.

Состав песчано-глинистых формовочных смесей.

Основные компоненты: песок (примерно от 50% более), глина (10 – 15%)

Песок – огнеупорный наполнительный материал. По составу главным образом кварцевый. При литье крупных стальных отливок и т.п. применяют в основном для облицовочных смесей: циркон, рутил (TiO_2), хромит, магнезит, шамот.

Формовочные глины (каолиновая, битонитовая и др.). Это основной связующий материал. При изготовлении сырых форм для мелких и средних отливок вводят 10 – 12% глины. Влажность смеси 4 – 5%. В сухие формы для крупных и толстостенных отливок вводят до 15% глины. При этом влажность смеси составляет 6 – 8%, но форму затем сушат при температуре от 300 до 450 °С несколько часов.

Связующие материалы. Повышенное содержание глины ухудшает газопроницаемость и пригораемость смеси. Поэтому используют специальные материалы. Их доля 1,5 – 3%.

Органические связующие: льняное масло, олифа-оксоль, природные смолы (канифоль др.); неорганические связующие: жидкое стекло, цемент, синтетические смолы.

Противопригарные добавки (5 – 12% в смеси).

- каменноугольный порошок, древесный уголь, графит – чугунное литье;
- кварц пылевидный, циркон, оксид магния – стальное литье;
- мазут – бронза.

Применяют в виде припылов или краски, наносимых на поверхность рабочей полости формы.

Добавки для повышения газопроницаемости стенок формы.

Обычно выгорающие материалы: торф, древесные опилки (мука) и др.

Стержни часто изготавливают из кварцевого песка с добавлением жидкого стекла. Их сушат при температуре порядка 150 – 300 °С.

Специальные формовочные и стержневые смеси.

Эти смеси отличаются пластичностью или текучестью в процессе изготовления формы, а на завершающем этапе они твердеют. Самоотвердеющие и побочные им смеси позволяют исключить ручной труд, избавить литейные цехи от вибраций, шума и пыли, сократить время сушки форм и стержней до 30 – 40 мин, повысить чистоту поверхности отливок.

Лекция 14 (2 часа)

Тема: Сварка металлов

1.1.1 Вопросы лекции:

1. Сварка как процесс. Классификация видов сварки.
2. Сварочная дуга и ее характеристики.
3. Перенос электродного металла к изделию.
4. Сварочная ванна.
5. Кристаллизация и формирование металла шва

1.1.2 Краткое содержание вопросов:

Общие сведения о сварке. Виды сварки металлов

Сваркой называют технологический процесс получения неразъемного соединения за счет обеспечения атомно-молекулярных связей на краях соединяемых элементов.

Различают два принципиально разных способа сварки: за счет плавления кромок и за счет пластичного деформирования (давления) с нагревом или без него (холодная сварка пластичных металлов)

Термодинамика описывает сварку как процесс получения монолитного соединения заготовок за счет термодинамически необратимого превращения энергии и вещества в стыке (Рис. 46) .

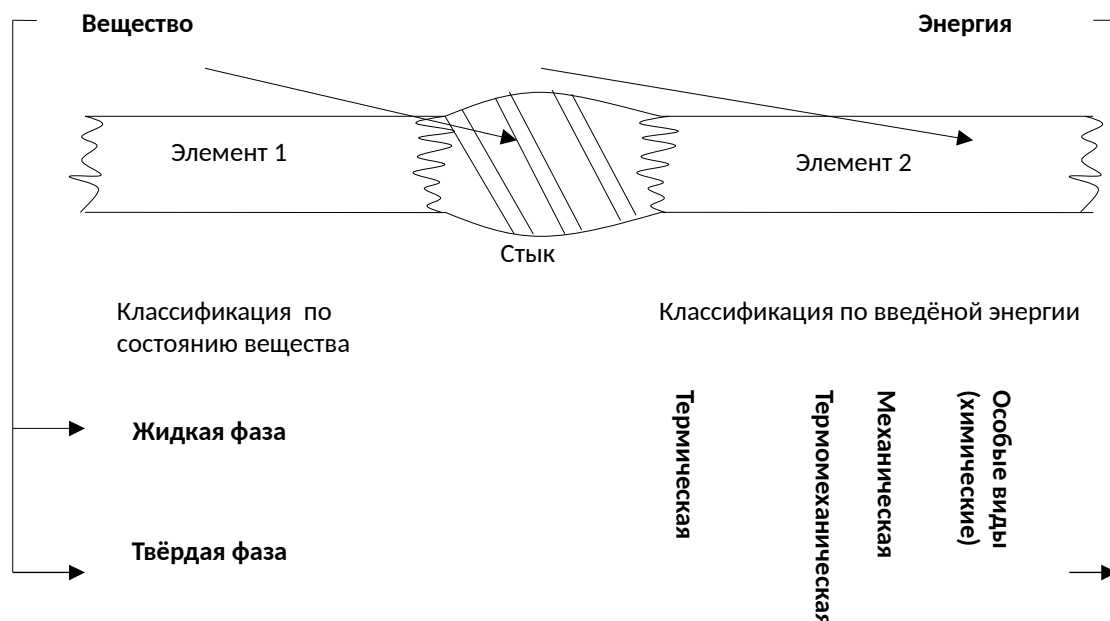


Рис.46. Схема к термодинамическому определению процессов сварки

Монолитность сварных соединений достигается обеспечением физико-химических и атомно-молекулярных связей между элементарными частицами соединенных тел. При этом вначале происходит физический контакт - сближение веществ, затем химическое взаимодействие и последняя стадия - диффузионные процессы.

До сварки на свободных поверхностях соединяемых элементов атомы не уравновешены (в отличие от подповерхностных атомов). Поэтому потенциальная энергия поверхностных слоев повышена, что принципиально способствует получению соединения. Однако получение соединения на практике осложняют два фактора:

- неровности поверхностей, ведущие к точечному контактированию их;
- загрязнения на поверхностях из-за адсорбирования атомов внешней среды (в первую очередь газовых молекул).

В связи с этим для активации поверхностей необходим подвод энергии, которая может сблизить атомы соединяемых элементов на расстояния, близкие к межатомным.

Можно ли сварить два элемента без введения в стык вещества?

Да, можно за счет, например, оплавления соединяемых кромок.

Можно ли соединить эти элементы без введения энергии?

Можно но, это будет не сварка, а склеивание, пайка, цементирование или другие процессы преобразования введенного вещества.

Область применения сварки чрезвычайно широка. Сваривают однородные и разнородные металлы и сплавы, металлы с неметаллами (керамикой, стеклом, графитом...), пластмассы, смолы и так далее.

Сварка широко применяется в промышленности, на транспорте, в сельском хозяйстве — везде, где получают металлические изделия (от мелких до гигантских сварных конструкций), а также при ремонте, исправлении дефектов литья и т.д. Сварка осуществляется и под водой, и в космосе.

Сварка - высокопроизводительный, экономичный, в значительной степени механизированный и потому перспективный технологический процесс.

Наиболее распространена электродуговая сварка. Мысль о возможности применения “электрических искр” для плавления металлов впервые высказал соратник Ломоносова М.В. академик Рихман Г.Р. в 1753 году. Явление электрической дуги открыл профессор В.В. Петров в 1802 году, используя построенный им мощный (из 2100 парных пластин Cu и Zn) «столб Вольты». Александр Вольты и другие исследователи работали со «столбами» из десятков – полутора сотен элементов. Только в 1877 году профессор Э. Томсон (США) запатентовал способ стыковой сварки сопротивлением. Дуговая сварка разработана нашим соотечественниками:

- в 1882 году Н.Н. Бенардос предложил “электрогефест” – сварку и резку металлов угольным электродом;
- в 1888г. выдающийся русский инженер Николай Гаврилович Славянов разработал сварку металлическим электродом, применил флюс, электрический генератор.

В дальнейшем процесс и оборудование совершенствовались нашими и зарубежными учеными и инженерами. Огромный вклад внесли институт электрической сварки имени Патона Е.О., МВТУ имени Баумана и другие. В 1932 году в Ленинграде был построен самый мощный в Европе завод электросварочного оборудования “Металлист”.

Классификация видов сварки осуществляется по следующим признакам.

1. Физические: форма вводимой энергии,
наличие давления,
вид энергетического инструмента.
2. Технические: способ защиты металла в зоне сварки,
степень механизации,
непрерывность процесса.
3. Технологические: род тока,
полярность,
род горючего газа.

8.2.2. Зажигание дуги

Дуга возбуждается после кратковременного касания электродов (электродом изделия). При этом дуговой промежуток становится электропроводящим.

До соприкосновения электродов воздушный промежуток не проводит ток и для его пробоя необходимо напряжение в несколько тысяч вольт, тогда как для поддержания горячей дуги нужно несколько десятков вольт.

Соприкосновение электродов происходит по микронеровностям, которые мгновенно нагреваются электрическим током и испаряются. Испаряется и покрытие электрода и возникает термоэлектронная эмиссия-испускание электронов нагретым металлом. Последующий отрыв электродов на расстояние 2-5 мм, приводит к появлению электрического поля, под действием которого с катода дополнительно вырываются электроны - возникает автоэлектронная эмиссия.

Сталкиваясь с молекулой и атомом газа и испарившегося материала, электроны превращают их в положительные и отрицательные ионы, последние при их движении усиливают ионизацию дугового пространства, в котором образуется токопроводящий канал. Через него потечет ток, т. е. загорится дуга. При достаточной ионизации электрический разряд будет устойчивым.

Если дуга горит между электродом и изделием, её называют дугой прямого действия (рис.47 а, б). Если через изделие ток не проходит, - дуга косвенного действия (рис.47 в)

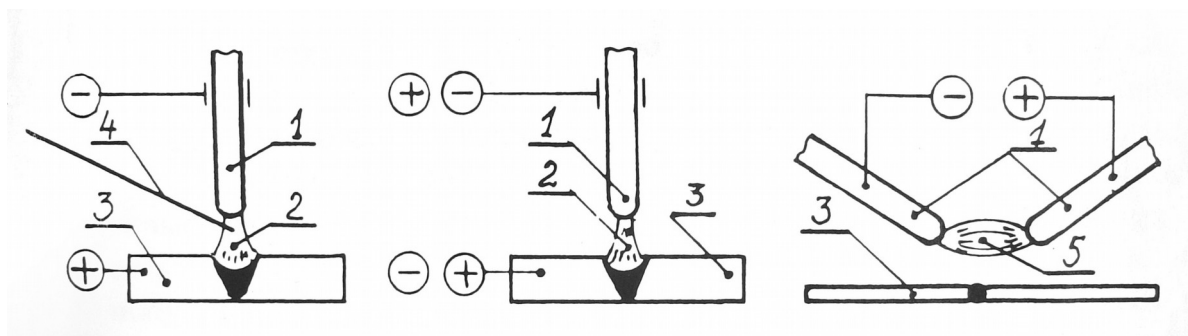


Рис. 47. Виды сварочной дуги:
а-сварка не плавящимся электродом на прямой полярности;
б-сварка плавящимся электродом;
в-сварка дугой(5), косвенного действия;

8.2.3. Строение дуги.

Дуга представляет собой ярко светящийся плазменный шнур. Он при горизонтальном положении электродов под действием потока нагреваемого газа принимает форму дуги - отсюда названия: объект-дуга, процесс дуговой.

Светящийся электропроводящий канал называется столбом дуги. Участки дуги у электродов, в которых температура снижается до температуры металла - приэлектродные области. Их протяженность составляет тысячные доли миллиметра. В катодной области скапливаются положительно заряженные ионы, а в анодной - электроны и отрицательно заряженные ионы. Ток в дуге обусловлен в основном упорядоченным движением свободных электронов.

Температура плазмы при атмосферном давлении и силе тока в несколько ампер составляет 5000 К. При больших значениях параметров - до 12000 К, а при обдувании мощным потоком газов достигает 50000 К.

При таких температурах молекулы химических соединений диссоциируют, все вещества испаряются. Частицы газа движутся с огромными скоростями, плазменный шнур пронизывают потоки квантов электромагнитного излучения и фотонов. Повышенная температура газа (от 10000 С) приводит к неупругим соударениям частиц, вызывающим термическую ионизацию.

8.2.4. Характеристики дуги

Мощность, выделяющаяся в столбе дуги, Вт. (энергия в 1 с)

$$Q_{ст} = E \cdot \ell_d \cdot J, \quad Q_{ст} = U \cdot J,$$

где E - напряжённость поля в столбе дуги, В/мм;

ℓ_d - длина дуги, мм;

J, U - ток и напряжение, в А и В.

Полная тепловая мощность дуги.

$$Q = K \cdot J \cdot U, \text{ Дж/с}$$

где K - коэффициент несинусоидальности напряжения и тока,
для постоянного тока $K = 1$, для переменного $K = 0,70 - 0,97$

Часть полной мощности, расходуемая на нагрев и расплавление металла, называется эффективной

$$q = \eta Q,$$

где η - термический КПД дуги.

Значения КПД η :

электроды с тонким покрытием	- 0,5 - 0,6;
электроды с толстым покрытием	- 0,7 - 0,8;
сварка под флюсом	- 0,8 - 0,9;
электронно-лучевая сварка	- до 0,95;
газовая сварка	- 0,3 - 0,5.

Основные параметры сварочной дуги: J , U , ℓ .

При сварке дугой прямого действия:

$J = 1-3000 (5000) \text{ А}$

$U = 10 - 50 \text{ В}$

диаметр пятна нагрева от 1 мм до нескольких см.

$\ell = 2 - 6 \text{ мм}$ для металлических (15 - 20 для угольных) электродов.

Графическая зависимость напряжения дуги от силы тока при постоянной длине дуги называется статической характеристикой дуги (рис.49).

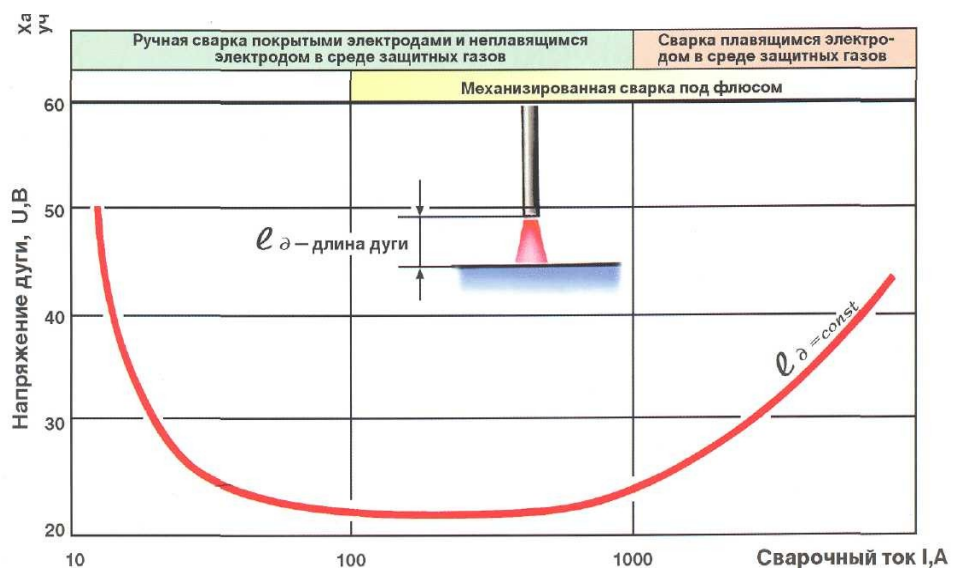


Рис. 49. Статическая характеристика дуги

Характеристика дуги имеет три участка: падающий, жесткий и возрастающий.

На первом участке, когда ток мал, велики перепады температур в электродных областях (и падения напряжения), столб дуги относительно “холодный” и поэтому требуется высокое напряжение. С увеличением тока увеличивается объём разогретого газа и степень ионизации, проводимость дуги возрастает, и напряжение на ней падает.

На втором участке - жёсткая характеристика - область средних токов (примерно от 80 А). С увеличением силы тока пропорционально увеличивается сечение столба, площади катодного и анодного пятен. Плотность тока постоянна и постоянно напряжение дуги.

Третий участок - возрастающая характеристика. Область больших токов (приблизительно от 1000 А). Катодное пятно перекрывает весь торец электрода и с ростом тока при постоянной проводимости дуги возрастает плотность тока, что требует увеличения напряжения.

При постоянной силе тока напряжение дуги практически линейно зависит от её длины (l_d)

$$U_d = a + E \cdot l_d$$

где a - сумма падений напряжений в анодной и катодной областях,
для стальных электродов $a = 8 - 30$ В.

E - напряжение столба дуги, $E = 1 - 5$ В/мм.

8.2.5. Питание дуги переменным током

Закономерности возникновения и существования дуги переменного тока в основном такие же, как и на постоянном токе. Но при питании током 50 Гц анод и катод 100 раз в секунду меняются местами, и дуга гаснет, столб дуги охлаждается.

Повторное зажигание дуги требует повышение напряжения.

Для повышения устойчивости горения, облегчения зажигания дуги в покрытия электродов обязательно вводят элементы, снижающие потенциал ионизации дугового газа (Na, K).

Благоприятствуют процессу повышение силы и частоты тока, уменьшение длины дуги. Применяют специальные импульсные генераторы; включают последовательно в сварочную цепь трансформатора дроссель (индуктивное сопротивление), обеспечивающий сдвиг по фазе напряжения дуги относительно напряжения источника.

8.3. Плавление и перенос электродного металла

Нагрев электрода теплом электрической дуги (на длине до 5-10 мм от торца) и теплом электросопротивления (по всей длине) приводит к местному плавлению металла и возникновению на торце электрода капли. Перенос ее в ванну зависит от соотношения действующих сил и влияет на процессы взаимодействия металлической, шлаковой и газовой фаз, а также на устойчивость горения дуги. Металл всегда (при любом способе сварки, положении шва и т.д.) переходит с электрода на изделие: через газовую среду в виде капель диаметром от 6-7 до тысячных долей миллиметра, а также в виде паров.

Различают следующие виды переноса: крупно- и мелкокапельный с коротким замыканием дугового промежутка, капельный без короткого замыкания, струйный и в виде паров.

Рассмотрим действующие на металлическую каплю силы.

Сила тяжести при сварки в нижнем положении способствует, в вертикальном и потолочном положениях затрудняет отрыв капли от электрода. Оказывает существенное влияние лишь при малых сварочных токах.

Сила поверхностного натяжения по характеру молекулярная и проявляется при искривленной поверхности жидкости, как давление, направленное к центру кривизны.

Причина - стремление системы к минимуму свободной энергии. Поэтому в свободном падении капля принимает форму шара - тела с наименьшей поверхностью.

В процессе формирования капли сила поверхностного натяжения удерживает ее на торце электрода, при замыкании капель дугового промежутка металл ванны втягивает каплю в свой объем.

Поверхностное натяжение железа снижают кислород, сера, иногда - углерод.

Электромагнитная сила. Вокруг проводника с током (столба дуги) образуется магнитное поле и радиально направленные сжимающие силы (пинч-эффект). В проводнике с непостоянным сечением появляется еще и осевая составляющая. Обычно дуга от электрода к изделию расширяется, тогда в том же направлении будет действовать и осевая сила.

Кроме того, у электрода (из-за меньшего сечения) всегда больше плотность тока и напряженность электрического поля. Это так же способствует переносу частиц к изделию. Поэтому говорят об электрической силе давления дуги, создающей поток газа (плазмы), воздействующий на летящие частицы и на ванну.

Реактивное давление паров, возникает в результате испарения материалов в зоне дуги. Оно направленно нормально к поверхности испарения и, вероятно, значительной роли при РДС не играет.

Внутреннее газовое давление в каплях нарастает с повышением температуры на пути от электрода к изделию. Иногда расширяющиеся газы могут разорвать каплю и разбрызгать металл.

Массу (размеры) капель, переходящих с электрода в ванну, определяет соотношение действующих сил, а частоту перехода - скорость плавления электрода. На рисунке 50 представлен процесс отрыва свободно висящей капли. Примерно так происходит капельный перенос металла при большом дуговом промежутке. В противном случае происходит короткое замыкание: капля растекается по поверхности ванны (рис.51,г), образуется перешеек, его быстро сужающееся сечение перегревается и разрушается (рис.51,д). С увеличением силы тока капли измельчаются, и увеличивается скорость плавления электрода.

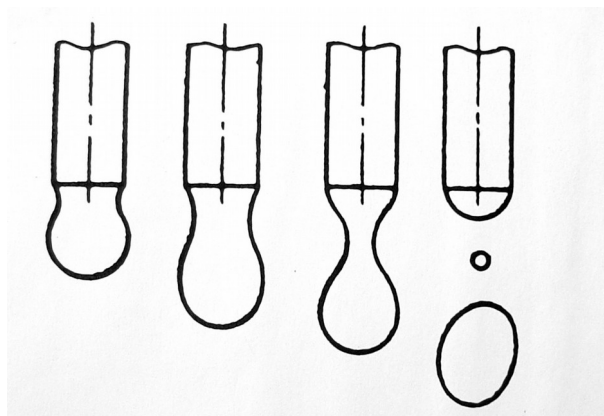


Рис. 50. Схема отрыва свободно висящей капли в поле тяжести

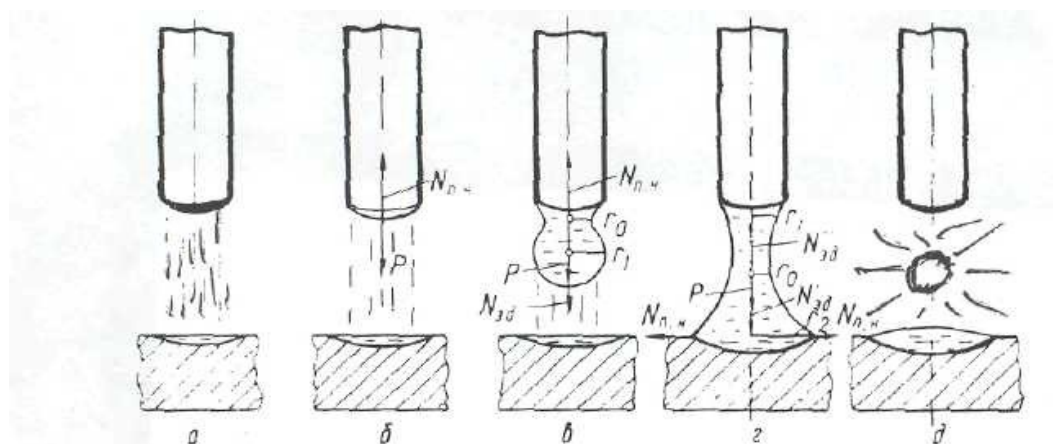


Рис. 51. перенос капли с коротким замыканием

В некотором интервале силы тока происходит резкий переход от крупнокапельного к мелкокапельному переносу. Дальнейший рост тока мало влияет на размер капель. Они летят одна за другой с большой скоростью подобно сплошной струе. Такой перенос называют струйным. Переход от мелкокапельного к струйному происходит скачкообразно (при сварке в аргоне, в углекислом газе проволокой диаметром 1,6 или 1,2 мм. при токе 250-300 А. При этом конец электрода заостряется и опорное пятно дуги охватывает его конусную поверхность (рис. 52)

С увеличением толщины кислого рутилового покрытия электродов повышается содержание кислорода в каплях и это способствует их измельчению.

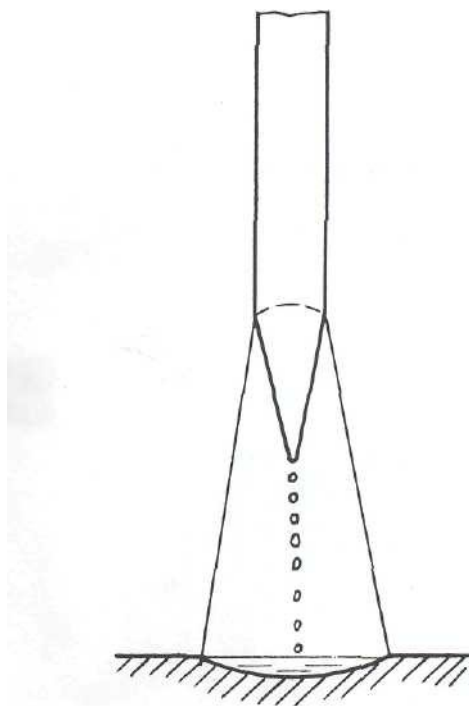


Рис. 52. Струйный перенос металла

У электродов с основным покрытием (мел, мрамор) наблюдается крупнокапельный перенос, так как высоко-поверхностное натяжение раскисленного металла.

