

**МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ**  
**УЧРЕЖДЕНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ**  
**«БРЕСТСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

**Кафедра строительных конструкций**

**А.В. Мухин**  
**Н.В. Черноиван**

**МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И СВАРКА**  
*(раздел – Металловедение)*

**Конспект лекций**

**Брест 2010**

УДК 669.017  
ББК 34  
М 92

Печатается по решению кафедры «Строительные конструкции» Брестского государственного технического университета (протокол заседания кафедры № 4 от 10 декабря 2009 года).

Рецензент – главный инженер филиала УП «Белорусский научно-исследовательский институт строительства» – «Научно-технический центр», В.Н. Деркач, к.т.н.

**Мухин А.В., Черноиван Н.В.**

**М 92** **Металловедение и сварка** (раздел – Металловедение) Конспект лекций для студентов специальности 1-70 02 01 – «Промышленное и гражданское строительство» очной и заочной форм обучения. - Брест: Издательство БрГТУ, 2010. – 116 с.

В настоящем издании подробно изложены основные вопросы металловедения и производства сталей, проработка которых позволяет осуществить углубленное изучение при подготовке к экзамену.

Материалы предназначены для студентов очной и заочной форм обучения специальности 1-70 02 01 – «Промышленное и гражданское строительство», но могут быть полезны для студентов других специальностей, которые изучают курс «Металловедение и сварка».

УДК 669.017  
ББК 34

ISBN 978-985-493-141-8

© Мухин А.В., 2010  
© Черноиван Н.В., 2010  
© Брест, Издательство БрГТУ, 2010

## ОГЛАВЛЕНИЕ

<b>ПРЕДИСЛОВИЕ</b> .....	6
<b>Тема 1. СПОСОБЫ ПРОИЗВОДСТВА СТАЛЕЙ</b> .....	7
1.1. Способы производства сталей.....	8
1.1.1. Материалы для производства металлов и сплавов.....	8
1.1.2. Способы получения металлов из руд.....	8
1.1.3. Сущность процесса производства стали.....	9
1.1.4. Производство стали в кислородных конвертерах.....	10
1.1.5. Производство стали в мартеновских печах.....	12
1.1.6. Производство стали в электропечах.....	13
1.1.6.1. Производство стали в дуговых печах.....	13
1.1.6.2. Производство стали в индукционных печах.....	15
1.1.7. Производство стали в вакуумных печах.....	16
1.1.7.1. Производство стали в вакуумных дуговых печах.....	16
1.1.7.2. Производство стали в вакуумных индукционных печах.....	17
1.1.8. Безоменное производство стали.....	18
1.2. Разливка стали.....	19
1.3. Внепечное повышение качества стали.....	20
1.3.1. Внепечное рафинирование.....	20
1.3.2. Рафинирующие переплавы.....	23
<b>Тема 2. РЕАЛЬНОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ</b> .....	26
2.1. Типы межатомных связей.....	27
2.2. Кристаллическое строение металлов. Типы кристаллической решетки.....	29
2.3. Дефекты строения кристаллической решетки.....	32
2.4. Влияние несовершенств строения металлов на их свойства.....	34
<b>Тема 3. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ</b> .....	36
3.1. Термодинамические основы процесса кристаллизации.....	37
3.2. Механизм процесса кристаллизации.....	38
3.2.1. Общие закономерности и разновидности процессов кристаллизации.....	38
3.2.2. Самопроизвольная кристаллизация. Образование центров кристаллизации.....	38
3.2.3. Рост центров кристаллизации (зародышей).....	39
3.2.4. Соотношение скоростей образования и роста зародышей. Величина зерна.....	40
3.2.5. Несамопроизвольная кристаллизация. Модифицирование.....	41
3.3. Форма кристаллов. Строение металлического слитка.....	41
3.4. Вторичная кристаллизация.....	43
<b>Тема 4. ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫЕ СПЛАВЫ</b> .....	45
4.1. Общие сведения о диаграммах состояния.....	45
4.2. Понятие о правилах фаз и отрезков.....	45
4.3. Диаграмма состояния железо-углерод (цементит).....	46
4.3.1. Верхняя часть диаграммы железо-цементит.....	46
4.3.2. Нижняя часть диаграммы системы железо-цементит.....	48
4.4. Влияние углерода и постоянных примесей на структуру и свойства сталей.....	48
4.4.1. Влияние углерода.....	49
4.4.2. Влияние кремния и марганца.....	49
4.4.3. Влияние серы и фосфора.....	49
4.4.4. Влияние азота, кислорода и водорода.....	50

<b>Тема 5. ОСНОВЫ ПРОИЗВОДСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ</b> .....	51
5.1. Деформация металлов.....	52
5.1.1. Деформация и напряжения в металлах.....	52
5.1.2. Изменение структуры и свойств металлов при пластической деформации. Наклеп.....	53
5.1.3. Влияние нагрева на структуру и свойства деформированного металла. Горячая и холодная деформация.....	54
5.2. Обработка металлов давлением.....	56
5.2.1. Сущность обработки металлов давлением.....	56
5.2.2. Виды обработки металлов давлением.....	56
5.2.3. Прокатка.....	57
5.2.3.1. Сущность процесса прокатки.....	57
5.2.3.2. Продукция прокатного производства.....	58
5.2.3.3. Понятие о калибровке валков.....	58
5.2.3.4. Производство бесшовных труб.....	60
5.2.3.5. Производство сварных труб.....	61
5.2.4. Прессование.....	62
5.2.5. Волочение.....	64
<b>Тема 6. ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ</b> .....	66
6.1. Основы теории термической обработки.....	67
6.1.1. Общие сведения.....	67
6.1.2. Термическая обработка железоуглеродистых сплавов.....	67
6.1.3. Превращения при нагреве сталей. Образование аустенита.....	67
6.1.4. Рост зерна аустенита при нагреве.....	68
6.1.5. Превращения переохлажденного аустенита.....	69
6.1.6. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении.....	73
6.1.7. Влияние углерода и легирующих элементов на распад переохлажденного аустенита.....	74
6.1.8. Основы теории отпуска сталей.....	74
6.2. Практика термической обработки сталей.....	75
6.2.1. Отжиг I рода.....	75
6.2.2. Отжиг II рода.....	77
6.2.3. Закалка стали.....	79
6.2.3.1. Выбор температуры закалки.....	80
6.2.3.2. Закаливаемость и прокаливаемость стали.....	81
6.2.3.3. Способы закалки.....	81
6.2.4. Отпуск стали.....	82
6.2.5. Старение стали.....	83
<b>Тема 7. СТАЛИ И ЧУГУНЫ</b> .....	85
7.1. Стали.....	86
7.1.1. Классификация сталей.....	86
7.1.2. Конструкционные стали.....	88
7.1.2.1. Углеродистые конструкционные стали.....	88
7.1.2.2. Конструкционные низколегированные строительные стали.....	90
7.1.2.3. Классификация конструктивных сталей по прочности и области их применения.....	91
7.1.3. Арматурные стали.....	92
7.1.3.1. Стержневая арматура.....	92
7.1.3.2. Арматурная проволока.....	95
7.1.4. Инструментальные стали и сплавы.....	96
7.1.5. Специальные стали.....	96
7.1.5.1. Коррозионно стойкие стали.....	96
7.1.5.2. Жаропрочные стали.....	96
7.2. Чугуны.....	97

<b>Тема 8. АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ, ПРИНЯЕМЫЕ В СТРОИТЕЛЬСТВЕ.....</b>	<b>101</b>
8.1. Общая характеристика цветных металлов и сплавов .....	102
8.2. Производство алюминия .....	102
8.3. Алюминий и его сплавы.....	103
<b>Тема 9. КОРРОЗИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ И ЗАЩИТА ОТ НЕЕ .....</b>	<b>107</b>
9.1. Коррозия металлов и сплавов .....	108
9.1.1. Основные понятия и классификация коррозии .....	108
9.1.2. Виды коррозии.....	110
9.1.2.1. Химическая коррозия .....	110
9.1.2.2. Электрохимическая коррозия.....	111
9.1.3. Коррозия металлических конструкций и арматуры железобетона .....	114
9.2. Защита металлов от коррозии.....	115
9.2.1. Классификация методов защиты .....	115
9.2.2. Методы защиты от коррозии воздействием на металл .....	116
9.2.2.1. Защитные покрытия .....	116
9.2.2.2. Поверхностное легирование и создание на поверхности защитных пленок .....	119
9.2.2.3. Электрохимическая защита .....	120
9.2.3. Методы защиты воздействием на агрессивную среду и комби- нированные методы .....	121
<b>ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА .....</b>	<b>122</b>

## ПРЕДИСЛОВИЕ

Настоящий конспект лекций составлен по программе курса «Металловедение и сварка» для студентов строительных специальностей высших учебных заведений.

Изучение металловедения способствует успешному усвоению специальных дисциплин, формирующих технический кругозор инженера-строителя.

Ознакомление со способами получения металлов и сплавов, знание их основных свойств и методов обработки необходимы для правильного выбора и использования металлических материалов в строительстве. Инженер любой строительной специальности должен знать, как влияют на свойства сталей режимы термической и других обработок и что можно сделать для изменения свойств металлов в нужном направлении.

Получая необходимые знания по металловедению, студенты строительных специальностей должны более подробно изучать те строительные материалы, которые непосредственно связаны с их дальнейшей практической деятельностью. Поэтому в конспекте лекций имеются разделы, содержащие сведения о строительных и арматурных сталях, а также изложены основы технологии прокатки строительных профилей.

В настоящее время ощущается некоторый недостаток учебно-методической литературы, отражающей современное положение дел в технологии металлов и, особенно, в производстве сталей.

Настоящее издание содержит подробное изложение вопросов, рассматриваемых, согласно рабочей программе, в лекциях при изучении дисциплины. Вся информация разбита на темы, содержащие перечень ключевых вопросов (разделы).

Изложенный материал будет полезен студентам дневной формы обучения в части подготовки к лекциям. Это позволит, уже понимая суть вопроса, во время лекции активно общаться с лектором, уточняя детали.

Собранный в издании материал позволит студентам заочного обучения самостоятельно прорабатывать вопросы, изложенные в программе курса.

## Лекция №1

### План лекции.

#### **Тема 1. СПОСОБЫ ПРОИЗВОДСТВА СТАЛЕЙ.**

- 1.1. Способы производства сталей.
  - 1.1.1. Материалы для производства металлов и сплавов.
  - 1.1.2. Способы получения металлов из руд.
  - 1.1.3. Сущность процесса производства стали.
  - 1.1.4. Производство стали в кислородных конвертерах.
  - 1.1.5. Производство стали в мартеновских печах.
  - 1.1.6. Производство стали в электропечах.
    - 1.1.6.1. *Производство стали в дуговых печах.*
    - 1.1.6.2. *Производство стали в индукционных печах.*
  - 1.1.7. Производство стали в вакуумных печах.
    - 1.1.7.1. *Производство стали в вакуумных дуговых печах.*
    - 1.1.7.2. *Производство стали в вакуумных индукционных печах.*
  - 1.1.8. Бездоменное производство стали.
- 1.2. Разливка стали.
- 1.3. Внепечное повышение качества стали.
  - 1.3.1. Внепечное рафинирование.
  - 1.3.2. Рафинирующие переплавы.

## 1.1. СПОСОБЫ ПРОИЗВОДСТВА СТАЛЕЙ

### 1.1.1. Материалы для производства металлов и сплавов

Для производства металлов и сплавов используют руды, флюсы, топливо и огнеупорные материалы.

Рудой называют горные породы, содержащие металлы в количествах, обеспечивающих их экономичную переработку. Так, из железных руд экономически целесообразно извлекать железо при содержании его в руде не менее 30...60%, из медных руд - при содержании меди 3...5%. Руда состоит из минералов, содержащих металл в виде оксидов, сульфидов, карбонатов и пустой породы (в основном кремнезема, глинозема). В состав руды могут входить примеси: сера, фосфор, мышьяк.

Флюсом называют материалы, образующие при плавке шлак – легкоплавкие соединения с пустой породой, золой топлива и примесями. Обычно шлак обладает меньшей, чем выплавляемый металл, плотностью, поэтому он располагается в печи над металлом и может быть удален в процессе плавки. Шлак защищает металл от печных газов и воздуха. В качестве флюсов может использоваться кварцевый песок, состоящий в основном из  $\text{SiO}_2$  (он образует кислый шлак), а также известняк  $\text{CaCO}_3$  и другие соединения кальция и магния (они образуют основной шлак).

Топливом в металлургических процессах служат кокс, природный, доменный, коксовый газы и мазут.

Кокс получают сухой перегонкой коксующихся каменных углей без доступа воздуха при температуре 1000...1100°C. При такой обработке из угля извлекают ценные побочные продукты – бензолы, фенолы, а также улавливается коксовый газ. Куски кокса должны иметь размеры 20...60 мм. Кокс должен иметь достаточную прочность, чтобы не разрушаться под действием веса шихтовых материалов, и пористое строение для обеспечения газопроницаемости.

Природный газ состоит в основном из метана  $\text{CH}_4$ .

Доменный газ – побочный продукт при выплавке чугуна в доменной печи, содержащий значительное количество горючих составляющих (до 32%  $\text{CO}$ , 4%  $\text{H}_2$ ).

Мазут – тяжелый остаток перегона нефти, содержащий до 88%  $\text{C}$ , 10...12%  $\text{H}_2$  и небольшое количество кислорода и серы.

Огнеупорные материалы применяют для внутренней облицовки (футеровки) плавильных печей и другого оборудования, находящегося под действием высоких температур расплавленных металлов и шлаков. По химическому составу огнеупорные материалы классифицируют на кислые, основные и нейтральные. К кислым относят диносовый кирпич, кварцевый порошок и другие материалы с высоким содержанием кремнезема  $\text{SiO}_2$ , к основным – доломитовые, магнезитовые с большим содержанием основных оксидов  $\text{CaO}$ ,  $\text{MgO}$ , к нейтральным – материалы, состоящие из оксидов алюминия, хрома и т.д. (шамот, хромомагнезит), а также углеродистый кирпич, содержащий до 92% углерода в виде графита.

### 1.1.2. Способы получения металлов из руд

Основные способы получения металлов из руд следующие:

1. Пирометаллургический – расплавление руд путем их нагрева за счет тепла, выделяемого при сжигании топлива. Этот способ является пока основным для получения железа и его сплавов, меди и других металлов.

2. Электрометаллургический – способ получения металлов, осуществляющийся в дуговых, индукционных и других электропечах или электролизом из расплавов и водных растворов (например, получение алюминия из глинозема).

3. Гидрометаллургический – выщелачивание металлов из руд различными растворителями и последующее выделение их из раствора. Выщелачивание может осуществляться как на поверхности земли, так и под землей с помощью системы скважин. Этот способ широко применяется для получения меди, а также урана.

4. Химико-металлургический – объединяет химические и пирометаллургические процессы, например, титан получают восстановлением тетрахлорида  $\text{TiCl}_4$  магнием и последующей плавкой в электродуговых печах.

### 1.1.3. Сущность процесса производства стали

Основными материалами для производства стали являются передельный чугун и металлический лом (скрап). (**Передельный чугун** – основной вид чугуна, предназначенный для передела в сталь. Выплавляется в доменных печах в результате восстановления оксидов железа, входящих в состав руды, твердым углеродом, оксидом углерода и водородом, выделяющимися при сгорании топлива в печи.) В стали углерода и примесей гораздо меньше, чем в чугуне. Поэтому сущность любого варианта передела чугуна в сталь – снижение содержания углерода и примесей путем их избирательного окисления и перевода в шлак и газы в процессе плавки.

Можно отметить три этапа, характерных для процесса выплавки стали.

**Первый этап** – расплавление шихты и нагрев ванны жидкого металла. (Шихта – это смесь материалов в определённых пропорциях для переработки в металлургической печи). На этом этапе температура металла невелика, поэтому активно идут процессы окисления железа, кремния, марганца и фосфора, сопровождающиеся выделением тепла, и "вяло" протекает реакция окисления углерода, идущая в прямом направлении с поглощением тепла (принцип Ле-Шателье).

**Второй этап** – кипение металлической ванны – начинается по мере ее прогрева до более высоких температур, чем на первом этапе. При повышении температуры интенсифицируется реакция окисления углерода, проходящая с поглощением тепла. Стимулировать протекание этой реакции можно введением в ванну значительных количеств руды, окалины или вдуванием кислорода. Образующийся в результате данной реакции оксид углерода СО нерастворим в жидком металле и выделяется из него, вызывая "кипение" ванны. При этом содержание углерода в металле уменьшается до требуемого, температура выравнивается по объёму ванны, частично удаляются неметаллические включения, захватываемые всплывающими пузырьками СО, а также другие газы, проникающие в пузырьки СО. Все это способствует повышению качества металла.

В этот же период создаются условия для удаления серы, находящейся в стали в виде растворенного в ней сульфида. Для этого на ванне наводится основной шлак, содержащий СаО, который связывает серу в нерастворимый в металле и растворимый в шлаке сульфид.

**Третий этап** – раскисление стали – заключается в восстановлении оксида железа, растворенного в жидком металле. При плавке повышение содержания кислорода в металле необходимо для окисления примесей и углерода, но в готовой стали кислород – вредная примесь, так как понижает механические свойства стали.

Раскисление стали осуществляется путем введения в жидкую ванну или в шлак элементов раскислителей в виде ферросплавов (FeMn, FeSi) или чистых металлов (алюминий).

Вводящиеся в жидкую ванну раскислители (**осаждающее раскисление**), обладающие большим сродством к кислороду, чем железо, восстанавливают оксид железа FeO, растворенный в жидком металле. Продукты раскисления – окислы MnO, SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, имеющие меньшую, чем у стали, плотность, всплывают в шлак. Но часть из них может остаться в стали, что понижает ее свойства.

Вводящиеся в шлак раскислители (**диффузионное раскисление**) восстанавливают оксид железа FeO, растворенный в шлаке, что в соответствии с законом распределения приводит к диффузионному перемещению оксида железа, растворенного в металле, в шлак. Образующиеся при таком способе раскисления оксиды элементов раскислителей остаются в шлаке, а восстановленное железо переходит в сталь, что уменьшает количество неметаллических включений в стали и повышает ее качество.

В зависимости от степени раскисленности выплавляют **спокойные, кипящие и полуспокойные стали.**

Спокойная сталь получается при полном раскислении в печи и ковше.

**Кипящая сталь раскислена в печи не полностью.** Ее раскисление продолжается в изложнице при затвердевании слитка благодаря взаимодействию FeO и углерода, содержащихся в металле, и выделению в виде пузырьков оксида углерода CO. Кипящая сталь практически не содержит неметаллических включений – продуктов раскисления. Поэтому она обладает хорошей пластичностью и пригодна для получения деталей методами холодной штамповки.

**Полуспокойная сталь имеет промежуточную раскисленность между спокойной и кипящей.** Частично она раскисляется в печи и ковше, а частично – в изложнице благодаря взаимодействию оксида железа и углерода, содержащихся в стали.

**Легирование стали осуществляется введением в необходимом количестве ферросплавов или чистых металлов в расплав.** Легирующие элементы, сродство к кислороду которых меньше, чем у железа, при плавке и разливке практически не окисляются, поэтому их вводят в печь в любое время плавки. Легирующие элементы, у которых сродство к кислороду выше, чем у железа, вводят в металл после или одновременно с раскислением, в конце плавки, а иногда непосредственно в ковш.

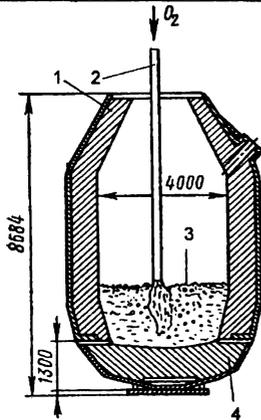
Сталь производится в различных по принципу действия металлургических агрегатах: кислородных конвертерах, мартеновских печах и электропечах.

#### 1.1.4. Производство стали в кислородных конвертерах

**Кислородно-конвертерный процесс представляет собой один из видов передела жидкого чугуна в сталь без затраты топлива путем продувки чугуна в конвертере технически чистым кислородом, подаваемым через фурму, которая вводится в металл сверху.** Количество воздуха, необходимого для переработки 1 т чугуна, составляет 350 м<sup>3</sup>.

Впервые кислородно-конвертерный процесс в промышленном масштабе был осуществлен в Австрии в 1952...953 г. на заводах в городах Линце и Донавице (за рубежом этот процесс получил название ЛД по первым буквам городов).

**Кислородный конвертер – это сосуд грушевидной формы из стального листа, выложенный изнутри основным огнеупорным кирпичом (см. рис. 1.1).**



1 – футеровка; 2 – фурма  
водоохлаждаемая; 3 – зеркало ванны;  
4 – днище

Рисунок 1.1 – Кислородный конвертер емкостью 130 т

Вместимость конвертера – 20...450 т жидкого чугуна. Конвертер может поворачиваться на цапфах вокруг горизонтальной оси для завалки скрала (лома), заливки чугуна и слива стали и шлака.

Шихтовыми материалами в кислородно-конвертерном процессе являются стальной лом, жидкий и твердый передельный чугун, известь и железная руда, служащие для наведения шлака, а также боксит Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и плавиковый шпат CaF<sub>2</sub>, обеспечивающие разжижение шлака.

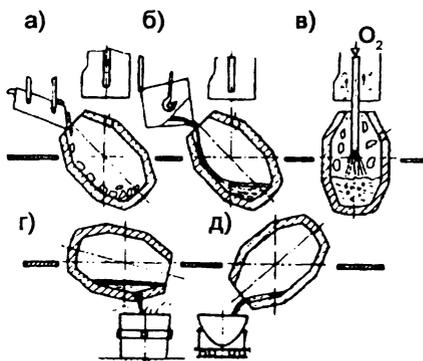


Рисунок 1.2 – Последовательность технологических операций при выплавке стали в кислородных конвертерах

Перед плавкой конвертер наклоняют и с помощью завалочных машин загружают стальным ломом (рис. 1.2 а). Затем заливают жидкий чугун при температуре 1250...1400°С (Рисунок 1.2 б), возвращают конвертер в вертикальное положение (рис. 1.2 в), внутрь его вводят водоохлаждаемую фурму и вдувают через нее кислород. Одновременно с продувкой кислородом в плавку вводят шлакообразующие материалы. При продувке происходит окисление углерода и других примесей как непосредственно кислородом дутья, так и оксидом железа FeO, распределяющегося между жидким металлом и шлаком. Реакции окисления сопровождаются выделением тепла, что обеспечивает расплавление лома и шихтовых материалов. Наличие в шлаке значительного количества CaO и активное перемешивание металла и шлака при плавке обеспечивают удаление серы и фосфора путем связывания их в соединения, растворимые в шлаке и не растворимые в металле ( $P_2O_5 \cdot 3CaO$ , CaS).

Подачу кислорода заканчивают, когда содержание углерода соответствует заданному. После этого конвертер поворачивают и выпускают сталь в ковш (рис. 1.2 г), а шлак – в шлаковозную чашу (рис. 1.2 д).

Уменьшение содержания кислорода в стали без увеличения времени пребывания ее в конвертере может быть достигнуто раскислением стали осаждающим методом после разливки ее из конвертера в ковш путем введения в ковш ферросилиция, ферромарганца и алюминия.

Для улучшения качества стали, более глубокого обезуглероживания, увеличения доли скрапа в конвертер кроме кислорода вдувают сверху и через донные отверстия природный газ аргон и азот, парокислородную и аргонокислородную смесь, порошкообразный CaO. Плавка в конвертерах вместимостью 150...350 т протекает за 25...50 мин.

Во время продувки чугуна в конвертере образуется значительное количество отходящих газов. Для использования тепла отходящих газов и отчистки их от пыли за каждым конвертером оборудованы котел-утилизатор и установка для очистки газов.

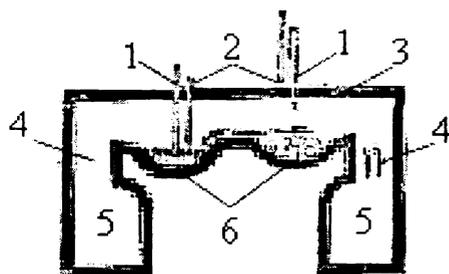
В мировой практике применяют следующие виды кислородно-конвертерных процессов: с верхней продувкой, с донной продувкой, с комбинированной продувкой.

Управление конвертерным процессом осуществляется с помощью современных мощных компьютеров, в которые вводится информация об исходных материалах (состав и количество чугуна, лома, извести), а также о показателях процесса (количество и состав кислорода, отходящих газов, температура и т.п.).

Кислородно-конвертерный процесс производства стали является самым производительным. Им производится основная масса углеродистых и низколегированных сталей.