Сварочная ванна - расплавленный дугой (источником тепла) и перемешанный жидкий металл изделия и электрода. Ванну образует жидкий металл, ограниченный изотермической поверхностью $T = T_{пл}$.

Образующийся в результате кристаллизации расплавленного металла участок сварного соединения – сварной шов

Основными параметрами ванны являются её геометрические размеры: длина L , ширина e , глубина уровня ванны (кратер) h , масса M , объём v и осреднённая по объёму продолжительность пребывания металла в жидком состоянии. Кроме того, важным показателем является глубина проплавления HI (провар). Для шва: высота H , ширина e , площадь поперечного сечения F .

Соотношение параметров зависит от режима сварки, газовой фазы дуги и состава основного металла, от положения шва в пространстве и других факторов. В зависимости от положения (вида) дуги:

- поверхностная дуга - кратер неглубокий, под ним слой жидкого металла значительный;
- погружённая дуга - кратер глубокий, жидкий металл отеснён к заднему концу ванны, дуга интенсивно оплавляет переднюю кромку ванны и её дно.

В результате перемещения электрической дуги перемещается и ванна - плавятся новые порции основного металла, а позади расплавленный металл затвердевает. Поперечное сечение переплавленного металла условно делят на площадь наплавки F_H и площадь провара основного металла F_0 . Принимая приблизительно равной плотность основного и наплавляемого металла, получаем зависимость для расчёта доли основного металла в шве

$$Q = \frac{F_0}{F_0 + F_H} = \frac{F_0}{F}$$

Очертания зоны проплавления основного металла характеризуют коэффициентом формы проплавления

$$\psi = \frac{e}{H}$$

Изменяя эти показатели, можно существенно менять механические свойства шва.

9.1.2. РАСЧЁТ РАЗМЕРОВ ВАННЫ

РАЗРАБОТАНЫ ПРИБЛИЖЁННЫЕ МЕТОДЫ РАСЧЁТА НЕПРЕРЫВНО ИЗМЕНЯЮЩИХСЯ ПАРАМЕТРОВ ВАННЫ.

Длину можно вычислять по зависимости

$$L = PJ_{свд}U', \text{ см}$$

где Р -ЭМПИРИЧЕСКИЙ КОЭФФИЦИЕНТ,

для РДС $P = (1,7-2,3) \cdot 10^{-3} \text{ мм/Вт}$.

При $J_{св} = 300 \text{ А}$ и $U'_д = 30 \text{ В}$ длина ванны составляет порядка 20 мм.

Можно принять для типичных условий $L = 15-25 \text{ мм}$

Ширина ванны $e \approx (2-4) \cdot DЭ$, $e \approx 10 \text{ мм}$.

ГЛУБИНА ПРОПЛАВЛЕНИЯ $H' = 2-4 \text{ мм}$

ОБЪЁМ V ВАННЫ $\approx 0,2-0,5 \text{ (КУБ.СМ)}$

МАССА $M \approx 1,5-4,0 \text{ г}$

СРЕДНЕЕ ВРЕМЯ СУЩЕСТВОВАНИЯ $\approx 15 \text{ с}$

НЕБОЛЬШОЙ ОБЪЁМ ВАННЫ, И ИНТЕНСИВНЫЙ ОТВОД ТЕПЛА В МЕТАЛЛ ОПРЕДЕЛЯЮТ СКОРОСТЬ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ.

9.1.3. Влияние режима сварки на форму и размеры ванны

Геометрические размеры ванны (и шва), соотношения между ними существенно изменяются в зависимости от:

- свойств источника нагрева,
- сосредоточенности теплоты в пятне нагрева,
- давления на ванну,
- режима процесса сварки и других факторов.

При электродуговой сварке, основные технологические параметры:

J – ток

U' – напряжение в дуге

V – скорость сварки

Сила тока дуги (рис.54а) в наибольшей степени определяет тепловую мощность. С увеличением J при $dэ = \text{const}$ возрастает концентрация тепловой энергии, повышается температура плазмы и увеличиваются все размеры ванны: L (в основном за счет роста хвостовой части), e и H' (главным образом из-за повышения давления дуги).

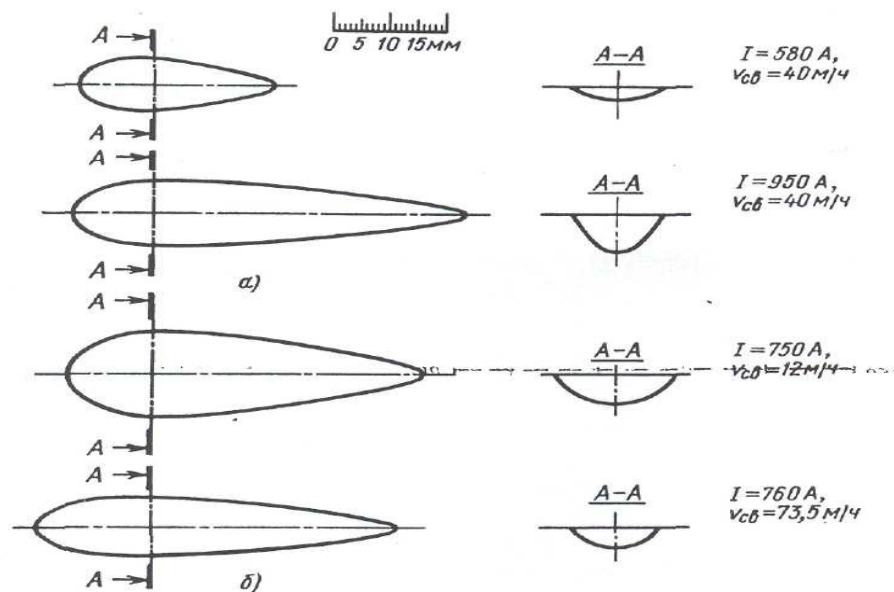


Рис. 54. Влияние силы тока и скорости сварки на размеры ванны

Напряжение дуги увеличивает тепловую мощность и размеры ванны, например, ширину

$$e = \frac{KJU'}{V_{CB}S}$$

С увеличением скорости сварки (рис.54 б), длина ванны изменяется незначительно, но уменьшаются ширина и глубина.

С увеличением погонной энергии (тепловложения на единицу длины) $q_n = q / V$ возрастают размеры ванны и её масса.

При $dn = \text{const}$ с увеличением сосредоточенности источника теплоты возрастает глубина проплавления H и сокращается ширина e .

Полярность тока. Прямая полярность (анод на изделии) – H меньше, e больше, чем при сварке на обратной полярности. Это объясняется формой столба дуги: анодное пятно шире катодного.

Влияние угла наклона электрода в продольной плоскости шва на проплавление показано на рис.55.

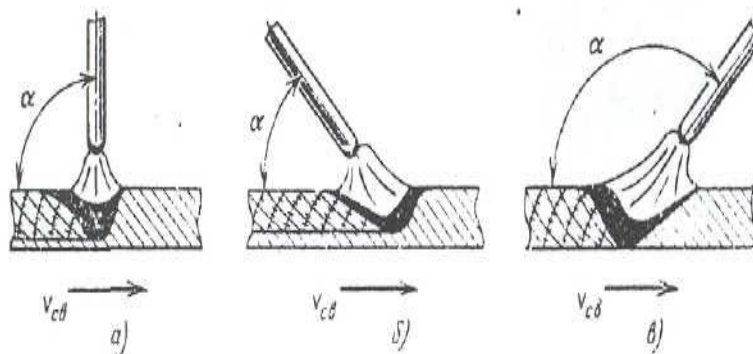


Рис. 55. Влияние наклона электрода на проплавление

Пространственное положение шва. При выполнении вертикального шва на подъем создаются особенно благоприятные условия для глубокого проплавления, благодаря вытеснению расплава давлением дуги и под действием силы тяжести (рис.56а). Ванна удерживается силами поверхностного натяжения.

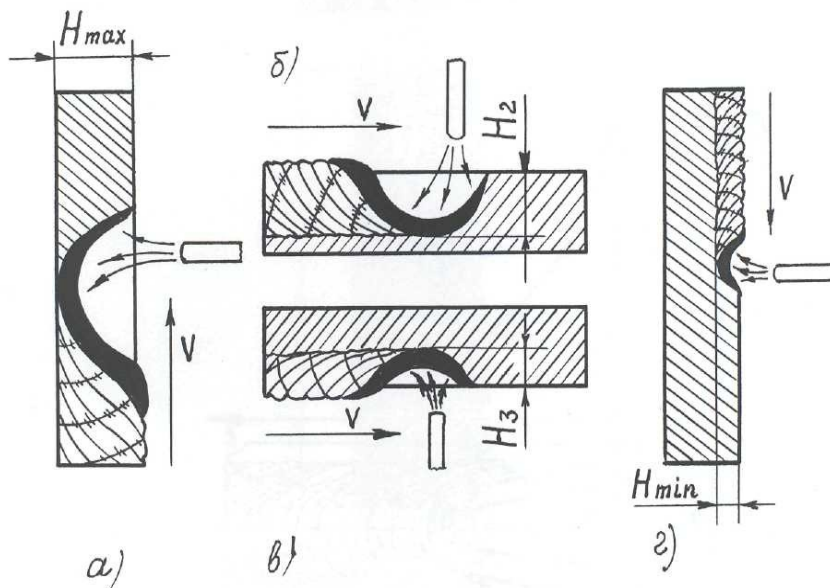


Рис. 56. Влияние пространственного положения шва на его формирование

При нижнем положении шва наблюдается меньшее вытеснение металла ванны (рис.56 б) и меньшее значение H_1 . Оно еще меньше при потолочном положении шва: ванна удерживается силами поверхностного натяжения и давлением источника. Принимают меры по ограничению объема сварочной ванны (рис.56 в).

Наименьшее проплавление при сварке на спуск (рис.56 г), когда расплав под действием силы тяжести затекает в головную часть ванны, опережая источник теплоты, и увеличивает толщину расплавленной прослойки. Удержанию ванны способствует давление источника.

При сварке в вертикальном положении приходится ограничить тепловую мощность и размеры ванны. Особенно благоприятны условия формирования горизонтального шва на вертикальной поверхности (возможны наплыв и подрез).

В результате механического воздействия дугового тока (газодинамические силы) и объемной электромагнитной силы, возникающей вследствие расширения линии тока в жидком металле, в ванне возникают конвективные потоки. В центре ванны $T_{max}(=T_{кин})$, на периферии $T=T_{пл} \dots T_{кр}$. Это также способствует образованию конвективных потоков. Они способствуют перемешиванию и выравниванию состава расплава.

Перенос тепла и металла в сварочной ванне зависят от направления и интенсивности конвективных потоков, влияющих на форму ванны и другие параметры. При этом особенности потоков сами зависят от размеров ванны, силы тока, места токоподвода (рис. 57).

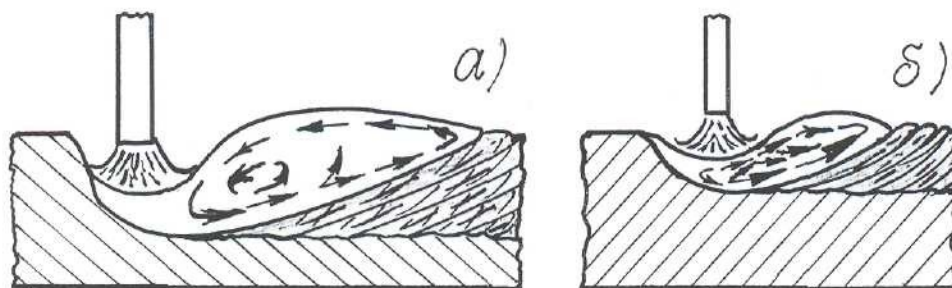


Рис. 57. Конвективные потоки в (большой (а) и небольшой (б)) сварочных ваннах

9.2. Плавление и кристаллизация сварочной ванны

9.2.1. Плавление металла

Нагрев металла изменяет энергетическое состояние атомов (амплитуду колебаний) и энергетические условия внутри атомов. Это может привести к изменению их взаимного расположения таким образом, чтобы система имела минимум свободной энергии $F_{св.}$ в новых условиях.

Свободная энергия тела с повышением температуры уменьшается. Ниже температуры T_1 (рис.58) F_{min} имеет система атомов α , а в интервале T_1-T_2 - система γ , эта модификация и будет устойчивой.

Повышение температуры до T_2 приводит к дальнейшим изменениям энергетического состава атомов. Возрастает вероятность их отрыва от узлов и распада кристаллического комплекса на отдельные колонии.

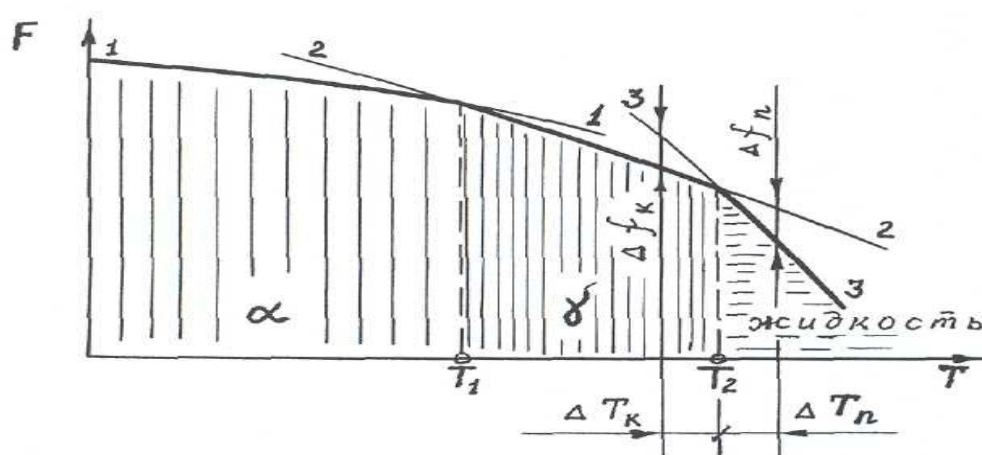


Рис. 58. Зависимость свободной энергии и состояния вещества от его температуры

Поскольку при T_2 свободные энергии жидкости и кристаллического вещества равны $F_{ж}=F_{\text{кр}}$, они могут сосуществовать. Для достижения полного жидкого состояния необходим некоторый перегрев на ΔT_n .

Полагают, что при небольшом перегреве металл сохраняет кристаллическую решетку, но в ней много вакансий ($\sim 3\%$ против $\sim 1\%$ у твердого тела). С увеличением перегрева цельность кристаллической решетки нарушается, и только на отдельных участках могут сохраняться группировки относительно закономерно построенных атомов.

Такие группировки станут при охлаждении элементами для надстройки новых атомных слоев и образования кристаллов, т. е. естественными центрами самопроизвольной кристаллизации. Чем меньше этих центров в жидкости, тем крупнее на них вырастут кристаллы при последующей кристаллизации. В жидкости имеются и искусственные зародыши - центры несамопроизвольной кристаллизации. В частности, неметаллические включения:

из флюсов и электродных покрытий (CaO , MgO , SiO_2);

продукты раскисления ванны (SiO_2 , Al_2O_3 , MnO , TiO_2);

частицы шлака ($2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$; $2\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$; MnS ; FeS и др.)

Тугоплавкие карбиды:

Fe_3C ($T_{\text{пл}}=1260^\circ\text{C}$); Mn_3C ; Cr_7C_3 ; Mo_2C ; WC ; TiC ($T_{\text{пл}}=3200^\circ\text{C}$).

В основном металле и сварных швах могут быть и нитриды.

9.2.2. Кристаллизация сварного шва

Кристаллизация металла в сварочной ванне имеет некоторые общие закономерности, присущие процессу образования слитков и отливок, но также и существенные отличия.

Для начала кристаллизации необходимо некоторое переохлаждение ΔT_k (рис. 58), обеспечивающее существенную разность свободной энергии Δf_k . При этом образуются зародыши с устойчивым радиусом (достаточных размеров). С увеличением скорости охлаждения (увеличением ΔT) устойчивый, или критический радиус зародыша уменьшается и металл получит мелкокристаллическую структуру после охлаждения.

Центрами кристаллизации наряду суказанными естественными являются и искусственные частицы не растворившихся включений или образовавшиеся при температуре, превышающей температуру кристаллизации $T_{\text{кр}}$ основного металла. Наилучшими являются вещества с решеткой и параметрами близкими к параметрам основного металла. Кристаллизация начинается раньше на искусственных центрах, так как они требуют меньшего переохлаждения.

Строение металла шва аналогично строению слитков и отливок - основным элементом является дендрит и кристаллит. При этом, если дендрит растет от зародыша в средней части ванны, то приобретает сферическую форму. Если же рост начинается на холодной стенке, то образуется вытянутый дендрит.

Также, как при затвердевании металла в изложнице или форме, при кристаллизации ванны имеют место ликвация примесей и периодичность (неравномерность) процесса.

Особенности кристаллизации шва определяются условиями образования и существования ванны. Шов кристаллизуется при:

- небольшом объеме расплава;
- взаимодействии двух металлов;
- высокой температуре и неравномерном ее распределении;
- подвижном температурном поле, создаваемом перемещением дуги;
- быстром отводе тепла.

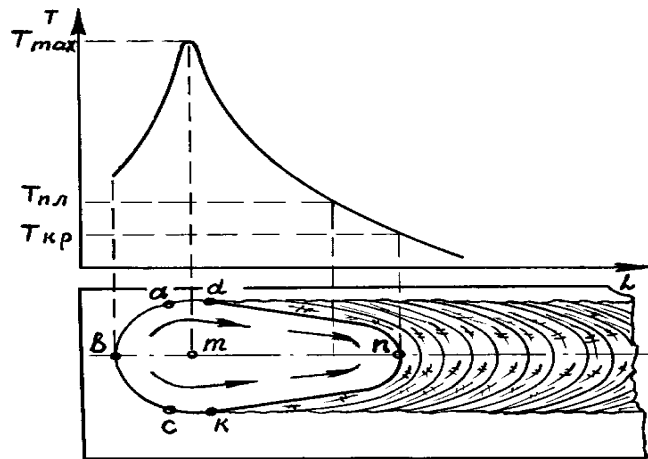


Рис. 59. Фронты проплавления (а-в-с) и прикатывание (d-n-k) металла в ванне

Кристаллизация металла начинается на изотермической поверхности с температурой $T = T_{кр}$ по периферии хвостовой части ванны (d, n, k), тогда как в передней части (а, в, с) металл плавится (рис. 59), так как $T > T_{пл}$. На рис. 60 представлена схема мгновенного состояния ванны при дуговой сварке плавлением и распределение температур по различным сечениям ванны. Самую высокую температуру, до 2300°C , металл имеет в очаге горения дуги (в точке m). По мере удаления от очага и в продольной, и в поперечной плоскостях температура жидкого металла снижается до $T_{пл}$ на кромках головной и $T_{кр}$ на кромках хвостовой части ванны.

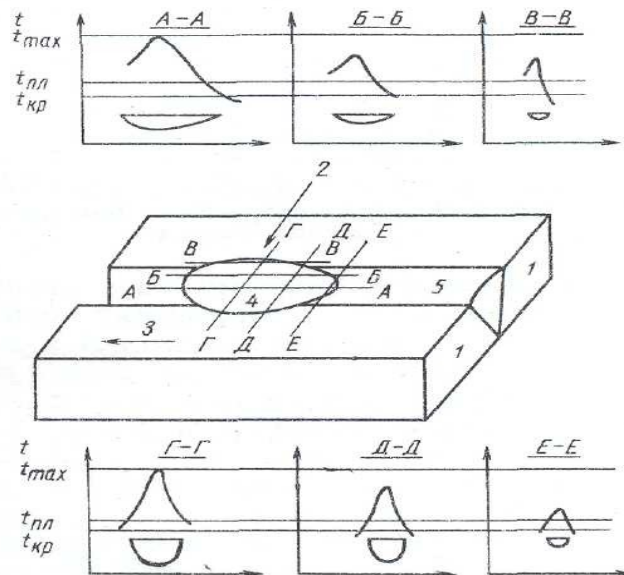


Рис. 60. Распределение температур по сечениям сварной ванны

Рост кристаллов от границы сплавления (основной металл - металл шва) начинается на оплавленных зернах основного металла и идет в направлении центра ванны. Кристаллы из хвостовой части вытягиваются вдоль оси шва и имеют большую протяженность; кристаллы с боковых поверхностей составляют с осью определенный угол, зависящий от скорости сварки, силы тока и др. факторов. Некоторые кристаллы имеют большую

скорость роста, чем соседние, получают лучшее питание жидкостью, полнее развиваются и ограничивают рост соседних, которые на первом этапе росли в неблагоприятном направлении (рис. 61). Так как расстояния между изотермами ликвидус - солидус невелики, то кристаллы не могут хорошо развиваться в боковом направлении - оси второго порядка короткие. По мере прорастания кристаллов в глубь ванны зона переохлаждения расширяется и размеры кристаллов увеличиваются.

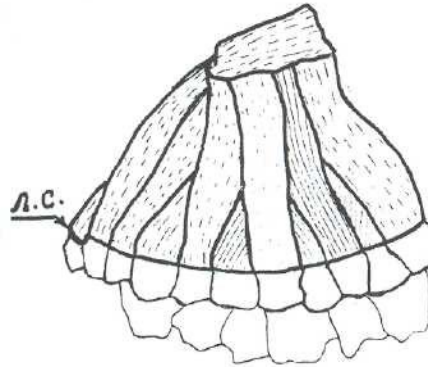


Рис. 61. Строение шва у границы сплавления

При кристаллизации слитков скорость роста кристаллов от периферии изложниц к центру замедляется, так как замедляется теплоотвод. В сварочной ванне скорость кристаллизации по фронту затвердевания (dnk , рис. 59) непостоянна. Осевой кристалл, растущий от задней стенки затвердевает с максимальной скоростью, равной скорости сварки. Скорость роста боковых кристаллов зарождающихся в точках d и k , увеличивается от нуля у границы сплавления до максимальной в центре ванны. При этом оси кристаллов искривляются, так как с перемещением сварочной ванны изменяется направление теплоотвода. При различной скорости сварки форма фронта кристаллизации разная и макроструктура металлического шва будет различной.

Кристаллическое строение шва в поперечном сечении также определяется условиями сварки. Так, при сварке по разделке кромок происходит их оплавление и основой для кристаллизации служат оплавленные зёрна, а также искусственные центры.

Если время существования ванны сравнительно небольшое, то столбчатые кристаллы могут расти до встречи около центральной плоскости шва (рисунок 63а).

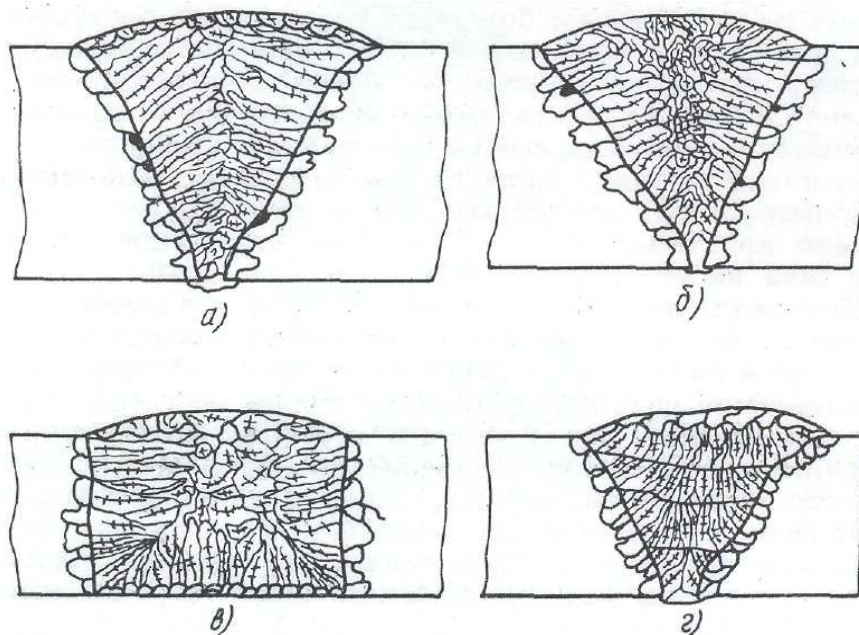


Рис. 63 Строение шва в поперечном сечении

В большой ванне (рис.63 б) кристаллизация медленная. В центре образуются равноосные кристаллы. При сварке на охлажденной металлической пластине сначала на ней образуется тонкий слой мелких разориентированных кристаллов (рис.63 в). Потом от них и стенок вырастают столбчатые кристаллы.

При многослойной сварке (рис.63г) кристаллы предыдущего слоя являются основой для кристаллизации последующих слоев.

Иногда кристаллиты многослойного шва как бы перерастают из слоя в слой, образуя транскристаллитную структуру (характерна для меди, аустенитных сталей).

При той же высоте шва скорость охлаждения каждого слоя будет выше, чем для ванны при однослойной сварке, поэтому кристаллы в слоях мельче. Ликвация по зонам выражена меньше.

Процесс затвердевания металлической ванны идет с периодическими замедлениями и с остановками вследствие периодического выделения скрытой теплоты кристаллизации. Поэтому для швов характерна слоистость. Колебания поверхности сварочной ванны у фронта затвердевания из-за падения капель и других факторов, непостоянство скорости сварки и тока меняют профиль шва, приводят к чешуйчатости.

Первые порции затвердевающего металла наиболее чисты, а потому оси дендритов значительно меньше загрязнены примесями по сравнению с металлом межосных пространств. Это различие химического состава называют дендритной ликвацией. Ликвация наблюдается и по слоям кристаллизации. Перегретый металл ванны может активно поглощать различные газы, что ухудшает свойства шва. Выравниванию состава, выделению газов способствует конвекция в ванне.

Очищению от шлаков помогают растущие к поверхности ванны дендриты, которые механически “выталкивают” неметаллические включения даже при потолочной сварке.

9.3.Формирование металла шва

Одной из задач формирования шва является получение нужной формы его. Форма (внешние очертания) сварного шва определяется формой фронта кристаллизации (см. рис. 62). Поэтому нужно уметь управлять формой поверхности ванны.

Качественный шов отличают также ровная поверхность с монотонно меняющимся профилем; форма проплавления, обеспечивающая благоприятный характер кристаллизации.

Нормальный процесс формирования шва невозможен без правильно выбранного режима сварки.

Техника сварки: непрерывный или прерывистый, одно – или многослойный шов; траектория колебаний электрода (для регулирования подачи присадочного металла в различные участки шва и управление тепловым потоком на ванну) — всё это имеет огромное практическое значение (влияет на качество шва и экономичность процесса).

Для получения качественного сварного соединения в каждом конкретном случае выполняется комплекс мер по предупреждению образования трещин и других дефектов шва. Эти меры могут быть специфическими или общими. Например, для предупреждения пористости шва:

- снижение содержания газов в основном и электродном металле;
- ограничение (устранение) поступления газов и влаги в зону сварки;
- создание условий для удаления из сварочной ванны газовых пузырей.

Лекция 19 (2 часа)

Тема: Основные сведения о процессе резания металлов и режущем инструменте

1.1.1 Вопросы лекции:

1. Способы обработки металлов резанием. Главное движение и движение подачи.
2. Геометрические параметры режущей части резца. Материалы для изготовления режущих инструментов.
3. Типы резцов.

1.1.2 Краткое содержание вопросов:

- Способы обработки металлов резанием. Главное движение и движение подачи.
- Геометрические параметры режущей части резца. Материалы для изготовления режущих инструментов.
- Типы резцов. Высокопроизводительные конструкции резцов, оснащенных твердым сплавом для работы в зоне высоких скоростей резания и подачи. Резцы с многогранными неперетачиваемыми пластинками. Алмазные резцы.

Студенты инженерных специальностей сельскохозяйственных вузов (механизация сельского хозяйства, механизация гидромелиоративных работ, электрификация сельского хозяйства и др.) изучают курс «Технология материалов», включающий важный раздел «Обработка конструкционных материалов резанием». Изучение раздела «Обработка конструкционных материалов резанием» позволит студенту в дальнейшем сознательно управлять процессами ремонта и изготовления деталей факторов, сельскохозяйственных машин и средств механизации.

Излагаемый материал создает базу для последующего изучения студентами курсов «Надежность и ремонт машин», «Технология машиностроения», «Охрана труда» и других.

Наши соотечественники внесли большой вклад в развитие отечественного станкостроения. Так, еще в начале XVIII в. выдающийся механик, заведовавший мастерскими Петра I академик А. К. Нартов, изобрел самоходный суппорт к токарному станку и создал ряд оригинальных конструкций станков. Современник А. К. Нартова Марк Сидоров в 1714 г. создал многопозиционный станок для одновременной обработки 24 ружейных стволов. Через год Яков Батищев изготовил хонинговальный станок, или «обтирочную машину», для одновременной отделки 12 стволов. Великий русский ученый М. В. Ломоносов в середине XVIII в. изобрел и построил лобовые и сферотокарные станки для обработки зеркал и линз. Академик А. В. Гадолин в XIX в.

разработал теоретические основы науки о станках. Он доказал целесообразность изменения чисел оборотов (частоты, вращения) станков в геометрической прогрессии. Этот закон используется и при проектировании современных станков.

Впервые серьезные научные исследования процессов резания металлов выполнены в XIX в.

Крупный вклад в эти исследования внесли отечественные ученые. В 1870 г. был опубликован труд горного инженера (впоследствии профессора) И. А. Тиме «Сопротивление металлов и дерева резанию». И. А. Тиме подробно изучил процесс образования стружки, ввел классификацию стружек, предложил формулу для расчета силы резания. В 1893 г. профессор К. А. Зворыкин изложил оригинальную теорию процесса резания, впервые применил гидравлический динамометр для определения сил резания. Преподаватель (позже профессор) Михайловской артиллерийской академии А. А. Брике в 1896 г. развил дальше вопросы механики процесса резания. В 1912 г. Я. Г. Усачев более подробно исследовал явления, происходящие при резании металлов. Его особой заслугой являются применение металлографии для исследования процессов резания и разработка метода определения температуры рабочей части резца с помощью термопар.

В 1936 г. была создана комиссия по созданию научно обоснованных нормативов режимов резания. В 1963 г. в нашей стране освоено производство синтетических алмазов, что подняло на более высокий уровень многие методы чистовой обработки материалов. Большую работу по решению проблемы создания алмазного инструмента проделали сотрудники Украинского института синтетических сверхтвердых материалов. Проблемами режущего инструмента занимается ряд научно-исследовательских институтов.

Однако до революции отечественное станкостроение все же было развито слабо. Царская Россия большую часть станков ввозила из-за границы. Быстрое развитие отечественного станкостроения началось после победы Великой Октябрьской социалистической революции, особенно в период индустриализации страны. Научным центром отечественного станкостроения является Экспериментальный научно-исследовательский институт металлорежущих станков (ЭНИМС), созданный в 1933 г.

• **ОСНОВНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ ПРОЦЕССА РЕЗАНИЯ**

Одним из важнейших факторов повышения производительности труда в машиностроении является систематическое снижение величины припусков на механическую обработку. Этому способствует применение штамповки вместо свободнойковки, периодического проката, литья под давлением, литья по выплавляемым моделям и других более совершенных методов изготовлениязаготовок, позволяющих выполнить их размеры и форму, максимально приближающимися к готовой детали. Это не только снижает объем механической обработки, но в ряде случаев дает возможность почти полного исключения последующей обработки резанием.

Основными методами обработки материалов резанием являются точение (рис. 1, а), сверление (рис. 1, б), фрезерование (рис. 1, в), строгание (рис. 1, г) и шлифование (рис. 1, д). Из них наиболее распространенным и изученным методом с точки зрения теории резания металлов является точение. Процесс точения имеет много общего со всеми другими методами механической обработки металлов, поэтому правильное понимание этого процесса облегчает изучение всех других методов обработки резанием, что и дает основание осветить точение более подробно.

Основные понятия, относящиеся к обработке деталей резцами.

Рассмотрение углов режущих инструментов наиболее часто производят в статической системе координат с началом в рассматриваемой точке режущей кромки резца, ориентированной по направлению скорости главного движения резания. Углы рассматриваются в главной и вспомогательных секущих плоскостях и в плане.

При точении на детали различают необработанную поверхность 1, обрабатываемую поверхность 2 и обработанную поверхность 3. Обрабатываемой поверхностью называют поверхность, с которой снимается стружка. Обработанной поверхностью называется поверхность, полученная после снятия стружки.

Для определения углов резца устанавливают исходные плоскости: основную плоскость - 4; плоскость резания - 5.

Основной плоскостью называется плоскость, проведенная через рассматриваемую точку режущей кромки перпендикулярно направлению скорости главного движения v . увеличить шероховатость обработанной поверхности

- **Материалы для изготовления режущих инструментов.**

Режущие кромки инструментов в процессе работы находятся под действием больших давлений и, кроме того, нагреваются до высоких температур в результате деформирования обрабатываемого материала и наличия сил резания.

Поэтому инструментальные материалы должны обладать высокой твердостью (HRC 60. . 65), значительной теплостойкостью и износостойкостью, высокой механической прочностью и вязкостью.

Режущие инструменты целиком или частично изготавливают из инструментальных сталей и твердых сплавов.

Инструментальные стали разделяют на углеродистые, легированные и быстрорежущие. Углеродистые стали бывают качественные и высококачественные. Высококачественные стали, обычно получаемые в электропечах, более чистые по химическому составу, т. е. содержат меньшее количество вредных примесей — серы и фосфора.

Для обозначения марки высококачественной стали вводится буква А. В марках инструментальных углеродистых сталей без буквы А серы и фосфора должно содержаться не более 0,03 и 0,035 %, а в марках с буквой А — не более 0,02 и 0,03 % каждого элемента соответственно. Буква У в марке стали обозначает, что эта сталь углеродистая; цифра в марке обозначает содержание в стали углерода в десятых долях процента.

Углеродистые инструментальные стали применяют для изготовления слесарно-монтажных и ручных режущих инструментов, работающих при малых скоростях резания. Зубила, отвертки, ножницы изготавливают из стали марок У7 и У7А; пробойники, ножи, ножницы, пуансоны, кернеры, пилы, ножовки - из стали марок У8, У8А, У9, У9А, У10, У10А; слесарные метчики и напильники - из стали марок У11, УНА, У12, У12А, У13, У13А.

Инструменты из углеродистой стали подвергают термической обработке, которая состоит в закалке (нагреве до температуры 750. . 840 °С и быстром охлаждении в воде или масле) и последующем отпуске (при температуре около 200 °С), что обеспечивает необходимую твердость и достаточную пластичность материала инструмента. Инструменты из углеродистой инструментальной стали тщательно шлифуют и доводят до получения высокой остроты кромок, поэтому их успешно применяют там, где необходимо получить высокое качество обработанной поверхности при малых скоростях резания.

Легированные инструментальные стали, применяемые для изготовления режущих инструментов, можно разделить на хромистые, хромокремнистые, вольфрамовые и хромовольфрамомарганцовистые. Наиболее распространены следующие марки таких сталей: X, 9XC, В1 и ХВГ.

Из стали марки X изготавливают метчики, плашки; из стали марки 9XC

- сверла, развертки, фрезы, метчики и плашки. Сталь марки В1 рекомендуется для изготовления мелких сверл, метчиков, разверток, а сталь ХВГ — для изготовления протяжек, длинных метчиков и разверток.

Быстрорежущие (высоколегированные) стали применяют для изготовления различных инструментов (чаще фрез, сверл, зенкеров). Изготовленные из таких сталей режущие инструменты обладают высокой теплостойкостью и могут работать с более высокими скоростями резания и сечениями среза, чем инструменты из углеродистых и низколегированных инструментальных сталей. Важнейшие компоненты быстрорежущих сталей — вольфрам (9. . 18 %), а также хром и ванадий. Различают быстрорежущие стали нормальной и повышенной производительности. Наиболее распространены быстрорежущие стали нормальной производительности марок P18 (вольфрама -18%) и P9 (вольфрама -9%).

Инструменты из быстрорежущей стали подвергают закалке с нагревом до температуры 1270. . 1290 °С (для P18) и 1230. . 1250 °С (для P9) с последующим охлаждением в масле, трех-четырёхкратному отпуску при температуре 560. . 580 °С с выдержкой при этой температуре в течение 1 ч и охлаждению на воздухе. После такой термической обработки инструмент из быстрорежущей стали имеет высокую твердость (HRC 62. . 65). Кроме вольфрама, быстрорежущие стали легируют молибденом, ванадием и кобальтом. Молибден действует, подобно вольфраму, но способствует появлению хрупкости в стали. Поэтому его содержание ограничивают 5 %. Введение ванадия повышает твердость стали, но уменьшает ее теплопроводность и ухудшает ее обрабатываемость шлифованием (появляются прижоги). Кобальт повышает износостойкость и теплопроводность стали. Вольфрамомолибденовую сталь P6M5 применяют взамен стали P18.

Группа быстрорежущих сталей повышенной производительности характеризуется введением в их состав ванадия и кобальта. Эти стали (P18K5Ф2, P10K5Ф5, P9КЮ, P14Ф4 и др.) обеспечивают повышение стойкости инструмента в 2. . 4 раза по сравнению со сталью P18. Применяют эту группу сталей для обработки нержавеющей и жаропрочных сплавов.

Твердые сплавы подразделяют на металлокерамические и минералокерамические и выпускают в виде различных пластинок, применяемых для оснащения режущих кромок инструментов. Инструменты, оснащенные пластинками из твердых сплавов, допускают особенно высокие скорости резания, так как их теплостойкость значительно выше, чем у инструментов из быстрорежущих, а тем более углеродистых сталей. Кроме того, твердые сплавы обладают большой сопротивляемостью истиранию. Металлокерамические твердые сплавы разделяют на вольфрамовые (однокарбидные), вольфрамотитановые (двухкарбидные),

вольфрамотитанотанталовые (трехкарбидные). Вольфрамовые сплавы (группы ВК) состоят из карбидов вольфрама WC и цементирующей связки — кобальта. Вольфрамотитановые сплавы (группа ТК) состоят из карбида вольфрама WC, карбида титана TiC и кобальта. Вольфрамотитанотанталовые сплавы (группы ТТК) состоят из карбидов вольфрама, титана, тантала и кобальта.

По марке твердого сплава можно судить о химическом составе сплава. Буква К с последующей цифрой обозначает содержание кобальта в процентах. Так, в сплаве ВК6 содержится 6 % кобальта, остальное (94 %) — карбиды вольфрама. Содержание карбидов титана в сплаве группы ТК дано цифрой после буквы Т. Например, в сплаве Т5К10 имеется 5 % карбидов титана, 10 % кобальта, остальное (85 %) — карбиды вольфрама. В группе вольфрамотитанотанталовых сплавов (ТТК) после второй буквы Т дается суммарное содержание карбидов титана и карбидов тантала в процентах. Так, в сплаве ТТ7К15 содержится 7 % карбидов титана и тантала, 15 % кобальта, остальное (78 %) — карбиды вольфрама.

Сплавы группы ВК применяют при обработке деталей из чугуна. При обработке стальных деталей следует применять сплавы группы ТК и ТТК. Сплавы группы ТТК по прочности и стойкости занимают промежуточное положение между быстрорежущей сталью и твердым сплавом Т5КЮ.

С увеличением содержания кобальта сплавы становятся менее хрупкими, их прочность при изгибе увеличивается. Поэтому сплавы с большим содержанием кобальта применяют при черновой обработке, с меньшим — при чистовой.

Минералокерамические твердые сплавы — относительно новый инструментальный материал. Минералокерамика представляет собой окись алюминия Al_2O_3 , подвергнутую специальной термической обработке и выпускаемую в форме пластинок белого цвета разнообразных профилей и размеров.

Минералокерамика превосходит металл окерамические твердые сплавы по твердости и теплостойкости, но значительно уступает им в отношении вязкости и теплопроводности. Резцы с минералокерамическими пластинками применяют на чистовых операциях, т. е. при работе с высокими скоростями резания (свыше 200 м/мин), при подачах до 0,15...0,6 мм/об при обработке стали и до 0,3...0,8 мм/об при обработке чугуна.

В последние годы в качестве инструментального материала начинают применять керамико-металлические сплавы — *керметы*, состоящие из окиси алюминия Al_2O_3 и карбидов вольфрама, титана и молибдена. Пластины керметов марок ВОК-60, ВОК-63 и ВЗ имеют черный цвет; их выпускают в виде многогранных и круглых пластинок. Керметы примерно в два раза прочнее минералокерамики, но менее износостойки. Керметы применяют для чистовой обработки деталей.

Для чистового и тонкого точения (реже фрезерования) применяют также гексанит Р и синтетические поликристаллические алмазы типа «карбонадо». Гексанит получают из гексагонального графитоподобного нитрида бора с помощью ударных волн. Затем частицы гексанита спекают в условиях сверхвысоких давлений в компактные поликристаллические изделия — гексанит Р — массой 0,3...1,5 карата. Поликристаллы гексанита Р закрепляют на стальной державке припоем. Резцы из гексанита Р применяют для обработки закаленных и жаропрочных сталей, твердых сплавов. Резцы, оснащенные алмазами карбонадо, используют для обработки стеклопластиков, пластмасс, твердых сплавов, высококремнистых алюминиевых сплавов, цветных металлов, титановых сплавов и некоторых видов керамики. Применение инструмента из гексанита Р и карбонадо позволяет заменить операцию круглого шлифования точением.

Наиболее высокой теплостойкостью (высокими режущими свойствами) обладают металло- и минералокерамические твердые сплавы.

Значительную часть металлорежущего инструмента изготавливают составной — рабочая часть из инструментального материала (быстрорежущая сталь, металло- и минералокерамика), крепежная из конструкционных сталей (стали 45, 50, 40Х и др.; в случае тяжело нагруженных корпусов — сталь У10 или 9ХС). Рабочую часть инструмента из быстрорежущей части соединяют с крепежной сваркой. Металло-керамические твердые сплавы соединяют с крепежной частью пайкой или механическим путем. Инструменты из углеродистых и легированных инструментальных сталей изготавливают целиком из одного материала. Вспомогательный инструмент (оправки, переходные втулки и др.) делают из конструкционных сталей.

- **Виды токарных резцов.**

Токарные резцы различают по форме головки и направлению подачи, изогнутости головки, конструкции, сечению стержня, материалу рабочей части, назначению и т. д. По форме головки и направлению подачи резцы подразделяют на правые и левые. Правыми (рис. 5.4, а) называют такие резцы, у которых при наложении на них сверху ладони правой руки главная режущая кромка оказывается расположенной на стороне большого пальца, левыми — резцы, у которых главная режущая кромка также оказывается расположенной на стороне большого пальца, но уже при наложении ладони левой руки. Правые работают с подачей справа налево (от задней бабки к передней), левые — в обратном направлении.

Могут быть также резцы отогнутыми (рис. 5.4, б) вправо или влево, изогнутыми (рис. 5.4, в) вверх или вниз и оттянутыми (рис. 5.4, г) вправо или влево. У изогнутых резцов ось резца изогнута в боковой проекции. У резцов с оттянутой головкой ширина головки обычно меньше ширины тела резца. Головка



Рис. 5.4. Формы головок резцов:

может располагаться симметрично по отношению к оси тела резца или быть смещенной вправо или влево.

По конструкции различают резцы: цельные (в этом случае головка и тело резца выполнены из одного материала); с приваренной встык головкой (например, головка из быстрорежущей стали, а державка резца из малоуглеродистой стали); с припаянной пластинкой (твердого сплава или быстрорежущей стали) и с механическим креплением режущих пластинок. У последних есть некоторые преимущества перед напайными резцами, так как при такой конструкции исключается возможность появления микротрещин в пластинках при их напайке, удлиняется срок службы державки резца.

Особая разновидность резцов с механическим креплением пластин — неперетачиваемые резцы. У них в качестве режущего элемента используют многолезвийную неперетачиваемую пластинку из твердого сплава. На рисунке 5.5 приведен неперетачиваемый резец, состоящий из державки 3, столбика 6 с впрессованным штифтом 4, на который свободно надевают пятикромочную пластинку. Последнюю закрепляют поворотом винта 7, втягивающего столбик 6 до упора пластинки в клиновидную планку 2, прикрепленную к державке винтом 5. После затупления одной кромки пластинку снимают и устанавливают в рабочее положение следующую острую кромку. После пятикратного использования (без переточки) пластинку заменяют новой.

По сечению стержня различают прямоугольные, квадратные и круглые резцы, а по материалу рабочей части — резцы из быстрорежущей стали, твердого сплава или минералокерамики. Резцы из углеродистой и легированной инструментальных сталей почти не применяют.

По назначению различают проходные, подрезные, отрезные, расточные, галтельные, фасонные и резьбовые резцы.

Проходные резцы применяют для наружного точения; они могут быть черновыми (рис. 5.6, а и б) и чистовыми (рис. 5.6, в...д).

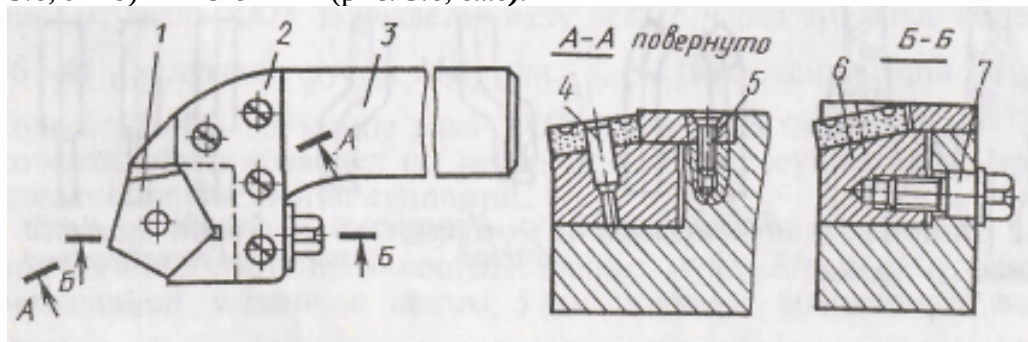
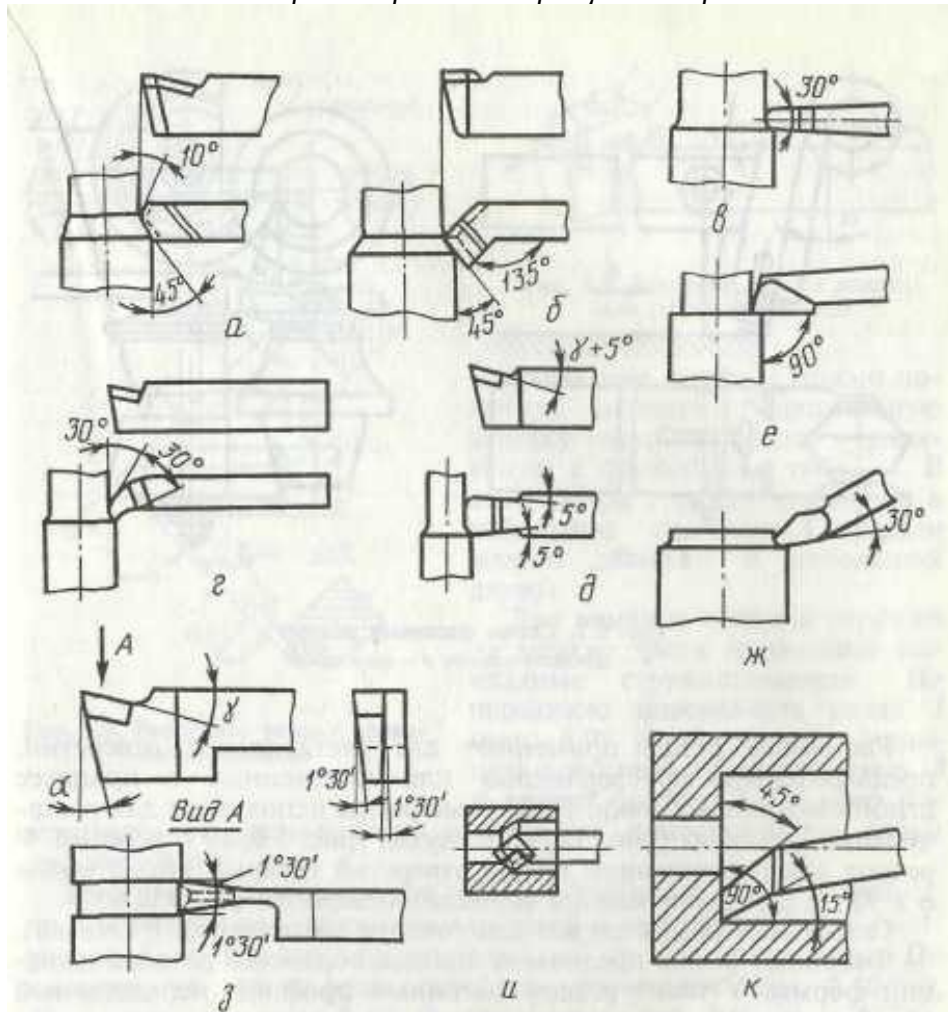


Рис. 5.5. Схема токарного проходного резца с неперетачиваемой пластинкой



Подрезные резцы применяют в основном для подрезания торцов. Подрезной упорный резец (рис. 5.6, *е*) имеет главный угол в плане $\varphi = 90^\circ$. Он работает с продольной подачей и одновременно подрезает торец. Подрезной резец (рис. 5.6, *ж*) предназначен для подрезания торцов и работает с поперечной подачей.