### 1.1.5. Производство стали в мартеновских печах

Сущность мартеновского процесса состоит в переработке чугуна и металлического лома на поду пламенной отражательной печи, высокая температура в которой (1750...1800 °С) достигается за счет сгорания газа или мазута в плавильном пространстве.



- 1 – топливно-кислородные фурмы;
- 2 – фурмы для вдувания твердых материалов;
- 3 – свод печи;
- 4 – вертикальные каналы;
- 5 – шлаковики;
- 6 – подиумы печей

Рисунок 1.3 – Схема двухванновой сталеплавильной печи:

В мартеновском процессе в отличие от конвертерного не достаточно тепла химических реакций и физического тепла шихтовых материалов. Для плавления твердых шихтовых материалов, для покрытия значительных тепловых потерь и нагрева стали до необходимых температур в печь подводится дополнительное тепло, получаемое путем сжигания в рабочем пространстве топлива в струе воздуха, нагретого до высоких температур. Для обеспечения максимального использования подаваемого в печь топлива (мазут или предварительно подогретые газы) необходимо, чтобы процесс горения топлива заканчивался полностью в рабочем пространстве. В связи с этим в печь воздух подается в количестве, превышающем теоретически необходимое. Это создает в атмосфере печи избыток кислорода. Здесь также присутствует кислород, образующийся в результате разложения при высоких температурах углекислого газа и воды. Таким образом, газовая атмосфера печи имеет окислительный характер, т.е. в ней содержится избыточное количество кислорода. Благодаря этому, металл в мартеновской печи в течение всей плавки подвергается прямому или косвенному воздействию окислительной атмосферы. Для интенсификации горения топлива в рабочем пространстве часть воздуха, идущего на горение, может заменяться кислородом. Газообразный кислород может также подаваться непосредственно в ванну (аналогично продувке металла в конвертере). По характеру шихтовых материалов основной мартеновский процесс делится на несколько разновидностей, наибольшее распространение из которых получили **скрап-рудный** и **скрап-процессы**. При **скрап-рудном процессе** основную массу металлической шихты (от 55 до 75 %) составляет жидкий чугун. Этот процесс широко применяется на заводах с полным металлургическим циклом. При **скрап-процессе** основную массу металлической массы шихты (от 55 до 75 %) составляет металлический лом. Чугун (25...45 %), как правило, применяется в твердом виде. Таким процессом работают заводы, на которых нет доменного производства.

Большая часть стали, производимой мартеновским способом, выплавляется скрап-рудным процессом в печах с основной футеровкой. В этом случае в печь загружают и прогревают в ней железную руду и известняк, затем добавляют стальной лом (скрап) и заливают жидкий чугун. В процессе нагрева и плавления шихты примеси и частично углерод окисляются за счет оксида железа, руды и скрапа. Сера удаляется в результате взаимодействия сернистого железа с известью. Оксиды образуют шлак, который периодически выпускают из печи в шлаковые чаши. Для интенсификации процесса плавления и окисления примесей ванну продувают кислородом, подаваемым через водоохлаждаемые фурмы. Продувка кислородом в 2...3 раза сокращает длительность плавки, уменьшает расход топлива и железной руды.

После расплавления шихты, окисления значительной части примесей и разогрева металла наступает период "кипения" ванны. В процессе "кипения" металл доводят до заданного химического состава (определенное содержание углерода и минимальное содержание серы и фосфора), температура выравнивается по объему ванны, газы и неметаллические включения удаляются. Затем ведут раскисление стали в ванне печи ферросилицием, ферромарганцем и алюминием. Окончательно сталь раскисляют алюминием и ферросилицием в сталеразливочном ковше при выпуске стали из печи.

В основных мартеновских печах выплавляют конструкционные углеродистые, низко- и среднелегированные стали.

Вместимость современных мартеновских печей – от 20 до 900 т жидкой стали.

Мартеновский процесс является менее производительным, чем кислородно-конвертерный. Плавка делится в среднем 6...10,5 ч.

### 1.1.6. Производство стали в электропечах

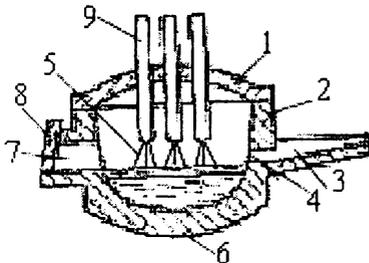
**Электросталеплавильное производство** – это получение качественных и высококачественных сталей в электрических печах, обладающих существенными преимуществами по сравнению с другими сталеплавильными агрегатами.

Выплавка стали в электропечах основана на использовании электроэнергии для нагрева металла. Тепло в электропечах выделяется в результате преобразовании электроэнергии в тепловую при горении электрической дуги либо в специальных нагревательных элементах, либо за счет возбуждения вихревых токов. В отличие от конвертерного и мартеновского процессов выделение тепла в электропечах не связано с потреблением окислителя. Поэтому электроплавку можно вести в любой среде: окислительной, восстановительной, нейтральной и в широком диапазоне давлений: в условиях вакуума, атмосферного или избыточного давления. Электросталь, предназначенную для дальнейшего передела, выплавляют, главным образом в дуговых печах с основной футеровкой и в индукционных печах.

#### 1.1.6.1. Производство стали в дуговых печах

**Дуговые печи** бывают различной емкости (до 400 т) и с трансформаторами мощностью до 125000 кВт. Источником тепла в дуговой печи является электрическая дуга, возникающая между электродами (диаметр 350...550 мм) и жидким металлом или шихтой при приложении к электродам электрического тока необходимой силы. Дуга представляет собой поток электронов, ионизированных газов и паров металла и шлака. Температура электрической дуги превышает 3000°C. Дуговые печи работают на переменном токе. При горении дуги между электродом и металлической шихтой в первый период плавки, когда катодом является электрод, дуга горит, т. к. пространство между электродом и шихтой ионизируется за счет испускания электронов с нагретого конца электрода. При перемене полярности, когда катодом становится шихта, дуга гаснет, т. к. в начале плавки металл еще не нагрет и его температура недостаточна для эмиссии электронов. При последующей перемене полярности дуга вновь возникает, поэтому в начальный период плавки дуга горит прерывисто, неспокойно.

После расплавления шихты, когда ванна покрывает ровным слоем шлака, дуга стабилизируется и горит ровно.



- 1 – куполообразный свод; 2 – стенки; 3 – желоб; 4 – сталевыпускное отверстие; 5 – электрическая дуга; 6 – сферический под; 7 – рабочее око; 8 – заслонка; 9 – электроды

Рисунок 1.4 – Схема рабочего пространства дуговой электропечи:

Сталь выплавляют главным образом в дуговых печах с основной футеровкой с окислением и без окисления примесей.

Плавка с окислением во многом сходна с мартеновским скрап-процессом. Обычно ее применяют для получения углеродистых сталей. Шихтой в этом случае служат стальной лом, передельный чугунок, кокс для науглероживания и 2...3% извести. Плавка включает два периода: окислительный и восстановительный.

Во время окислительного периода кремний, марганец, углерод, железо окисляются кислородом, поступающим из воздуха, оксидов шихты и окислы. Получаемые оксиды вместе с известью образуют шлак. Наличие оксида кальция облегчает связывание и удаление фосфора.

Восстановительный период включает раскисление стали, удаление серы и доведение содержания всех компонентов до заданного. Для этого в печь подают флюс, состоящий из извести, плавикового шпата, молотого кокса и ферросилиция. Кокс и ферросилиций, медленно проникая через слой шлака, восстанавливает оксид железа.

При этом содержание оксида железа в шлаке уменьшается, и он начинает диффундировать из металла в шлак (по закону распределения), где сразу же восстанавливается (диффузионное раскисление). Восстановление происходит в шлаке и на границе шлак-металл. Поэтому металл не загрязняется неметаллическими примесями, что происходит при обычном раскислении.

Ввиду повышенного содержания в шлаке оксида CaO из металла интенсивно удаляется и сера. Обычно в электростали содержание серы не превышает 0,015%, в то время как в мартеновской стали содержание 0,020% считается довольно низким.

В конце восстановительного периода, в случае необходимости, сталь окончательно раскисляют ферросилицием и алюминием.

Плавка без окисления применяется для получения легированной стали из скрапа и отходов соответствующего состава. По сути, в этом случае производство стали сводится к переплаву шихты, хотя в процессе плавки не исключено и окисление некоторых примесей, а также введение при необходимости некоторых легирующих компонентов.

Электродуговые печи с кислой футеровкой обычно используются при выплавке стали для фасонного литья. Емкость их составляет от 0,5 до 10 т. Кислая футеровка более термостойкая и позволяет эксплуатировать печь с учетом условий прерывной работы многих литейных цехов машиностроительных заводов. Основным недостатком печей с кислой футеровкой является то, что во время плавки из металла не удаляются сера и фосфор. Отсюда очень высокие требования к качеству применяемой шихты по содержанию этих примесей.

Плавление в кислой печи длится примерно так же, как в основной печи (50...70 мин).

### **1.1.6.2. Производство стали в индукционных печах**

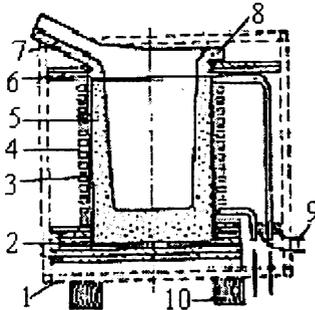
В индукционных печах для выплавки металла используется тепло, которое выделяется в металле за счет возбуждения в нем электрического тока переменным магнитным полем. Источником магнитного поля в индукционной печи служит индуктор. Проводящая электрический ток шихта, помещенная в тигель печи, подвергается воздействию переменного магнитного поля, возникающего от индуктора, нагревается в следствие теплового воздействия вихревых токов.

По сравнению с дуговыми электропечами индукционные печи имеют ряд преимуществ:

- 1) отсутствие электродов и электрической дуги позволяет выплавлять стали с малым содержанием углерода и газов;
- 2) возникающие электродинамические силы перемешивают жидкий металл, способствуя выравниванию химического состава и всплыванию в шлак неметаллических включений;
- 3) высокое техническим КПД и возможность точного регулирования температуры металла;
- 4) небольшие размеры позволяют помещать индукционные печи в специальные камеры и создавать контролируемую атмосферу и вакуум.

Вместимость индукционных электропечей составляет от десятков килограммов до 5 т, в отдельных случаях – 25...30 т стали.

Индукционная печь состоит из огнеупорного тигля, помещенного в индуктор. Индуктор представляет собой соленоид, выполненный из медной водоохлаждаемой трубки. Ток к индуктору подается гибкими кабелями. Воду для охлаждения подводят резиновыми шлангами. Вся печь заключена в металлический кожух. Сверху тигель закрывается сводом. Для слива металла печь может наклоняться в сторону сливного носка.



- 1 – каркас; 2 – подовая плита;  
 3 – водоохлаждаемый индуктор;  
 4 – изоляционный слой; 5 – тигель;  
 6 – асбоцементная плита; 7 – сливной  
 носок; 8 – воротник; 9 – гибкий  
 токоподвод; 10 – опорные брусья

**Рисунок 1.5 – Схема индукционной печи**

Тигель печи изготавливается набивкой или выкладывается кирпичом. Для набивки используют молотые огнеупорные материалы: основные (магнезит) или кислые (кварцит). Поскольку плавка в индукционной печи происходит очень быстро (1 т – 45 мин), шихта для нее используется, как правило, из высококачественного металлолома известного состава. Перед плавкой происходит точный расчет шихты по содержанию углерода, серы и фосфора, а также легирующих элементов. Шихту загружают в тигель таким образом, чтобы она плотно заполняла весь объем тигля. После загрузки шихты включают ток на полную мощность. По мере проплавления шихты загружают оставшуюся часть. Затем на поверхность металла загружают шлакообразующую смесь, состоящую из извести, магнезитового порошка и плавикового шпата. В процессе плавки шлак раскисляют добавками порошка кокса и молотого раскислителя. По ходу плавки добавляют легирующие материалы. Металл раскисляют кусковыми ферросплавами и в конце плавки алюминием. В индукционных печах выплавляют, как правило, стали и сплавы сложного химического состава.

### 1.1.7. Производство стали в вакуумных печах

Применение вакуума при выплавки стали позволяет получать металл практически любого химического состава с низким содержанием газов, неметаллических включений, примесей цветных металлов.

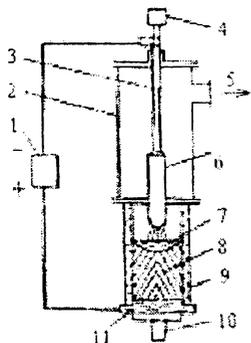
Как уже отмечалось, реакции дегазации и раскисления металла углеродом в вакууме протекают более полно. Кроме того, при плавке металла в глубоком вакууме ( $<10^{-2}$  Па) из металла удаляются некоторые неметаллические включения.

#### 1.1.7.1. Производство стали в вакуумных дуговых печах

Вакуумные дуговые печи (ВДП) подразделяют на печи с нерасходуемым и расходоуемым электродом.

Нерасходуемый электрод изготавливают из вольфрама или графита. При плавке с нерасходуемым электродом измельченная шихта загружается в водоохлаждаемый медный тигель и под действием электрической дуги расплавляется, рафинируется от вредных примесей и затем кристаллизуется в виде слитка.

Эти печи промышленного применения не нашли, так как в них не возможно получить слитки большой массы. В настоящее время распространение получили вакуумные дуговые печи с расходуемым электродом.



- 1 – источник питания; 2 – рабочая камера;  
3 – электродержатель; 4 – механизм подачи электрода; 5 – к вакуумным насосам; 6 – электрод;  
7 – жидкий металл; 8 – слиток;  
9 – кристаллизатор; 10 – шток для подъема поддона; 11 – поддон

Рисунок 1.6 – Схема вакуумной дуговой печи

На рис. 1.6 представлена схема ВДП с расходуемым электродом. Печь состоит из рабочей камеры, электродержателя, механизма подачи электродов и системы вакуумных насосов. Расходуемый электрод крепится к электродержателю, который через вакуумное уплотнение проходит сквозь верхний торец рабочей камеры.

Электродержатель служит для провода тока к электроду и фиксации его в камере печи. Электродержатель с помощью гибкой подвески связан с механизмом подачи электрода. Расходуемый электрод представляет собой подлежащий переплаву исходный металл. Он может быть круглого или квадратного сечения. Как правило, расходуемые электроды содержат все необходимые легирующие элементы. Диаметр электрода выбирается таким, чтобы зазор между электродом и стенкой кристаллизатора был больше длины дуги, горящей между электродом и ванной жидкого металла. В противном случае возможен переброс электрической дуги на стенку кристаллизатора.

Кристаллизатор представляет собой медную водоохлаждаемую трубку со стенкой толщиной от 8 до 30 мм. Кристаллизаторы бывают двух типов: глухие и сквозные. При плавке металла в сквозном кристаллизаторе можно вытягивать слиток вниз по ходу плавки. Сквозные кристаллизаторы применяют при плавке тугоплавких металлов и сплавов. При плавке стали используют глухондонные кристаллизаторы. Сверху кристаллизатор имеет фланец. Через кристаллизатор к слитку подводится ток.

Вакуумные дуговые печи работают как на постоянном, так и на неизменном токе. При переплаве стальных электродов применяют постоянный ток. «Плюс» подается на электрод, «минус» – на слиток.

После установки расходуемого электрода в камере печи и откачки ее до необходимого давления (около  $10^{-2}$  Па) зажигают электрическую дугу между электродом и металлической затравкой, лежащей на дне кристаллизатора. Под действием тепла электрической дуги нижний торец электрода оплавляється, и капли металла стекают в кристаллизатор, образуя жидкую металлическую ванну. По мере оплавления электрод с помощью механизма подается вниз для поддержания расстояния между электродом и металлом.

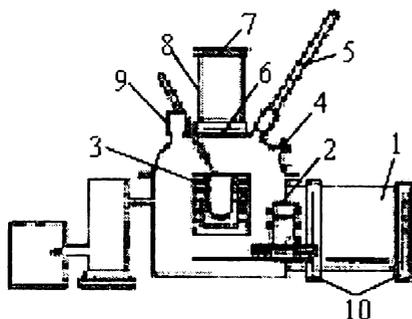
Рафинирование металла от вредных примесей происходит во время прохождения жидких капель металла через электрическую дугу и с поверхности расплава в кристаллизаторе.

Одним из преимуществ вакуумного дугового переплава является отсутствие контакта жидкого металла с керамическими материалами. Основной недостаток – ограниченное время пребывания металла в жидком состоянии, что существенно снижает рафинирующие возможности вакуума.

### 1.1.7.2. Производство стали в вакуумных индукционных печах

В настоящее время вакуумные индукционные печи делятся на **периодические** и **полунепрерывные**. В печах периодического действия после каждой плавки печь открывают для извлечения слитка и загрузки шихты. В **печах полунепрерывного действия** загрузка шихты, смена изложниц и извлечение слитка проводятся без нарушения вакуума в плавильной камере. В промышленности применяют печи полунепрерывного действия. Печи периодического действия используют в основном в лабораториях и для фасонного литья. Емкость существующих вакуумных индукционных печей достигает 60 т.

На **рисунок 1.7** показана схема вакуумной индукционной печи полунепрерывного действия. Печи этого типа имеют три камеры: плавильную (2), загрузочную (8) и камеру изложниц (1). В плавильной камере установлен водоохлаждаемый индикатор с огнеупорным тиглем (3), в котором проводится плавление шихты. Каркас тигля, выполненный из углового нержавеющей стали, опирается на цапфы. При сливе металла и чистке тигля последний наклоняется с помощью механического или гидравлического привода. Камера изложниц и загрузочная камера сообщаются с плавильной камерой через вакуумные затворы (6 и 10), которые позволяют загружать шихту в печь и выгружать слиток без нарушения вакуума в плавильной камере. Присадка легирующих и раскислителей осуществляется через дозатор (9), установленный на крышке печи (7). Для контроля процесса плавки печь снабжена гляделкой (4) и термопарой (5).



**Рисунок 1.7 – Схема вакуумной индукционной печи полунепрерывного действия**

Технология выплавки металла в вакуумной индукционной печи полунепрерывного действия определяется маркой выплавляемой стали и качеством шихтовых материалов. Для плавки применяют шихтовые материалы, очищенные от масла и влаги. Для легирования используют ферросплавы и чистые металлы. Перед загрузкой шихту предварительно прокаливают. После загрузки печи включают ток, и расплавление шихты ведут на максимальной мощности. При появлении первых порций жидкого металла и при наличии в шихте углерода в печь напускают аргон до давления  $1,3 \times 10^4$  Па для предотвращения вылесков жидкого металла. После полного расплавления шихты металл рафинируют при давлении  $1,3 \dots 0,13$  Па от водорода, азота, кислорода и примесей цветных металлов. Раскисление стали происходит в основном по реакции  $[C] + [O] = CO_{газ}$ , равновесие которой при низких давлениях сдвигается вправо. В период рафинирования осуществляют также легирование металла. В первую очередь присаживают хром и ванадий, потом титан. Перед разливкой в металл вводят алюминий, редкоземельные металлы, кальций и магний. Для получения плотного слитка разливку проводят обычно в атмосфере аргона.

Основным недостатком вакуумных индукционных печей является контакт жидкого металла с огнеупорной футеровкой тигля, что может приводить к загрязнению металла материалом тигля.

### 1.1.8. Бездоменное производство стали

Двухстадийный процесс переработки железной руды в сталь путем получения чугуна в домнах и выплавки из него стали в конвертерах, мартеновских и электроплавильных печах требует повышенных энергозатрат и экологически несовершенен, особенно стадия доменного производства чугуна. Поэтому шире начали использовать более экономичные процессы прямого восстановления железа из руд с последующей его плавкой в электропечах для получения стали.

Технологическая схема процесса бездоменного получения стали приведена на рис. 1.8.



- 1 – горно-обогатительный комбинат; 2 – трубопровод с пульпой; 3 – дисковые вакуум-фильтры; 4 – барабанные смесители; 5 – барабанный окомкователь; 6 – печь для обжига окатышей; 7 – реформер для получения газа-восстановителя; 8 – шахтная печь (установка прямого восстановления железа); 9 – электропечь; 10 – установка непрерывной разливки стали; 11 – подогревающая печь; 12 – валки прокатного стана

Рисунок 1.8 – Схема процесса бездоменного получения стали

Сырьем для получения железа по этой схеме служит концентрат с 70% Fe, поступающий с горно-обогатительного комбината 1 в виде пульпы (смеси с водой) по трубопроводу 2. После отстоя пульпы образующийся осадок концентрата обезвоживается на вакуум-фильтрах 3, смешивается в барабанных смесителях 4 с бентонитовой связкой и окомковывается в барабанном окомкователе 5. Полученные окатыши обжигают в печи 6 и подают по конвейеру в установку прямого восстановления железа, представляющую собой шахтную печь 8, работающую по принципу противотока. Сверху в печь загружают окатыши. В средней части в нее вдувают газ-восстановитель при температуре 760°C под давлением 0,15 МПа, образующийся в реформе 7 при взаимодействии природного и колошникового газов и состоящий из водорода и оксида углерода. В восстановительной зоне происходит разогрев окатышей до 1000...1100°C и восстановление в них железной руды водородом и оксидом углерода до твердого губчатого железа. Содержание железа в окатышах достигает 90...95%. Для охлаждения металлизированных окатышей в нижнюю часть печи вдувают воздух. Далее окатыши подают в электропечь 9, где они расплавляются; металл очищают от примесей, добавляя к нему необходимые компоненты, и получают легированную сталь, которая разливается на установке непрерывной разливки стали 10. Полученные слитки подогреваются в печи 11, затем их прокатывают на валках 12.

## 1.2. Разливка стали

Выплавленную в плавильных печах сталь выпускают в сталеразливочный ковш. Вместимость ковша обычно соответствует вместимости плавильной печи и составляет 5...250 т. Для крупных плавильных печей применяют ковш вместимостью до 450 т.

Сталь разливают в изложницы или кристаллизаторы установок непрерывной разливки.

Изложницы представляют собой чугунные формы для получения слитков различного сечения. Масса слитков, перерабатываемых прокаткой, обычно составляет 10...12 т. Слитки, используемые для переработки ковкой (поковки), могут иметь массу до 250...300 т.

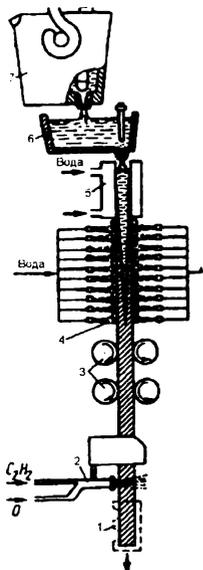
Применяют две разновидности разливки стали в изложницы – сверху и сифоном.

При разливке сверху каждую изложницу заполняют отдельно. Сталь подается из ковша. Для лучшего центрирования струи и уменьшения разбрызгивания стали на изложницу устанавливают футерованную изнутри промежуточную воронку.

При сифонной разливке сталь из ковша поступает в центральный литник и через каналы сифонных проводок одновременно снизу во все изложницы, установленные на поддоне и имеющие футерованные надставки.

Разливку стали сверху обычно применяют для крупных слитков из углеродистых сталей, а сифонную разливку – для мелких и средних слитков из легированных сталей.

**Непрерывная разливка стали производится на специальных установках УНРС.** Установки УНРС бывают **вертикальными (Рисунок 1.9), горизонтальными и радиальными.**



- 1 – кантователь; 2 – газовый резак;
- 3 – валки; 4 – зона вторичного охлаждения;
- 5 – водоохлаждаемый кристаллизатор;
- 6 – промежуточный ковш;
- 7 – сталеразливочный ковш

**Рисунок 1.9 – Схема установки для непрерывной разливки стали вертикального типа**

Жидкая сталь из ковша 7 (см. рис. 1.9) через промежуточное разливочное устройство 6 непрерывно заливается в водоохлаждаемую изложницу без дна, называемую кристаллизатором 5, откуда с помощью валков вытягивается слиток. На выходе из кристаллизатора слиток охлаждается водой из форсунок 4, окончательно затвердевает и попадает в зону резки, где его разрезают газовым резаком 2 на слитки определенной длины и подают при помощи кантователя 1 на прокатный стан.

На УНРС обычно получают слитки прямоугольного сечения размерами от 150×500 до 300×200 мм, квадратного сечения со стороной от 150 до 400 мм, а также круглые в виде толстостенных труб. Специальные установки непрерывной разливки стали позволяют исключить операцию разрезки слитка на заготовки и совмещать процесс кристаллизации с процессом прокатки полосы на неревверсируемых станах. При этом появляется возможность получения полосы толщиной 2...10 мм и шириной до 2800 мм.

Благодаря непрерывному питанию, направленному затвердеванию и возможности обжатия в процессе кристаллизации, в заготовках, полученных на УНРС, отсутствуют усадочные раковины. Выход годного может достигать 96...98% массы разливаемой стали; поверхность заготовок отличается высоким качеством, а металл слитков – плотным и однородным строением.

### 1.3. Внепечное повышение качества стали

Полученные в кислородных конвертерах, мартеновских и электрических печах стали не всегда удовлетворяют по своим свойствам требованиям современной техники. Для повышения их качества используют специальные технологические процессы **внепечного рафинирования (очистки) и рафинирующих переплавов.**

#### 1.3.1. Внепечное рафинирование

**Внепечное рафинирование может осуществляться:**

- путем вакуумирования струй или перемешиванием струи металла с синтетическим шлаком при выпуске металла из печи в сталеразливочный ковш;
- путем модифицирования металла в ковше вводом алюминия или кальцийсодержащих материалов в виде капсул или порошковой проволоки;
- путем продувки жидкого металла в ковше порошками кальцийсодержащих материалов, инертным газом, иногда с одновременным индукционным перемешиванием;
- путем вакуумирования жидкого металла вместе с ковшом или путем сочетания вакуумирования, введения порошковых материалов и продувки газами.

Из методов внепечного рафинирования наиболее широкое применение получила **обработка в вакууме и жидкими синтетическими шлаками.**

**Вакуумную обработку** применяют для уменьшения содержания в стали **растворенных газов и неметаллических включений.** Внепечное вакуумирование разделяется на 4 основных вида: **вакуумирование в ковше, вне ковша, в струе металла и в изложнице.**

**Вакуумирование в ковше** обычно проводят перед разливкой стали по изложницам. С этой целью выпущенную из мартеновских и электрических печей в разливочный ковш сталь выдерживают в течение 10...15 мин (более длительная обработка приводит к значительному снижению температуры металла) в специальных камерах с остаточным давлением 265...665 Па из которых непрерывно удаляют воздух и газ. При понижении давления растворимость газов в стали (азота, водорода) уменьшается, и они в виде пузырьков всплывают на поверхность, захватывая с собой неметаллические включения. Вакуумная обработка позволяет уменьшить в 3...5 раз содержание газов и в 2...3 раза количество неметаллических включений в стали, что способствует повышению ее прочности и пластичности.

Ковшовое вакуумирование неэффективно при обработке полностью раскисленной стали и больших масс металла. В этом случае вследствие слабого развития реакции  $C+O=CO$  металл кипит вяло. Для улучшения дегазации стали вакуумную обработку металлов в ковше совмещают с продувкой его аргоном и электромагнитным перемешиванием.

Для дегазации больших масс металла применяют **вакуумирование вне ковша.** Оно бывает **парционным и циркуляционным.**

Сталь из ковша поступает в резервуар с внутренней огнеупорной футеровкой, в котором происходит не только вакуумирование, но и подогрев металла, что позволяет увеличить время выдержки под вакуумом, не опасаясь охлаждения стали.

При **парционном вакуумировании** футерованная вакуумная камера небольшого объема помещается над ковшом с жидким металлом. Патрубок камеры, футерованный изнутри и снаружи, погружен в жидкий металл. Под действием атмосферного давления порция металла (10...15 % от общей массы) поднимается в камеру и дегазируется. При движении ковша вниз или камеры вверх металл вытекает, а при обратном движении вновь поднимается в камеру, для полной дегазации стали необходимо провести от 30 до 60 циклов вакуумной обработки.

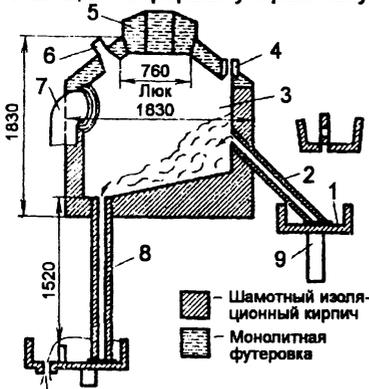
При **циркуляционном способе вакуумирования** стали применяют вакуумную камеру с двумя патрубками. Жидкий металл из ковша поднимается в камеру по одному патрубку, дегазируется и вытекает обратно в ковш по второму патрубку. Происходит

непрерывная циркуляция металла через вакуумную камеру. Подъем жидкой стали в камеру происходит за счет эжектирующего действия аргона, который подают во входной патрубке. В вакуумной камере происходит и подогрев металла, что позволяет увеличить время выдержки под вакуумом, не опасаясь охлаждения стали.

**Вакуумирование в струе** получило более широкое распространение, чем в ковше. Внутри герметичной камеры установлен разливочный ковш, в который сталь поступает из раздаточного ковша. Разливку по изложницам ведут на воздухе. В результате такой обработки содержание кислорода снижается на 70%, водорода на 65%. Существует много разновидностей этого способа вакуумирования.

**Вакуумирование в изложнице** проводят при застывании в ней стали. Для этого на изложницу устанавливают вакуумную камеру, на нее промежуточный ковш (дозатор), дно которого сделано из легкоплавкого материала. Жидкая сталь расплавляет диск дна, которое закрывает отверстие в верхней части камеры, и сталь, проходя через вакуумную камеру, попадает в изложницу. Содержание водорода уменьшается в 4...5 раз (до 0,0001%), кислорода – на 60%.

В настоящее время разработаны новые методы вакуумной обработки металла, сочетающие непрерывную разливку с вакуумированием (рис. 1.10).



1 – промежуточное устройство; 2 – патрубок; 3 – футерованная вакуумная камера; 4 – отвод для газовой горелки; 5 – футеровка; 6 – глазок для наблюдения за процессом; 7 – труба для отвода воздуха и газов; 8 – патрубок к УНРС; 9 – плунжер

**Рисунок 1.10 – Установка для непрерывного вакуумирования стали**

■ Шамотный изоляционный кирпич  
■ Монолитная футеровка

Жидкая сталь из промежуточного устройства 1 всасывается по патрубку 2 в футерованную вакуумную камеру 3 и сливается по патрубку в другое промежуточное устройство 8, из которого ее можно разливать непосредственно в изложницы, в ковш или в кристаллизатор установки непрерывной разливки. Перед вакуумированием камеру и футеровку 5 нагревают до максимально допустимой температуры при помощи горелки. После разогрева горелку отводят и камеру герметизируют: патрубок 2 закрывают легкоплавким диском, а патрубок 8 – жидким стеклом. Воздух и газы отсасывают через трубу 7. Промежуточные устройства устанавливают в рабочее положение при помощи плунжеров 9. Для наблюдения за процессом имеется глазок 6. По окончании вакуумирования в камеру подают азот, вытесняя из нее остатки металла и предотвращая образование взрывоопасной газовой смеси.

**Обработка стали синтетическим шлаком** приводит к снижению в стали серы, неметаллических включений и кислорода. Сущность метода заключается в том, что металл выпускают из печи в ковш, частично заполненный жидким шлаком (3...5 % от массы металла), который предварительно выплавляют в специальном агрегате. Жидкий шлак и металл интенсивно перемешиваются. В результате интенсивного перемешивания стали и шлака поверхность их взаимодействия увеличивается в сотни раз по сравнению с той, которая имеется в печи. Поэтому процессы рафинирования резко ускоряются и для их протекания требуется уже не 1,5...2 ч, как обычно в печи, а примерно столько, сколько уходит на выпуск плавки. Сталь, обработанная синтетическим шлаком, имеет пониженное содержание кислорода, серы и неметаллических включений, что обеспечивает высокую пластичность и ударную вязкость.

При обработке металла синтетическим шлаком важную роль играет его состав и физико-химические свойства. Шлак должен иметь низкие температуру плавления и вязкость, а также обладать высокой основностью и низкой окисленностью. Этим требованиям отвечают известково-глиноземистые шлаки, содержащие 50...55 % CaO, 38...42 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 1,5...4 % SiO<sub>2</sub>, 0,15...0,5 % FeO. Шлаки такого состава обладают высокой рафинирующей способностью.

Повышение качества стали, обработанной синтетическим шлаком, компенсируют затраты, связанные с выплавкой такого шлака.

**Продувка металла в ковше порошкообразными материалами** является одним из современных способов повышения качества стали и производительности сталеплавильных агрегатов.

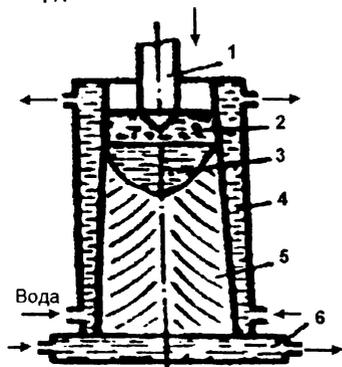
В жидкий металл в потоке инертного газа (аргона) через фурму вводят измельченные десульфураторы и раскислители. В результате такой обработки можно получить металл с содержанием серы и кислорода менее 0,005% каждого.

**Обработка жидкой стали аргоном** в ковше является наиболее простым способом повышения качества металла. Аргон вдувают в жидкую сталь через пористые и огнеупорные пробки, которые устанавливают в днище ковша. Аргон не растворяется в жидкой стали, поэтому при продувке металла аргоном в объеме жидкой стали образуется большое количество пузырей, которые интенсивно перемешивают металл и выносят на его поверхность неметаллические включения. Кроме того, водород и азот, растворенные в стали, переходят в пузыри аргона и вместе с ним покидают жидкий металл, т.е. происходит дегазация стали.

### 1.3.2. Рафинирующие переплавы

Рафинирующий переплав стали чаще всего осуществляется электрошлаковым, вакуумно-дуговым, плазменно-дуговым и электронно-лучевым методами.

**Электрошлаковый переплав (ЭШП)** разработан в Институте электросварки им. Е.А.Патона (рисунок 1.11). Переплавляемая сталь в виде круглых прутков **1** подается в шлаковую ванну **2**. Через шлаковую ванну, обладающую высоким электросопротивлением, пропускается электрический ток, что генерирует в ней тепло, достаточное для расплавления электрода. Капли расплавленного металла, проходя через слой основного шлака (60...65% CaF<sub>2</sub>, 25...30% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, CaO и другие добавки), очищаются от кислорода, серы и металлических включений, собираются в ванне **3** и затвердевают в водоохлаждаемой изложнице – кристаллизаторе **4**, образуя слиток **5**. Кристаллизация переплавленного металла происходит последовательно и направлена снизу вверх, что также способствует удалению неметаллических включений, пузырьков газов и повышению однородности структуры и плотности слитка. После завершения переплава поддон **6** опускают и затвердевший слиток извлекают из изложницы.



- 1 – круглый пруток переплавляемой стали;
- 2 – шлаковая ванна;
- 3 – ванна переплавленной стали;
- 4 – водоохлаждаемая изложница;
- 5 – слиток переплавленной стали;
- 6 – водоохлаждаемый поддон

**Рисунок 1.11 – Схема электрошлакового переплава**

Современные установки ЭШП позволяют получать слитки различного сечения (в том числе трубчатого) массой до 100 т.

**Вакуумно-дуговой переплав (ВДП)** осуществляется в вакуумных дуговых печах с расходным электродом. Слиток образуется как и при ЭШП, в водоохлаждаемом кристаллизаторе – изложнице. Наличие вакуума в корпусе печи способствует дегазации капель переплавляемого металла и жидкого металла ванны, а направленная кристаллизация обеспечивает удаление неметаллических включений и получение плотной структуры в слитке с минимальной усадочной раковинной. Вместимость печей для ВДП достигает 50 т.

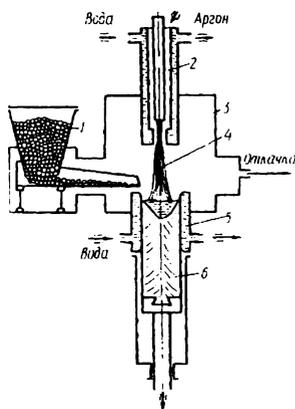
**Плазменно-дуговой переплав (ПДП)** применяется для получения сталей и сплавов особо высокой чистоты. В плазменных печах источником энергии является низкотемпературная плазма ( $T=10^5$  К). Плазмой называется ионизированный газ, в котором концентрации положительных и отрицательных зарядов равны. Степень ионизации низкотемпературной плазмы близка к 1 %. Низкотемпературная плазма получается при введении в дуговой электрический разряд газообразного вещества. В этом случае газ ионизируется и образуется плазма. В металлургии в качестве плазмообразующего газа чаще всего применяют аргон.

Для плавки стали применяют два типа агрегатов: печи с огнеупорной футеровкой и медным водоохлаждаемым кристаллизатором.

Плазменные печи (см. рис. 1.12) с огнеупорной футеровкой во многом похожи на дуговые сталеплавильные печи. В отличие от дуговых сталеплавильных печей в плазменной печи вместо графитовых электродов устанавливают один или три плазмотрона, что зависит от размеров печи. В печах постоянного тока анодом служит ванна жидкого металла, ток к которой подводится через подовой электрод.

Металлургические возможности плазменных печей с нейтральной атмосферой очень широки и металл можно раскислять, десульфировать, рафинировать от газов и неметаллических включений, легировать азотом. Слитки, полученные этим способом, имеют высококачественную поверхность.

Исходным материалом для получения слитков служит стружка или другие дробленые отходы металлообрабатывающей промышленности. Металл плавится и затвердевает в водоохлаждаемом кристаллизаторе, а образующийся слиток вытягивается вниз. Благодаря высокой температуре из металла интенсивно испаряются сера и фосфор, а также удаляются неметаллические включения.



- 1 – переплавляемая шихта; 2 – плазмотрон;  
3 – рабочая зона печи с аргоном; 4 – струя плазмы;  
5 – охлаждающий агент; 6 – слиток металла

**Рисунок 1.12 – Плазменные печи с огнеупорной футеровкой**

**Электронно-лучевой переплав (ЭЛП)** осуществляется в вакуумных установках за счет тепла, образующегося в результате торможения в переплавляемом металле потока электронов, сформированного в электронных пушках. Затвердевание слитка происходит в водоохлаждаемом кристаллизаторе. Глубокий вакуум (до 0,001 Па) и благоприятные условия затвердевания обеспечивают получение особо чистого высококачественного металла. ЭЛП применяют для очистки сталей и сплавов и получения особо чистых тугоплавких металлов (W, Mo, Nb и др.).

## Лекция №2

### План лекции.

#### **Тема 2. РЕАЛЬНОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ.**

- 2.1. Типы межатомных связей.
- 2.2. Кристаллическое строение металлов. Типы кристаллической решетки.
- 2.3. Дефекты строения кристаллической решетки.
- 2.4. Влияние несовершенств строения металлов на их свойства.

## РЕАЛЬНОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

Металловедение – наука, изучающая строение и свойства металлов и их сплавов, устанавливающая связь между их составом, строением и свойствами и разрабатывающая пути воздействия на их свойства.

### 2.1. Типы межатомных связей

Целостность твердых материалов и их прочность обусловлены наличием сил межатомного притяжения, которые приводят к образованию атомных связей. Обычно выделяют четыре типа атомных связей. Первые три типа связей: ионная, ковалентная и металлическая – относительно прочны. Они возникают вследствие обмена или объединения валентных электронов, находящихся на S-орбитах и P-орбитах. Четвертый тип связей – межмолекулярный (ван-дер-ваальсовый) – характеризуется гораздо меньшей прочностью (более слабой энергией взаимодействия).

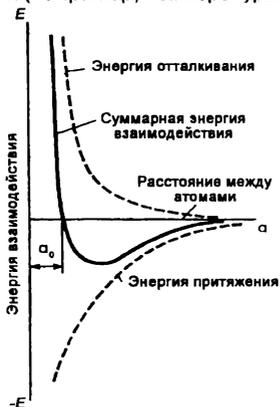
Ионная связь образуется путём передачи атомом одного элемента своих валентных электронов атому другого элемента. Это приводит к образованию положительного и отрицательного ионов, которые притягиваются друг к другу электростатически. Расстояние между центрами ионов определяется уравниванием сил притяжения между ионами и сил отталкивания их электронных оболочек. Типичный пример образования ионной связи – кристаллы поваренной соли (NaCl). В качестве конструктивных таких материалы практически не применяются.

Ковалентная связь осуществляется в результате обобществления ("спаривания") валентных электронов двух соседних атомов. Например, в алмазе связь двух атомов углерода осуществляется парами валентных электронов, находящихся на общей орбите. В межатомном пространстве создается локализация электронов в направлениях, кратчайших для двух соседних атомов. Образуются "электронные мостики", вне которых электронная плотность очень мала. Ковалентная связь проявляется при образовании молекул из атомов одного элемента (например, H<sub>2</sub>, O<sub>2</sub>, Cl<sub>2</sub> и т.д.) или разных элементов (в карбидах – Fe<sub>3</sub>C, SiC, нитридах – AlN). Чем больше степень перекрытия электронных орбит валентных электронов, тем прочнее ковалентные связи. Материалы с ковалентной связью характеризуются малой плотностью, высокой твердостью и хрупкостью. Они обычно являются диэлектриками или полупроводниками.

Межмолекулярная (полярная) связь основана на действии сил Ван-дер-Ваальса, связанных с присутствием в молекулах внутренних диполей. Эти диполи образуются либо в результате статической неоднородности распределения электронов в атомах и молекулах, либо при несовпадении центров положительных и отрицательных зарядов в асимметричных молекулах (например, HF). Вследствие этого положительный конец одного диполя будет притягиваться к отрицательному концу диполя другой молекулы, что проявляется как молекулярное взаимодействие. Такая связь реализуется при кристаллизации молекул водорода, азота, углекислого газа, воды, метана, в макромолекулах полимерных материалов.

Металлическая связь обусловлена особенностями электронного строения атомов металлов, в которых внешние валентные электроны относительно слабо связаны с ядрами. Поэтому при сближении атомов электронные орбиты их внешних электронов перекрываются, валентные электроны могут свободно переходить от одного атома к другому, т.е. теряют принадлежность к отдельным атомам и становятся общими, образуя так называемый «электронный газ». Связь в этом случае определяется электростатическим притяжением между положительно заряженным ионным скелетом и отрицательно заряженным электронным газом. Этот особый вид связи носит ненаправленный характер и обуславливает большинство характерных для металлов свойств (высокую теплопроводность и электропроводность, хорошую деформируемость и т.д.).

зорованных валентных электронов, образующих электронный газ или, точнее, учитывая возможность взаимодействия электронов, электронную жидкость «омывающую» ионный остов. Электронный газ компенсирует силы взаимного электростатического отталкивания положительных ионов, обеспечивая их связь в твердом теле, т. е. металлическую связь. В металлах электроны проводимости есть всегда в отличие от полупроводников, где они появляются только при определенных воздействиях (например, температуры, освещения).



**Рисунок 2.1 – Схема энергии взаимодействия двух атомов в зависимости от межатомного расстояния**

При всех типах межатомной связи атомы стремятся расположиться на таких расстояниях друг от друга ( $a_0$ ), чтобы энергия взаимодействия, представляющая собой сумму энергий отталкивания и притяжения атомов, была минимальной (рис. 1). Изменение этого расстояния между атомами в твердых телах при деформировании, диффузии, разделении, испарении связано с преодолением энергии взаимодействия.

Величина энергии взаимодействия для различных типов межатомной связи различна (табл. 2.1).

**Таблица 2.1 – Энергия взаимодействия для различных типов межатомной связи**

Тип связи	Межмолекулярная		Ионная	Ковалентная	Металлическая		
Материал	He	Ar	NaCl	SiC	Fe	Mo	W
Энергия, кДж/моль	0,092	6,3	750	1180	396	670	880
$t_{пл}, ^\circ\text{C}$	-272,4	-189,4	801	—	1539	2625	3410

Как видно из таблицы 2.1, наблюдается определенная связь между энергией взаимодействия и свойствами элементов, в данном случае с температурой плавления ( $t_{пл}$ ). Она выше в материалах с ковалентной и металлической связью. С ростом энергии взаимодействия увеличиваются такие характеристики, как модуль упругости, коэффициент самодиффузии и др.

## 2.2. Кристаллическое строение металлов. Типы кристаллической решетки

Твердые тела в зависимости от скорости охлаждения при затвердевании могут находиться в аморфном и кристаллическом состояниях. Эти состояния отличаются степенью упорядоченности в расположении атомов. При аморфном состоянии тел (как и в жидкостях) соблюдается только «ближний порядок», т. е. существует правильная координация только для ближайших атомов. Положение в пространстве соседей – второго, третьего и более дальних порядков – хаотично. Тела в аморфном состоянии можно рассматривать как жидкости с очень высоким коэффициентом вязкости. Типичным примером такого твердого тела является стекло.

При кристаллическом состоянии, характерном для большинства металлов, наблюдается и "дальний порядок", когда определенная ориентация в пространстве и заданное расстояние соблюдаются как для ближайших атомов, так и для соседей второго, третьего и более дальних порядков. Причем расстояние между атомами соответствует минимальной энергии взаимодействия между ними. Такие закономерно расположенные атомы образуют правильную кристаллическую решетку. Ее можно представить в виде семейств воображаемых линий и плоскостей, проходящих через точки расположения ионов в пространстве (рис. 2.2).

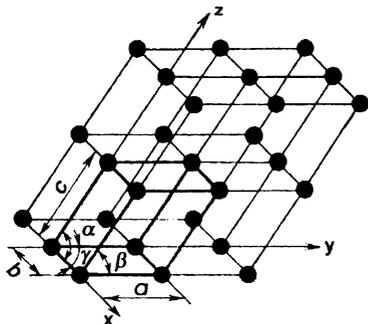


Рисунок 2.2 – Схема кристаллической решетки металлов

Жирными линиями выделен наименьший параллелепипед, последовательным перемещением которого вдоль трех осей может быть построен весь кристалл. Этот наименьший объем кристалла, дающий представление об атомной структуре металла в любом объеме, получил название элементарной кристаллической ячейки. Для однозначной характеристики ее необходимо знать три ребра ( $a$ ,  $b$  и  $c$ ) и три угла между осями ( $\alpha$ ,  $\beta$  и  $\gamma$ ).

Величины  $a$ ,  $b$  и  $c$  называются параметрами (периодами) кристаллической решетки. Они показывают расстояние между центрами соседних атомов (ионов) в направлении данной оси. Измеряются периоды решетки в нанометрах ( $1 \text{ нм} = 10^{-9} \text{ м}$ ) или ангстремах ( $1 \text{ \AA} = 10^{-10} \text{ м}$ ).

Выделяют 14 типов кристаллических решеток в зависимости от возможных вариаций соотношения величин  $a$ ,  $b$ ,  $c$ ;  $\alpha$ ,  $\beta$ , и  $\gamma$ , а также того, что атомы могут располагаться не только в узлах кристаллических решеток, но и в центрах элементарных ячеек и в центрах граней. Чаще всего у металлов встречаются три типа решеток (рис. 2.3):

- 1) **объемноцентрированная кубическая** – ОЦК, в которой атомы расположены по вершинам элементарной ячейки и в центре ее ( $\text{Fe}_\alpha$ ,  $\text{W}$ ,  $\text{Mo}$ ,  $\text{K}$ ,  $\text{Na}$ ,  $\text{Li}$ ,  $\text{Ti}_\beta$  и др.);
- 2) **гранецентрированная кубическая** – ГЦК, в которой атомы расположены по вершинам элементарной ячейки и в центрах ее граней ( $\text{Ni}$ ,  $\text{Au}$ ,  $\text{Ag}$ ,  $\text{Pt}$ ,  $\text{Fe}_\gamma$ ,  $\text{Cu}$ ,  $\text{Al}$  и др.);
- 3) **гексагональная плотноупакованная** – ГПУ, представляющая собой призму с шестигранником в основании, в которой атомы расположены в три слоя ( $\text{Mg}$ ,  $\text{Ti}_\alpha$ ,  $\text{Zn}$  и др.).

Параметр  $a$  кубических решеток колеблется в пределах  $0,286 \dots 0,607 \text{ нм}$ . Параметры гексагональной решетки находятся в пределах:  $a = 0,228 \dots 0,398 \text{ нм}$  и  $c = 0,357 \dots 0,652 \text{ нм}$ .

Если считать атомы в кристаллах упругими соприкасающимися шарами, то, кроме периода, можно назвать следующие характеристики решетки, определяющие свойства металлов:

**Координационное число (К)** – это количество атомов, находящихся на наиболее близком и одинаковом расстоянии от любого произвольно выбранного атома в решетке. Координационное число для объемно-центрированной кубической решетки равно 8, для гранецентрированной кубической и гексагональной плотноупакованной решеток – 12.