Отрезные резцы (рис. 5.6, з) используют для разрезания заготовок и прорезки канавок. У отрезного резца одна главная и две вспомогательные режущие кромки. Для уменьшения трения вспомогательные задние поверхности затачивают под углами $1,5 \dots T$.

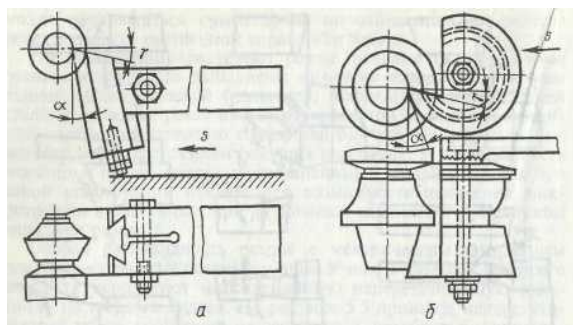


Рис. 5.7. Схемы фасонных резцов:
а — призматического; б — дискового



Рис58. Расточной резец с припаянным алмазом

Расточные резцы применяют для растачивания отверстий, предварительно просверленных или полученных в процессе штамповки или отливки. Расточные резцы используют для растачивания сквозных (рис. 5.6, и) и глухих (рис. 5.6, к) отверстий. У резцов для растачивания глухих отверстий главный угол в плане $\varphi > 90^\circ$, а для растачивания сквозных отверстий $\varphi = 45...60^\circ$.

Галтельные резцы служат для точения закруглений (галтелей).

Фасонные резцы предназначены для обработки деталей сложной формы. У таких резцов фасонный профиль, передаваемый обрабатываемой детали при работе с поперечной подачей. По конструкции фасонные резцы делятся на призматические (рис. 5.7, а) и дисковые (рис. 5.7, б). Фасонные резцы широко используют в условиях крупносерийного и массового производства.

При чистовой обработке точением при высоких требованиях к точности и шероховатости поверхности деталей применяют алмазные резцы. Алмаз к державке крепят механическим путем или пайкой. Используют природные алмазы массой 0,3...1,5 карата. На рисунке 5.8 показан расточной резец с припаянным алмазом.

Стружкозавиватели и стружколоматели токарных резцов. При точении вязких сталей образуется сливная (ленточная) стружка в виде длинной ленты, которая может наматываться на заготовку и отдельные части станка. Такая стружка может травмировать рабочего и неудобна для транспортировки. В связи с этим применяют стружкозавиватели и стружколоматели.

Рис. 5.9. Токарный резец с накладным стружколомателем

Завивание стружки можно получить, используя специальную заточку токарных резцов — радиусную с фаской (см. табл. 3). В этом случае стружка завивается в небольшие отдельные спирали малого диаметра и небольшой длины.

Для ломания сливной стружки на мелкие части применяют накладные стружколоматели. На переднюю поверхность резца / (рис. 5.9) устанавливают стальную пластину - стружколоматель 3 и крепят болтом 2. Рабочую поверхность стружколомателя наплавляют износостойким слоем стеллита ВЗК.

Инструмент для нарезания резьбы. Резьбовые резцы и гребенки применяют для нарезания наружной и внутренней резьб (метрической, дюймовой, трапецеидальной и прямоугольной). По конструкции резцы разделяются на стержневые (рис. 5.10, а), призматические (рис. 5.10, б) и дисковые (рис. 5.10, в).

Резцы для метрической и дюймовой резьб изготавливают с задним углом $\alpha = 12...15^\circ$. Узлы сд и «2 №я резьб с малыми углами подъема резьб выполняют в пределах 3...5", а для резьб с углом подъема более 4° — различными, т. е. один (со стороны угла φ_1) около 10° , другой (со стороны угла φ_2) примерно 3...5°. Передний угол γ может быть положительным и равным нулю. Чистовые резцы имеют $\gamma = 0^\circ$, так как при наличии большего значения угла упродфиль искажается и требуется коррекция профиля резьбы. Угол профиля (угол при вершине в плане) s у твердосплавных резьбовых резцов делают на 30' меньше, чем профиль резьбы, так как нарезание резьбы при высоких скоростях резания приводит к некоторому разваливанию ее профиля. У резцов из быстрорежущей стали угол профиля β равен углу резьбы.

Призматические резьбовые резцы применяют для нарезания

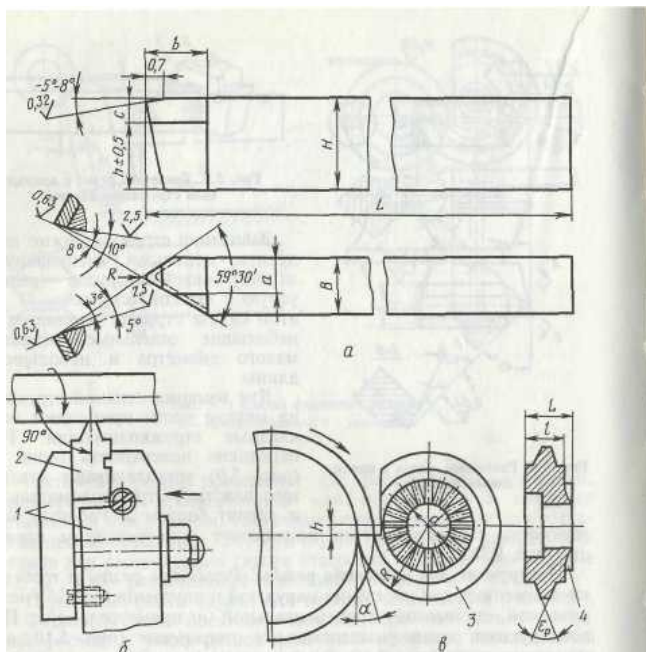


Рис. 5.10. Резьбовые резцы:

(7 — стержневой резец; б—державки / с призматическим резцом 2; а-дисковый резец 3 с зубцами 4 для крепления

наружных треугольных резьб с небольшим углом подъема витков. Такой резец представляет собой призматический столбик, имеющий в сечении профиль соответствующей резьбы. Столбик (резец) закрепляют в специальной державке с постоянным задним углом $\alpha = 15^\circ$.

Дисковые резьбовые резцы широко используют в условиях крупносерийного и массового производства.

Резьбовые гребенки (рис. 5.11) представляют собой объединение нескольких резьбовых резцов с профилем, соответствующим профилю нарезаемой резьбы. Первые два резца, срезанные под и шестигранными. Наиболее широко распространены круглые плашки для нарезания резьбы диаметром до 52 мм.

2. МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ ПО ВЫПОЛНЕНИЮ ЛАБОРАТОРНЫХ РАБОТ

2.1 Лабораторная работа №1(2 часа).

Тема: «Измерение твердости металлов»

2.1.1Цель 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 возможности твердомеров Бринелля и Роквелла.
2. Определить твердость металлических образцов.
3. Составить отчет.

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.

Таковыми 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 отскокивания 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 закаленной шарик диаметром D (рис. 1) под действием нагрузки P вдавливается в испытуемый объект (деталь, заготовку, образец).

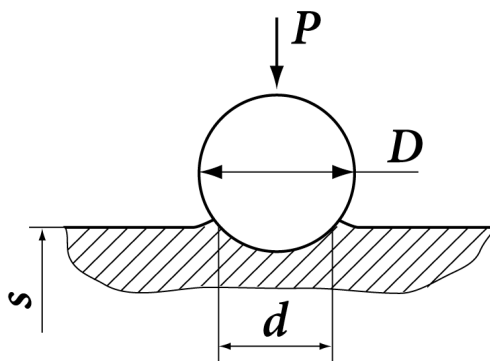


Рис. 1. Схема испытания на твердость по методу Бринелля

По истечении времени t 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

$$P = k \cdot D^2, \text{ кг [F, кН]}$$

где k – коэффициент пропорциональности.

Таблица 2. К выбору значений k и t

Материал	k	t , 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.

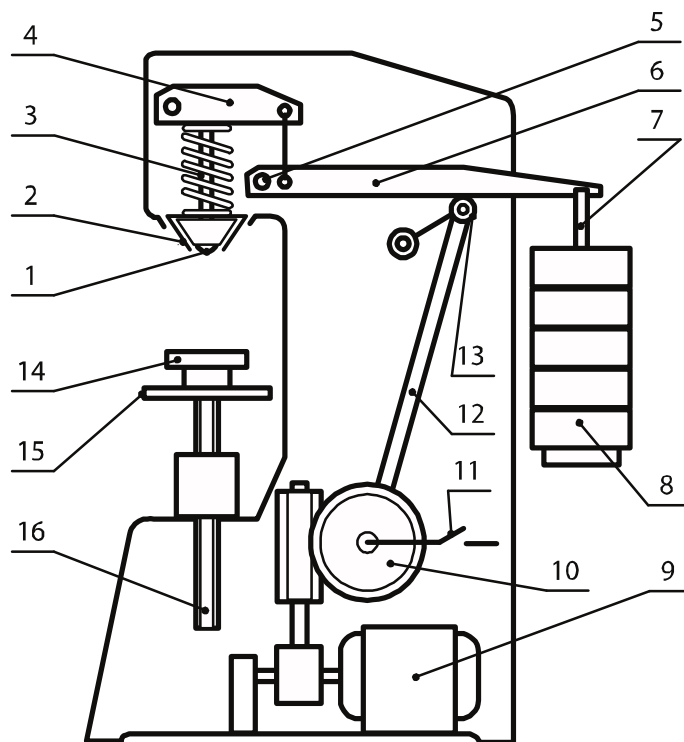


Рис. 2. Схема твердомера Бринелля

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 опиляют лыску.

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

Твердость образца	Расстояния	
	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.

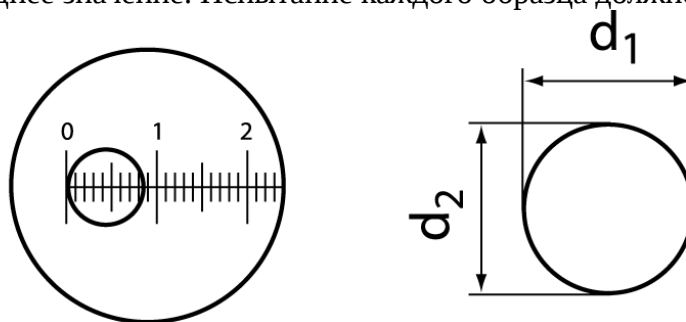


Рис. 3. Схема измерения диаметра отпечатка с помощью лупы

Твердость по Бринеллю (НВ – HartBrinell) как отношение нагрузки (кгс) к поверхности отпечатка (мм²) получает такую же размерность, что и прочность (кгс/мм² или Н/мм²). 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 ($S > 1-2$ 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.).

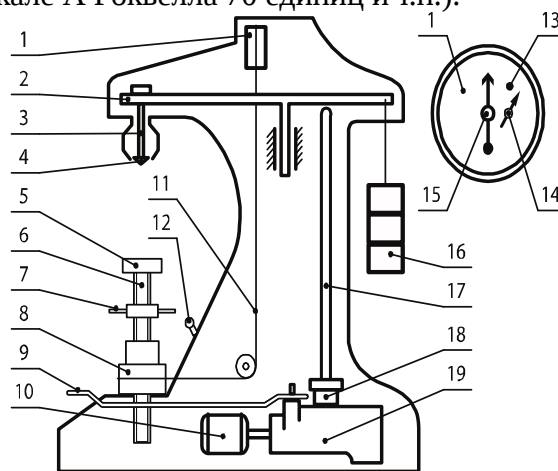


Рис. 4. Схема твердомера Роквелла

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 ($Ra \approx 1.25$ 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, цементованных) 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 ноль вычитает соответствующую нагрузке 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 $P_d = P - P_0$.

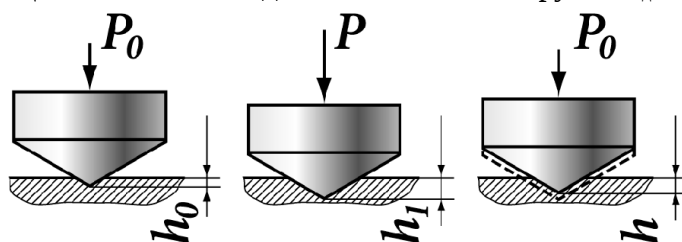


Рис. 5. Последовательность нагружения индентора при замере твердости по Роквеллу

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

Шкала С в связи с заменой эталона изменена. Поправки по новой шкале HRC₂ 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 НВ 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. σ_b , кгс/мм²) 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 испытываемой поверхности предъявляются высокие требования – шероховатость не более R_a 2,5 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.

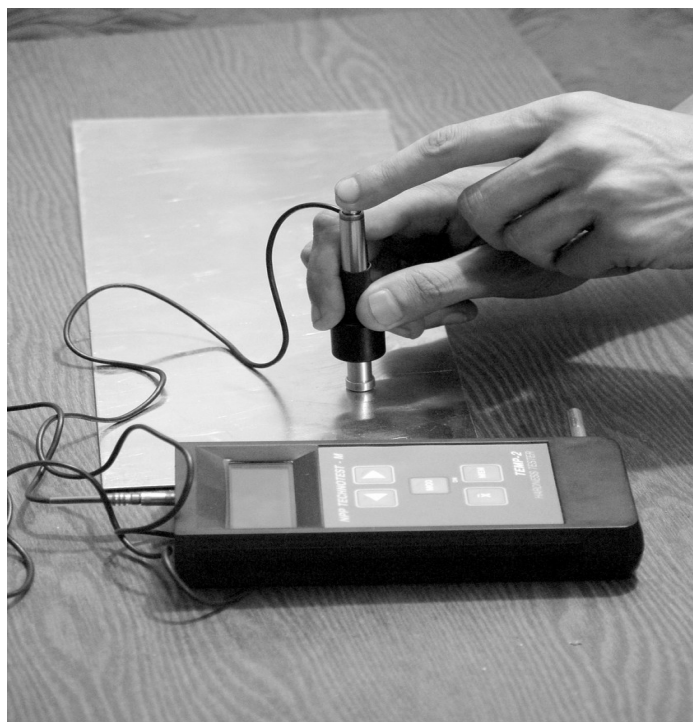


Рис. 6. Твердомер ТЭМП-2
и измерение твердости прибором

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

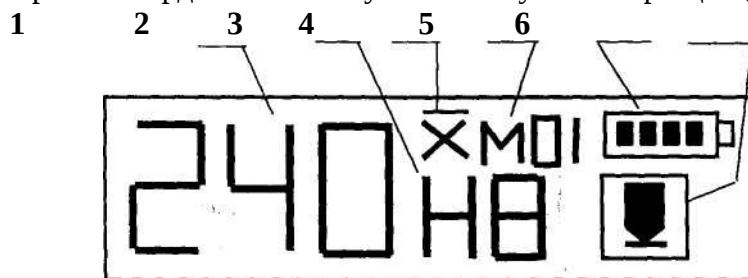


Рис.7. Схема индикации дисплея:

- 1 – значение твердости;
- 2 – шкала 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 выбирать 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 чрез 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 K : для сталей 3,4 - 3,5;
для алюминия и сплавов 3,5 - 3,6;

4,0 - 5,5.

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.

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

Метод (твердомер)	ГОСТ	Ограничения: S— толщина изделия, S _c — толщина поверхност- ного 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 ≤ 450	0,05
Роквелла	9013-59	S = 0,3-0,5 S = 0,8-2,0 S _c >0,5 R _a ≈ (1,25)	A: 70-85 B: 25-100 C: 20-67	0,002
Виккерса	2999-75	S = 0,3-0,5 S = 0,03-0,05 R _a ≤ 1,25	HV от 100 ...	0,001
ИТ 5010			HV от 8 до 2000	
ТЭМП-2		R _a ≤ 2,5 мкм Масса изделия от 1,5 кг	HB: 100-450 HRC: 22-68 HV: 100-950 HSD: 22-99	--

Лабораторная работа 1

Измерение твердости металлов

- Таблица. Результаты испытания образцов

[illegible]

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		
		С 150 кг	В 100 кг	А 60 кг			С 150 кг	В 100 кг	А 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 подготовленный 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 струбицы.

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) пластину 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 зёрна. Даже однородные зёрна чистого металла или твёрдого раствора на поверхности микрошлифа из-за неодинаковости кристаллографических плоскостей , и следовательно, из-за неодинаковой травимости будут по разному отражать световые лучи и различаться (рис. 1).

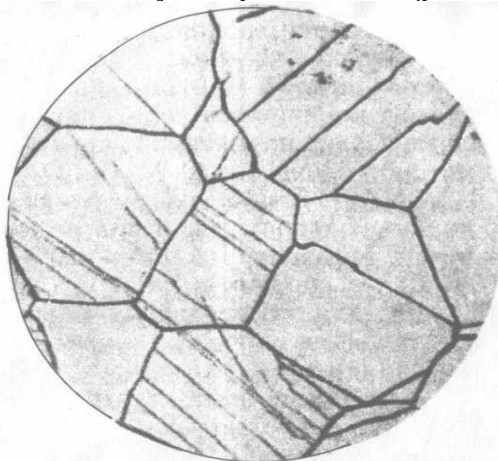
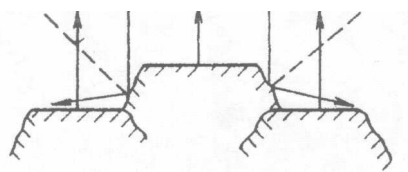


Рис 1. Микроструктура хромоникелевой нержавеющей стали (травление царской водкой); зёрна аустенита.х 500

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.

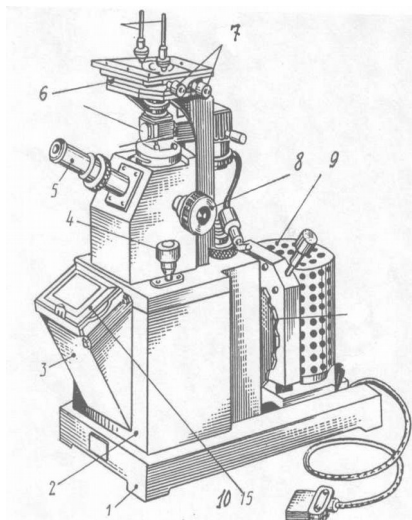


Рис. 3 Общий вид микроскопа МИМ-7:

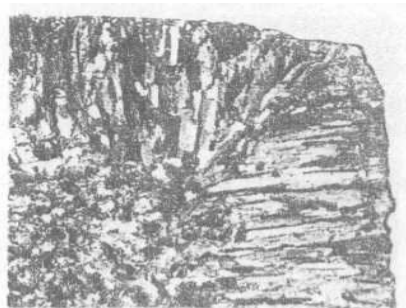
- 1 — основание; 2 — корпус; 3 — фотокамера; 4 — микрометрический винт;
5 — визуальный тубус с окуляром; 6 — предметный столик;
7 — винты перемещения столика; 8 — макрометрический винт;
9 — осветитель; 10 — рамка с матовым стеклом

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).

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 травлёной.
4. Краткие сведения об изученных структурах.
5. Оптическая схема микроскопа.

Работу выполнил	
Работу принял	

2.3 Лабораторная работа №3 (2 часа).

Тема: «Построение и анализ диаграмм состояния сплавов»

2.3.1 Цель работы: Закрепление и углубление знаний по теории сплавов.

2.3.2 Задачи работы: 1. Повторить материал о методике построения диаграмм состояния.

2. Построить диаграмму состояния сплавов по заданию.

3. Выполнить анализ диаграммы.

4. Составить отчет.

2.3.3 Перечень приборов, материалов, используемых в лабораторной работе:

1. Планшет «Диаграмма состояния сплавов Fe-C»

2.1.4 Описание (ход) работы:

Сплавы получают сплавлением двух или более металлов или металлов с неметаллами. Они обладают характерными свойствами, присущими металлическому строению вещества. Химические элементы, образующие сплав, называют **компонентами**. Сплав может состоять из двух или большего числа компонентов.

Для рассмотрения строения и превращений в сплавах введены понятия фаза и структура, широко используемые в металловедении.

Фазой называют однородную часть вещества, имеющую определенный состав, кристаллическое строение и свойства, отделенную от остальных частей поверхностью раздела.

Система – это совокупность сплавов данных компонентов А и В (система Au – Ag и т.п.) в отличие от сплава данной концентрации.

Под **структурой** понимают внутреннее строение: форма, размеры, характер взаимного расположения составляющих элементов.

Структурными составляющими сплава называют отдельные его части, содержащие фазы в строго определенном количественном соотношении.

В сплавах в зависимости от взаимодействия компонентов в процессе кристаллизации возможно образование твердых растворов, химических соединений, эвтектик, смесей фаз.

Эвтектикой называют структурную составляющую фиксированного химического состава, кристаллизующуюся из жидкости при постоянной температуре и имеющую самую низкую для данной системы температуру плавления.

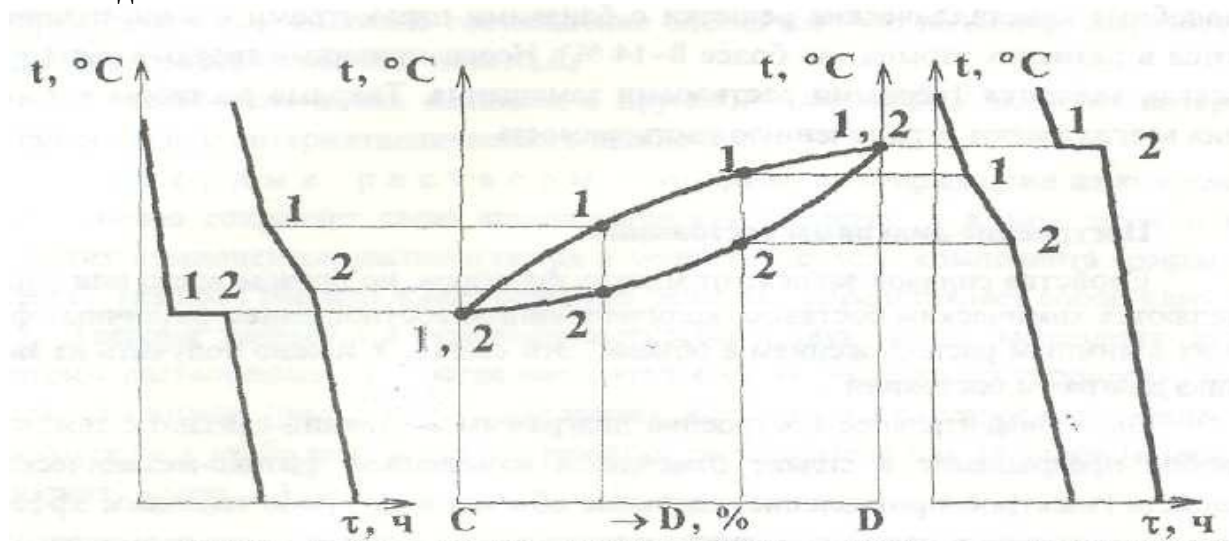
Свойства сплавов зависят от многих факторов, но прежде всего они определяются химическим составом, количественным соотношением различных фаз и их взаимным расположением в объеме. Эти сведения можно получить из анализа диаграмм состояний. Экспериментальное построение диаграммы состояния основано на том, что любое превращение в сплаве отмечается изменением физико-механических свойств (электросопротивление, удельные объемы и др.) либо тепловым эффектом. Для изучения процессов кристаллизации применяется термический метод, основанный на регистрации тепловых эффектов на графиках охлаждения сплава в координатах «температура - время». По точкам перегиба или площадкам на этих графиках определяют критические температуры, соответствующие определенным фазовым превращениям. Для фиксации превращений в твердом состоянии, сопровождаемых малыми тепловыми эффектами, обычно наблюдают за изменением какой-либо физической характеристики, наиболее чувствительной к фазовым превращениям (электрические, магнитные и другие свойства).

Диаграммы состояния строят в координатах «температура - химический состав сплава». На горизонтальной оси диаграммы (рис. 1) левая крайняя точка соответствует 100% содержанию компонента С. Процентное содержание компонента D откладывают по этой оси слева направо. Таким образом, каждая точка на горизонтальной оси соответствует сплаву с определенным соотношением компонентов С и D.

Пример построения термическим методом одной из простейших диаграмм состояния сплавов, образованных компонентами С и D, представлен на рис. 1. Для этого берут серию сплавов с различным соотношением компонентов С и D. Для каждого сплава экспериментально определяют критические точки, т.е. температуры фазовых превращений.

Полученные температуры переносят на вертикальные линии диаграммы в соответствии с химическим составом сплавов. Соединяя критические точки, получают линии диаграммы состояния.

Линии на диаграмме состояний отражают процессы, происходящие в сплавах при нагреве и охлаждении.



100% С 70% С 100% С 30% D 70% D 100%D 70%D 100%D

Рис. 1. Построение диаграммы состояния
(неограниченный твердый раствор) термическим методом

На диаграмме верхнюю линию, как геометрическое место критических точек 1, при которых начинается процесс кристаллизации, называют линией **ликвидус**. Выше линии ликвидус сплав находится в жидком состоянии. Нижнюю линию, как геометрическое место критических точек 2, при которых заканчивается процесс кристаллизации, называют линией **солидус**. Ниже линии солидус сплав находится в твердом состоянии. Между этими линиями часть сплава существует в жидком состоянии, а часть - в твердом.

Положение линий диаграммы зависит от скорости охлаждения сплавов, поэтому температуры критических точек при построении диаграмм состояний определяют при очень медленных скоростях охлаждения, чтобы обеспечить прохождение всех процессов диффузии. Полученные таким образом диаграммы называют **равновесными**.

Итак, диаграммы состояния отражают все фазовые превращения в данной системе сплавов от комнатной температуры до плавления. Зная диаграмму состояний, можно представить полную картину формирования структуры сплава любого состава, определить оптимальную температуру разливки сплава для получения литых изделий, оценить жидкотекучесть выбранного сплава и возможность образования химической неоднородности, сделать заключение о технологичности и возможностях обработки давлением. Диаграмма состояния позволяет определить режимы термической обработки данного сплава.

Таблица. Характеристики металлов и сплавов

Вариант	Компоненты сплава и их концентрация, %	Температура критических точек, °C			Тип кристаллической решетки и ее параметры, нм
1.	2.	3.			4.
1.	Серебро - золото				Ag – Г.ц.к. a = 0,40862
	100 0	960			
	80 20	994	977		Au - Г.ц.к.
	60 40	1015	996		a = 0,40785
	40 60	1033	1016		
	20 80	1050	1036		
	0 100	1063			
2.	Алюминий – медь				AL – Г.ц.к. a = 0,40496
	100 0	660			
	99,7 0,3	657	650	100	
	98 2	650	610	400	Cu – Г.ц.к.
	96 4	645	570	500	a = 0,3615
	94,3 5,7	640	548		
	85 15	620	548		Вторая фаза
	75 25	580	548		CuAl ₂
	67 33	548			
	60 40	585	548		
	55 45	600	548		
3.	Алюминий – кремний				
	99,95 0,05	659	200		
	99,75 0,25	650	640	400	
	99,25 0,75	645	615	500	Si - полупроводник
	98,75 1,25	642	595	550	Решетка типа алмаза
	98,35 1,65	640	577		

	97,50 2,50 96,00 4,00	635 577 625 577	
4.	Алюминий – кремний 100 0 98,35 1,65 95,0 5,0 88,3 11,7 80 20 60 40 40 60 20 80 0 100	660 100 640 577 620 577 577 690 577 950 577 1150 577 1300 577 1414	
5.	Золото – палладий 100 0 90 10 80 20 60 40 40 60 20 80 10 90 0 100	1063 1190 1100 1265 1175 1380 1285 1450 1350 1475 1380 1500 1450 1554	Pd – Г.ц.к. a = 0,38824
6.	Золото – сурьма 100 0 98 2 96 4 90 10 80 20 68 32 60 40 40 60	1063 200 1010 975 380 950 700 380 800 380 600 380 380 415 380 470 380	Sb – ромбоэдрическая (тригональная). a = 0,45064 $\alpha = 57,1^{\circ}$
7.	Золото – кремний 100 0 90 10 85 15 82 18 70 30 50 50 30 70 10 90 0 100	1063 900 370 690 370 370 700 370 1050 370 1230 370 1360 370 1414	
8.	Висмут – сурьма 100 0 90 10 70 30 40 60 10 90 0 100	271 340 280 450 315 560 400 620 540 630	Bi – тригональная a = 0,47457 $\alpha = 57^{\circ} 14'$
9/	Медь – никель 100 0 80 20 60 40 40 60	1083 1210 1160 1285 1215 1350 1280	Ni – Г.ц.к. a = 0,3524

	20 80 0 100	1410 1365 1453			
10.	Ртуть – таллий 100 0 95 5 91,5 8,5 85 15 78 22 77 23 71 29	-39 -50 -59 -59 -30 -59 -3 -59 0 -40 15		-100	Hg – тригональная a = 0,3005 α = 70,5 Tl – Г.п.у. a = 0,34496 α = 0,55137
11.	Свинец – сурьма 100 0 95 5 90 10 80 20 60 40 20 80 0 100	327 300 246 260 246 280 246 395 246 570 246 631			Pb – Г.ц.к. a = 0,495
12.	Свинец – олово 100 0 95 5 90 10 81 19 60 40 38 62 20 80 3 97 0 100	327 320 280 25 310 250 100 290 183 240 183 183 210 183 230 183 232 100			Sn – тетрагональная объемноцентрированная (при $t > 13^{\circ}\text{C}$), a = 0,58312 c = 0,31814
13.	Олово – цинк 100 0 95 5 91 9 60 40 30 70 0 100	232 210 198 198 198 325 198 400 198 418			Zn – Г.п.у. a = 0,2665 c = 0,4947
14.	Вольфрам – молибден 100 0 80 20 60 40 40 60 20 80 0 100	3400 3310 3210 3180 3040 3010 2880 2830 2740 2625			W – о.ц.к. a = 0,3165 Mo – о.ц.к. a = 0,3146
15.	Вольфрам – ванадий 100 0 90 10 80 20 60 40 40 60 20 80 0 100	3400 3280 2980 3160 2780 2890 2480 2600 2260 2260 2080 1919			V – о.ц.к. a = 0,3028

Лабораторная работа 3

Построение и анализ диаграмм состояния сплавов

1. Раскрыть понятия: сплав, компоненты, фаза.
2. Кратко изложить сущность термического метода построения диаграмм состояния.
3. Построить диаграмму по варианту задания, обозначить линии диаграммы и указать получаемые структуры. Изобразить кристаллические решетки компонентов.
4. Выполнить анализ диаграммы: указать к какому типу она относится, охарактеризовать образующиеся структурные составляющие.

Работу выполнил	
Работу принял	

2.3 Лабораторная работа №4(2 часа).

Тема: «Анализ диаграммы состояния сплавов железо – цементит»

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:

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

2.5.3 Перечень приборов, материалов, используемых в лабораторной работе:

1. Планшет «Диаграмма состояния сплавов Fe-C»

2.1.4 Описание (ход) работы:

Таблица 1. Состав сплавов по вариантам заданий

Вариант	Содержание углерода, %	T, °C	Вариант	Содержание углерода, %	T, °C
1	1. 0,01 2. 5,5	200 300	9	1. 4,3 2. 1,0	600 1400
2	1. 1,5 2. 3,8	1300 900	10	1. 2,3 2. 0,01	1300 100
3	1. 0,2 2. 2,8	500 300	11	1. 5,0 2. 1,2	1000 400
4	1. 1,7	750	12	1. 4,8	1100

	2. 3,0	1000		2. 1,5	800
5	1. 0,4 2. 2,5	700 900	13	1. 0,4 2. 3,0	770 1200
6	1. 0,2 2. 4,3	750 1000	14	1. 2,0 2. 6,0	900 1100
7	1. 0,8 2. 3,5	700 400	15	1. 5,7 2. 0,015	1300 150
8	1. 1,0 2. 5,0	600 900	16	1. 1,1 2. 4,0	750 400

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 C 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 % C. Условное обозначение: А или Fe _{γ} (с).

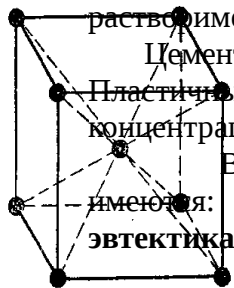
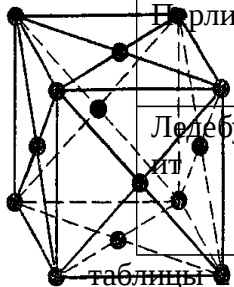
Феррит- ограниченный твёрдый раствор внедрения углерода в α -железе: Ф или Fe _{α} (с).

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

з	Структура	Тип соединения компоненто в или фаз	Концентрация углерода, %	Число фаз	Примерные показатели механических свойств			Общая оценка по механическим свойствам	И
					Гв, МПа	δ, %	НВ		
	Сверхчистое железо	Химический элемент	0, (примесей <0,01)	1	50	70	60	Очень пластично, непрочно	
	Феррит	Твёрдый раствор углерода в α - железе	до 0,006 (при 20°С), до 0,02 (при 727°С)	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 ₃ C	6,67	1	40	0	800	Очень твёрд и хрупок	
	Перлит	Механическая смесь Ф+Ц	0,80	2	600	20	200	Среднепрочный	
	Ледобурит	Механическая смесь перлита и цементита	4,30	2	1147	2	500	Твёрдый и хрупкий	



Феррит – мягкая пластичная фаза (НВ_Ф ≈ 80, δ_Ф ≈ 40, σ_Ф ≈ 300 МПа).
Аустенит более пластичен (δ ≈ 60 %, НВ_А ≈ 180-200), но прочнее феррита из-за большей растворимости углерода и больших искажений решётки.
Цементит очень твёрд, выше 210 °С немагнитен, плавится при 1260 °С.
Пластичные железоуглеродистые сплавы содержат до 2,14 % С – это стали, при большей концентрации углерода при наличии эвтектики сплавы хрупки, это чугуны.

В железоуглеродистых сплавах из равновесных 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.

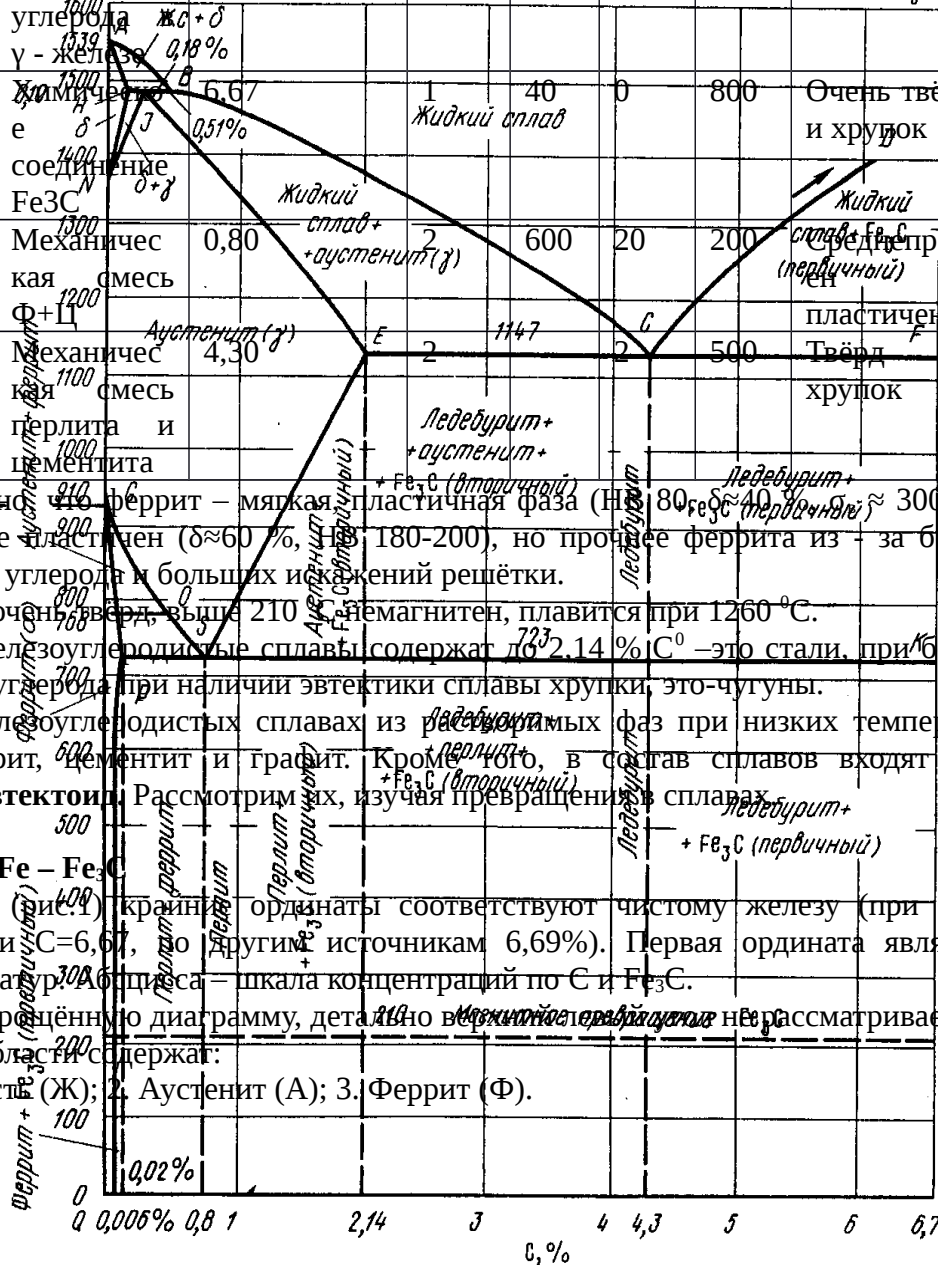
3. Диаграмма Fe – Fe₃C

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

Рассмотрим упрощённую диаграмму, детально в дальнейшем не рассматриваем.

Однофазные области содержат:

1. Жидкость (Ж);
2. Аустенит (А);
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.

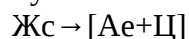
AC – линия начала, а линия

AE – окончания кристаллизации аустенита;

GS – линия начала, а

GP – окончания перекристаллизации аустенита в феррит.

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



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

As → [Фp+Ц]

Линия PSK – линия перлитного превращения, т.к. эвтектоид в системе Fe – C 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 % C. 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 идёт 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 микрошлифе можно видеть немного мелких пластинок Ц111. В сплавах с большим содержанием он наслаивается 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);

Acм – 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 содерж. C, %	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 → А А → Ф	А Ф	Ф
0,006 – 0,02 Q - P		1 – 4 то же, от PQ		Ф====>Ц		Ф+Ц111
0,8	S			А → П		П
0,02 – 0,8 P - S		GS – PS от PS	PSK	А → Ф частично А остат. → П Ф====> Ц111		П+Ф+(Ц111)
0,8 – 2,14 S - E		SE - PSK	PSK	А====>Ц11 А0,8 → П		П+Ц11

4,3	С	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		АС – ЕС ЕС - PSK	ECF PSK	Ж → А Ж4,3 → Л1 А ==> Ц11 А0,8 → П, Л1 → Л11		Л11+П+Ц11

Условные обозначения:
→ - процесс превращения
==> - процесс выделения углерода (Ц).

Из-за отклонения действительных точек от теоретических к условным обозначениям добавляется индекс г – при охлаждении и с – 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.

Для двухкомпонентной системы

$$C=3-\Phi$$

Возможные значения C при числе фаз от 1 до 3:

$C=0$ – это означает, что фазы находятся в равновесии при $T=\text{Const}$, 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(Ф+Ц)] и скрытая теплота выделяется интенсивно. Поэтому охлаждение приостанавливается.

5. Решение задач по правилу отрезков

Задание 1.

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

Для точки К (сплав с 0,3 % С при $T=750\text{ }^{\circ}\text{C}$), 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

Проекция точек пересечения на ось концентрации показывают состав фаз.

Для нашего примера: проекция точки **n** показывает, что жидкость в токе 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

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

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

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 заэвктических 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 в, где второй составляющей будет аустенит. Конода здесь ЕС – линия от аустенита до ледебурита.

$$Q_{\text{л}} = \frac{Ev}{EC} \times 100 = \frac{0,86}{2,16} \times 100 \approx 40\%$$

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

Доля аустенита в точке в будет

$$Q_{\text{а}} = \frac{vC}{EC} \times 100 \approx 60\%$$

При охлаждении эта доля будет уменьшаться из – за выделения Ц11 по закону линии ЕС. 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 p: $\approx 1,3\% \text{ C}$

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

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

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

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

Расчет структурного состава доэвтектических 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.

Лабораторная работа 5

Анализ диаграммы состояния сплавов Fe-Fe3C

1. Привести определения фаз: А,Ф,Ц, а также эвтектики и эвтектоида.
2. 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.
3. Решить задачи по количественному составу сплавов.

Работу выполнил	
Работу принял	

2.1 Лабораторная работа №6(2 часа).

Тема: «Структура железоуглеродистых сплавов в равновесном состоянии»

2.1.1 Цель работы. Изучение микроструктуры железоуглеродистых сплавов и её влияния на механические свойства.

2.1.2 Задачи работы:

1. Исследовать и зарисовать микроструктуры доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной сталей.
2. Определить содержание углерода в них.
3. Изучить влияние содержания углерода на механические свойства сталей и построить соответствующие графики.
4. Изобразить двойную диаграмму железоуглеродистых сплавов и описать кратко отличие метастабильной диаграммы от стабильной.
5. Изучить структуры белых чугунов.
6. Исследовать и зарисовать микроструктуры серого, ковкого, высокопрочного и белого чугуна эвтекктического состава.
7. Изучить способы получения и примерное назначение чугунов.

2.1.3 Перечень приборов, материалов, используемых в лабораторной работе:

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

2.1.4 Описание (ход) работы:

1. Общая характеристика сплавов

Железоуглеродистые сплавы по содержанию углерода подразделяются на три группы: при концентрациях до 0,02 % - технически чистое железо; от 0,02 до 2,14 – стали; больше 2,14% - чугуны.

Диаграмму Fe–Fe₃C называют **равновесной** (условно-или метастабильной), а диаграмму Fe–C – **стабильной** (Рис. 1)

В соответствии с диаграммой Fe–C в интервале линий C¹ – D¹ и C¹ – F¹ из жидкости кристаллизуется графит первичный Г₁, на линии E¹ – C¹ – F¹ – графитная эвтектика, затем выделяется из аустенита Г₁₁, на P¹ – S¹ – K¹ аустенит превращается в графитный эвтектоид (Ф+Г). Для протекания этих процессов нужна чрезвычайно низкая скорость охлаждения сплава или особые условия (наличие графитизаторов и др.)

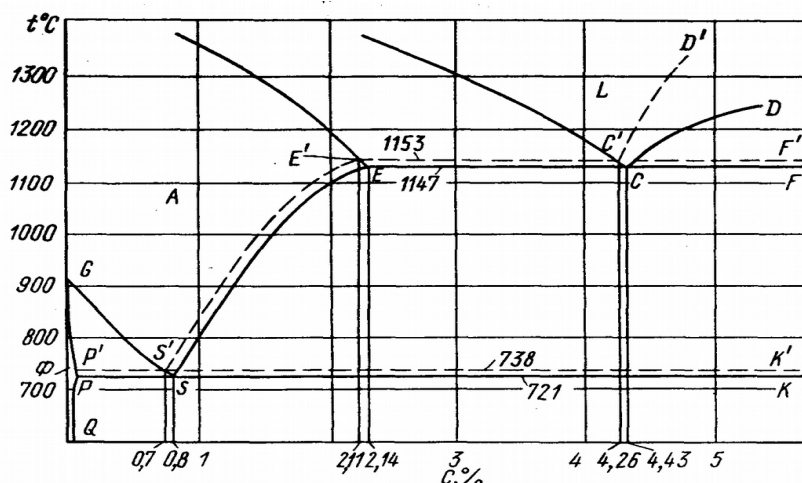


Рис.1. Диаграммы состояния Fe-Fe₃C (сплошные) и Fe-C (штриховые линии)

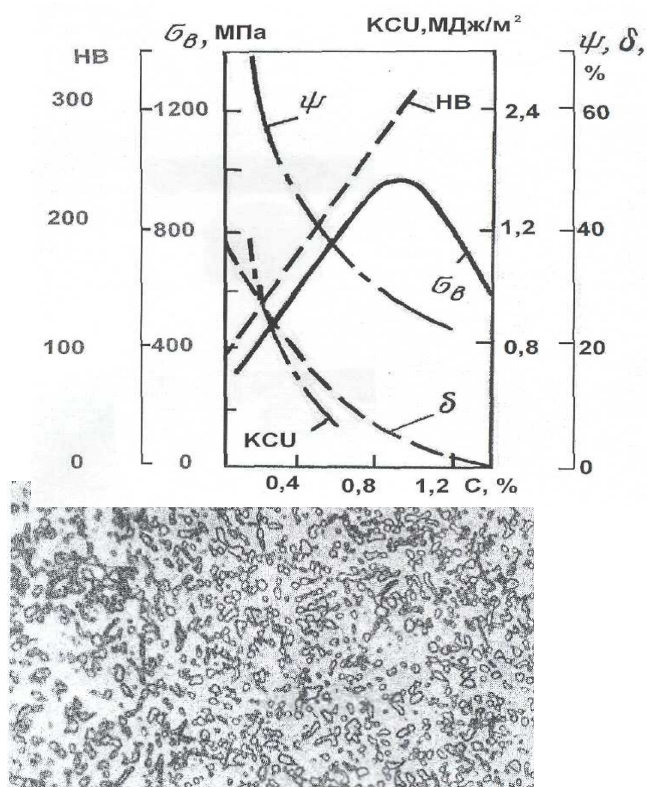
Метастабильной диаграмме соответствуют образование цементита при медленном (за 12 – 15 часов) охлаждении сплавов (от линии CD образуется Ц_I; от SEF – Ц_{II} и т.д.). **Структура и свойства этих сплавов будут определяться содержанием углерода.** Твердость сплавов изменяется линейно – примерно от 80 у феррита до HB 800 у цементита. Прочность, пластичность, ударная вязкость сталей меняются по зависимостям, представленным на рис.2. **Свойства чугунов определяются их структурой.**

Рис.2. Зависимости механических свойств сталей от содержания углерода

2. Микроструктуры сталей

Общей структурной составляющей углеродистых сталей является эвтектоид – **перлит**, образующийся на линии PSK и содержащий 0,8 % C. В сталях с содержанием углерода от 0,02 до 0,8 (доэвтектоидных) избыточной фазой являются феррит, а в заэвтектоидных – цементит.