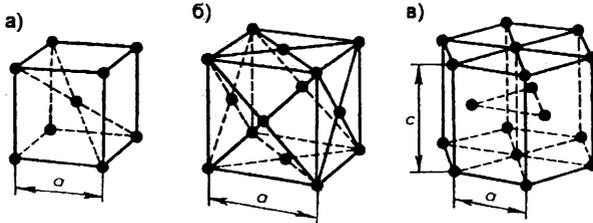


Рисунок 2.3 – Основные виды элементарных ячеек кристаллических решеток металлов:

а – объемноцентрированная кубическая (ОЦК);

б – гранецентрированная кубическая (ГЦК);

в – гексагональная плотноупакованная (ГПУ)

**Базис** – количество атомов, приходящихся на одну элементарную ячейку. Для ОЦК решетки он равен 2 (каждый атом в вершине принадлежит данной ячейке на 1/8, атом в центре – целиком, значит,  $8 \times 1/8 + 1 = 2$ ). Для ГЦК решетки базис равен 4 ( $8 \times 1/8 + 6 \times 1/2 = 4$ ), для ГПУ решетки – 6 ( $12 \times 1/6 + 2 \times 1/2 + 3 = 6$ ).

**Коэффициент компактности решетки** ( $\eta$ ) определяется отношением объема, занимаемого атомами с условно сферической формой, ко всему объему ячейки. Для ОЦК решетки коэффициент компактности равен 0,68; для ГЦК решетки – 0,74 и для ГПУ решетки – 0,74 (при  $c/a=1,633$ ). Важной характеристикой решетки, определяющей растворимость других элементов в ней, является максимальный размер пустот (пор). Он выше у металлов с ГЦК и ГПУ решетками.

Если рассматривать плотность распределения атомов по разным направлениям и плоскостям кристалла, то видно, что она может быть существенно различной. Например, на боковой грани ГЦК решетки расположены 4 атома, а на диагональной плоскости – 6 атомов. Плоскости кристаллов с более плотной упаковкой имеют меньший уровень поверхностной энергии, по ним легче осуществляется деформация в кристалле. Такая неодинаковость свойств кристалла в разных кристаллографических направлениях называется **анизотропией**. Анизотропными могут быть физические, механические, технологические и другие свойства. Чем меньше симметрия кристалла, тем сильнее проявляется эффект анизотропии.

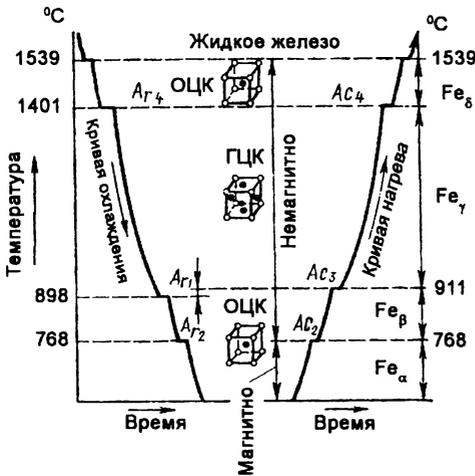


Рисунок 2.4 – Кривые охлаждения и нагревания железа

При изготовлении и строительстве конструкций из металлов обычно применяются поликристаллические материалы, состоящие из большого количества различно ориентированных друг к другу мелких ( $10 \dots 10^{-4}$  см) кристаллов, образующих кристаллиты или зерна. Поэтому анизотропия в поликристаллическом теле не имеет ярко выраженного характера, и свойства как бы усредняются во всех направлениях благодаря различной ориентации мелких кристаллов. Поликристаллические металлические материалы в равновесном состоянии могут считаться изотропными.

Рассматривая вопрос о кристаллическом строении материалов, следует отметить способность одного и того же материала (в том числе и металлов) образовывать в зависимости от температуры и давления несколько разных кристаллических структур. Это явление называется полиморфизмом (или аллотропией). Различные структурные модификации одного и того же металла называют полиморфным и (или аллотропическими) модификациями. Перестройка атомов кристаллического тела, имеющего решетку одного типа, в решетку другого типа при изменении температуры и давления называется полиморфным (или аллотропическим) превращением.

Полиморфные модификации, устойчивые при более низких температурах, для большинства металлов принято обозначать буквой  $\alpha$ , а при более высоких –  $\beta$ , затем –  $\gamma$  и т.п.

Полиморфизм распространен среди многих металлов и имеет важное значение в технике, поскольку оказывает влияние на поведение металлов и сплавов при их нагреве и охлаждении в процессе термической обработки, сварки, литья и т.д. Полиморфизмом обладают железо ( $Fe_{\alpha} \rightleftharpoons Fe_{\delta}$ ), титан ( $Ti_{\alpha} \rightleftharpoons Ti_{\beta}$ ), олово ( $Sn_{\alpha} \rightleftharpoons Sn_{\beta}$ ) и другие металлы.

Полиморфные превращения сопровождаются выделением теплоты при охлаждении металла и поглощением теплоты при нагреве (Рисунок 2.4), при этом температура остается постоянной до полного завершения превращения во всем объеме металла. Полиморфные превращения сопряжены с изменением параметров решетки (периода, координационного числа, базиса, коэффициента компактности и др.), что обуславливает скачкообразное изменение свойств металлов и сплавов (удельного объема, электрической проводимости, магнитных механических и химических свойств и др.).

### 2.3. Дефекты строения кристаллической решетки

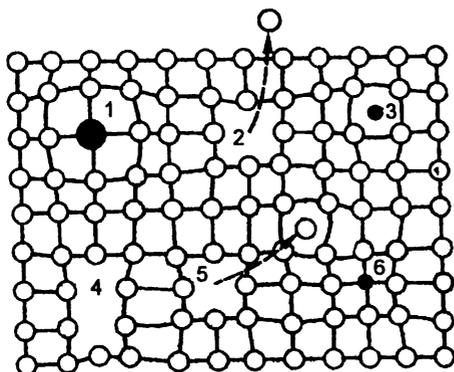
В реальных кристаллах всегда присутствуют дефекты строения, обусловленные нарушением правильного расположения атомов кристаллической решетки.

В настоящее время существует несколько способов классификации дефектов металлических конструкционных материалов:

- по морфологическим признакам: наружные, внутренние, внедрения, в сочленениях и др.;
- по происхождению (генетическим признакам): литейные, сварочные, термические, деформационные, коррозионные и др.;
- по структурным признакам: трещины, поры, избыточные фазы, неметаллические включения, границы зерен и др.;
- по геометрическим размерам: макро- (> 1 мм), микро- (~200-11100 мкм) и субмикро- (~ 0,1-200 мкм) дефекты;
- по геометрическим признакам: точечные, линейные, поверхностные и объемные.

Точечные дефекты (рисунок 2.5) малы во всех трех измерениях. Размер их не превышает нескольких атомных диаметров. К точечным дефектам относятся вакансии, т.е. узлы решетки, в которых атомы отсутствуют. Вакансии образуются в результате перехода атома из узла решетки на поверхность или полного испарения его с поверхности кристалла. В кристалле все атомы совершают колебательные движения возле узлов решетки. Отдельные атомы, кинетическая энергия которых выше средней, свойственной данной температуре нагрева (особенно если они расположены у поверхности), могут выйти на поверхность кристалла. Их место займут атомы, находящиеся дальше от поверхности. Принадлежавшие указанным атомам узлы окажутся свободными, т.е. возникнут тепловые вакансии. При переходе атома из узла решетки в междоузлие образуется дефект решетки, получивший название между-

зельного атома. Энергия, которую необходимо затратить для образования междузельных атомов, в 4...5 раз больше энергии, необходимой для образования тепловых вакансий. Поэтому количество вакансий в кристалле обычно больше, чем междузельных атомов. При наличии в кристаллической решетке "инородного" атома других элементов они располагаются либо в узлах кристаллической решетки, либо в междуузлиях. В первом случае образующийся точечный дефект решетки называется примесным атомом замещения, во втором – примесным атомом внедрения.

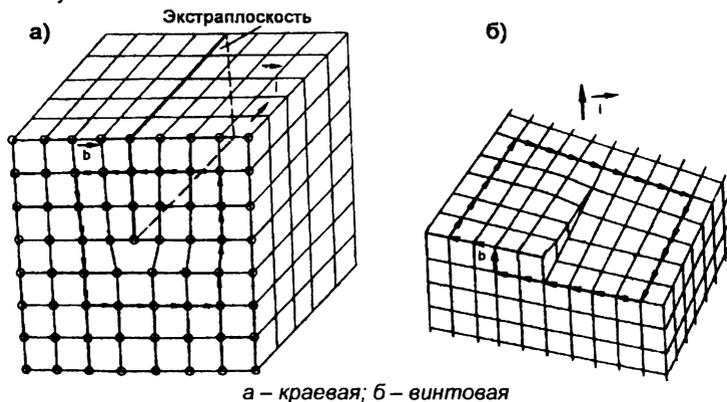


- 1 – примесной атом замещения;
- 2 – дефект Шоттки;
- 3 – примесной атом внедрения;
- 4 – дивакансия;
- 5 – дефект Френкеля (вакансия и междузельный атом);
- 6 – примесной атом замещения

**Рисунок 2.5 – Схема точечных дефектов в кристалле**

Точечные дефекты вызывают местные искажения кристаллической решетки и влияют на ряд физических свойств (электропроводность и другие термически активируемые процессы, диффузию, распад пересыщенных твердых растворов, ползуемость и т.д.).

**Линейные дефекты** малы в двух направлениях, а в третьем направлении соизмеримы с длиной кристалла. К ним относятся дислокации, цепочки вакансий и примесных и междузельных атомов.



**Рисунок 2.6 – Дислокации в кристаллической решётке**

**Краевая дислокация (рисунок 2.6 а)** представляет собой локализованное искажение кристаллической решетки, вызванное наличием в ней "лишней" атомной полуплоскости или экстраплоскости (перпендикулярна плоскости чертежа).

Наиболее простой и наглядный пример образования дислокаций в кристалле – сдвиг. Если верхнюю часть кристалла сдвинуть относительно нижней на одно межатомное расстояние так, чтобы сдвиг охватил не всю плоскость скольжения, а только

ее часть, то граница между участком, где скольжение уже произошло, и ненарушенным участком в плоскости скольжения и будет дислокацией. Как видно из рисунка, линия краевой дислокации перпендикулярна вектору сдвига. Дислокация может быть прямой или выгнутой в ту или другую сторону.

Если экстраплоскость находится в верхней части кристалла, то дислокацию называют положительной и обозначают  $\perp$ , а если в нижней – то отрицательной и обозначают  $\top$ .

Дислокации при приложении небольшого касательного напряжения легко перемещаются. При этом экстраплоскость посредством незначительного смещения перейдет в полную плоскость кристалла, а функции экстраплоскости будут переданы соседней плоскости. Дислокации одинакового знака отталкиваются, а разного знака взаимно притягиваются. Слияние дислокаций разного знака приводит к их взаимному уничтожению (аннигиляции).

**Винтовая дислокация (рисунок 2.6 б)**, так же как и краевая, образуется при неполном сдвиге кристалла на плоскости. В отличие от краевой она располагается параллельно направлению сдвига. При наличии винтовой дислокации кристалл можно рассматривать как состоящий из одной атомной плоскости, закрученной в виде винтовой поверхности.

Дислокации образуются в процессе пластической деформации металлов при кристаллизации (в процессе срастания зерен и блоков) и при фазовых превращениях в твердом состоянии. Важной характеристикой структуры металлов является плотность дислокаций, под которой понимают суммарную длину дислокаций  $l$  (см), приходящуюся на единицу объема кристалла  $V$  (см<sup>3</sup>). Таким образом, размерность плотности дислокаций – см<sup>-2</sup>.

**Поверхностные дефекты** – это двумерные несовершенства, имеющие значительные размеры в двух измерениях, а в третьем их размер соизмерим с межатомным (5...10 межатомных расстояний). Типичным примером таких дефектов являются зоны поверхностей раздела между отдельными зернами или их блоками (субзернами) в поликристаллических материалах (рисунок 2.7). Соседние зерна в металлах обычно разориентированы на величину от нескольких долей градуса (малоугловые границы) до нескольких градусов или десятков градусов (высокоугловые границы).

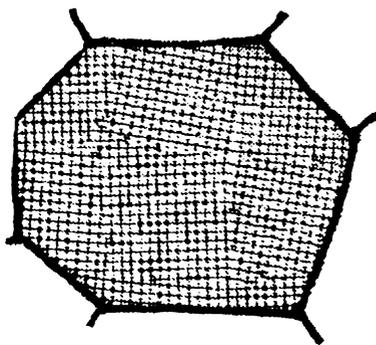


Рисунок 2.7 – Схема строения зерна металла

Блоки (субзерна) повернуты один по отношению к другому на угол от нескольких секунд до нескольких минут (малоугловые границы), их размеры на 3...4 порядка меньше размеров кристаллитов (зёрен). Если не учитывать точечные дефекты, то в пределах каждого блока (или субзерна) решетка почти идеальная.

Границы между отдельными кристаллитами (зернами) представляют собой переходную область шириной 5...10 межатомных расстояний, в которой атомы расположены менее правильно, чем в объеме зерна. По границам зерен в технических металлах концентрируются примеси, что еще больше нарушает правильный порядок расположения атомов.

Границы блоков (субзерен), а также малоугловые границы зерен образованы дислокациями.

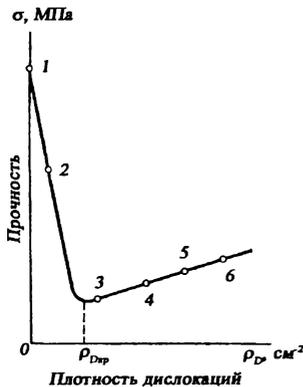
Состояние границ зерен оказывает большое влияние на свойства металлов.

**Объемные дефекты** (трехмерные несовершенства) – это поры, газовые пузыри, неметаллические включения, микротрещины и т.п. Они имеют значительную по сравнению с атомами протяженность во всех трех направлениях кристалла. Объемные дефекты образуются при кристаллизации, фазовых превращениях в твердом состоянии, пластической деформации и других процессах. Эти дефекты снижают прочность металлов.

#### 2.4. Влияние несовершенств строения металлов на их свойства

Дефекты решетки оказывают большое влияние на различные свойства металлов, и, прежде всего на механические свойства. Использование теории дислокаций позволило объяснить причину большого расхождения между теоретической и фактической (реальной) прочностью кристаллических тел.

Теоретическая прочность должна быть пропорциональна произведению сил межатомного взаимодействия на число атомов в сечении кристалла.



- 1 – теоретическая прочность;
- 2 – прочность монокристаллических нитей;
- 3 – практическая прочность отожжённого металла;
- 4 – прочность закалённой стали;
- 5 – прочность стали после термомеханической обработки;
- 6 – прочность мартенситостареющей стали

Рисунок 2.8 – Зависимость прочности от плотности дислокаций

Расчетное усилие для смещения одной части кристалла относительно другой оказалось на 2...3 порядка выше фактически затрачиваемого при пластической деформации металла. Так, теоретическая прочность железа составляет около 13000 МПа, а фактическая – всего 250 МПа. Такое расхождение теоретической и фактической прочности объясняется тем, что деформация происходит не путем одновременного смещения целых атомных плоскостей, а за счет постепенного перемещения дислокаций. Для перемещения дислокации требуется значительно меньшее усилие, чем для жесткого смещения одной части кристалла относительно другой в плоскости сдвига. Это объясняется тем, что в первом случае требуется разрыв межатомных связей во всех атомных плоскостях по плоскости сдвига, а во втором – разрыв атомных связей только в одной соседней с экстраплоскостью краевой дислокации.

Влияние искажений кристаллической решетки на прочность металлов приведена на **рисунок 2.8**. Левая ветвь кривой соответствует практически бездислокационным кристаллам (так называемым "усам"), прочность которых близка к теоретической. При ограниченной плотности дислокаций ( $10^6 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$ ) и других искажениях кристаллической решетки процесс сдвига происходит тем легче, чем больше дислокаций находится в объеме металла. Прочность металлов при этом минимальная. С повышением плотности дислокаций до значений  $10^{10} \dots 10^{12}$  их движение затрудняется из-за взаимодействия полей упругих искажений дислокаций друг с другом. До деформирования (продвижения дислокаций) требуется увеличение усилий, т.е. металл упрочняется, что соответствует правой ветви кривой на **рисунок 2.8**.

## Лекция №3

### План лекции.

#### **Тема 3. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ.**

- 3.1. Термодинамические основы процесса кристаллизации.
- 3.2. Механизм процесса кристаллизации.
  - 3.2.1. Общие закономерности и разновидности процессов кристаллизации.
  - 3.2.2. Самопроизвольная кристаллизация. Образование центров кристаллизации.
  - 3.2.3. Рост центров кристаллизации (зародышей).
  - 3.2.4. Соотношение скоростей образования и роста зародышей. Величина зерна.
  - 3.2.5. Несамопроизвольная кристаллизация. Модифицирование.
- 3.3. Форма кристаллов. Строение металлического слитка.
- 3.4. Вторичная кристаллизация.

#### **Тема 4. ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫЕ СПЛАВЫ.**

- 4.1. Общие сведения о диаграммах состояния.
- 4.2. Понятие о правилах фаз и отрезков.
- 4.3. Диаграмма состояния железо-углерод (цементит).
  - 4.3.1. Верхняя часть диаграммы железо-цементит.
  - 4.3.2. Нижняя часть диаграммы системы железо-цементит.
- 4.4. Влияние углерода и постоянных примесей на структуру и свойства сталей.
  - 4.4.1. Влияние углерода.
  - 4.4.2. Влияние кремния и марганца.
  - 4.4.3. Влияние серы и фосфора.
  - 4.4.4. Влияние азота, кислорода и водорода.

### 3. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ

#### 3.1. Термодинамические основы процесса кристаллизации

В твердых кристаллических телах между атомами сохраняются постоянные промежутки и ориентировка на значительных расстояниях, т.е. соблюдается так называемый дальний порядок. В газах отсутствует закономерность в расположении атомов, они расположены хаотически. В жидкостях определенная ориентировка и постоянство расстояний между атомами распространяются только на ближайших соседей, т.е. соблюдается так называемый ближний порядок.

С понижением температуры и при охлаждении жидкости подвижность атомов падает, и вблизи температуры плавления образуются группировки атомов, в которых атомы упакованы так, как в кристаллах. Эти группировки могут стать центрами кристаллизации или зародышами, из которых при охлаждении ниже температуры плавления-затвердевания формируется кристаллическая решетка и металл переходит в твердое состояние.

Переход металла из жидкого состояния в твердое с образованием кристаллической структуры называется первичной кристаллизацией.

Рассмотрим термодинамические условия этого процесса.

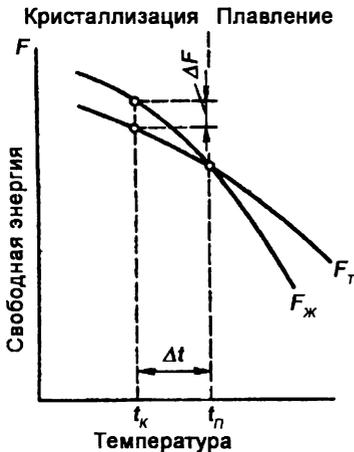


Рисунок 3.1 – Изменение свободной энергии в жидком ( $F_{ж}$ ) и твердом ( $F_{т}$ ) состояниях в зависимости от температуры

Процесс кристаллизации обусловлен стремлением любой системы к термодинамически более устойчивому состоянию с меньшей энергией Гиббса (свободной энергией  $F$ ). При снижении температуры (рисунок 3.1) энергия Гиббса повышается и для твердого и для жидкого состояния, но темпы ее повышения различны. При температуре плавления-затвердевания кривые изменения свободной энергии Гиббса для твердого и жидкого состояний пересекаются, т.е. равновероятно существование как твердой, так и жидкой фазы. Выше температуры плавления устойчиво жидкое состояние металла, имеющего меньшее значение свободной энергии Гиббса, а ниже этой температуры устойчив твердый металл.

Чтобы началась устойчивая кристаллизация жидкого металла, его нужно охладить до температуры  $t_{к}$ , меньшей температуры  $t_{п}$  на величину  $\Delta t$ . Величина  $\Delta t$  получила название "степень переохлаждения". Только при наличии переохлаждения и возникновении разности в уровне свободной энергии Гиббса у жидкой и твердой фаз возникает движущая сила процесса кристаллизации. Чем больше степень переохлаждения, тем больше разность свободной энергии Гиббса жидкого и твердого состояния, тем энергичнее идет кристаллизация.

Степень переохлаждения, достаточная для начала кристаллизации, зависит от природы, чистоты и скорости охлаждения металла, обычно она составляет 10...30°C. Чем чище жидкий металл, тем больше он склонен к переохлаждению.

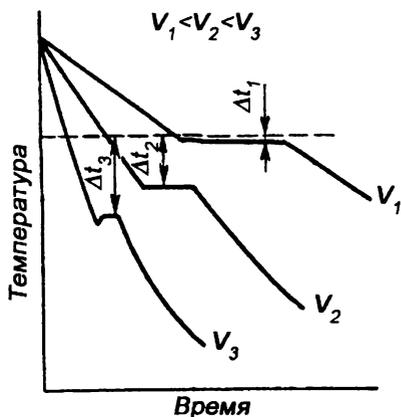


Рисунок 3.2 – Термические кривые (кривые охлаждения) металла

На рисунке 3.2 приведены термические кривые (кривые охлаждения) металла, кристаллизующегося с различными скоростями охлаждения. Горизонтальные площадки на кривых охлаждения объясняются выделением скрытой теплоты плавления при кристаллизации. С ростом скорости охлаждения ( $v$ ) растет степень переохлаждения металла, достаточная для развития кристаллизации, и падает реальная температура кристаллизации.

## 3.2. Механизм процесса кристаллизации

### 3.2.1. Общие закономерности и разновидности процессов кристаллизации

Кристаллизация металлов – одна из разновидностей фазовых превращений. Она подчиняется общим закономерностям кинетики фазовых превращений и предполагает наличие двух элементарных процессов: зарождение центров (зародышей) новой фазы внутри старой и рост этих центров (зародышей).

На наличие такой закономерности при кристаллизации металлов впервые указал известный русский металлург Д.К. Чернов.

Кристаллы могут зарождаться самопроизвольно из гомогенной (однородной) жидкости. Такой тип кристаллизации получил название самопроизвольной. В гетерогенных (неоднородных) жидкостях зародышами твердой фазы часто служат тугоплавкие частицы, оксиды, интерметаллические соединения, находящиеся к моменту кристаллизации в жидком металле в виде твердых включений. В этом случае кристаллизацию называют не самопроизвольной.

### 3.2.2. Самопроизвольная кристаллизация. Образование центров кристаллизации

При охлаждении кристаллизующегося металла, при температурах близких, но несколько выше температуры плавления, образуются небольшие участки с расположением атомов, как в твердом кристалле. Вследствие интенсивного теплового движения такие образования динамически неустойчивы. Просуществовав некоторое время, они рассыпаются, затем возникают вновь в другом элементарном объеме жидкости и т.д. Число их по мере охлаждения увеличивается. При температуре, равной температуре плавления, число возникающих участков с правильным расположением атомов равно числу рассыпающихся, т.е. наблюдается динамическое равновесие между твердой и жидкой

фазой. При температурах ниже температуры плавления, т.е. при переохлаждении жидкого металла, часть микрообъемов с правильным расположением атомов, достигшая некоторых критических размеров, может получить способность к устойчивому росту, т.е. стать центрами кристаллизации (зародышами).

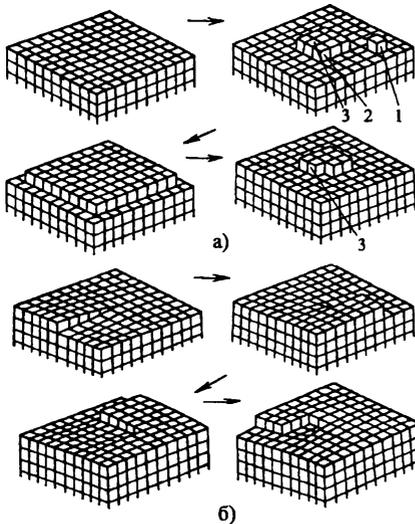
Рассмотрим условия, при которых возможен устойчивый рост зародыша. Термодинамически таким условием является снижение свободной энергии Гиббса при росте зародыша. При образовании элементарного зародыша объемом  $V$  свободная энергия Гиббса, с одной стороны, уменьшается, с другой – увеличивается вследствие появления поверхности раздела между жидкостью и зародышем.

Минимальный размер зародыша, способного к росту при данных температурных условиях, называется критическим размером зародыша, а сам зародыш – критическим или равновесным.

С увеличением степени переохлаждения размер критического зародыша уменьшается.

### 3.2.3. Рост центров кристаллизации (зародышей)

Рост трехмерного зародыша происходит в результате перехода атомов из переохлажденного расплава к кристаллам. При этом возможны два механизма роста (рисунок 3.3):



а – при образовании двухмерного зародыша;  
б – вокруг винтовой дислокации

Рисунок 3.3 – Схема роста кристалла

1) присоединение атомов переохлажденной жидкости на гладкую поверхность трёхмерного изолированного зародыша – положение 1;

2) присоединение атомов из переохлажденной жидкости путем оседания их на плоские грани двухмерных зародышей – положение 2.

Атом, поступивший в положение 2, имеет связи и закрепляется на растущем зародыше более надежно, чем атом, поступивший в положение 1 и имеющий только одну связь.

Рост кристалла обеспечивается, если растущая грань зародыша не является идеально гладкой, а имеет ступеньки в виде двухмерного образования (см. рис. 3.3 а).

В реальных кристаллах, имеющих дефекты, роль двухмерного образования, к которому присоединяются атомы из переохлажденной жидкости, выполняют выходы на поверхность растущей грани - ступеньки винтовой дислокации (см. рис. 3.3 б). В этом случае наблюдается характерный спиралевидный рост кристаллов.

### 3.2.4. Соотношение скоростей образования и роста зародышей.

#### Величина зерна

Процессы возникновения и роста зародышей в кристаллизующемся металле протекают параллельно. Поэтому увеличение общей массы затвердевшего металла происходит как за счет возникновения новых центров, так и за счет роста существующих. Пока образовавшиеся зародыши растут свободно, они могут иметь относительно правильную геометрическую форму. При срастывании правильность очертаний кристаллов нарушается. Полностью затвердевший металл представляет собой совокупность образований неправильной формы, получивших название кристаллов или зерен.

Общая скорость кристаллизации зависит от хода указанных выше двух элементарных процессов. Она определяется скоростью зарождения центров кристаллизации (Ч.Ц. – числа центров кристаллизации, возникших в единичном объеме за единицу времени) и скоростью роста кристаллов (С.Р.) из этих центров (приращения длины кристаллов в единицу времени). Величины Ч.Ц. и С.Р. зависят от степени переохлаждения (Рисунок 3.4) и имеют вид кривых с максимумом.

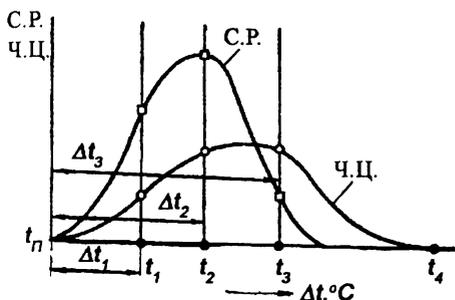


Рисунок 3.4 – Зависимость числа центров кристаллизации и скорости роста кристаллов от степени переохлаждения

При температуре плавления, когда переохлаждение  $\Delta t=0$ , и число зародышей, и скорость их роста равны нулю. С увеличением переохлаждения растет разность свободных энергий Гиббса и при хорошей подвижности атомов растут и достигают максимума Ч.Ц. и С.Р. Последующее уменьшение Ч.Ц. и С.Р. объясняется снижением подвижности атомов при падении температуры. Уменьшение коэффициента диффузии при больших  $\Delta t$  затрудняет перестройку атомов жидкости в кристаллическую решетку твердого тела. При очень больших переохлаждениях Ч.Ц. и С.Р. равны нулю и жидкость не кристаллизуется, а затвердевает как аморфное тело.

При кристаллизации металлов в условиях сварки и литья, как правило, реализуются только восходящие ветви кривых зависимости Ч.Ц. и С.Р. от степени переохлаждения. От соотношения скоростей зарождения и развития центров зависит размер зерен. При малых переохлаждениях скорость роста велика, а скорость зарождения мала. В этом случае образуется сравнительно небольшое количество крупных кристаллов. При увеличении  $\Delta t$  скорость зарождения возрастает быстрее, чем скорость их роста, и размер зерна в затвердевшем металле уменьшается. На размер зерна влияют также температура нагрева и разливки жидкого металла, его химический состав, присутствие в нем посторонних примесей.

### 3.2.5. Несамостоятельная кристаллизация. Модифицирование

В реальных условиях самостоятельное зарождение центров кристаллизации в жидком металле затруднено. Чаще источником образования зародышей являются твердые частицы: интерметаллиды, неметаллические включения, оксиды, продукты раскисления. Если примеси имеют кристаллическую решетку, близкую по строению к затвердевающему металлу (так называемые изоморфные примеси), то они играют

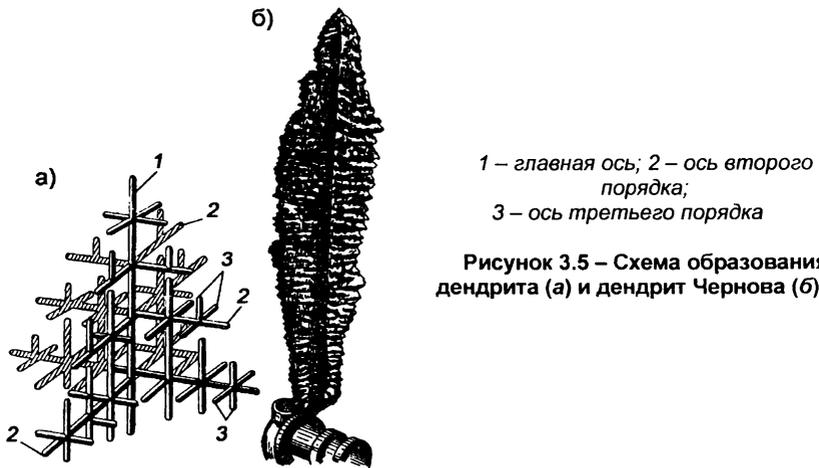
роль готовых центров кристаллизации. Чем больше примесей, тем больше центров кристаллизации, тем мельче зерно. Часто в металл специально вводят вещества, которые при кристаллизации способствуют измельчению зерна. Такая операция называется модифицированием, а вводимые примеси – модификаторами. Описанный выше механизм присущ модификаторам первой группы (1<sup>го</sup> рода). Существует и другой механизм модифицирования, когда в расплав вводятся поверхностно-активные вещества. Располагаясь на гранях растущего кристалла, эти вещества уменьшают поверхностное натяжение и уменьшают величину критического зародыша, что увеличивает их число. Это модификаторы второй группы (2<sup>го</sup> рода).

Модификаторы, вводимые в количестве десятых, сотых и тысячных долей процента, практически не меняют химического состава сплава, но влияют на схему кристаллизации, измельчают зерна и уменьшают механические свойства.

Модификаторами в сталях являются Al, Ti, V, PЗЭ (редкоземельные элементы), в чугунах – Mg, в алюминиевых сплавах – Ti, Zr, V.

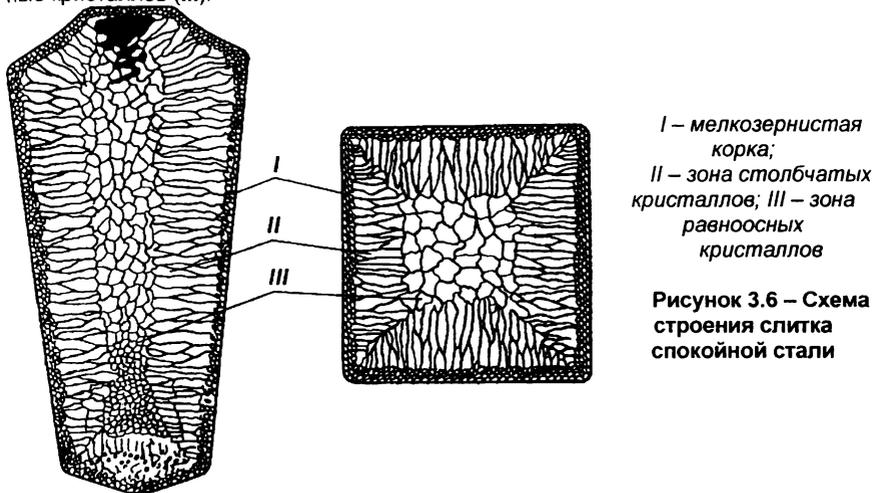
### 3.3. Форма кристаллов. Строение металлического слитка

Форма кристаллов, образующихся при затвердевании металлов, зависит от условий охлаждения (скорости охлаждения), характера и количества примесей. Кристаллы могут быть равноосными, пластинчатыми, игольчатыми, сферическими и т.д., но наиболее распространены разветвленные древовидные кристаллы – дендриты.



Первоначально образуются длинные ветви – оси первого порядка (главные оси дендритов – 1) (рис. 3.5 а). Они растут перпендикулярно плоскостям кристалла с максимальной плотностью упаковки. Одновременно с удлинением осей первого порядка на их ребрах происходит зарождение и рост перпендикулярных к ним таких же ветвей второго порядка (2). В свою очередь на осях второго порядка зарождаются и растут оси третьего порядка (3). В конечном счете образуются кристаллы в форме дендритов (рис. 3.5 б). Правильная форма дендритов искажается в результате столкновения и срастания их на поздних стадиях кристаллизации. Кристаллизация сплавов носит избирательный характер. В первую очередь на осях 2<sup>ого</sup> и 3<sup>его</sup> порядка затвердевает более чистый металл, а границы зерен и промежутки между главными ветвями оказываются более обогащенными примесями. Неоднородность химического состава в пределах дендрита называется дендритной ликвацией. В сталях в большей степени ликвации подвержены углерод, сера и фосфор.

При кристаллизации крупных промышленных слитков на форму кристаллов наиболее сильно влияют скорость и направление теплоотвода. Схема строения слитка спокойной стали приведена на **рисунке 3.6**. Структура слитка состоит из трех зон: наружной мелкозернистой зоны (I), зоны столбчатых кристаллов (II) и зоны равноосных кристаллов (III).



*I – мелкозернистая корка;  
II – зона столбчатых кристаллов; III – зона равноосных кристаллов*

**Рисунок 3.6 – Схема строения слитка спокойной стали**

Наружная мелкозернистая корковая зона состоит из неориентированных в пространстве мелких кристаллов. Ее образование 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.

После образования корковой зоны условия теплоотвода меняются. В зоне II температурный градиент в жидком металле падает и снижается степень его переохлаждения. Число центров кристаллизации уменьшается, и от них в направлении, обратном отводу тепла, т.е. перпендикулярно стенке изложницы, растут столбчатые кристаллы (зона II). В зоне III (центральной области слитка) направление преимущественного теплоотвода становится менее выраженным. Там скапливается больше примесей, поэтому в центре слитка растут преимущественно равноосные кристаллы. Вследствие различия удельных объемов твердого и жидкого металла и избирательного характера кристаллизации сплава в верхней части слитка образуется усадочная раковина (рыхлость) и концентрируются примеси. Такое неравномерное распределение примесей по разным зонам слитка называется зональной ликвацией.

Кристаллизация слитка, при которой подавляется образование равновесных кристаллов зоны III и стыкуются зоны столбчатых кристаллов, называется **транскристаллизацией**. Транскристаллизация стали нежелательна, так как на стыке столбчатых кристаллов образуется плоскость слабости. Для цветных металлов, пластичность которых выше, транскристаллизация полезна.

### 3.4. Вторичная кристаллизация

Выше отмечалась способность некоторых веществ перестраивать свою кристаллическую решетку при изменении температуры, т.е. претерпевать полиморфные превращения. Процесс образования новых кристаллов в твердом кристаллическом веществе получил название вторичной кристаллизации в отличие от первичной, когда новые кристаллы образуются из жидкого вещества.

Для вторичной кристаллизации характерны те же закономерности, что и для первичной: кристаллизация идет путем зарождения и роста центров новой фазы, а течение этих процессов и размеры образовавшихся кристаллов зависят от степени переохлаждения. Однако вторичная кристаллизация имеет свои особенности, связанные с тем, что новая фаза появляется в среде с высокой упругостью и имеет другой удельный объем:

**1. Превращение сопровождается изменением объема и возникновением внутренних напряжений, иногда таких значительных, что происходит разрушение (образование трещин).**

**2. Механизм роста новой фазы может быть не только нормальным (диффузионным), но и мартенситным (бездиффузионным).**

**3. В случае больших переохлаждений для роста новой фазы должен соблюдаться принцип структурного и размерного соответствия между кристаллами старой и новой фазы.**

Нормальный (диффузионный) механизм роста имеет место в случае образования новой фазы при достаточно высокой температуре и в условиях малых скоростей охлаждения. При этом степень переохлаждения незначительна, новая фаза образуется в пластичном матричном сплаве с малой упругостью и высокой подвижностью атомов. Места появления новой фазы - границы зерен и блоков исходной модификации. Новая фаза растет путем диффузионного перехода атомов от матричной к новой фазе.

Мартенситный (бездиффузионный) механизм роста наблюдается в условиях низких температур или больших переохлаждений. Из-за низкой диффузионной подвижности атомов и большой упругости матрицы рост новой фазы происходит путем кооперативного направленного смещения атомов на расстояния меньше межатомных.

Перестройка решетки происходит по тем кристаллографическим плоскостям и направлениям исходной фазы, которые имеют одинаковое строение и близкие параметры с определенными плоскостями новой фазы, т.е. соблюдается принцип структурного и размерного соответствия.

Мартенситный механизм превращения возможен, если границы раздела между старой и новой фазой полностью или частично когерентны. На когерентной границе плоскости (границы) соприкасающихся решеток разных фаз имеют одинаковое строение при незначительном отличии межатомных размеров. Поэтому достаточно небольших направленных перемещений атомов (на расстояния меньше межатомных), чтобы произошла последовательная перестройка одной решетки в другую и получил развитие рост новой фазы.

При некогерентной границе для роста кристалла новой фазы требуются смещения атомов на расстояния больше межатомных. Для них мартенситный рост невозможен.

При мартенситном превращении новая фаза растет с очень большой скоростью ( $\approx 10^3$  м/с). В зависимости от анизотропии упругих свойств обеих фаз, новая фаза может иметь пластинчатую или игольчатую форму.

В процессе роста новой фазы из-за объемного эффекта превращения возникают упругие напряжения, которые по мере роста новой фазы увеличиваются и достигают предела упругости. После этого происходит пластическая деформация, нарушающая сопряженность решеток и приводящая к образованию некогерентной границы. Превращение мартенситного типа в этом участке прекращается.

Большие внутренние напряжения вызывают накопление дефектов в новой мартенситной фазе (дислокаций, вакансий, блочности). Такое изменение в структуре вызывает повышение прочности новой фазы, называемое **фазовым наклёпом**. Результатом фазового наклёпа являются повышенная твёрдость, прочность и меньшая пластичность мартенситных структур по сравнению с равновесными, образовавшимися по нормальному (диффузионному) механизму.

## 4. ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫЕ СПЛАВЫ

### 4.1. Общие сведения о диаграммах состояния

**Диаграмма состояния** - это графическое изображение фазового состояния всех сплавов данной системы в зависимости от температуры и концентрации компонентов. Обычно они строятся для равновесных условий и могут характеризовать процессы, происходящие в сплавах при малых скоростях нагрева и охлаждения.

Диаграммы состояния позволяют научно обоснованно выбирать сплавы с заданными свойствами, а также режимы термической обработки, литья, сварки, обработки давлением.

Диаграмму состояния строят обычно экспериментально. Для ее построения используют термический метод, с помощью которого получают кривые затвердевания и охлаждения сплавов. По остановкам и перегибам на этих кривых, обусловленных тепловыми эффектами превращений, определяют температуру превращения.

Точки перегиба или остановки кривых охлаждения называют **критическими точками**. Геометрическое место точек, образующих линию начала затвердевания, называют **линией ликвидус** (лат. – жидкий), линию конца затвердевания – **линией солидус** (лат. – твердый).

По горизонтали диаграмм состояния откладывается концентрация, по вертикали – температура. Каждая точка диаграммы соответствует сплаву определенного состава, находящемуся при определенной температуре в условиях равновесия. Обычно строятся диаграммы состояния двойных сплавов, реже – тройных.

С помощью диаграмм состояния определяют температуру плавления и полиморфных превращений в сплавах, а также количество и природу фаз в сплаве данного состава при данной температуре, количественное соотношение этих фаз в сплаве.

### 4.2. Понятие о правилах фаз и отрезков

При анализе диаграмм состояния возникает вопрос о числе степеней свободы, т.е. числе внешних и внутренних факторов (температуре, давлении, концентрации), которые могут изменяться без изменения числа фаз в системе.

Количественная зависимость между числом степеней свободы системы, находящейся в равновесном состоянии, и числом компонентов и фаз принято называть **правилом фаз**. **Правило фаз** для металлических систем выражается уравнением

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

где  $C$  – число степеней свободы системы;

$K$  – число компонентов;

$\Phi$  – число фаз;

$m$  – число внешних факторов (температура, давление).

Если принять, что все превращения происходят при постоянном давлении, это уравнение примет следующий вид:

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

где  $1$  – внешний переменный фактор (температура).

Пользуясь правилом фаз, рассмотрим, как происходит изменение числа степеней свободы однокомпонентной системы для случая расплавленного чистого металла ( $K=1$ ,  $\Phi=1$ ):  $C=1-1+1=1$ , т.е. температуру можно менять, не изменяя числа фаз. Такое состояние системы называют **моновариантным** (одновариантным). В процессе кристаллизации число фаз равно 2 (жидкая и твердая фазы), а  $K=1$ , тогда  $C=1-2+1=0$ . Это значит, что две фазы находятся в равновесии, при строго определенной температуре (температуре плавления), и она не может быть изменена, пока одна из фаз не исчезнет (закристаллизуется или расплавится). Такое состояние системы называется **инвариантным** (безвариантным). На кривой охлаждения наблюдается горизонтальная площадка.

Для двухкомпонентной системы, находящейся в жидком состоянии ( $K=2$ ,  $\Phi=1$ ), правило фаз имеет вид  $C=2-1+1=2$ . Такая система называется **бивариантной** (двухвариантной). В данном случае возможно изменение двух факторов равновесия (температуры и концентрации), при этом число фаз не меняется. Для этой же системы, если начинается процесс кристаллизации, существуют две фазы (жидкая и твердая)  $K=2$ ,  $\Phi=2$ . Согласно правилу фаз  $C=2-2+1=1$ , т.е. с изменением температуры концентрация должна быть строго определенной. На кривой охлаждения начало кристаллизации отмечается характерным перегибом.

При анализе строения и свойств сплавов важным является состав фаз и их количественное соотношение. Их можно определять с помощью правила отрезков.

Правило отрезков может использоваться не только для изучения процесса кристаллизации сплавов, но и для исследования процессов, происходящих в твердом состоянии. Оно применимо ко всем двухфазным сплавам независимо от их агрегатного состояния. При охлаждении состав жидкой фазы, в соответствии с правилом отрезков, меняется по линии ликвидус, а твердой фазы – по линии солидус.

### 4.3. Диаграмма состояния железо-углерод (цементит)

Диаграмма состояния включает все сплавы (сталь, чугун), имеющие практическое применение. Практически максимальное содержание углерода в сплавах с железом равно 6,67%. Это значение соответствует содержанию углерода в карбиде железа  $Fe_3C$ .

На диаграмме нанесены сплошные и пунктирные линии. Это связано с тем, что углерод в сплавах может находиться в элементарном виде (графит) и в виде химического соединения (цементит).

Таким образом, диаграмма состояния системы железо-углерод может иметь два варианта:

- 1) система железо-цементит (метастабильная);
- 2) система железо-графит (стабильная).

Рассмотрим диаграмму состояния системы железо-цементит (сплошные линии).

#### 4.3.1. Верхняя часть диаграммы железо-цементит

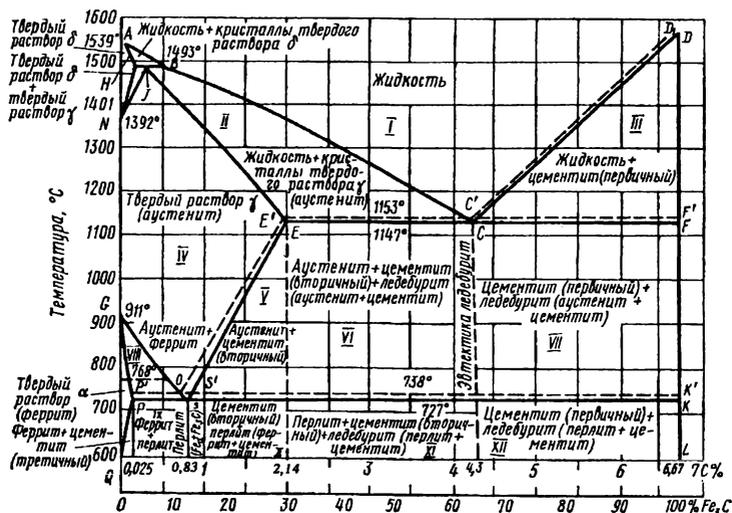


Рисунок 3.7 – Диаграмма состояния железоуглеродистых сплавов

Точка на диаграмме	Температура, °C	Содержание углерода, %	Примечание
A	1539	0	Температура плавления железа
B	1493	0,50	Состав жидкой фазы при перитектической* реакции
J	1493	0,18	Состав аустенита при перитектической реакции
H	1493	0,10	Состав феррита при перитектической реакции
N	1392	0	Полиморфное превращение $Fe_8 \rightarrow Fe_7$

C	1147	4,30	Состав эвтектики (ледебурит)
D	1600	6,67	Температура плавления цементита
E	1147	2,14	Предельная растворимость углерода в Fe <sub>γ</sub>
G	911	0	Полиморфное превращение Fe <sub>γ</sub> → Fe <sub>α</sub>
S	727	0,83	Состав эвтектоида (перлит)
P	727	0,025	Предельная растворимость углерода в Fe <sub>α</sub>
K	727	6,67	Состав цементита
Q	20	0,01	Минимальная растворимость углерода в железе

Точка А на диаграмме показывает температуру плавления чистого железа, а точка D показывает температуру плавления цементита. Процесс кристаллизации расплава начинается по линии ABCD (линия ликвидуса). Выше линии ликвидуса (область I) сплав находится в жидком состоянии и представляет собой однородную систему.

Линия ANJECF является линией солидуса. Сплавы, лежащие ниже этой линии, находятся в твердом состоянии. При температурах между линиями ликвидуса и солидуса происходит кристаллизация сплавов. В период кристаллизации одновременно существуют две фазы – жидкий сплав и кристаллы твердых растворов. Рассматривая линию ABCD, можно отметить, что с увеличением содержания углерода в железе до 4,3% температура плавления сплава понижается, а с дальнейшим повышением содержания углерода (участок CD) температура плавления сплава увеличивается. На участке линии ликвидуса АВ выделяются кристаллы δ-раствора, состав которых определяется линией AN. Состав жидкой фазы изменяется по линии АВ. Предельную растворимость углерода (0,1%) в Fe<sub>δ</sub> при температуре 1493°C показывает точка Н. На линии HJB при температуре 1493°C жидкость, содержащая 0,5% С (точка В), реагирует с ранее выпавшими кристаллами и образуют кристаллы нового вида. Реакцию подобного типа называют **перитектической**. В результате этой реакции образуются кристаллы аустенита, содержащего 0,18%С (точка J).

По линии ВС при понижении температуры из расплава выпадают кристаллы аустенита переменного состава, в которых содержание углерода от 0,5 до 4,3% меньше, чем в жидкой фазе, из которой они выделяются. Изменение состава жидкой фазы с понижением температуры происходит по линии ВС, а выпавших кристаллов – по линии JE (линия солидуса). Если сплавы содержат до 2,14% С, то их кристаллизация заканчивается при температуре выше 1147°C. Кристаллизация сплавов, содержащих 2,14...4,3%, заканчивается полностью по линии ЕС при температуре 1147°C, где жидкая фаза обогащается углеродом до 4,3%. Одновременно из расплава выпадают кристаллы аустенита, содержащие 2,14% С (точка Е) и цементита, содержащего 6,67% С (точка F). Механическая смесь кристаллов цементита и аустенита образует ледебурит (точка С).

Сплавы, лежащие правее точки С, т.е. содержащие от 4,3 до 6,67% С, кристаллизуются по линии CD. В начале кристаллизации из расплава выделяется первичный цементит. По мере выпадения из жидкого расплава первичного цементита содержание углерода в жидкой фазе уменьшается. При температуре 1147°C (линия CF) оставшийся расплав содержит 4,3% С и затвердевает с образованием ледебурита (эвтектики). В результате окончательно затвердевший сплав (ниже линии CF) состоит из первичного цементита и ледебурита.