Перлит – двухфазная структура, состоящая из феррита и цементита. Пластинчатый перлит



имеет тёмный цвет т.к. пластинки цементита более стойкие при травлении, чем феррит,

выступают на поверхности шлифа и затемняют её. Зернистое строение цементита получают специальной термообработкой. Зернистый перлит (рис.3) выглядит светлым и имеет лучшие механические свойства. Перлит (только перлит) образуется из аустенита при 727°C в точке S в виде мелкодисперсной смеси, отчётливо различимой при сравнительно больших увеличениях (от 500 раз).

Рис.3. Перлит зернистый

В доэвтектоидных сталях (рис.4) доля перлита с уменьшением концентрации углерода до 0,02 % снижается до нуля, а доля феррита повышается почти до 100 %.

По микроструктуре доэвтектоидной стали можно определить содержание углерода в ней, исходя из следующих положений:

- структурные составляющие: перлит и феррит;
- в феррите растворяется порядка 0,006 % и этим можно пренебречь, считаем, что весь углерод в перлите;
- плотность перлита и феррита близки.

Следовательно, содержание углерода в сплаве пропорционально содержанию перлита.

Пример 1. *Расчёт содержания углерода в доэвтектоидной стали.*

На микрошлифе площади, занимаемые перлитом и ферритом примерно одинаковы (~ по 50 %). Если в перлите содержится 0,8% С, то в сплаве будет углерода около 0,4 %.

Заэвтектоидная сталь (рис 5) имеет темные перлитные зерна с белой цементитной прослойкой (сеткой) по их границам. С увеличением содержания углерода толщина прослойки увеличивается.

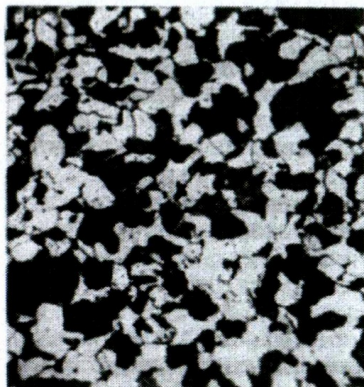


Рис. 4. Сталь доэвтектоидная (перлит и феррит)

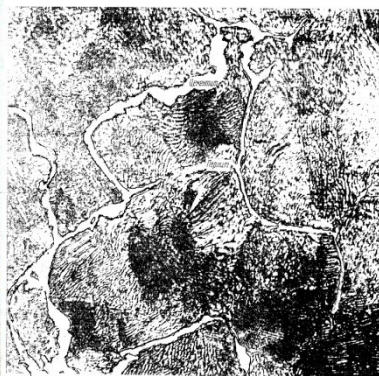


Рис.5. Сталь заэвтектоидная (перлит и цементит)

Пример 2. *Определить содержание углерода в заэвтектоидной стали.*

Примем, что цементит занимает 5% площади, а перлит 95. Тогда доля углерода в перлитной составляющей сплава будет

$$X_1 = 0,8 \cdot 95 / 100 = 0,76 \quad \%$$

В цементитной сетке

$$6,67 - 100\%$$

$$X_2 - 5\% \quad \text{Отсюда } X_2 = 6,67 \cdot 5 / 100 \approx 0,33.$$

Всего в таком сплаве углерода содержится $X_1 + X_2 \approx 1,1\%$.

3. Микроструктура и свойства чугунов

Для чугунов в равновесном состоянии общей структурной составляющей является эвтектика-ледебурит.

Ледебурит (4,3%С) подобно перлиту – мелкокристаллическая смесь. В точке С образуется смесь А и Ц. При охлаждении на линии A_1 аустенит превращается в перлит и при комнатной температуре сплав представляет собой сплошную цементитную матрицу с размещёнными в ней мелкодисперсными колониями перлита (рис.6), доля которого менее 40%. Такое строение ледебурита обеспечивает очень высокую твердость и хрупкость его.

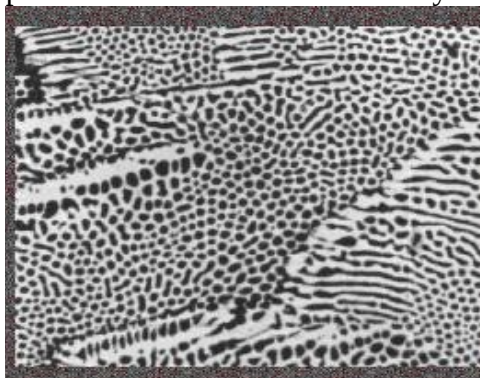


Рис.6. Ледебурит

Доэвтектические чугуны наряду с ледебуритом содержат перлит и Ц_{11} , а заэвтектические состоят из ледебурита и крупных кристаллов Ц_1 (рисунки 7 и 8). Все эти чугуны называют **белыми**, т.к. в них практически весь углерод связан в цементите и в изломе они матово-белые.

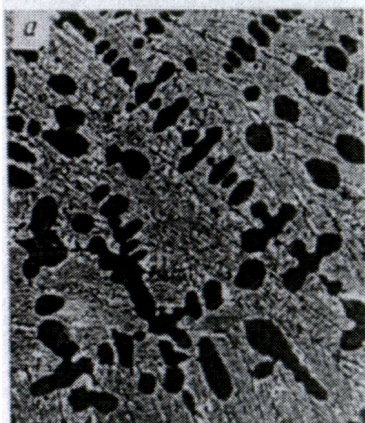


Рис.7. Чугун доэвтектический

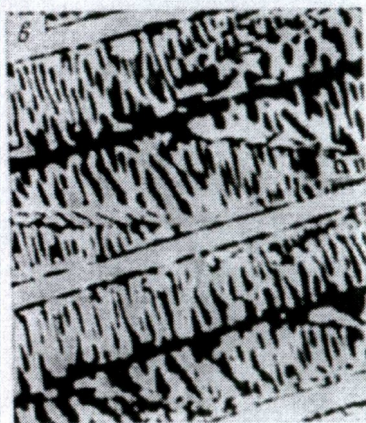


Рис.8. Чугун заэвтектический

Белый чугун тверд и хрупок, почти не поддается обработке резанием и потому применяется как конструкционный материал весьма ограниченно. В основном белые чугуны переплавляют в сталь и используют в качестве литейных материалов.

Широко применяются как конструкционный материал чугуны, в которых весь углерод (или большая часть его) структурно свободен и имеет форму графита. Это серый, ковкий и высокопрочный графитизированные чугуны.

3.1. Серый чугун

Получают серый чугун путём переплава белых литейных чугунов с использованием графитизаторов. В частности, вводят кремний, который растворяясь в аустените, способствует обогащению жидкости углеродом и тем самым – облегчению процесса графитизации.

Графит в серых чугунах имеет пластинчатую форму (рис. 9), металлическая основа может быть различной:

- перлитная, связано углерода в Fe_3C 0,8%;
- перлитно-ферритная, связано от 0,1 до 0,8% С;

- ферритная, связано менее 0,1%С, остальное количество – в графите.

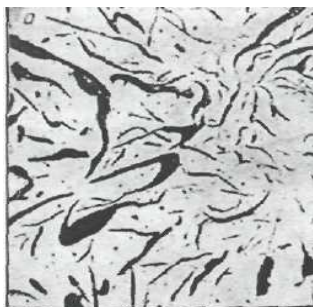


Рис.9. Серый
чугун

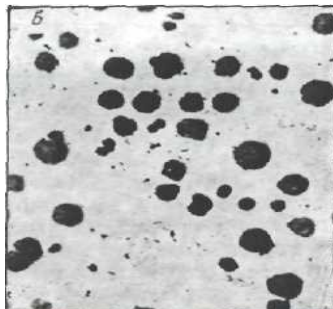


Рис.10. Высокопрочный
чугун

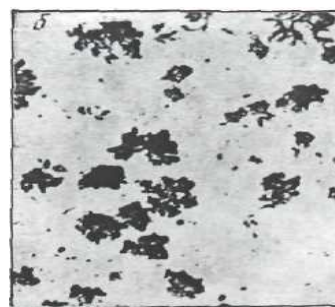


Рис.11. Ковкий
чугун

Серый чугун при сжатии обнаруживает механические свойства близкие к свойствам его основы (перлитная, ферритная и т.д.). При растяжении, изгибе и других видах нагружения показатели его механических свойств низки, но он обладает хорошими литейными свойствами.

3.2. Высокопрочный чугун

В высокопрочных чугунах графитные включения шаровидны (рис.10). Поэтому резкой концентрации напряжений, как в серых чугунах при пластинчатой форме полостей в металлической основе, не создаётся.

Основа чугунов также бывает перлитной, перлитно-ферритной и ферритной.

Высокопрочные чугуны получают двойным модифицированием – введением в расплав графитизаторов и сфероидизаторов (Mg до 0,5% или церия, кальция, бария). Из таких чугунов изготавливают весьма ответственные изделия.

3.3. Ковкие чугуны

Получают ковкие чугуны отжигом (томлением) белого чугуна: длительной выдержкой аустенитно–цементитной структуры, завершающейся распадом цементита $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow 3 \text{Fe}_\gamma + \text{Г}$.

При этом графит образуется хлопьевидный (рис.11).

Если такую структуру охладить быстро, то будет получена перлитная основа. При других режимах охлаждения получают ковкие чугуны ферритные или ферритно-перлитные.

Показатели механических свойств ковких чугунов занимают промежуточное положение в сравнении с характеристиками серых и высокопрочных чугунов.

Для выявления наличия графита и формы его включений рекомендуется исследовать сплавы в нетравленном состоянии. Металлическую основу чугунов изучают на протравленных шлифах.

Форма отчёта

Лабораторная работа 5

Железоуглеродистые сплавы в равновесном состоянии

1. **Определения** групп углеродистых сталей. Например. Эвтектоидная – сталь, содержащая... углерода ...и т.д.
2. **Рисунки** исследованных на микроскопе доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной сталей.
3. Расчёт содержания углерода в до - и заэвтектоидной сталях.
4. Графические зависимости механических свойств сталей от содержания углерода.
5. Двойная диаграмма состояния сплавов (Fe – C, Fe- Ц) и краткое пояснение их отличий.

6. **Рисунки** белого чугуна эвтектического состава и серого, ковкого, высокопрочного чугунов.
7. Краткая сравнительная оценка механических свойств чугунов.

Работу выполнил	
Работу принял	

2.1 Лабораторная работа №7 (4 часа).

Тема: «Классификация и маркировка углеродных сталей и чугунов»

2.1.1 Цель работы. Изучение современной классификации сталей и чугунов а также их маркировки по ГОСТ

2.1.2 Задачи работы:

1. Изучить классификацию и назначение сталей и чугунов.
2. Изучить принципы маркировки железоуглеродистых сплавов.
3. Расшифровать заданные марки сплавов, указать их состав и показатели механических свойств.
4. Привести примеры использования заданных материалов.
5. Оформить отчёт.

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

2.1.4 Описание (ход) работы:

1. Общие требования к конструкционным сталям

Стали, из которых изготавливают элементы различных конструкций, детали машин и механизмов должны обладать высокой прочностью, обеспечивать длительную и надёжную работу в условиях эксплуатации, хорошо сопротивляться ударным нагрузкам (быть достаточно вязкими).

Для деталей, подвержённых износу, стали должны быть износостойкими; для работающих при знакопеременных нагрузках - обладать высоким сопротивлением усталости. Нередко необходимо сопротивление хрупкому разрушению и распространению трещин.

Стали должны иметь и высокие технологические свойства: литейные, обрабатываемость давлением и резанием, свариваемость.

Из всех современных материалов и прогнозируемых на будущее, только сталь позволяет получать сочетание высоких значений различных показателей при сравнительно невысокой стоимости. Поэтому она является основным конструкционным материалом.

Наряду с углеродистыми широко применяются легированные (более прочные и надёжные) конструкционные стали.

2. Классификация углеродистых сталей

По способу производства:

- электроласти (самые чистые по содержанию примесей);
- кислородно-конверторные;
- мартеновские.

По назначению:

- конструкционные углеродистые;
- инструментальные углеродистые.

По степени раскисления:

- кипящая;
- полуспокойная;
- спокойная.

По структуре:

- доэвтектоидная (до 0,8 % С, структура – П+Ф);
- эвтектоидная (П);
- заэвтектоидная (более 0,8 - 2,14 % С; структура – зерна перлита, окаймлённые сеткой цементита).

По качеств (табл.1):

- обыкновенного качества;
- качественные;
- высококачественные.

По содержанию углерода качественные стали подразделяют на три группы:

- низкоуглеродистые (до 0,25 % С);
- среднеуглеродистые (0,3 – 0,5);
- высокоуглеродистые конструкционные (до 0,65 % С).

Таблица 1. Классификация углеродистых сталей по качеству

	S, %	P, %
Стали обыкновенного качества	до 0,05	до 0,04
Качественные конструкционные	0,04	0,035
Качественные инструментальные	0,03	0,030
Высококачественные инструментальные	0,02	0,025

Повышенное содержание серы вызывает *красноломкость* – хрупкость при температурных ОМД: ковке, прокатке; а фосфор охрупчивает металл при низких температурах (вызывает *хладноломкость*).

Стали разной степени раскисления

Кипящие стали – дешёвые, т.к. при их выплавке расходуется мало специальных добавок. Они пластичные, но непрочные.

В них много кислорода, который выделяется из расплава в виде СО и создаёт при этом эффект кипения. Слиток содержит газовые пузыри.

В слитках кипящей стали очень выраженная ликвация – в головной части содержание углерода достигает 400 и серы 900 % от их среднего содержания, что примерно в 7 раз превышает показатели спокойной стали. Поэтому прокат из кипящей стали отличается неоднородностью структуры и механических свойств.

Спокойная сталь раскисляется Si, Mn, Al. Металл однороднее по составу, более прочен, имеет меньшую склонность к росту зерна, чем раскисленный меньше.

При затвердевании слитка в изложнице образуется большая усадочная раковина (по массе отрезают 12 – 16 %). Для кипящей стали выход годного превышает 95 %. Из-за потери массы и расходов на ферросплавы и алюминий спокойная сталь дороже кипящей.

Полуспокойная сталь обрабатывается небольшим количеством раскислителей: Mn и Si (кипящая - только Mn).

По однородности состава, микроструктуры и механических свойств, по прочностным показателям прокат из полуспокойной стали занимает промежуточное положение между прокатом из кипящей и спокойной сталей.

3. Маркировка сталей

3.1. Стали обыкновенного качества

Стали углеродистые обыкновенного качества по ГОСТ 380-94 маркируют следующим образом: Ст □□□,

где Ст – сталь углеродистая обыкновенного качества;

□ – условный номер марки (от 0 до 6);

□□ – степень раскисления (кп; пс; сп).

Примеры обозначения: Ст1пс, Ст3кп, Ст6сп.

Стали с повышенным содержанием марганца: Ст3Гпс, Ст3Гсп, (Mn 0,8-1.10 %), Ст5Гпс (Mn 0,8-1,20 %).

Таблица 2

Марки и состав сталей обыкновенного качества

Марка стали	Массовая доля, %		
	C	Mn	Si
Ст 0	Не более 0,23	-	-
Ст 1 кп	0,06 – 0,12	0,25 – 0,50	Не более 0,05
Ст 1 пс	0,06 – 0,12	0,25 – 0,50	0,05 – 0,15
Ст 1 сп	0,06 – 0,12	0,25 – 0,50	0,15 – 0,30
Ст 2 кп	0,09 – 0,15	0,25 – 0,50	Не более 0,05
Ст 2 пс	0,09 – 0,15	0,25 – 0,50	0,05 – 0,15
Ст 2 сп	0,09 – 0,15	0,25 – 0,50	0,15 – 0,30
Ст 3 кп	0,14 - 0,22	0,30 – 0,60	Не более 0,05
Ст 3 пс	0,14 - 0,22	0,40 – 0,65	0,05 – 0,15
Ст 3 сп	0,14 - 0,22	0,40 – 0,65	0,15 – 0,30
Ст 3Гпс	0,14 - 0,22	0,80 – 1,10	Не более 0,15
Ст 3Гсп	0,14 - 0,20	0,80 – 1,10	0,15 – 0,30
Ст 4 кп	0,18 – 0,27	0,40 – 0,70	Не более 0,05
Ст 4 пс	0,18 – 0,27	0,40 – 0,70	0,05 – 0,15
Ст 4 сп	0,18 – 0,27	0,40 – 0,70	0,15 – 0,30
Ст 5 пс	0,28 – 0,37	0,50 – 0,80	0,05 – 0,15
Ст 5сп	0,28 – 0,37	0,50 – 0,80	0,15 – 0,30
Ст 5Гпс	0,22 - 0,30	0,80 – 1,20	Не более 0,15
Ст5Гпс	0,22 – 0,30	0,80 – 1,20	Не более 0,15
Ст 6 пс	0,38 – 0,49	0,50 – 0,80	0,05 – 0,15
Ст 6 сп	0,38 – 0,49	0,50 – 0,80	0,15 – 0,30

**Таблица 3. Механические свойства проката (не менее)
из углеродистых сталей обыкновенного качества**

Марка стали	σ_B , МПа	σ_T , МПа, при толщине проката, мм			δ , %, при толщине проката, мм		
		10-20	20-40	>100	≤20	20-40	>40
Ст 0	≥300	-	-	-	18	18	15
Ст 3 кп	360-460	235	225	185	27	26	24
Ст 3 пс	370-480	245	235	205	26	25	23
Ст 3 сп	380-490	245	235	205	25	25	22
Ст 4 кп	400-510	255	245	225	25	24	22
Ст4пс, Ст4сп	410-530	265	255	235	24	23	21
Ст 5 пс	490-630	285	275	255	20	19	17
Ст 5 сп	490-630	285	275	255	20	19	17

Стбпс, Стбсп	≥590	315	315	295	25	14	12
--------------	------	-----	-----	-----	----	----	----

Категория назначается для проката в зависимости от условий эксплуатации изделий из сталей. В марках категории не указывают.

Стали обыкновенного качества выплавляют в мартеновских печах и конверторах. Прокат в зависимости от назначения разделяют на три группы:

I – используемый без обработки поверхности;

II – с обработкой резанием;

III- с обработкой давлением.

Применяют для изготовления кровельной жести ($S=0,25-2$ мм), различной тары (банки консервные, цистерны для спирта и т.п.), проволоки и метизов (болты, шурупы, шпильки, заклёпки), малонагруженных осей, валов, звездочек для элементов сварных и не сварных конструкций.

Таблица 4. Категории сталей обыкновенного качества

Категории	ов, ст, δ, «Изгиб»	Химич. состав	Ударная вязкость		
			при 20°C	при-20	при-20 после старения
1	Для всех категорий				
2		+			
3		+	+		
4		+		+	
5		+			+

3.2. Качественные углеродистые стали выплавляют в электропечах, кислородных конверторах и мартеновских печах.

По **ГОСТ 1050 – 88** качественные углеродистые стали маркируют двузначными цифрами 05, 10, 15 и т.д. 60, соответствующими среднему содержанию углерода в сотых долях процента.

Для хорошо раскислённых спокойных сталей степень раскисления не указывают, для частично раскислённых указывают. Перечень качественных конструкционных сталей и их состав приведены в таблице 5, а механические свойства проката – в таблице 6.

Таблица 5. Химический состав углеродистых качественных сталей

Марка стали	C, %	Mn, %	Si, %	Cr, % не более
-------------	------	-------	-------	----------------

08 КП	0,05 – 0,12	0,25 – 0,50	≤ 0,03	0,10
08 ПС	0,05 – 0,11	0,35 – 0,65	0,05 – 0,17	0,10
08	0,05 – 0,12	0,35 – 0,65	0,17 – 0,37	0,10
10 КП	0,07 – 0,14	0,25 – 0,50	≤ 0,07	0,15
10 ПС	0,07 – 0,14	0,35 – 0,65	0,07 – 0,17	0,15
10	0,07 – 0,14	0,35 – 0,65	0,17 – 0,37	0,15
11 КП	0,05 – 0,12	0,30 – 0,50	≤ 0,06	0,15
15 КП	0,12 – 0,19	0,25 – 0,50	≤ 0,07	0,25
15 ПС	0,12 – 0,19	0,35 – 0,65	0,05 – 0,17	0,25
15	0,12 – 0,19	0,35 – 0,65	0,17 – 0,37	0,25
18 КП	0,12 – 0,20	0,30 – 0,50	0,17 – 0,37	0,15
20 КП	0,17 – 0,24	0,25 – 0,50	0,17 – 0,37	0,25
20 ПС	0,17 – 0,24	0,35 – 0,65	0,17 – 0,37	0,25
20	0,17 – 0,24	0,50 – 0,80	0,17 – 0,37	0,25
25	0,22 – 0,30	0,50 – 0,80	0,17 – 0,37	0,25
30	0,27 – 0,35	0,50 – 0,80	0,17 – 0,37	0,25
35	0,32 – 0,40	0,50 – 0,80	0,17 – 0,37	0,25
40	0,37 – 0,45	0,50 – 0,80	0,17 – 0,37	0,25
45	0,42 – 0,50	0,50 – 0,80	0,17 – 0,37	0,25
50	0,47 – 0,55	0,50 – 0,80	0,17 – 0,37	0,25
55	0,52 – 0,60	0,50 – 0,80	0,17 – 0,37	0,25
58	0,55 – 0,63	≤ 0,20	0,10 – 0,37	0,15
60	0,57 – 0,65	0,50 – 0,80	0,17 – 0,37	0,25

Таблица 6. Механические свойства проката из углеродистой качественной стали

Марка стали	Не менее			
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
08	196	320	33	60
10	205	330	31	55
15	225	370	27	55
20	245	410	25	55
25	275	450	23	50
30	295	490	21	50
35	315	530	20	45
40	335	570	19	45
45	355	600	16	40
50	375	630	14	40
55	380	650	13	35
58(55 пс)	315	600	12	28
60	400	680	12	35

Низкоуглеродистые стали по назначению делят на две подгруппы:

1. Стали 05,08,10 – для холодной штамповки и сварки, изготовления шайб, прокладок, крышек, кожухов.
2. Стали 15,20,25 – цементируемые: для изготовления мелких деталей, работающих на износ (кулачки, толкатели, малонагруженные шестерни и т.п.). Поверхностный слой закаливают, а сердцевина остаётся вязкой.

3. Среднеуглеродистые стали 30,35, и т.д. 50, 55 применяют для изготовления ответственных изделий (коленчатых валов низкооборотных двигателей, шатунов, зубчатых колёс, осей и т.п.), подвергаемых термической обработке.
4. Стали 60,65 и др. применяют в качестве рессорно – пружинных.

3.3. Инструментальные углеродистые стали согласно ГОСТ 1435 – 90 маркируют буквой «У» и числом (одно – двузначная цифра), указывающим среднее содержание углерода в десятых долях %.

Стали У7 – У13 – качественные, У7А – У13А – высококачественные.