Сплавы, находящиеся слева от точки С (содержащие до 4,3% С), называют доэвтектическими, а сплавы, находящиеся справа от точки С (содержащие более 4,3% С) – заэвтектическими. Между линиями ликвидуса ABCD и солидуса ANJECF (области II и III) железоуглеродистые сплавы состоят из жидкой и твердой фаз, причем с понижением температуры количество твердой фазы увеличивается.

Таким образом, непосредственно после окончания затвердевания структура доэвтектических сплавов состоит из аустенита и ледебурита, структура эвтектического сплава – из ледебурита и структура заэвтектических сплавов – из первичного цементита и ледебурита.

#### 4.3.2. Нижняя часть диаграммы системы железо-цементит

Ниже линии солидуса ANJECF в затвердевших сплавах при понижении температуры наблюдаются дальнейшие изменения их структуры, связанные с перекристаллизацией в твердом состоянии. Такие изменения называют вторичной кристаллизацией. С понижением температуры железо переходит из одной модификации в другую ( $Fe_{\gamma} \rightarrow Fe_{\alpha}$ ) и растворимость углерода в железе заметно уменьшается.

Дозвтектические сплавы (до 2,14% C) в области IV состоят из одного аустенита. При охлаждении сплавов, содержащих менее 0,8% C (левее точки S), ниже линии GOS происходит распад аустенита с выделением из него избыточного феррита. Так как феррит, выделяющийся при охлаждении аустенита по линии GOS, содержит не более 0,025% C, (предельная растворимость углерода в  $Fe_{\alpha}$ , точка P), аустенит несколько обогащается углеродом, изменяя состав по линии SE. Кристаллы феррита изменяют свой состав по линии GOS. Такой процесс протекает до температуры 727°C. В этой точке при 0,8 %C аустенит распадается на твердую однородную смесь кристаллов феррита и цементита – перлит. Пользуясь правилом отрезков по диаграмме состояния (см. рис. 3.7), можно определить соотношение феррита и цементита в перлите при 727°C

$$Q_{\phi}/Q_{\psi} = SK/PS = (6,67 - 0,8)/0,8 \approx 7,$$

где Q – количество вещества.

Сплавы с содержанием 0,83% C называются эвтектоидными, менее 0,83% – доэвтектоидными и более 0,83% C – заэвтектоидными. При охлаждении сплавов, лежащих правее точки S и содержащих более 0,83% C, ниже линии SE происходит распад аустенита с выделением из него вторичного цементита. Так как выделяющийся вторичный цементит содержит 6,67% C, концентрация углерода в остающемся аустените изменяется по линии SE до состава точки S (0,8% C) при 727°C.

Таким образом, доэвтектоидные сплавы в области VIII состоят из аустенита и феррита, а в области IX – из феррита и перлита. Заэвтектоидные сплавы (0,83...2,14% C) в области V состоят из аустенита и вторичного цементита, а в области X – из вторичного цементита и перлита.

Сплавы, содержащие от 2,14 до 4,3% C, выше линии PSK, но ниже линии ECF (область VI) состоят из аустенита, вторичного цементита и ледебурита.

По линии PSK и ниже в этих же сплавах (область XI) происходит превращение аустенита в перлит; структура сплава состоит из перлита, вторичного цементита и ледебурита. Сплавы, соответствующие эвтектической точке C, ниже линии PSK имеют структуру одного ледебурита.

Сплавы, содержащие 4,3...6,67% C, ниже линии CF, по выше линии PSK (область VII) состоят из первичного цементита и ледебурита; ниже линии PSK (область XII) сплавы сохраняют эту структуру.

В нижней левой части диаграммы линия PQ показывает уменьшение растворимости углерода в  $\alpha$ -железе (феррите) с понижением температуры. По линии PQ выделяется третичный цементит. Следовательно, сплавы между точками P и Q состоят из феррита и третичного цементита.

Сплавы, находящиеся внутри области QPG, состоят только из феррита.

Диаграмма железо — углерод имеет большое практическое значение для инженеров. По ней можно определить температуру плавления и затвердевания сталей и чугунов, интервалы температур при обработке сталей давлением (ковка, штамповка) и термической обработке (закалка, отпуск), т.е. она нужна металлургу, кузнецу и термисту.

#### 4.4. Влияние углерода и постоянных примесей на структуру и свойства сталей

Сталь – это многокомпонентный сплав, содержащий кроме углерода ряд постоянных примесей Mn, Si, S, P, O, H, N и др., которые влияют на его свойства.

#### 4.4.1. Влияние углерода

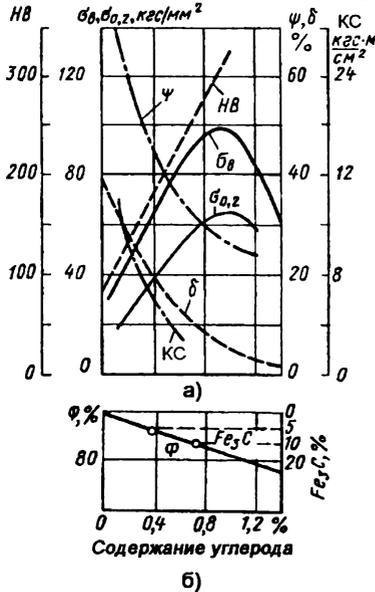


Рисунок 3.8 – Влияние углерода на механические свойства (а) и количество феррита и цементита в стали (б)

Структура стали после медленного охлаждения состоит из феррита и цементита. Количество цементита в стали возрастает с ростом содержания углерода (рис. 3.8 б). Феррит имеет низкую прочность, но сравнительно пластичен. Цементит характеризуется высокой твердостью, но хрупок. Поэтому с ростом содержания углерода в стали возрастает ее твердость, прочность (сопротивление разрыву, предел текучести), а уменьшается пластичность и вязкость (относительное удлинение, относительное поперечное сужение, ударная вязкость) (рис. 3.8 а).

Рост прочности стали происходит при содержании углерода до 0,8...1,0%. При увеличении содержания углерода более 0,8% уменьшается не только пластичность, но и прочность. Это связано с образованием сетки хрупкого вторичного цементита вокруг перлитных зерен, легко разрушающейся при нагружении.

Углерод оказывает существенное влияние на технологические свойства стали: свариваемость, обрабатываемость давлением и резанием. С увеличением содержания углерода ухудшается свариваемость, а также способность стали деформироваться в горячем и холодном состоянии.

#### 4.4.2. Влияние кремния и марганца

Содержание марганца и кремния в углеродистой стали в качестве примеси обычно не превышает 0,5...0,8% и 0,35...0,4% соответственно. Они переходят в сталь в процессе раскисления при выплавке. Кремний, растворяясь в феррите, резко упрочняет его, но одновременно снижает пластичность. Марганец повышает прочность феррита, практически не понижая его пластичности, но резко уменьшает красноломкость стали, т. е. хрупкость при высоких температурах, связанную с отрицательным влиянием серы.

#### 4.4.3. Влияние серы и фосфора

Сера и фосфор являются вредными примесями в стали. Основные источники их – руды, из которых выплавляется исходное сырье для стали – чугуны. Сера с железом образует сульфид FeS, который образует легкоплавкую эвтектику (Fe+FeS) с

температурой плавления 988°C. При кристаллизации эта эвтектика располагается в виде сетки по границам зерен. При нагревании стали до температуры прокатки иликовки (1000...1200°C) эвтектика расплавляется, что приводит к нарушению связи между зернами и возникновению надрывов и трещин при деформации. Это явление называется красноломкостью стали. Присутствие в стали марганца, обладающего большим сродством к сере, чем железо, и образующего с серой тугоплавкое ( $t_{пл}=1620^{\circ}\text{C}$ ) соединение  $\text{MnS}$ , практически исключает явление красноломкости.

Сера уменьшает работу развития трещины (КСТ), снижает предел выносливости, пластичность, свариваемость и коррозионную стойкость. Поэтому содержание серы в стали строго регламентируется и ограничивается до 0,035...0,06%.

Фосфор при малых количествах растворяется в железе и образует твердый раствор. При повышенном его содержании (более 1,0...1,2%) образуется фосфид  $\text{Fe}_3\text{P}$ . Растворяясь в феррите, фосфор сильно искажает кристаллическую решетку, что увеличивает временное сопротивление разрыву и предел текучести (прочность), но сильно уменьшает пластичность и вязкость. Снижение вязкости, обусловленное присутствием фосфора, тем значительнее, чем больше в стали углерода. Фосфор повышает порог хладноломкости и уменьшает работу развития трещины. В зависимости от качества стали в ней допускается от 0,025 до 0,08% P.

#### 4.4.4. Влияние азота, кислорода и водорода

Азот, кислород и водород могут присутствовать в стали в газообразном состоянии (в раковинах, микротрещинах, порах и других дефектных участках металла), в виде твердых растворов внедрения, в виде хрупких неметаллических включений  $\text{FeO}$ ,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_2\text{N}$  и др.

Неметаллические включения, располагаясь в основном по границам зерен, повышают порог хладноломкости, понижают сопротивление хрупкому разрушению и предел выносливости стали.

Очень опасен растворенный в стали водород, который поглощается при выплавке или сварке. Имея очень маленький атомный радиус, он способен диффундировать в стали даже при комнатных температурах и накапливаться в микрообъемах внутри металла. Это создает большие давления и приводит к образованию в стали внутренних трещин – флокенов, резко ухудшающих ее механические свойства.

Растворимость N, H, O и C в  $\alpha$ -железе очень мала и понижается с понижением температуры. В условиях неравновесного (ускоренного) охлаждения, характерного для процессовковки, прокатки, сварки, образуются пересыщенные твердые растворы указанных выше элементов в  $\alpha$ -железе. Постепенное выделение элементов из пересыщенных растворов при нормальной или повышенной температуре называется старением. Старение приводит к снижению ударной вязкости и повышению порога хладноломкости. Охрупчивание стали возможно и после холодной пластической деформации (если она приводится ниже температуры рекристаллизации). Существующая процесс охрупчивания, называемого **деформационным старением**, следующая.

Растворенные в  $\alpha$ -железе азот и углерод концентрируются в зоне растягивающих напряжений, образованных дислокациями в виде своеобразных "облаков" (называемых облаками Котрелла). При пластической деформации число дислокаций и их подвижность резко увеличиваются. Движущиеся дислокации и транспортируемые с ними "облака" с повышенной концентрацией C и N накапливаются у барьеров (например, границ зерен). Это создает значительное пересыщение азотом и углеродом в местах скопления дислокаций. Постепенное выделение углерода и азота из пересыщенных твердых растворов в виде нитридов и карбидов вызывает охрупчивание стали.

## Лекция №4

### План лекции.

#### **Тема 5. ОСНОВЫ ПРОИЗВОДСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ.**

- 5.1. Деформация металлов.
  - 5.1.1. Деформация и напряжения в металлах.
  - 5.1.2. Изменение структуры и свойств металлов при пластической деформации. Наклеп.
  - 5.1.3. Влияние нагрева на структуру и свойства деформированного металла. Горячая и холодная деформация.
  
- 5.2. Обработка металлов давлением.
  - 5.2.1. Сущность обработки металлов давлением.
  - 5.2.2. Виды обработки металлов давлением.
  - 5.2.3. Прокатка.
    - 5.2.3.1. Сущность процесса прокатки.
    - 5.2.3.2. Продукция прокатного производства.
    - 5.2.3.3. Понятие о калибровке валков.
    - 5.2.3.4. Производство бесшовных труб.
    - 5.2.3.5. Производство сварных труб.
  - 5.2.4. Прессование.
  - 5.2.5. Волочение.

## 5. ОСНОВЫ ПРОИЗВОДСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ

### 5.1. Деформация металлов

#### 5.1.1. Деформация и напряжения в металлах

Деформацией называется изменение размеров и формы тела под действием приложенных сил. Деформация может быть вызвана действием как внешних сил, приложенных к телу, так и внутренних, возникающих в объеме тела из-за различных физико-механических процессов, происходящих в самом теле (например, изменения объема отдельных кристаллов при фазовых превращениях или неравномерного распределения температур).

Наличие в деформируемом образце (изделии) механических надрезов, трещин, внутренних дефектов металла и т.д. приводит к неравномерному распределению напряжений, созданию у края надреза пиковой концентрации нормальных напряжений. В связи с этим такие зоны в изделиях получили название **концентраторов напряжений**. Пик напряжений тем выше, чем меньше радиус концентратора и чем больше глубина надреза. Напряжения, возникающие под действием внешних усилий и исчезающие после их снятия, называются **временными**.

Если напряжения возникают от действия внутренних сил (фазовые превращения, неравномерный нагрев), то они, уравниваясь в объеме всего тела или отдельных его зон, могут не исчезать после прекращения действия возмущающих факторов. Такие напряжения называют **внутренними** или **остаточными**. Они обычно обусловлены неравномерностью нагрева и охлаждения при горячей обработке металлов, термообработке, сварке и т.д. **Внутренние остаточные напряжения** часто называют **тепловыми, термическими, сварочными**. Иногда из внутренних остаточных напряжений выделяют те, которые возникают из-за усадки при кристаллизации, неоднородной деформации или неоднородного протекания фазовых и структурных превращений по объему изделия. Такие напряжения называют **фазовыми** или **структурными**.

Деформация является упругой, если ее влияние на форму, структуру и свойства металлов полностью устраняется после прекращения действия сил. Упругая деформация не вызывает заметных остаточных изменений в структуре. Под действием приложенных усилий при такой деформации происходит незначительное, полностью обратимое смещение атомов или поворот блоков кристалла.

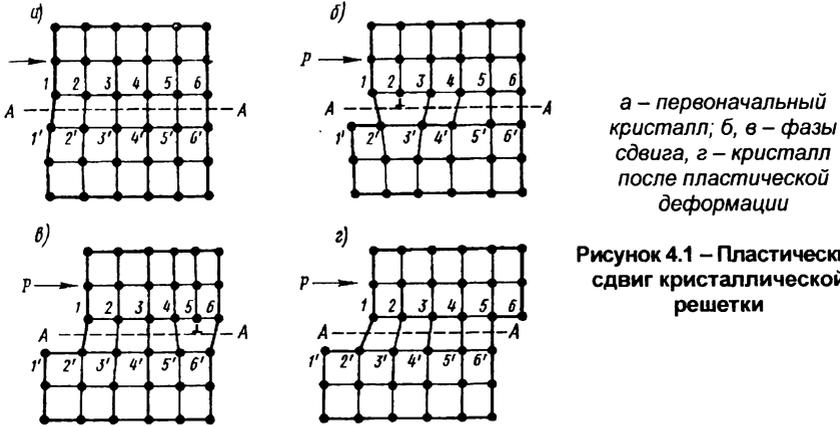
В основе пластической деформации лежит необратимое перемещение одних частей кристалла относительно других. При снятии усилия устраняется лишь упругая составляющая деформации. Часть же деформации, которую называют пластической, остается. Пластическая деформация в монокристаллах может осуществляться **скольжением и двойникованием**. **Скольжение** – смещение отдельных частей кристалла относительно других – происходит под действием **касательных напряжений, когда эти напряжения в плоскости и направлении скольжения достигают определенного критического значения**.

Скольжение протекает по плоскостям и направлениям с наиболее плотной упаковкой атомов, где сопротивление сдвигу наименьшее. Это объясняется тем, что расстояние между плотноупакованными соседними атомными плоскостями наибольшее, т.е. связь между ними наименьшая. Чем больше в металле возможных плоскостей и направлений скольжения, тем выше его способность к пластической деформации.

В реальных кристаллах схема скольжения с одновременным передвижением одной части кристалла относительно другой обычно не реализуется. Такой жесткий и синхронный сдвиг потребовал бы напряжений, в сотни или даже тысячу раз превышающих те, при которых в действительности протекает процесс деформации.

Скольжение обычно осуществляется в результате перемещений в кристалле дислокаций (см. рис. 4.1). Последовательное, эстафетное перемещение дислокаций через весь кристалл приводит к сдвигу соответствующей части кристалла на одну

межатомное расстояние. При этом справа на поверхности кристалла образуется ступенька. Дислокации в кристаллической решетке при их небольшой плотности могут двигаться в плоскости скольжения при очень малых напряжениях сдвига. Важным обстоятельством является то, что пластическая деформация скольжением приводит к появлению или размножению большого количества новых дислокаций.



**Рисунок 4.1 – Пластический сдвиг кристаллической решетки**

Дислокации, движущиеся при деформировании металла, не только порождают новые дислокации, но и создают большое число дислоцированных атомов и вакансий.

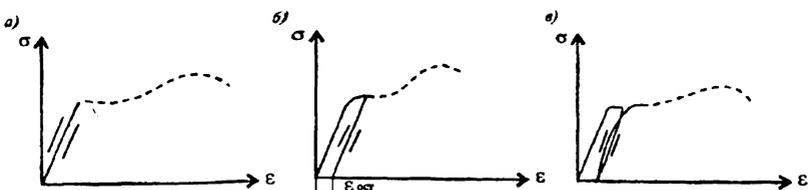
Пластическая деформация металлов с плотноупакованными решетками (ГЦК и ГПУ), кроме скольжения, может осуществляться двойникованием. Двойникование сводится к переориентировке части кристалла в положение, симметричное по отношению к первой части относительно плоскости, называемой плоскостью двойникования. Двойникование, подобно скольжению, сопровождается прохождением дислокаций сквозь кристалл.

### 5.1.2. Изменение структуры и свойств металлов при пластической деформации. Наклеп

Пластическая деформация поликристаллического металла протекает аналогично деформации монокристалла – путем скольжения или двойникования. Формоизменение металла при обработке давлением сопровождается пластической деформацией каждого зерна поликристалла. Но так как в поликристалле зерна имеют разную ориентировку, то пластическая деформация не может протекать одновременно и одинаково во всем объеме металла.

При больших степенях деформации, вследствие скольжения, зерна (кристаллиты) меняют свою форму. Зерна, имеющие до деформации округлую форму, после деформации в результате смещений по плоскостям скольжения вытягиваются в направлении действия силы и образуют волокнистую и слоистую структуры. Следы скольжения в виде прямых линий можно наблюдать при микроскопическом исследовании предварительно полированных, а затем деформированных образцов. В пределах отдельных зерен эти линии ориентированы одинаково.

При больших степенях деформации возникает преимущественная кристаллографическая ориентировка зерен. Закономерная ориентировка кристаллитов относительно внешних деформирующих сил получила название **текстуры деформации**. Характер текстуры зависит от природы металла, степени и вида деформации (прокатка, волочение и др.). Образование текстуры способствует появлению анизотропии механических, физических и других свойств металлов.



а – в пределах упругих деформаций; б – в пластической стадии с перерывом;  
в – в пластической стадии без перерыва

**Рисунок 4.2 – Диаграммы деформирования стали при повторном нагружении**

С увеличением степени холодной деформации свойства, характеризующие сопротивление деформации повышаются, а способность к пластической деформации уменьшается.

Упрочнение металла в процессе пластической деформации получило название **наклепа** (см. рис. 4.2).

Наклеп объясняется увеличением числа дефектов кристаллического строения (дислокаций, вакансий, межузельных атомов). Дефекты кристаллического строения затрудняют движение отдельных новых дислокаций, а следовательно, повышают сопротивление деформации. Наибольшее значение имеет увеличение плотности дислокаций, так как возникающее при этом взаимодействие между дислокациями тормозит дальнейшее их перемещение.

В состоянии наклепа сталь становится более жесткой, пластичность стали снижается, повышается опасность хрупкого разрушения, что неблагоприятно сказывается на работе строительных конструкций. Наклеп возникает в процессе изготовления конструкций при холодной гибке элементов, пробивке отверстий, резке ножницами.

В некоторых случаях, когда снижение пластичности не имеет большого значения, наклеп используют для повышения пределов упругой работы (например, в тонкой высокопрочной проволоке для висячих и предварительно напряженных конструкций, в холоднотянутой арматурной проволоке). Повышение предела текучести допускается также учитывать при расчете элементов из гнутых профилей, где в зоне сгиба металл получает наклеп.

В результате холодной деформации также уменьшаются плотность и сопротивление коррозии, повышается электросопротивление.

### 5.1.3. Влияние нагрева на структуру и свойства деформированного металла.

#### Горячая и холодная деформация

Металл, подвергнутый пластическому деформированию, т.е. имеющий определенный наклеп (нагартовку), термодинамически неустойчив. Нагрев может вернуть ему исходные или придать улучшенные свойства.

Если нагревать деформированный металл до сравнительно низких температур (ниже  $0,2...0,3T_{пл}$ ), то в нем получают развитие процессы **возврата**. Возврат – это повышение структурного совершенства наклепанного металла вследствие уменьшения плотности дефектов строения без видимых (оптическими методами) изменений в микроструктуре. Возврат имеет две стадии. При более низких температурах (ниже  $0,2T_{пл}$ ) протекает первая стадия возврата – **отдых**. При этой стадии из-за диффузии к границам зерен уменьшается число зерен точечных дефектов и перераспределяются дислокации без образования новых субграниц. При более высоких температурах ( $0,2 ... 0,3T_{пл}$ ) протекает вторая стадия возврата – **полигонизация**. Это процесс дробления (фрагментации) кристаллитов на субзерна (полигоны) с малоугловыми границами, свободные от дислокаций и напряжений.

Возврат практически не изменяет механических свойств металлов. При дальнейшем повышении температуры подвижность атомов возрастает. При достижении

температуры  $T_{п.р}$  ( $0,4T_{пл}$  для технически чистых металлов и  $(0,5...0,6)T_{пл}$  для сплавов твердых растворов) в деформированном металле в местах с повышенной плотностью дислокаций возникают зародыши новых равноосных зерен с неискаженной решеткой. Они отделены от матричной волокнистой структуры деформации большеугловыми границами. Образование новых, равноосных зерен вместо ориентированной волокнистой структуры деформированного металла называется рекристаллизацией обработки или первичной рекристаллизацией.

Зародыши новых зерен растут за счет диффузионного перехода к ним атомов от деформированных участков металла. Новые равноосные зерна обладают меньшей плотностью дислокаций, имеют неискаженную решетку. Поэтому рекристаллизация вызывает существенное снижение прочностных характеристик и повышение пластичности. Наименьшая температура начала рекристаллизации, при которой протекает рекристаллизация и происходит разупрочнение металла, называют температурным порогом рекристаллизации ( $T_{п.р}$ ). Эта характеристика ( $T_{п.р}$ ) не постоянная физическая величина, как, например,  $T_{пл}$ . Она зависит от степени предварительной деформации, величины зерна до деформации, длительности нагрева:

После завершения первичной рекристаллизации в процессе последующего нагрева происходит рост одних рекристаллизованных зерен за счет других. Эта фаза получила название собирательной рекристаллизации.

Если какие-то из новых зерен получают предпочтительные условия для роста, то их можно условно рассматривать как зародышевые центры, а процесс их избирательного роста получил название вторичной рекристаллизации. Она вызывает образование крупного зерна и разноточности, что способствует снижению механических свойств металла.

Сравнивая температуры деформации и рекристаллизации, можно определить понятия горячей и холодной деформации.

Холодной деформацией является такая, которую проводят при температуре ниже температуры рекристаллизации. Холодная деформация сопровождается упрочнением (наклепом) металла.

Горячей деформацией является такая, которую проводят при температуре выше температуры рекристаллизации. Горячая деформация тоже вызывает упрочнение металла – "горячий наклеп", но он полностью или частично снимается рекристаллизацией, протекающей при температурах обработки и последующем охлаждении. Горячую деформацию в зависимости от состава сплава и скорости деформации обычно проводят при температурах  $(0,7...0,75)T_{пл}$ .

Когда металл после деформации имеет частично рекристаллизованную структуру, то такую обработку точнее называть неполной горячей или теплой деформацией.

## 5.2. Обработка давлением

### 5.2.1. Сущность обработки металлов давлением

Обработка давлением основана на способности металлов в определенных условиях пластически деформироваться в результате воздействия на деформируемое тело (заготовку) внешних сил.

Величина пластической деформации не безгранична. При определенном ее значении, называемом предельной деформацией, может начаться разрушение металла. На величину предельной деформации оказывают влияние такие факторы, как механические свойства сплавов, температурно-скоростные условия деформирования и схема напряженного состояния.

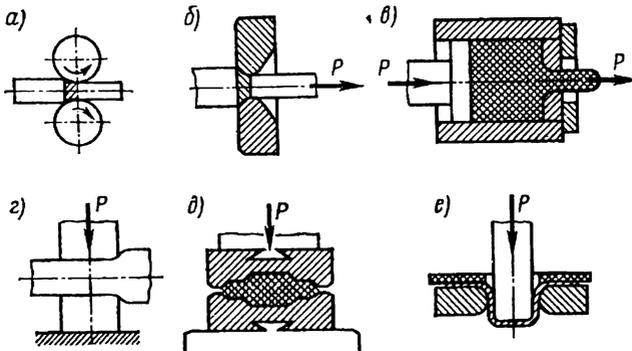
Преимущества обработки металлов давлением по сравнению с обработкой резанием – возможность значительного уменьшения отхода металла, а также повышение производительности труда, поскольку в результате однократного приложения усилия можно значительно изменять форму и размеры деформируемой заготовки. Кроме того, пластическая деформация сопровождается изменением физико-механических свойств металла заготовки, что можно использовать для получения деталей с наилучшим сочетанием эксплуатационных свойств (прочность, износостойкость и т.д.).

## 5.2.2. Виды обработки металлов давлением

По назначению процессы обработки металлов давлением подразделяют на два вида:

1) для получения заготовок постоянного поперечного сечения по длине (прутки, проволоки, ленты, листы). Такие заготовки применяются в строительных конструкциях без дополнительного изменения сечения или в качестве заготовок для изготовления из них деталей обработкой резанием (например, болты и гайки из прутка и шестигранника). Основными разновидностями таких процессов являются прокатка (см. рис. 4.3 а), прессование (см. рис. 4.3 в) и волочение (см. рис. 4.3 б);

2) для получения деталей или заготовок, имеющих приблизительно формы и размеры готовых деталей и требующих обработки резанием лишь для придания им окончательных размеров и получения поверхности заданного качества. Основными разновидностями таких процессов являются ковка (см. рис. 4.3 г) и штамповка (см. рис. 4.3 д, 4.3 е).



а – прокатка; б – волочение; в – прессование; г – ковка; д – объемная штамповка; е – листовая штамповка

Рисунок 4.3 – Схемы основных способов обработки металлов давлением

**Прокатка** заключается в обжатии заготовки между двумя вращающимися валками. Силами трения заготовка втягивается между валками, а силы, нормальные к поверхности валков, уменьшают поперечные размеры заготовки, увеличивая длину и ширину.

**Волочение** заключается в протягивании заготовки через сужающуюся полость матрицы, при этом площадь поперечного сечения заготовки уменьшается и получает форму поперечного сечения отверстия матрицы.

**Прессование** заключается в продавливании заготовки, находящейся в замкнутой форме, через отверстия матрицы, причем форма и размеры поперечного сечения выдавленной части заготовки соответствуют форме и размерам отверстия матрицы, а длина ее пропорциональна отношению площадей поперечного сечения исходной заготовки и выдавленной части и перемещению давящего инструмента.

**Ковкой** изменяют форму и размеры заготовки путем последовательного воздействия универсальным инструментом на отдельные части заготовки.

**Штамповкой** изменяют форму и размеры заготовки с помощью специализированного инструмента – штампа (для каждой детали изготавливают свой штамп). Различают **объемную** и **листовую штамповку**. При объемной штамповке сортового металла на заготовку, являющуюся обычно отрезком прутка, воздействуют специализированным инструментом - штампом, причем металл заполняет полость штампа, приобретая ее форму и размеры. Листовой штамповкой получают плоские и пространственные полые детали из заготовок, у которых толщина значительно меньше размеров в плане (лист, лента, полоса). Обычно заготовка деформируется с помощью пуансона и матрицы.

Для изготовления заготовок, используемых в строительных конструкциях, применяются прокатка, прессование и волочение.

## 5.2.3. Прокатка

### 5.2.3.1. Сущность процесса прокатки

Прокатке подвергают до 90% всей выплавляемой стали и большую часть цветных металлов. При прокатке металл пластически деформируется вращающимися валками. В зависимости от взаимного расположения валков, прокатываемой заготовки, формы и числа валков выделяют следующие основные виды прокатки: **продольную, поперечную и поперечно-винтовую**.

При продольной прокатке заготовка деформируется между двумя валками, вращающимися в разные стороны, и перемещается перпендикулярно к осям валков.

При поперечной прокатке валки, вращаясь в одном направлении, придают вращение заготовке и деформируют ее.

При поперечно-винтовой прокатке валки расположены под углом и сообщают заготовке при деформировании вращательное и поступательное движение.

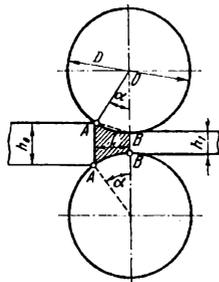


Рисунок 4.4 – Очаг деформации при прокатке

Угол  $\alpha$  (см. рис. 4.4) называется углом захвата. Для осуществления захвата металла валками необходимо, чтобы коэффициент трения между валками и заготовкой был больше тангенса угла захвата.

При горячей прокатке на гладких валках угол захвата составляет 15...24°, на валках с вырезами (ручьями) – 32...33°, при холодной прокатке – 3...8°.

Площадь поперечного сечения заготовки всегда уменьшается. Поэтому для определения деформации, когда обжатие по сечению различно, используют показатель, называемый **вытяжкой**  $\mu$ :

$$\mu = l/l_0 = F_0/F,$$

где  $l_0$  и  $F_0$  - первоначальные длина и площадь поперечного сечения;

$l$  и  $F$  – то же после прокатки.

Вытяжка при прокатке обычно лежит в пределах 1,1...1,6.

### 5.2.3.2. Продукция прокатного производства

Прокатка позволяет получать заготовки с разной конфигурацией поперечного сечения. Форму поперечного сечения проката называют **профилем**, который по длине изделия может быть либо постоянным, либо переменным (периодическим). Совокупность форм и размеров профилей, получаемых прокаткой, называют **сортаментом**. Сортамент проката делится на следующие основные группы: сортовой прокат, листовой прокат, трубы, специальные виды проката, гнутые профили.

Сортовой прокат делят на **профили простой геометрической формы** (круг, квадрат, шестиугольник, прямоугольник и др.) **фасонные профили** (уголок, тавр, швеллер, двутавр, рельс).

Круглую и квадратную сталь прокатывают соответственно с диаметром или стороной квадрата 5...250 мм, шестигранную – с диаметром вписанного круга 6...100 мм, прямоугольную (полосу) – шириной 10...200 мм и толщиной 4...60 мм.

По точности прокатки изготовляют сталь угловую высокой (обозначается индексом А) и обычной точности (индекс В).

Швеллеры и двутавровые балки различаются по номерам, причем номер профиля указывает на высоту в сантиметрах швеллера (двутавровой балки).

Листовой прокат из стали разделяют на **тонколистовой** – толщиной до 4 мм и **толстолистовой** – толщиной от 4 до 160 мм. Листы толщиной менее 0,2 мм называют **фольгой**.

Тонколистовую сталь выпускают в листах и рулонах. После травления рулоны поступают на станы холодной прокатки, где проводится лужение (горячее и электролитическое), или цинкование, или нанесение пластмассового покрытия.

Стальные трубы по способу изготовления делятся на **бесшовные** (цельнотянутые) и **шовные** (сварные). Шовные трубы могут быть: прямошовными и спиральношовными, однослойными (традиционная технология) и многослойными (перспективная технология). Сварные трубы дешевле цельнотянутых, но они менее надежны. Сварные трубы изготовляют диаметром от 10 до 2500 мм и более, а цельнотянутые – до 480 мм.

### **5.2.3.3. Понятие о калибровке валков**

Листовую и полосовую сталь и ленты прокатывают в валках с цилиндрической, слегка бочкообразной или вогнутой рабочей поверхностью. Сортовую сталь и профили специального назначения прокатывают в **калиброванных валках**, т. е. в валках, на рабочей поверхности которых вытачивают специальные вырезы. Вырез, сделанный в одном валке, называют **ручьём**. Вырез, образованный двумя ручьями валков, называют **калибром**.

Последовательное прохождение прокатываемого металла через калибры постепенно превращает квадратное или прямоугольное сечение слитка (заготовки) в сечение готового профиля.

Калибры, предназначенные для уменьшения сечения прокатываемого металла, называют **обжимными** или **вытяжными**.

К обжимным калибрам относят прямоугольные (ящичные), ромбические, квадратные и овальные. В таких калибрах прокатку ведут обычно до сечения 100×100 мм; обжатие составляет 10...30%; коэффициенты вытяжки 1,10...1,25.

Ромбические калибры образуют систему подобных ромбов, в которых полоса большего сечения задается в следующий меньший калибр с кантовкой на 90°. Коэффициент вытяжки металла при прокатке в ромбических калибрах зависит от формы ромба. Чем больше отношение диагоналей (или чем больше угол при вершине ромба), тем большее обжатие можно осуществить в калибрах. Применяют обычно ромбы с углами 93...100°; соответственно коэффициенты вытяжки металла составляют 1,2...1,4.

Систему калибров, в которой ромбы чередуются с квадратами, используют главным образом при прокатке квадратных и полосовых профилей. В этой системе калибровки применяют ромбы с углами при вершине 100...125°. Коэффициенты вытяжки составляют 1,25...1,50.

Наиболее эффективной и распространенной системой вытяжных калибров является система овал-квадрат. Обжатие (вытяжка) в этом случае определяется формой овала. Чем больше отношение осей овала, тем большее обжатие и вытяжку можно осуществить при подаче овальной полосы в следующий квадратный калибр. В вытяжных овалах отношение осей равно двум и более; коэффициенты вытяжки составляют 1,5...2,5 и более. Систему калибров овал-квадрат широко применяют для прокатки проволоки и многих других мелких профилей.

Для постепенного приближения поперечного сечения прокатываемой заготовки к готовому профилю применяют подготовительные калибры (см. рис. 4.5).

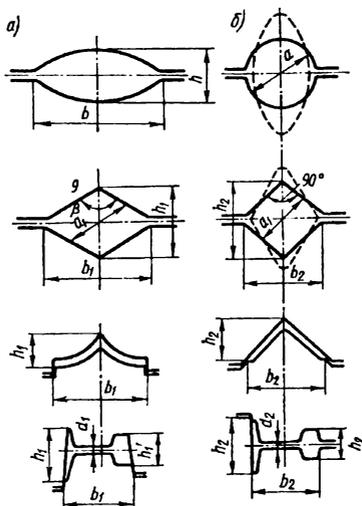


Рисунок 4.5 – Подготовительные (а) и чистовые (б) калибры

Форма чистового калибра точно соответствует форме готового проката, но размеры калибра приняты с учетом коэффициента температурного расширения металла и минусового допуска. Кроме того, необходимо предусматривать зазор между валками, чтобы иметь возможность сблизить их до прокатки на величину упругих деформаций, вызывающих отдачу валков (увеличение расстояния между ними).

При конструировании калибров следует учитывать и величину уширения металла. Если в калибрах не предусмотреть соответствующего места для уширения, то металл выйдет в зазоры между валками и на прокатываемой полосе образуются заусенцы, вызывающие различные виды дефектов — закаты, трещины и др.

Вертикальные стенки калибров имеют некоторый наклон (выпуск) к оси валков. Выпуск позволяет избежать зацемяки прокатываемой полосы в калибре, а после износа последнего – восстанавливать его первоначальную форму и размеры.

Важнейшая задача калибровки – расчёт режима обжатий при прокатке.

#### 5.2.3.4. Производство бесшовных труб

Процесс прокатки бесшовных труб состоит из двух операций:

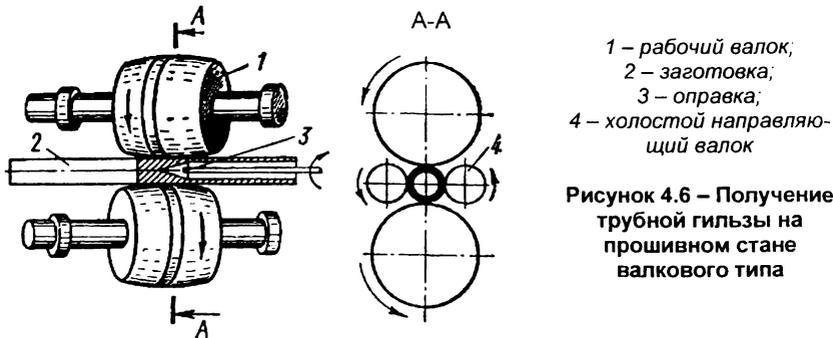
1) прошивка отверстия в заготовке, выполняющаяся обычно методом поперечно-винтовой прокатки (см. рис. 4.6);

2) прокатка прошитой заготовки на специальных раскатных станах.

Бесшовные трубы прокатывают на пилигримовых станах, установках с автоматическим станом и на непрерывных станах.

Исходный материал для прокатки труб на пилигримовых станах – круглые и граненые слитки диаметром 250...100 мм, массой 0,6...3 т или катаные заготовки. Трубные гильзы из крупных и граненых слитков с большим числом граней и круглых заготовок получают на валковом прошивном стане, а из граненых слитков с небольшим числом граней и квадратных заготовок – прошивкой на прессах.

Прошивной стан, или стан поперечно-винтовой прокатки, имеет два рабочих короса расположенных валка 1 (см. рис. 4.6), вращающихся в одном направлении, и два направляющих холостых валка 4.



- 1 – рабочий валок;  
 2 – заготовка;  
 3 – оправка;  
 4 – холостой направляющий валок

**Рисунок 4.6 – Получение трубной гильзы на прошивном стане валкового типа**

Рабочие валки прошивных станов представляют сочетание обычно двух усеченных конусов с промежуточным цилиндрическим участком. Угол наклона рабочих валков друг к другу составляет 6...12°.

Заготовка поступает в прошивной стан под небольшим углом к каждому из рабочих валков. Некоторый наклон рабочих валков относительно прошиваемой заготовки обеспечивает ей одновременное вращательное и поступательное движение.

При прокатке в центральной зоне слитка или заготовки образуется разрыхленная полость, правильную форму которой придает оправка (дорн), устанавливаемая между валками на пути движения металла.

Диаметр оправки должен быть равен диаметру отверстия в гильзе. Полученную гильзу прокатывают затем в трубу заданных размеров на пилигримовом стане, имеющем валки с калибром переменного профиля. Валки вращаются в разные стороны с одинаковой скоростью; направление их вращения обратно направлению подачи гильзы. При вращении валков размеры калибра в свету непрерывно изменяются и, следовательно, профиль калибра за полный оборот валков получается переменным.

При прокатке бесшовных труб прошивку заготовки в гильзу осуществляют также на станах с грибовидными и дисковыми валками.

Последующая прокатка гильзы в трубу может производиться на автоматическом реверсивном стане «дуо», валки которого имеют ряд круглых калибров. В калибр вставляют оправку, удерживаемую на месте стержнем. Просвет, образуемый калибром и оправкой, определяет толщину стенки прокатываемой трубы. Прокатку осуществляют за два прохода, независимо от толщины стенки трубы. Затем трубу обкатывают на раскатной машине для улучшения ее наружной и внутренней поверхности, устранения неровностей, рисок, овальности и неравномерной толщины стенок. После обкатки трубы направляют в калибровочный стан для получения заданного диаметра.

Гильзы прокатывают также на непрерывных станах с общим приводом для всех клетей или с индивидуальным приводом для каждой клетки. После прокатки на непрерывном стане трубы калибруют или редуцируют (уменьшают их диаметр). Применение редуцирующих станков позволило значительно повысить производительность непрерывных агрегатов.

Бесшовные трубы прокатывают диаметром 30...650 мм с толщиной стенки 2...160 мм.

### 5.2.3.5. Производство сварных труб

Сварные трубы получают путем электродуговой сварки под слоем флюса, электроконтактной сварки сопротивлением или кузнечной (печной) сварки. Исходный материал для сварных труб – листы в рулонах или специальные прокатанные полосы (штрипсы).

Сварные трубы производят в две операции:

- 1) формование заготовки в трубу;
- 2) сварка шва трубы.

При печной сварке нагретые до 1300...1350°С штрипсы протягивают и сворачивают по продольной оси до соприкосновения кромок в формовочно-сварочном стане. В месте стыка кромки обдувают воздухом или кислородом, что повышает их температуру до точки плавления; благодаря давлению, кромки свариваются. Печной сваркой изготовляют трубы диаметром 75...100 мм.

Электрическая сварка позволяет получать трубы более высокого качества, чем при печной сварке, диаметром 6...630 мм со стенками толщиной 0,5...20 мм.

Исходный материал для изготовления электросварных труб – светлая холоднокатаная лента в рулонах или листовая заготовка (для труб больших диаметров), предварительно очищенная от окалины и ржавчины.

При электроконтактной сварке (см. рис. 4.7) заготовка поступает в трубоэлектросварочный стан и сжимается. Стык разогревается электрическим током низкого напряжения (6...10 В), подаваемом через сварочные ролики, и при охлаждении сваривается.

Дуговую сварку под слоем флюса применяют при производстве толстостенных труб средних диаметров из углеродистой и легированной стали, а также труб больших диаметров из углеродистой стали; атомно-водородную – при производстве труб диаметром до 200 мм со стенками толщиной 2...12 мм из легированной стали; аргонодуговую – при производстве тонкостенных труб диаметром до 450 мм со стенками толщиной 0,6...5 мм из высоколегированной стали аустенитного класса, а также из цветных металлов и сплавов.

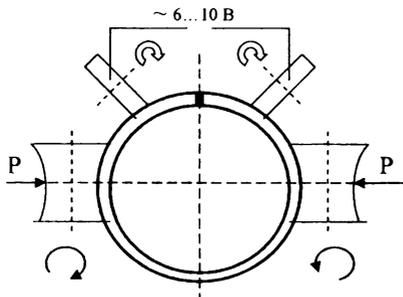


Рисунок 4.7 – Схема электроконтактной сварки труб

Получил распространение способ изготовления сварных труб со спиральным швом.

Тонкостенные трубы и трубы малых диаметров получают холодной прокаткой заготовок после горячей прокатки на специальных прокатных станах.

Расход металла на 1 т готовых труб составляет 1,05...1,18 т в зависимости от выбранного способа производства. Наиболее экономичны сварные трубы электродуговой сварки.

Сварные трубы выпускают диаметром 5...2500 мм с толщиной стенки 0,5...16 мм.

#### 5.2.4. Прессование

Прессование обычно применяют для обработки цветных металлов и сплавов, а в некоторых случаях – стали и других сплавов.

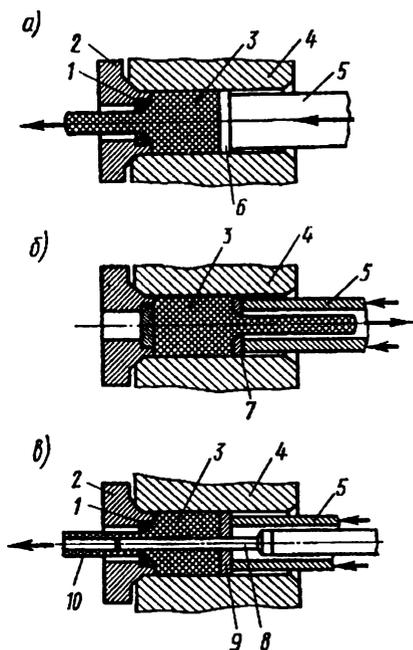
Исходный материал для прессования – литые или прокатанные заготовки. Прессованием можно получать профили различного сечения, прутки диаметром 5...250 мм, проволоки диаметром 5...10 мм, трубы с наружным диаметром 20...400 мм и толщиной стенки 1,5...12 мм и другие изделия.

Различают два метода прессования металла – прямой и обратный.

При прямом методе прессования (см. рис. 4.8 а) заготовка 3, нагретая до необходимой температуры, помещается в контейнер 4 пресса. С одной стороны контейнера посредством матрицедержателя 2 закреплена матрица 1 с выходным отверстием. В данном случае выходное отверстие (очко) матрицы имеет круглое сечение. С другой стороны контейнера имеется пуансон 5 с пресс-шайбой 6 на конце.

При работе пресса пуансон получает необходимое давление от плунжера и передает его через пресс-шайбу на заготовку, заставляя металл пластически деформироваться и вытекать через выходное отверстие матрицы. К концу процесса прессования в контейнере остается небольшая часть металла, называемая прессостатком, которая не участвует в формировании изделия.

При обратном методе прессования металла (см. рис. 4.8 б) в контейнер 4 вместо пресс-шайбы входит полый пуансон 5 с матрицей 7 на его конце. Во время движения пуансона закрепленная на нем матрица давит на слиток или заготовку 3, в результате чего металл вытекает через отверстие матрицы в направлении, обратном перемещению пуансона. При обратном прессовании отходы металла уменьшаются на 5...6% (при прямом прессовании они составляют 18...20% массы слитка) и снижаются усилия прессования металла на 25...30%. Однако этот метод имеет ограниченное применение из-за сложности конструкции пресса.



- а** – прямой метод;  
**б** – обратный метод;  
**в** – прессование труб;  
 1 – матрица; 2 – матрицедержатель;  
 3 – заготовка; 4 – контейнер;  
 5 – пуансон; 6 – пресс-шайба сплошная; 7 – матрица пуансона;  
 8 – стальная игла; 9 – пресс-шайба с отверстием; 10 – труба

Рисунок 4.8 – Методы прессования

При прессовании труб (см. рис. 4.8 в) заготовка 3, помещенная внутри контейнера 4, сначала прошивается стальной иглой 8. Передний конец иглы проходит через всю заготовку и выходит на некоторое расстояние из отверстия матрицы. Вследствие этого между стенками отверстия матрицы и наружной поверхностью стальной иглы образуется кольцевой зазор. При движении пуансона 5 вместе с пресс-шайбой 9 в направлении матрицы металл выдавливается через кольцевой зазор и принимает форму трубы 10. Наружный диаметр трубы равен диаметру отверстия матрицы, внутренний – диаметру стальной иглы.

Процесс прессования металла включает следующие стадии:

1) подготовка слитка или заготовки к прессованию (удаление наружных дефектов, разрезка заготовки на мерные длины и т. д.);

2) нагрев слитка или заготовки до заданной температуры в пламенной или электрической печи;

- 3) подача нагретого металла в контейнер;
- 4) выдавливание металла из контейнера через очко матрицы;
- 5) отделка полученного изделия — ломка заднего конца для полного удаления пресс-утяжины (окалины и загрязнений, попадающих в осевую часть прутка), резка прутка на мерные длины, правка на правильных машинах, а также разбраковка и удаление дефектов.

При прессовании выход годной продукции обычно составляет 70...80%.

Коэффициент вытяжки металла при прессовании равен отношению площади сечения контейнера к площади сечения отверстия матрицы. Обычно коэффициент вытяжки находится в пределах 8...50, а иногда и выше.

Степень обжатия металла при прессовании определяется отношением разности площадей поперечного сечения контейнера и отверстия матрицы к площади поперечного сечения контейнера. Степень обжатия может достигать 90%.

При прессовании для уменьшения трения металла о стенки контейнера и достижения более равномерного истечения металла из матрицы применяют смазку — смесь машинного масла с графитом, жидкое стекло или другие смазочные материалы.

Прессование металла обычно осуществляют на гидравлических прессах с горизонтальным или вертикальным расположением плунжера. Механические прессы применяют значительно реже. Все большее применение (для труднодеформируемых материалов) находит гидропрессование — прессование металлов под непосредственным воздействием давления жидкости до 2000 МПа и выше.

В гидравлических прессах рабочей жидкостью является масло, вода или эмульсия. Насосом высокого давления она сжимается до 2...4 МПа и подается в рабочий цилиндр прессы, оказывая соответствующее давление на плунжер. Давление плунжера передается на пуансон с пресс-шайбой.

В механических прессах пуансон приводится в движение от электромотора.

Процесс прессования металла характеризуется скоростью прессования и скоростью истечения металла.

Скоростью прессования называют скорость перемещения пуансона в контейнере. Скорость истечения представляет скорость, с которой металл вытекает через очко матрицы.

### 5.2.5. Волочение

Изделия после волочения имеют точные размеры, заданную геометрическую форму, чистую и гладкую поверхность. Волочением можно получать тончайшие изделия.

Обычно волочению в холодном состоянии подвергают цветные металлы и их сплавы, низкоуглеродистые, высокоуглеродистые и легированные стали и сплавы с особыми свойствами.

Из разных сортов стали и цветных металлов волочением изготавливают проволоку диаметром 0,002...10 мм, разнообразные профили, калиброванные прутки диаметром 3...150 мм, холоднотянутые трубы диаметром 500 мм с толщиной стенки 0,1...10 мм, достаточно высокой точности, с блестящей гладкой поверхностью. Благодаря наклёпу волочением можно повысить прочность и твердость металла.

Волочение металла осуществляется на **волочильных станах**.