Таблица 7. Состав инструментальных сталей

Марка стали	Массовая доля элемента, %				
	Углерода	Кремня	Марганца	Серы	Фосфора
				не более	
У7	0,65 – 0,74	0,17 - 0,33	0,17 - 0,33	0,028	0,030
У8	0,75 – 0,84	0,17 - 0,33	0,17 - 0,33	0,028	0,030
У8Г	0,80 – 0,90	0,17 - 0,33	0,33 – 0,58	0,028	0,030
У9	0,85 – 0,94	0,17 - 0,33	0,17 - 0,33	0,028	0,030
У10	0,95 – 1,04	0,17 - 0,33	0,17 - 0,33	0,028	0,030
У11	1,05 – 1,14	0,17 - 0,33	0,17 - 0,33	0,028	0,030
У12	1,15 – 1,24	0,17 - 0,33	0,17 - 0,33	0,028	0,030
У13	1,25 – 1,35	0,17 - 0,33	0,17 - 0,33	0,028	0,030
У7А	0,65 – 0,74	0,17 - 0,33	0,17 – 0,28	0,018	0,025
У8А	0,75 – 0,84	0,17 - 0,33	0,17 – 0,28	0,018	0,025
У8ГА	0,80 – 0,90	0,17 - 0,33	0,33 – 0,58	0,018	0,025
У9А	0,85 – 0,94	0,17 - 0,33	0,17 – 0,28	0,018	0,025
У10А	0,95 – 1,04	0,17 - 0,33	0,17 – 0,28	0,018	0,025
У11А	1,05 – 1,14	0,17 - 0,33	0,17 – 0,28	0,018	0,025
У12А	1,15 – 1,24	0,17 - 0,33	0,17 – 0,28	0,018	0,025
У13А	1,25 – 1,35	0,17 - 0,33	0,17 – 0,28	0,018	0,025

Стали повышенной вязкости (У7 – У9) применяют для изготовления режущего инструмента, подвергающегося ударным нагрузкам (зубила, кернеры, молотки).

Стали высокой твердости (У10 – У13) – для инструмента, не подвергающегося ударным нагрузкам (напильники, шаберы и т.п.)

4. Чугуны

4.1. Серый чугун

На долю серого чугуна с пластинчатым графитом приходится около 80 % общего производства чугунных отливок.

Полости с графитом остроконечны и потому являются внутренними концентраторами напряжений. К тому же уменьшается сечение металлической основы; пустоты сильно снижают прочность чугуна при растяжении, изгибе. На сжатие чугун работает хорошо, он малочувствителен к поверхностным надрезам и царапинам, хорошо обрабатывается резанием.

Маркируют серые чугуны буквами СЧ и числом, указывающим временное сопротивление при растяжении. По ГОСТ 1412 – 85 выпускают чугуны шести основных марок (таблица 8).

Таблица 8. Прочность и химический состав (масс.%) чугунов с пластичным графитом

Марка чугуна	σ_b , МПа (кгс/мм ²)	Углерод	Кремний	Марганец	Фосфор	Сера
					не более	
СЧ 10	100 (10)	3,5 -3,7	2,2 – 2,6	0,5 – 0,8	0,3	0,15

СЧ 15	150 (15)	3,5 – 3,7	2,0 – 2,4	0,5 – 0,8	0,2	0,15
СЧ 20	200 (20)	3,3 -3,5	1,4 – 2,4	0,7 – 1,0	0,2	0,15
СЧ 25	250 (25)	3,2 - ,34	1,4 – 2,2	0,7 – 1,0	0,2	0,15
СЧ 30	300 (30)	3,0 – 3,2	1,3 – 1,9	0,7 – 1,0	0,2	0,12
СЧ 35	350 (35)	2,9 – 3,0	1,2 – 1,5	0,7 – 1,1	0,2	0,12

По требованию потребителя выпускают чугуны СЧ18; СЧ21 и СЧ24.

Лучшими литейными свойствами, наивысшей демпфирующей способностью обладают чугуны СЧ10; СЧ15. Но более широко в машиностроении используются чугуны СЧ20 – СЧ35.

В основном серые чугуны применяют для станин, корпусных деталей, в с.-х. машиностроении и для санитарно – технического оборудования (ванны, отопительные радиаторы, трубы).

4.2. Высокопрочный чугун

В соответствии с ГОСТ 7293 – 85 чугуны с шаровидным графитом маркируют буквами ВЧ и числом, показывающим предел прочности при растяжении (в 0,1 МПа).

Таблица 9. **Марки и характеристики свойств высокопрочных чугунов**

Марки чугуна	σ_B , МПа (кгс/мм ²)	$\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм ²)	δ , %	НВ
	не менее			
ВЧ35	350(35)	220(22)	22	140 – 170
ВЧ40	400(40)	250(25)	15	140 – 202
ВЧ45	450(45)	310(31)	10	140 – 225
ВЧ50	500(50)	320(32)	7	153 – 245
ВЧ60	600(60)	370(37)	3	192 – 277
ВЧ70	700(70)	420(42)	2	228 – 302
ВЧ80	800(80)	480(48)	2	248 – 351
ВЧ100	1000(100)	700(70)	2	270 - 360

Во всех чугунах марок ВЧ содержание углерода высокое и практически одинаковое – углеродный эквивалент

$$C_3 = C + 0,3 (Si+P) = 4,1 - 4,3$$

Механические свойства зависят в основном от структуры металлической основы, формирующейся в процессе литья и последующей термообработки (ТО).

Виды ТО для отливок из ВЧ:

- отжиг (от 550 °С) для снижения литейных напряжений;
- графитизирующий отжиг;
- нормализация (от 900 °С) для получения перлитной основы с повышенными свойствами;
- закалка в масле и низкий отпуск.

Закалка серых чугунов неэффективна (не применяется).

Высокопрочные чугуны применяют для замены литой стали в изделиях ответственного назначения (станины прокатных станов, молотов и прессов; коленчатые валы дизельных, в том числе автомобильных двигателей).

4.3. Ковкий чугун

Ковкий чугун получают отжигом отливок из белого чугуна. Он содержит *углерод отжига* – графит в компактной форме.

По ГОСТ 1215 – 79 ковкий чугун маркируют буквами КЧ, за которым указывают предел прочности при растяжении и относительное удлинение (таблица 10.)

Таблица 10. **Характеристики механических свойств ковких чугунов**

Марка ковкого чугуна ферритного и перлитного класса	Временное сопротивление разрыву МПа (кгс/мм ²), не менее	Относительное удлинение, % не менее	Твёрдость, НВ
КЧ 30-6	294 (30)	6	100 – 163
КЧ 33-8	323 (33)	8	100 – 163
КЧ 35-10	333 (35)	10	100 – 163
КЧ 37-12	362 (37)	12	110 – 163
КЧ 45-7	441 (45)	7	150 -207
КЧ 50-5	490 (50)	5	170 – 230
КЧ 55-4	539 (55)	4	192 – 241
КЧ 60-3	588 (60)	3	200 – 269
КЧ 65-3	637 (65)	3	212 – 269
КЧ 70-2	686 (70)	2	241 – 285
КЧ 80-1,5	784 (80)	1,5	270 - 320

Прочность и пластичность этих чугунов зависят от дисперсности и количества графитных включений, а также от структуры металлической основы. Наиболее, прочен перлитный, а пластичен – ферритный чугуны.

Ковкий чугун имеет лучшие, чем серый, механические свойства и его широко применяют в автомобильной промышленности, с.-х. машиностроении и др. отраслях для изготовления мелких и средних по массе деталей.

Форма отчёта

Лабораторная работа 6 Классификация и маркировка углеродистых сталей и чугунов

1. Классификация качественных сталей по содержанию углерода.
2. Классификация инструментальных сталей по качеству.
3. Расшифровка марок сплавов по заданию.
4. Таблица: состав и свойства сталей и чугунов.

Состав и свойства сталей и чугунов

Марка сплава	ГОСТ	Содержание основных элементов, %					Показатели мех - их свойств			
		С	Si	Mn	S	P	σв, МПа	σТ(σ _{0,2}), МПа	δ, %	НВ

Работу выполнил:	
Работу принял:	

2.4 Лабораторная работа №7(2 часа).

Тема: «Макроанализ металлов и сплавов»

2.4.1 Цель работы: Изучение методики макроанализа металлов и сплавов

2.4.2 Задачи работы:

1. Изучить теоретические вопросы.
2. Описать основные методы исследования макроструктуры.
3. Ознакомиться с изломами и макрошлифами.
4. Составить отчёт.

2.4.3 Перечень приборов, материалов, используемых в лабораторной работе:

1. Увеличительная лупа
2. Образцы изломов

2.4.4 Описание (ход) работы:

1. Общие сведения

Макроанализ – исследование строения металлов и сплавов невооруженным глазом или при небольших увеличениях (до 30 раз). Наблюдаемая при этом структура называется **макроструктурой**.

Макроанализ позволяет оценить качество материала, выявить наличие в нем макродефектов (поры, трещины, газовые пузыри); характер предшествующей обработки материала (литьё, сварка, обработка давлением, резание, наплавка, термическая и химико–термическая обработка); структурную и химическую неоднородность; волокнистость; трещины и характер разрушения изделия.

Макродефекты могут располагаться на поверхности изделия (трещины, усадочные пустоты, надрывы и др.) и внутри. Внутренние дефекты и особенности структуры выявляют при изучении изломов. Кроме того существует второй метод анализа метод макрошлифов.

Макрошлиф – это образец с плоской шлифованной и протравленной поверхностью, вырезанный из исследуемого участка детали или заготовки. Его получают шлифованием (как микрошлиф) с последующим поверхностным или глубоким травлением (после промывания и сушки) специальными реактивами.

2. Метод изломов

Излом – поверхность, образующаяся после разрушения образца или изделия.

Виды излома. Теоретически существуют два основных вида излома: хрупкий и пластичный (Рис. 1). На практике различают: хрупкий, вязкий, смешанный и усталостный изломы.

Хрупкий (кристаллический) излом характеризуется наличием на поверхности блестящих фасеток (элементарных плоскостей излома). Т.к. разрушение протекает без заметной пластической деформации, то форма и размеры зерен не искажены. Разрушение может происходить по границам

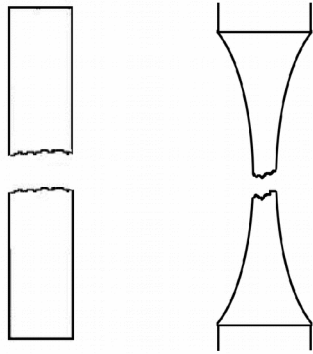


Рис. 1 Хрупкий и пластичный изломы образцов

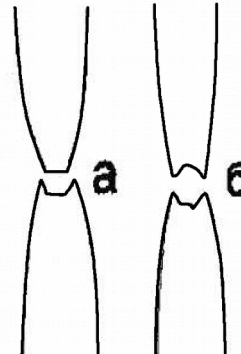


Рис. 2 Типы вязкого разрушения:
а - чашечка с конусом;
б - двойная чашечка

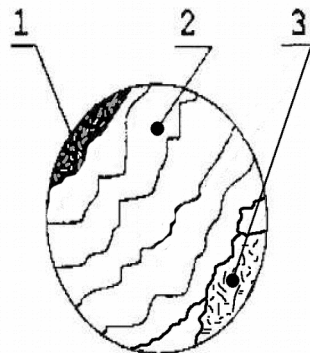


Рис. 3 Усталостный излом:
1 - очаг разрушения;
2 - зона усталости;
3 - зона долома

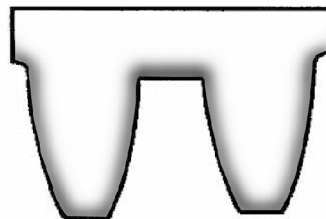


Рис. 4 Макроструктура науглероженного зубчатого колеса

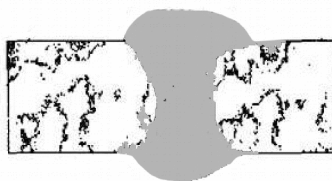


Рис. 5 Химическая неоднородность сварного соединения

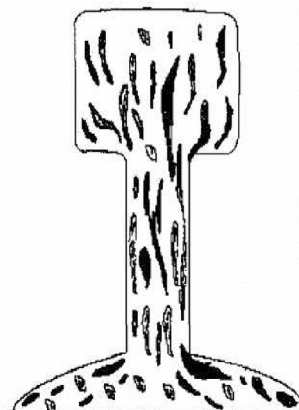


Рис. 6 Ликвация серы в стали

зерен, когда они ослаблены – это межкристаллический излом, либо через зерна – транскристаллический излом. Разновидности хрупкого излома:

Нафталинистый – транскристаллический с крупным, тусклым (бесцветным) зерном. Наблюдается в перегретых легированных сталях.

Камневидный излом характерен для крупнозернистых структур, бывает преимущественно межкристаллическим. Причина образования – перераспределение примесей при перегреве металла с выделением их в приграничных участках.

Фарфоровидный излом – матовый, мелкозернистый. Характерен для правильно закалённой стали.

Вязкий (волокнуистый) излом имеет бугристо – сглаженный рельеф со следами местной пластической деформации на поверхности. По виду вязкого излома нельзя судить о форме и размерах зерен металла.

Различают два типа вязкого разрушения образцов: ”чашечка с конусом” и ”двойная чашечка с конусом”. Обычно изломы бывают смешанными, когда на поверхности наблюдаются участки вязкого и хрупкого разрушения.

При этом середина излома имеет волокнуистую поверхность и расположена перпендикулярно к оси образца, а боковые грани – коническая поверхность среза.

Усталостный излом образуется в результате длительного воздействия циклически изменяющихся напряжений. Излом состоит из очага разрушения (места образования микротрещины) и двух зон – усталости и долома. Очаг разрушения примыкает к наружной поверхности и имеет небольшие размеры и гладкую притёртую поверхность. Зона усталости с мелкозернистым изломом и характерными кольцевыми бороздками, свидетельствующими о скачкообразном развитии трещины. Зона долома со структурой, характерной для излома с однократным нагружением.

Изломы металлов могут существенно отличаться по цвету. Так стали и белые чугуны, в которых весь углерод связан в цементите, имеют светло – серый излом. У графитизированных сплавов – серый или чёрный излом.

Изучение изломов позволяет выявить: особенности макроструктуры – размеры зерен, характер предшествующий обработки давлением; особенности литья (скорость и равномерность охлаждения сплава); особенности термической обработки; дефекты внутреннего строения.

3. Метод макрошлифов

Этот метод позволяет выявить форму и расположение зерен в литом металле; текстуру (определенную ориентацию зерен) в поковках и штамповках; дефекты строения; химическую неоднородность металла.

Неоднородность сплава

Структурная – например, в стали, закалённой токами высокой частоты. При этом в тонком поверхностном слое будет мелкозернистая структура закалки, а в остальном объеме – исходная структура с более крупным зерном.

Химическая неоднородность изделия, подвергнутого химико-термической обработке, при которой поверхностный слой насыщается каким – то химическим элементом; наплавленного изделия; сварного соединения.

Ликвация – химическая неоднородность сплава, возникающая при его производстве. Так, при кристаллизации легкоплавкие элементы и неметаллические включения (сульфиды, фосфиды, оксиды) оттесняются дендритами, всплывают вверх и таким образом концентрируются в определенных зонах. Вредные примеси сера, и фосфор оказывают существенное влияние на строение и свойства металла, поэтому важно знать их распределение.

Ликвацию серы в стали или чугуне можно оценить методом Баумана: бромосерябреную фотобумагу смачивают раствором серной кислоты и просушивают, затем накладывают её на микрошлиф и за 2-3 мин. получают отпечаток, закрепляют его в водном растворе

гипосульфита. Темно-коричневый рисунок Ag_2S на бумаге фиксирует распределение скоплений сульфида на макрошлифе.

Для выявления *дендритности* строения литых и текстуры деформированных металлов макрошлифы подвергают глубокому травлению более активными реактивами. При этом могут проявляться даже внутренние дефекты (поры, раковины, ликвация, трещины и др.). Текстура возникает при обработке металла давлением, ковке, штамповке, прокатке и др. При деформации дезориентированные дендриты поворачиваются и вытягиваются в полосы, образуя полосчатость структуры. Неметаллические включения, расположенные по границам зерен, вытягиваются образуя волокнистость. Это приводит к неодинаковости (анизотропии) свойств металла: пластичность, ударная вязкость, прочность вдоль волокон выше. Поэтому ответственные детали, особенно работающие при высоких динамических нагрузках (коленчатые валы, шатуны, клапаны, шестерни, крюки), изготавливают так, чтобы волокна в них не перерезались, а располагались в направлении действия рабочих напряжений.

Задания (к пункту 3 отчета о работе)

1. Зарисовать схематично образец с изломом и кратко описать особенности макроструктуры.
2. Дать краткое пояснение к рисунку..., отражающее особенности макроструктуры.

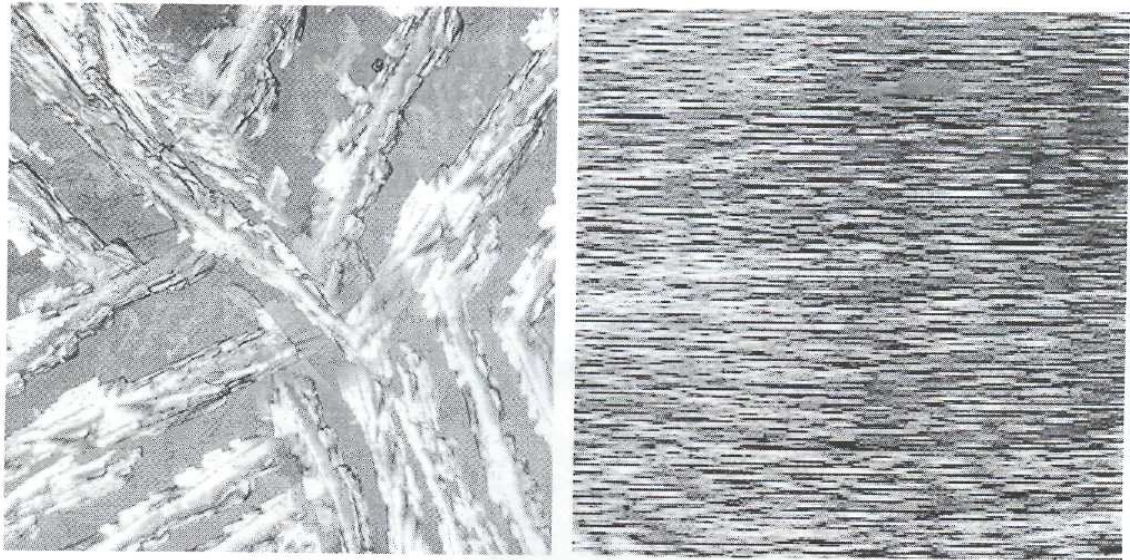


Рис.7. Макроструктура слитка меди и деформированной стали

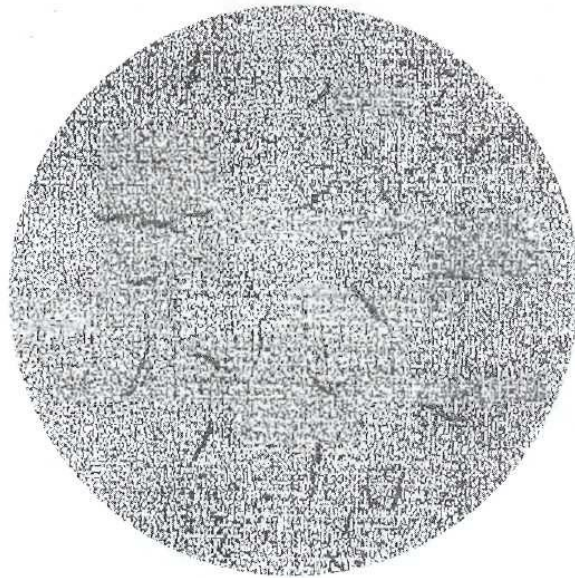
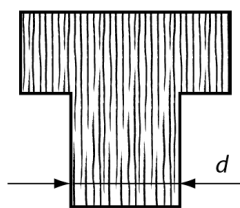
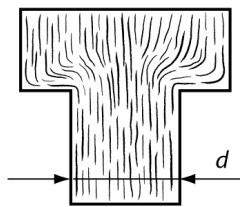
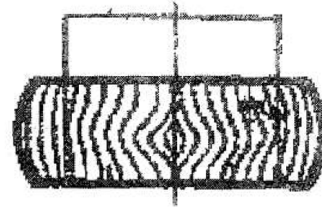
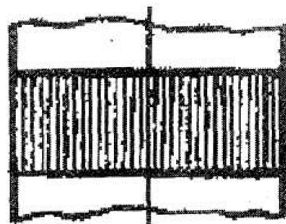


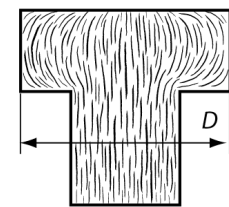
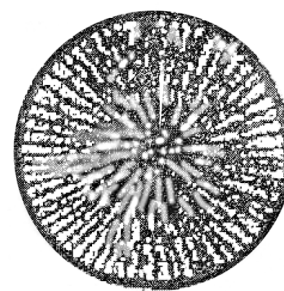
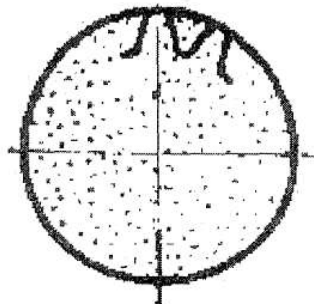
Рис. 8. Флокены в хромоникелевой стали



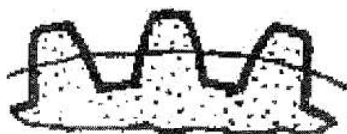
1. Резание



2. Вытяжка



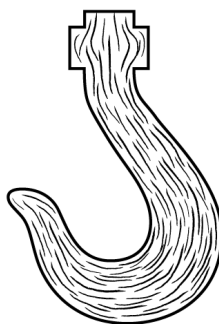
3. Осадка



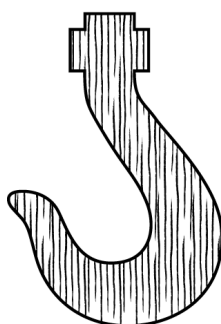
а)

б)

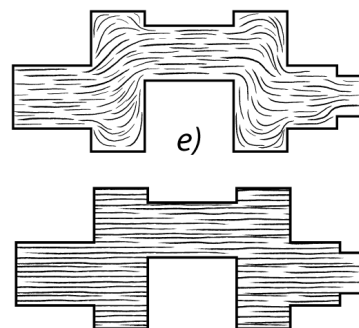
в)



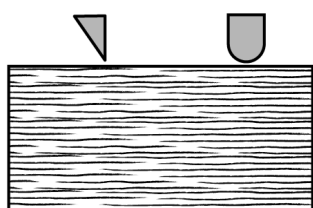
г)



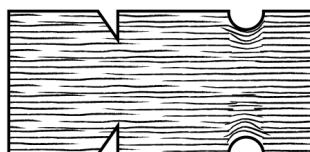
д)



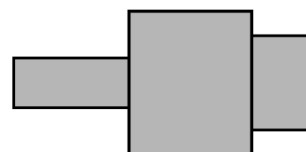
ж)



Заготовка
исходная



Заготовка
размеченная



Поковка

з)

Рис. 9. Волокнистая структура изделий

Вариант	№ рисунка по методичке	Вариант	№ рисунка по методичке
1	4	8	9б, 9в
2	5	9	9г, 9д
3	6	10	9з
4	7а	11	9е, 9ж
5	7б	12	9а (2 и 3)
6	8	13	9г, 9ж
7	9а	14	9д, 9е

Форма отчета

Лабораторная работа 4 Макроанализ металлов и сплавов

1. Сущность методов изломов и макрошлифов.
2. Дать схемы хрупкого, вязкого и усталостного изломов.
3. Выполнить задания 1 и 2 в соответствии с вариантом.

Литература

1. Практикум по ТКМ и материаловедению
/ Под ред. Некрасова С.С.- М.: Агропромиздат, 1991.
 2. Металловедение / Самохоцкий А.И. и др.- М.: Металлургия, 1990.
 3. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г.
- Металловедение. – М.: Металлургия, 1990.

Работу выполнил	
Работу принял	

2.1 Лабораторная работа №8(2 часа).

Тема: «Термическая обработка углеродистой стали»

2.1.1 Цель работы. Изучение основ термообработки и методики назначения режимов закалки и отпуска стали, приобретение практических навыков термообработки.

2.1.2 Задачи работы:

1. Изучить материал по теме лабораторной работы.
2. Назначить режимы закалки и отпуска стали заданной марки.
3. Закалить образцы в соответствии с заданием.
4. Выполнить отпуск образцов.
5. Составить отчет о работе.

2.1.3 Перечень приборов, материалов, используемых в лабораторной работе:

1. Твердомер Роквелла;
2. муфельные печи;
3. винтилятор;
4. шлифовальная бумага

2.1.4 Описание (ход) работы:

1. *Общие сведения о термической обработке материалов*

Термическая обработка (ТО) это технологические процессы теплового воздействия определенной интенсивности на материал. Она включает три технологические операции: **нагрев** определенного характера (с постоянной или переменной скоростью, монотонный или ступенчатый) до заданной температуры; **выдержку** для прогрева изделия по сечению, обеспечивающую необходимую полноту структурных превращений и **охлаждение** в определенной среде (средах) с заданной скоростью.

Основные виды ТО, обеспечивающие получение нужной структуры и соответствующих свойств материалов: закалка, отпуск, нормализация, отжиг, старение.

Закалка стали с последующим отпуском упрочняет её, повышает твердость и износостойкость, что определяет надежность и долговечность изделий в условиях эксплуатации. Отжиг обеспечивает получение равновесной структуры с низкой твердостью и хорошей обрабатываемостью резанием и т.д.

2. Закалка стали

Закалка стали как термическая операция.

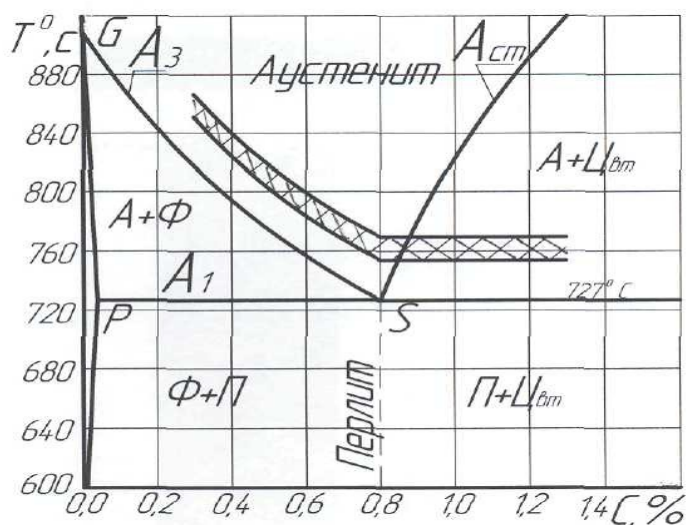
Полная и неполная закалка

Закалка – термическая операция, заключающаяся в нагреве доэвтектоидной стали до температуры на 30-50 °С **выше** $A_{с3}$, выдержке и охлаждении со скоростью выше критической. При этом исходная ферритно-перлитная структура нагревается до аустенитного состояния, а после охлаждения превращается в **мартенсит**. Такую закалку называют **полной**. В случае нагрева изделия до температуры в интервале $A_{с1}$ – $A_{с3}$ перекристаллизация будет не полной - частично сохранится феррит и после охлаждения в структуре стали наряду с мартенситом будут мягкие ферритные участки. Такую закалку называют неполной и для доэвтектоидных сталей не применяют.

Эвтектоидную и заэвтектоидные стали подвергают **неполной закалке**: нагревают до температуры на 30-50 °С **выше** $A_{с1}$ (рис.1) – до аустенитно-цементитной структуры и после необходимой выдержки и охлаждения получают структуру мартенсита с цементитом и небольшим количеством остаточного аустенита.

Если такую сталь нагреть до аустенитного состояния, то она перегреется и после охлаждения превратится в крупноглычатый (очень хрупкий) мартенсит с повышенной долей аустенита остаточного (см. рис. 35[3]). Такой процесс не применяют.

2.2. Распад аустенита



Аустенит устойчив при температуре выше A_1 . При более низкой температуре он переохлажден и может существовать ограниченное время. Изотермический распад аустенита эвтектоидной стали (рис. 2) происходит в интервале температур от 720 до 240

°С. При температуре близкой к A_1 распад начинается примерно через 1 час, а при 550 °С – уже через 1 сек. Заканчивается процесс образованием ферритно-цементитных структур.

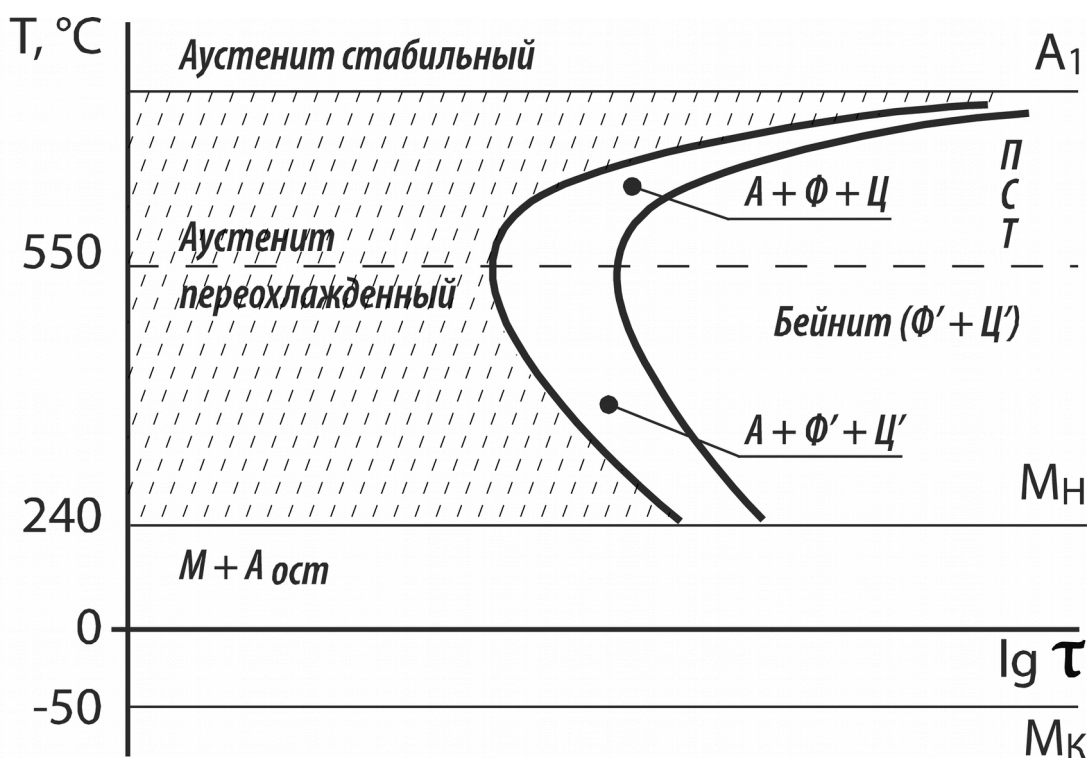


Рис. 2. Диаграмма изотермического превращения аустенита эвтектоидной стали

Характер распада аустенита при указанных условиях **диффузионный**: в начальный (инкубационный) период в аустените идут подготовительные процессы перераспределения углерода, затем на границе зёрен образуются зародыши перлитной колонии – цементит или феррит. Если из зародыша растёт цементитная пластина, то вблизи неё аустенит обедняется углеродом и превращается в феррит. При росте ферритной пластины углерод оттесняется в аустенит, что способствует появлению новых пластин цементита.

С увеличением переохлаждения (с понижением температуры) возрастает дисперсность продуктов распада аустенита. По данным Арзамасова Б.Н. [1] получаются следующие смеси (табл. 1). Особенности их структуры отражает приложение (рис. П.1).

Таблица 1. Ферритно-цементитные смеси

Интервал образования смеси из аустенита, °С	Характеристики смесей		Название смеси
	Межпластинчатое расстояние, 10^{-7} м	Плотность дислокаций, см^{-2}	
От 650-670 до A_1	5 - 7	10^7	Перлит
590-640	3 - 4	10^8	Сорбит
550-580	1 - 2	10^9	Троостит

Указанные структуры образуются и при непрерывном охлаждении (рис.3). Более точно такие превращения отражают термокинетические диаграммы (| 1,2 и др. | , рис. 84 | 3 |).

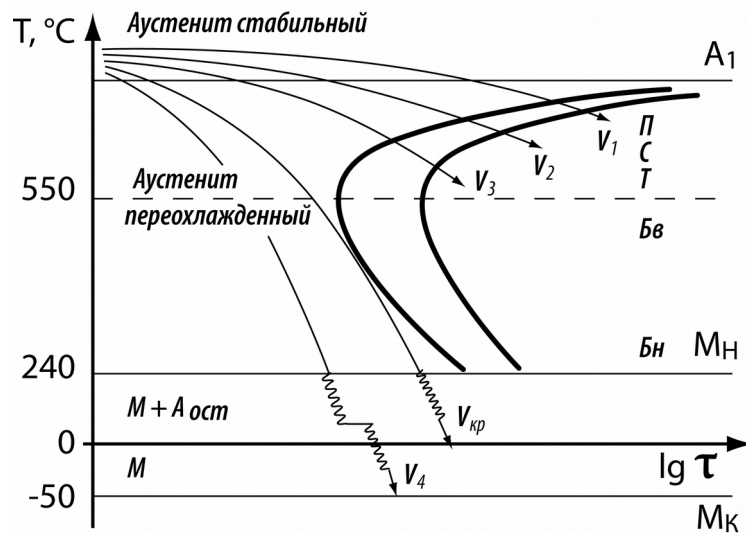
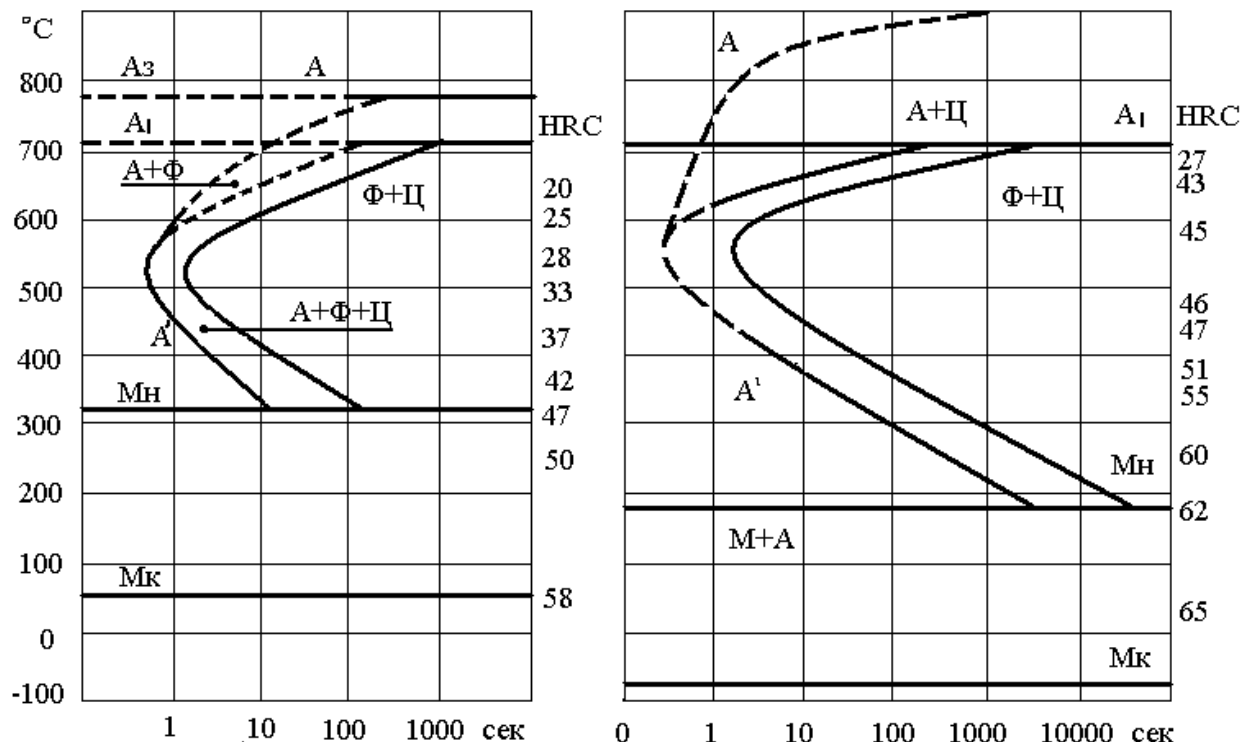


Рис. 3. Диаграмма распада аустенита при непрерывном охлаждении
Особенность превращения доэвтектоидных сталей – перлитному превращению предшествует выделение феррита (рис.4), в заэвтектоидных сталях сначала образуется цементит.



4. Диаграммы распада аустенита в до- и заэвтектоидных сталях

При охлаждении стали со скоростью больше критической $V_{кр}$ (рис.3) аустенит от линии M_n превращается в мартенсит.

Мартенситное превращение протекает интенсивно при непрерывном охлаждении от M_n до M_k . Остановка приводит к стабилизации какой-то части исходной структуры.

Мартенситное превращение – **бездиффузионный** процесс и по Курдюмову Г.В. он « ... состоит в закономерной перестройке решетки, при которой атомы не обмениваются местами, а лишь смещаются» на доли межатомных периодов (рис. П.2.).

В процессе $\gamma - \alpha$ превращения содержание углерода в твердом растворе не меняется, а поскольку оно значительно превышает уровень растворимости в ОЦК-решетке, то образуется не кубическая, а тетрагональная ячейка. Тетрагональность зависит от содержания углерода в стали и она, а также большая плотность дислокаций (до 10^{13} см^{-2}) –

важные причины, определяющие очень высокую твердость и хрупкость мартенсита. Но более значимым факторам по современным представлениям [4] являются **ковалентные связи Fe – C – Fe**. Такую связь, примерно на порядок сильнее металлической, создаёт атом углерода с ближайшими атомами железа двумя своими электронами, а остальные два он отдаёт в электронный газ (см. рис. П.2.).

Мартенсит является пересыщенным твердым раствором углерода в α – железе, неравновесной фазой с пластинчатой или реечной формой кристаллов, структурой очень высокой твердости и хрупкости (нулевой пластичности). На фотографии (рис. ПЗ.) одна из пластин расположена в плоскости шлифа.

2.3 . Отпуск стали

Отпуск – термическая операция нагрева закаленной на мартенсит стали до температуры ниже A_1 с последующей выдержкой и охлаждением.

Главным процессом при отпуске является распад мартенсита на более равновесные структуры с пониженным уровнем остаточных напряжений. За счёт повышения вязкости и получения комплекса других свойств отпуск обеспечивает высокую надежность изделий.

Режущий и мерительный инструмент и некоторые изделия, твердость которых должны быть высокой (от 58 HRC), подвергают низкотемпературному отпуску.

Рессоры, пружины и другие изделия, материал которых должен сочетать высокую упругость с удовлетворительной вязкостью, отпускают средним отпуском.

Высокий отпуск применяют для многих высоконагруженных деталей машин (валы, шатуны, шестерни, крепёжные детали), материал которых должен иметь удовлетворительные прочностные и высокие показатели пластичности и вязкости (рис. 5 [2,6]).

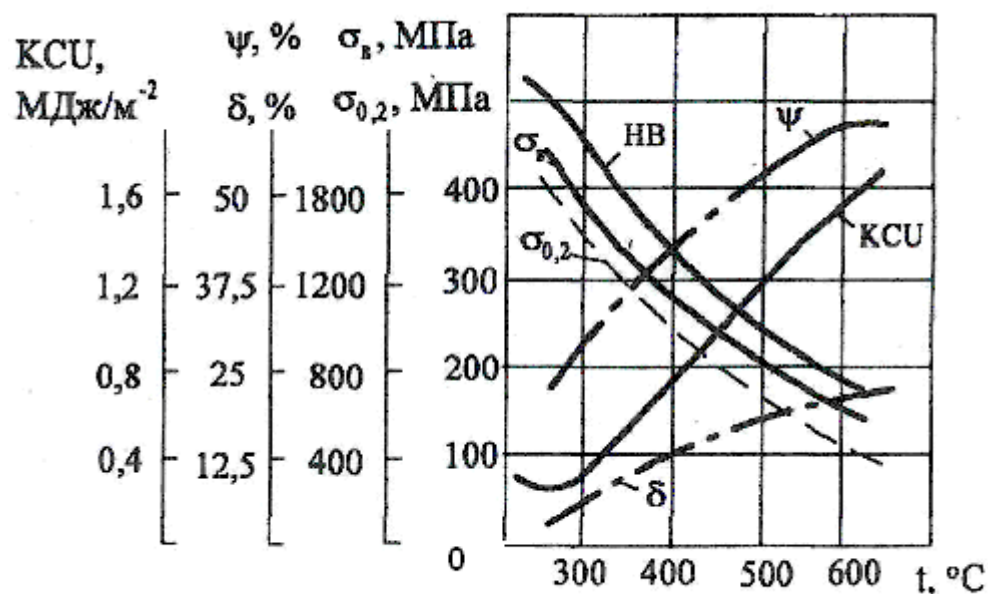


Рис. 5. Влияние температуры отпуска на механические свойства стали 40

Низкий(низкотемпературный) отпуск проводится при 150 – 180 °С, для легированных сталей при более высокой (до 250 °С) температуре [4].

При этом мартенсит лишь частично освобождается от углерода. Примерно при температуре 100 °С в структуре наблюдаются скопления атомов углерода, затем образуются тонкие пластины метастабильного ξ – карбида с примерным соотношением атомов соединения Fe_2C и гексагональной решёткой. Мартенсит становится менее тетрагональным, а смесь его с ξ – карбидом представляет собой *мартенсит отпуска*.

Средний отпуск выполняют при нагреве до 350-450⁰С. Пересыщенный α-раствор при этом полностью освобождается от избыточного углерода, почти устраняются ковалентные связи и искажения решётки ОЦК, т.е. получается *феррит*, снижается плотность дислокаций и уровень остаточных напряжений. Вторая фаза – *цементит* выделяется из пересыщенного α-раствора и за счёт перестроения решётки метастабильного карбида.

Образовавшаяся смесь феррита с цементитом - *троостит отпуска*, мелкозерниста вследствие еще слабой диффузии. Такая фазовая и дислокационная структура придает стали высокий предел упругости и приемлемую вязкость.

Высокий отпуск при 500-650⁰С приводит к образованию *сорбита отпуска* – смеси более крупных, чем при среднем отпуске, зерен феррита и цементита (рис. П4.).

Комплекс термических операций: закалка на мартенсит и высокий отпуск называют *улучшением стали* т.к. она становится максимально вязкой, удовлетворительно прочной и практически без остаточных напряжений, что необходимо для динамически и циклически нагруженных деталей машин.

Сорбит и троостит отпуска отличаются от аналогичных структур закалки зернистым (не пластинчатым) строением. Поэтому при одинаковой твёрдости отпущенная сталь более пластична и вязка.

3. Обоснование режимов ТО

Режимы закалки

Режим ТО включает нагрев, выдержку и охлаждение.

Общее время нагрева по Гуляеву А.П. | 2 |

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

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

$\tau_{\text{в}}$ – время выдержки для завершения необходимых процессов.

Время $\tau_{\text{сп}}$ зависит от нагревающей среды (газ, расплавы), размеров, геометрической формы изделий и способа их укладки в печи. Для определенного изделия время нагрева устанавливают опытным путем. Упрощенно его можно определить по нормативам | 5 |.

Время выдержки $\tau_{\text{в}}$ для электрической печи можно принять из условия 1 мин на 1 мм условной толщины (для пластин $S_{\text{усл}} = 1,5 \cdot S$).

В учебных целях общую продолжительность нагрева в электропечи рекомендуется определять по ориентировочным нормативам таблицы 2 | 6 |.

Таблица 2. Нормы времени нагрева изделий из углеродистых сталей при ТО в мин на 1 мм диаметра или толщины

Температура нагрева, °С	Форма сечения		
	Круг	Квадрат	Пластина
600	2,0	3,0	4,0
700	1,5	2,2	3,0
800	1,0	1,5	2,0
900	0,8	1,2	1,6
1000	0,4	0,6	0,8

Охлаждение при закалке углеродистых сталей обычно проводят в воде. Задача – получение мартенситной структуры при отсутствии трещин и деформации изделия.

Добавка соли, кислоты, глицерина, щелочи значительно улучшает её охлаждающую способность.

Режимы отпуска

Температуру нагрева выбирают в зависимости от вида (назначения) изделия.

Выдержка устанавливается так, чтобы обеспечить стабильность свойств стали. При низком отпуске инструмента ($T_0 \approx 180^\circ\text{C}$) выдержка составляет 0,5 – 2 часа в зависимости от сечения. Выдержку увеличивают до 10-15 часов при $T = 100 - 120^\circ\text{C}$.

Продолжительность среднего и высокого отпуска обычно составляет 1 -2 часа для деталей небольшого сечения.

Структура формируется в период выдержки, поэтому скорость последующего охлаждения на неё не влияет. Охлаждать можно быстро (в воде), если не опасны термические напряжения. Обычно охлаждают отпущенные изделия на спокойном воздухе.

4. Задание по практической части работы

Закалка стали

Работу со сталью данной марки выполняет звено (2-4 студента) по режиму указанному преподавателем в соответствии с табл. 3.

Таблица 3. Режимы закалки стальных образцов

Звено	№ образца	T нагрева, $^\circ\text{C}$	Охлаждающая среда
1	1	850	Вода
	2	850	Масло
	3	850	Воздух
2	4	750	Вода
	5	750	Вода
3	6	600	Вода

Порядок выполнения

1. Определить общую продолжительность нагрева образцов по таблице 2.
2. Зачистить отожженные образцы наждачной бумагой до металлического блеска и протереть их.
3. Измерить твёрдость образцов на твердометре Роквелла.
4. Загрузить образцы в печь при температуре на $20-30^\circ\text{C}$ выше установленной (по табл. 3) и выдержать в течение $\tau_{\text{общ}}$.
5. Охладить образцы по режиму задания.
6. Зачистить образец, протереть и измерить твердость.
7. Заполнить сводную таблицу 4.
8. Построить графические зависимости твердости стали (марка) от T_3 и охлаждающей среды.

Таблица 4. Результаты закалки стали

Образец стали ...	Режим закалки			Твердость, HRC		Структура образцов	
	$T_3, ^\circ\text{C}$	$\tau_{\text{общ}}, \text{мин}$	Охлаждающая среда	до	после	при T_3	охлажденных
1							
2							
и т.д.							

Примечания:

- переносить образцы из печи в ёмкость быстро.
- при охлаждении в воде образец перемещать быстрым круговым движением;
- до начала загрузки печи изучить правила безопасной работы с ней.

Отпуск стали

1. Закалённый на мартенсит, образец зачистить, протереть и измерить его твёрдость.

2. Выдержать образец ($S \approx 5-6$ мм) в печи при заданной температуре в течение 0,5 часа.
3. Извлечь образец из печи, подстудить на воздухе 2-3с и охладить в воде.
4. При необходимости зачистить, протереть образец и измерить твёрдость.
5. Заполнить табл. 5 и построить графическую зависимость твёрдости стали от $T_{отп.}$

Таблица 5. Результаты отпуска стали

Твёрдость закалённого образца, HRC	Вид отпуска	$T_o, ^\circ\text{C}$	Отпущенная сталь	
			Твёрдость, HRC	Структура
	Низкий	200		
	Средний	400		
	Высокий	600		

Литература

1. Материаловедение. Под ред. Арзамасова Б.Н. – М.: Машиностроение, 1986.
2. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Metallurgy, 1986.
3. Жариков Н.А. Материаловедение. Технология конструкционных материалов: Фрагменты курса. – Оренбург: Изд-во ОГАУ, 2006.
4. Материаловедение и технология металлов. Под редакцией Фетисова Г.П. – М.: Высшая школа, 2001.
5. Фиргер И.В. Термическая обработка сплавов: Справочник. – Л.: Машиностроение, 1982.
6. Технологические процессы в машиностроении: Учебник. Богодухов С.И. и др. – Оренбург: ОГУ, 2005.
7. Новиков И.И., Теория термической обработки металлов: Учебник для вузов. – М.: Metallurgy, 1986.

Форма отчёта

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_z 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	