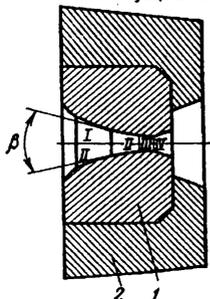


Рисунок 4.9 – Разрез волоки:  
1 – волока; 2 – обойма

**Волока** состоит из двух деталей (см. рис. 4.9): собственно волокна **1** и обоймы **2**. Волока имеет четыре зоны: смазочную **I**, деформирующую **II**, калибрующую (очко или пояс) **III** и выходную **IV**. Калибрующая зона обычно цилиндрической формы, остальные зоны – конические. Угол рабочего конуса деформирующей зоны выбирают в пределах 10...20° в зависимости от вида изделия и состава металла.

Изготавливают волокна из твердых сплавов, технических алмазов (для производства наитончайшей проволоки) или инструментальной стали (для волочения прутков и труб крупных сечений).

До начала волочения конец прутка металла заостряют с таким расчетом, чтобы он свободно входил в очко и выходил из него с противоположной стороны. Этот конец захватывается тяговым механизмом волочильного стана, который протягивает пруток через волоку, подвергая его деформации – обжатию и вытяжке.

В зависимости от способа осуществления тяги волочильные станы разделяют на **цепные** и **барабанные**.

Заготовку перед волочением очищают от окалины, применяя обычно химическое травление в растворах кислот. После травления металл промывают, удаляя с его поверхности остатки кислоты и шлам.

На стальную заготовку, предназначенную для нескольких последовательных протяжек, после травления и промывки наносят подсмазочный слой путем дополнительной обработки: желтнения, омеднения, фосфатирования и последующего известкования. Желтнение достигается легким окислением (ржавлением) заготовки. При омеднении заготовку погружают в слабо подкисленный раствор медного купороса. Известкование осуществляют кратковременным погружением заготовки в ванну с кипящим известковым раствором.

Завершающей операцией подготовки поверхности заготовки к волочению является сушка при температуре выше 100°C. Во время сушки удаляется вода и часть растворенного в металле водорода; это способствует устранению травильной хрупкости металла.

До протяжки на сухую поверхность металлической заготовки наносят соответствующую смазку. Смазка уменьшает усилие волочения и расход энергии, способствует получению гладкой поверхности протягиваемого металла и повышает стойкость инструмента (волоки). В качестве смазки при волочении применяют минеральное масло, графит, мыло или эмульсии.

Выбор обжатия, скорости волочения и смазки зависит от состава металла, свойств материала волокна, профиля и величины поперечного сечения изделия.

Коэффициент вытяжки металла при волочении равен отношению площади поперечного сечения исходной заготовки к площади сечения после протяжки.

Обычно коэффициент вытяжки металла при волочении составляет 1,25...1,30, а обжатие – до 30...35%.

Чтобы не было обрывов, напряжение при волочении не должно превышать 0,6 предела прочности материала заготовки. Для получения профилей необходимых размеров производят волочение за несколько проходов через ряд постепенно уменьшающихся отверстий. В результате холодной пластической деформации происходит упрочнение (наклеп) металла. Для снятия наклепа и повышения пластичности производят промежуточный рекристаллизационный отжиг.

Некоторые виды проката (проволока, прутки, трубы, полосы) должны иметь очень точное сечение и чистую поверхность. Для этого их подвергают **калиброванию**, т. е. протягиванию через волоку установленной формы и размеров без существенного обжатия (8...12%) и вытяжки.

## **Лекция №5**

### **План лекции.**

#### **Тема 6. ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.**

- 6.1. Основы теории термической обработки.
  - 6.1.1. Общие сведения.
  - 6.1.2. Термическая обработка железоуглеродистых сплавов.
  - 6.1.3. Превращения при нагреве сталей. Образование аустенита.
  - 6.1.4. Рост зерна аустенита при нагреве.
  - 6.1.5. Превращения переохлажденного аустенита.
  - 6.1.6. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении.
  - 6.1.7. Влияние углерода и легирующих элементов на распад переохлажденного аустенита.
  - 6.1.8. Основы теории отпуска сталей.
  
- 6.2. Практика термической обработки сталей.
  - 6.2.1. Отжиг I рода.
  - 6.2.2. Отжиг II рода.
  - 6.2.3. Закалка стали.
    - 6.2.3.1. *Выбор температуры закалки.*
    - 6.2.3.2. *Закаливаемость и прокаливаемость стали.*
    - 6.2.3.3. *Способы закалки.*
  - 6.2.4. Отпуск стали.
  - 6.2.5. Старение стали.

# ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

## 6.1. Основы теории термической обработки

### 6.1.1. Общие сведения

Термической обработкой (ТО) называют процессы теплового воздействия на металлы, находящиеся в твёрдом состоянии, с целью изменения их структуры и свойств в заданном направлении без изменения химического состава. ТО – самый распространённый в современной технике и самый действенный способ изменения свойств металлов и сплавов, в то же время это самый древний способ. ТО применяют и как промежуточную операцию для улучшения технологических свойств (обрабатываемости давлением, резанием, свариваемости), и как окончательную для придания требуемых эксплуатационных свойств (твёрдости, износостойкости, коррозионной стойкости и т.д.). Обычно чем ответственнее конструкция, тем больше в ней термически обрабатываемых деталей.

Теория термической обработки – это учение об изменениях структуры и свойств, не исчезающих после прекращения теплового воздействия на материал.

Любой процесс термической обработки можно охарактеризовать графиком в координатах "температура-время" и описать с помощью параметров, главные из которых – **максимальная температура нагрева сплава, время выдержки и скорость охлаждения.** Дополнительно могут указываться скорость нагрева, охлаждающая и нагревательная среда и некоторые другие параметры.

### 6.1.2. Термическая обработка железоуглеродистых сплавов

Нагрев и охлаждение при обработке сталей и чугунов вызывают в них фазовые превращения четырех типов:

1) диффузионное превращение перлита в аустенит при нагреве выше температуры  $727^{\circ}\text{C}$ :  $\text{P} \Rightarrow \text{A}$ ;

2) диффузионное превращение аустенита в перлит при охлаждении ниже температуры  $727^{\circ}\text{C}$ :  $\text{A} \Rightarrow \text{P}$ ;

3) бездиффузионное превращение аустенита в мартенсит при быстром охлаждении ниже температуры начала мартенситного превращения  $M_n$ :  $\text{A} \Rightarrow \text{M}$ ;

4) превращение мартенсита при его нагреве в ферритокарбидную смесь:  $\text{M} \Rightarrow \text{P}(\text{Ф}+\text{К})$ .

Движущей силой этих превращений является изменение свободной энергии аустенита, мартенсита и перлита при изменении температуры.

### 6.1.3. Превращения при нагреве сталей. Образование аустенита

В соответствии с диаграммой состояния системы железо-углерод равновесные температуры фазовых превращений (критические точки) определяются линиями диаграммы. Чтобы превращение происходило в действительности, температура должна отличаться от равновесной, когда свободные энергии фаз равны. Для протекания превращения перлита в аустенит необходим перегрев выше  $727^{\circ}\text{C}$ . Превращение  $\text{P} \Rightarrow \text{A}$  в полном соответствии с диаграммой происходит только при очень медленном нагреве. В обычных условиях превращение "запаздывает" и проходит при более высокой температуре, причем реализуется в диапазоне температур, лежащем тем выше, чем быстрее нагревается сталь. Превращение стали с исходной структурой перлита, перлита+феррита и перлита+цементита вторично происходит путем образования и последующего роста зародышей аустенитной фазы. Оно подчиняется всем закономерностям, свойственным кристаллизационному процессу: осуществляется за счет диффузии, зародыши аустенита возникают на межфазной поверхности раздела  $\text{Ф}-\text{Ц}$ . Сначала происходит полиморфное превращение железа, а затем в образовавшемся железе растворяется углерод цементита. Последний элементарный процесс запаздывает по сравнению с полиморфным превращением, поэтому требуется дополнительное время для устранения неоднородности аустенита по химическому составу (гомогенизация аустенита).

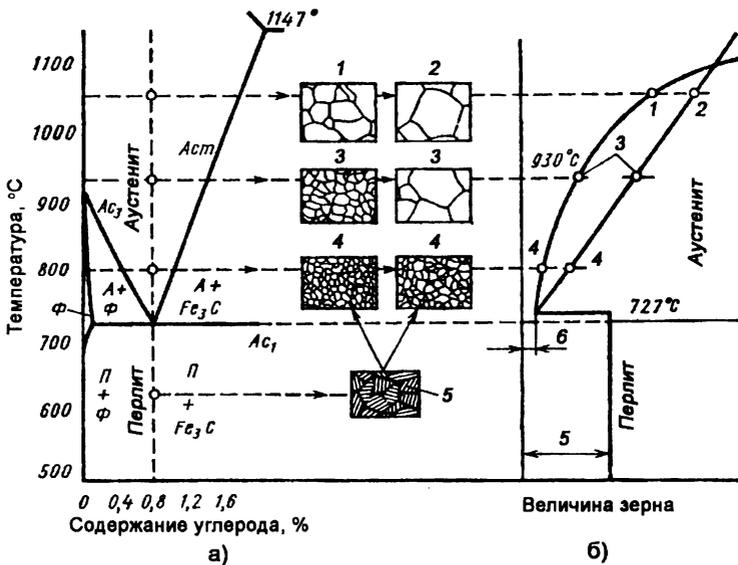
В эвтектоидной стали фазовые превращения заканчиваются, когда весь цементит перлита растворится в аустените. В до- и заэвтектоидных сталях после превращения

$\Pi \rightarrow A$  еще остаются избыточные фазы – феррит и цементит вторичный соответственно. Для их превращения в аустенит необходим нагрев до температур выше  $A_{c3}$  (тогда  $\Phi \rightarrow A$ ) или  $A_{cm}$  ( $C \rightarrow A$ ) (см. рис. 5.1).

Так как в каждом перлитном зерне при нагреве появляется сразу несколько зародышей аустенита, в результате превращения образуются более мелкие зерна. Измельчение зерна в процессе фазовой перекристаллизации при нагреве сталей используется в практике термической обработки. Чем тоньше строение перлита, тем больше межфазовых границ, больше возникает зародышей и короче пути диффузии, следовательно, быстрее протекает аустенизация. В легированных сталях превращение идет медленнее, чем в углеродистых, так как диффузионные процессы замедляются, а карбиды легирующих элементов труднее растворяются в аустените, чем цементит.

Чем выше скорость нагрева, тем мельче полученное аустенитное зерно, поскольку в этом случае скорость образования зародышей превышает скорость их роста.

### 6.1.4. Рост зерна аустенита при нагреве



1 – наследственно мелкозернистая сталь; 2 – наследственно крупнозернистая сталь; 3 – наследственное зерно; 4 – зерно при нагреве под термическую обработку; 5 – исходное зерно; 6 – начальное зерно аустенита

**Рисунок 5.1. Диаграмма состояния железо-углерод (а) и схема роста зерна аустенита в стали, содержащей 0,83% С (б)**

Аустенитное зерно, образовавшееся к моменту окончания превращения  $\Pi \rightarrow A$ , называется начальным. В этот момент диаметр зерна аустенита  $\delta$  мал – меньше, чем исходного перлитного зерна (рис. 5.1). С повышением температуры нагрева и увеличением выдержки диффузия ускоряется, и зерно аустенита быстро растет. В однофазной аустенитной области рост происходит быстрее, чем в двухфазных областях со структурой "аустенит+цементит вторичный" или "аустенит+феррит", где участки второй фазы тормозят движение границ аустенитных зерен.

Скорость роста аустенитного зерна различна не только у сталей разного химического состава, но даже у сталей одной марки, отличающихся условиями выплавки. По склонности к росту начального аустенитного зерна различают наследственно крупнозернистые и наследственно мелкозернистые стали.

В наследственно крупнозернистой стали зерно сильно растет даже при незначительном перегреве выше  $A_{c1}$ .

В наследственно мелкозернистой стали при нагреве до 1000...1050°C зерно растет незначительно, а при дальнейшем увеличении температуры начинается бурный рост зерна.

К наследственно крупнозернистым относятся стали, раскисленные только ферромарганцем (кипящие) или ферромарганцем и ферросилицием. Стали, дополнительно раскисленные алюминием, а также легированные титаном, цирконием, ванадием, хромом, вольфрамом, молибденом, являются наследственно мелкозернистыми. В них рост зерна сдерживается дисперсными частицами, расположенными по границам аустенитных зерен и как бы "зашпиливающими" их. При высоких температурах эти "барьерные" частицы растворяются в аустените, что в условиях интенсивной диффузии вызывает бурный рост зерна.

Фактическая величина аустенитного зерна в стали зависит от ее состава и металлургической предыстории (условий выплавки, предварительной деформации и термической обработки). Поэтому вводится понятие **действительного зерна**, т.е. того размера, которое приобрело аустенитное зерно в результате всех предшествующих операций.

Размер зерна оценивается баллами (номерами): число зерен  $n$ , помещающихся на площади  $1 \text{ мм}^2$  шлифа, связано с номером (баллом) зерна  $N$ . Стали с баллом зерна 1...5 относят к крупнозернистым, с баллом 6...15 – к мелкозернистым.

Длительное пребывание стали при высоких температурах приводит к образованию крупнозернистой структуры **перегрева**. В такой стали избыточный феррит или цементит выделяется по границам зерна в виде грубой сетки или длинных пластин (игл), перерезающих перлитные зерна. Структура перегрева является дефектной, так как сталь в таком состоянии резко охрупчивается, особенно при ударном нагружении. Восстановление пластичности стали и исправление структуры перегрева возможно путем повторного отжига II рода (нормализации) при температурах немного выше  $A_{c3}$  и  $A_{cm}$  и укороченных выдержках.

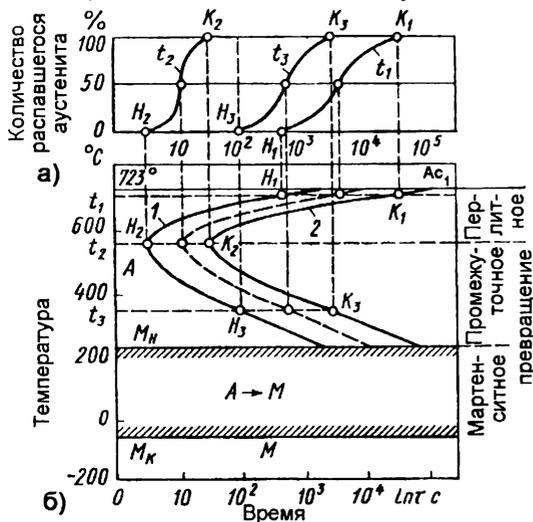
Если нагрев проводится до очень высоких температур (подсолидусных) и в окислительной атмосфере, может происходить частичное оплавление границ зерен и их окисление. Такое явление называется **пережогом**. Пережог сопровождается катастрофическим снижением прочности стали. Это – неисправимый дефект; такой сплав является окончательным браком.

### 6.1.5. Превращения переохлажденного аустенита

В соответствии с диаграммой состояния аустенит железоуглеродистых сплавов не сохраняется до комнатной температуры. При охлаждении ниже температуры 727°C он претерпевает превращения, которые осуществляются либо в условиях постоянной температуры, т.е. **изотермически**, либо при непрерывном понижении температуры, т.е. **термокинетически** (или анизотермически). Описывать эти превращения удобно с помощью диаграмм "время-температура-степень распада аустенита" (рис. 5.2 а).

Изотермическое превращение аустенита можно изучить с помощью небольших стальных образцов из эвтектоидной стали (0,83% C), которые нагревают до температур стабильного существования аустенита. Затем их быстро переносят в соляные ванны, температура которых ниже  $A_{c1}$ , и выдерживают до полного распада аустенита. Образец практически мгновенно принимает температуру ванны, при которой и протекает распад. Его можно зафиксировать и оценить в процентах по изменению

магнитных свойств, удельного объема, микроструктуры образцов (так как аустенит – это немагнитная фаза, а мартенсит и феррит – ферромагнетики; удельный объем аустенита меньше, чем мартенсита и ферритоцементитных смесей). Построив для каждой температуры кинетические кривые превращения аустенита (рис. 5.2 а), отмечают на них время начала превращения (до этого момента распад не фиксируется) и время окончания превращения, когда количество продуктов распада аустенита не увеличивается. **Время до начала распада называется инкубационным периодом:** оно тем больше, чем устойчивее переохлажденный аустенит.



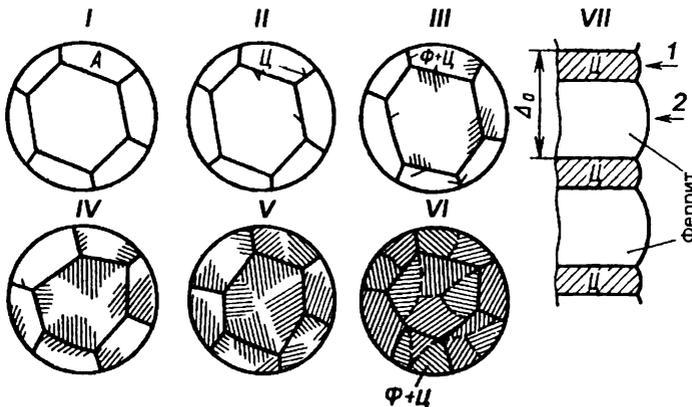
а – кинетическая кривая превращения аустенита;  
б – С-образная диаграмма изотермического превращения аустенита

**Рисунок 5.2 – Схема построения диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита для стали, содержащей 0,83% С**

Распад аустенита сначала идет интенсивно, а потом замедляется. Время распада меняется в очень широких пределах – от нескольких секунд до часов. Поэтому время на диаграммах изотермического превращения аустенита удобно брать в логарифмическом масштабе, откладывая его по оси абсцисс, а по оси ординат – температуру (в градусах). Проведя горизонтали, параллельные оси абсцисс и соответствующие температурам, отмечают на них характерные точки начала и конца распада. Соединив однотипные по физическому смыслу точки плавными кривыми, получим С-образную диаграмму изотермического распада аустенита (рис. 5.2 б). На ней выделяются несколько областей. Выше температуры Ac<sub>1</sub> существует устойчивый аустенит, между ординатой, С-образной кривой начала распада и горизонталью Mn – переохлажденный аустенит, правее С-образной кривой конца распада – ферритоцементитные смеси. При резком охлаждении аустенита ниже температуры Mn аустенит начинает бездиффузионным путем превращаться в мартенсит, и при температурах ниже M<sub>K</sub> этот процесс заканчивается. Поле между двумя С-образными кривыми – это переходная область, где существуют еще нераспавшийся переохлажденный аустенит и продукты его превращения, а между линиями Mn и M<sub>K</sub> – мартенсит и непревратившийся остаточный аустенит.

Если провести пунктирную линию параллельно Ac<sub>1</sub> через точку минимальной устойчивости аустенита, то в зависимости от степени его переохлаждения можно выделить в зоне продуктов превращения три области: перлитного превращения П (между Ac<sub>1</sub> и пунктирной линией), мартенситного превращения М (ниже Mn) и бейнитного Б (промежуточного) между пунктирной линией и Mn. Рассмотрим подробнее эти превращения.

**Перлитное превращение.** Это процесс вторичной кристаллизации, протекающей по обычному диффузионному механизму, когда из аустенита с определенной однородной концентрацией углерода образуются фазы с резко отличающейся структурой и концентрацией: феррит (почти чистое железо) и цементит (6,67% С). Образованию этих фаз должны предшествовать диффузия углерода и самодиффузия железа. Ведущей фазой, возникающей в первую очередь, является цементит, зародыши которого появляются на границах аустенитных зерен (рис. 5.3). Растущий карбид забирает углерод из близлежащих объемов аустенита. Последний при обеднении углеродом теряет свою устойчивость и испытывает полиморфное превращение. Зарождение ферритных центров легче реализуется на цементитных границах. Рост ферритных пластин приводит к повышению концентрации углерода в рядом расположенных микрообъемах аустенита, что стимулирует зарождение новых и рост уже имеющихся пластин цементита. Таким образом, пластинки цементита и феррита растут параллельно, инициируя рост друг друга и, образуя колонии.



I – аустенит; II – образование зародыша цементита (Ц);  
 III – образование пластин феррита (Ф); IV...VI – рост и образование новых пластин Ц и Ф; VII – строение перлитного зерна;  
 1 – пластина цементита; 2 – пластина феррита

Рисунок 5.3 – Схема возникновения и рост зерна перлита

Продукты перлитного превращения имеют пластинчатое строение. Величина ферритных и цементитных пластин зависит от степени переохлаждения аустенита и характеризуется межпластинчатым расстоянием  $\Delta_0$  (усредненной суммой толщин пластинки феррита и цементита). Чем больше переохлаждение, тем меньше  $\Delta_0$ , т.е. дисперснее структура и выше твердость. Самая грубая смесь называется **перлитом** (П, 0,6...1,0 мкм, 180...250 НВ, медленное охлаждение), более тонкая – **сорбитом** (в честь Г.В. Сорби – английского естествоиспытателя) (С, 0,25...0,30, 250...350, скорость охлаждения около 50°/с), самая тонкая – **трооститом** (по имени Л. Трооста – французского химика) (Т, 0,20...0,15, 350...450, скорость охлаждения около 100°/с).

Аналогично твердости меняются другие прочностные характеристики. Показатели пластичности максимальные у сорбита.

**Мартенситное превращение.** В общем случае мартенситными называют бездиффузионные превращения в твердом состоянии, происходящие путем одновременного коллективного смещения атомов в определенных кристаллографических плоскостях и направлениях на расстояния, меньшие, чем межатомные. Превращения подобного типа возможны в условиях низких температур, когда диффузия практически

подавлена. В сталях мартенситное превращение заключается в бездиффузионной перестройке (ГЦК→ОЦК). При этом необходимо, чтобы граница раздела "аустенит-мартенсит" была когерентной, т.е. расположение атомов обеих фаз совпадало. Между решетками аустенита и мартенсита в этом случае существует хорошее сопряжение. Только в таких условиях возможно направленное смещение атомов, когда соседи любого атома в аустените остаются его же соседями в мартенсите. Углерод, находившийся в железе, не успевает выделиться и остается на том же месте, но уже в решетке  $\alpha$ -железа, деформируя ее так, что они вытягиваются в направлении одной из осей, превращаясь из кубической со стороной  $a$  в тетрагональную с параметрами  $a$  и  $c$ . Чем больше в решетке железа углерода, тем больше ее искажения, оцениваемые степенью тетрагональности  $c/a$ :  $c/a = 1 + 0,046 \times (\%C)$ .

Неравновесный пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железо называется мартенситом (в честь А. Мартенса – немецкого металловеда). Он отличается от феррита (равновесного твердого раствора внедрения углерода в  $\alpha$ -железо) содержанием углерода: в феррите при комнатной температуре не более 0,006% С, а в мартенсите столько же, сколько в исходном аустените.

**Мартенситное превращение имеет ряд особенностей.** Оно протекает при непрерывном понижении температуры (скорость охлаждения 150...200°/с), а в случае изотермической выдержки останавливается. Оставшийся аустенит стабилизируется, так что при дальнейшем понижении температуры превращение возобновляется не сразу, идет при более низкой температуре.

Превращение протекает в интервале температур **Мн-Мк** и не доходит до конца; некоторое количество остаточного аустенита (несколько процентов) сохраняется и при температурах ниже **Мк**. Температуры **Мн** и **Мк** понижаются с увеличением содержания углерода и легирующих элементов и не зависят от скорости охлаждения.

Мартенситные кристаллы образуются и растут практически мгновенно (скорость их роста 1000 м/с) в пределах аустенитического зерна, не пересекая границ зерна и друг друга. В высоко- и среднеуглеродистых сталях кристаллы мартенсита имеют форму линзовидных пластин (игл в плоскости шлифа), образующих фермоподобные ансамбли. В малоуглеродистых сталях мартенситные кристаллы представляют собой рейки, ориентированные в одном направлении и собранные в пакеты. Каждый кристалл мартенсита состоит из блоков, размеры которых меньше, чем в исходном аустените. Границы мартенситных кристаллов и блоков, а также статические искажения решетки от присутствия углерода являются препятствиями для движения дислокаций.

Мартенсит по сравнению с другими структурными составляющими стали имеет наибольший удельный объем (плотность составляет 7,75 г/см<sup>3</sup>). *В порядке убывания удельного объема можно выстроить ряд: мартенсит – троостит – сорбит – перлит – аустенит.*

Превращение  $A \Rightarrow M$  сопровождается увеличением объема, что приводит к большим микроискажениям и дроблению блоков (фазовому наклепу), а в макромасштабе – к появлению значительных внутренних закалочных напряжений, вызывающих коробление изделий и даже возникновение трещин. Максимальное увеличение объема отмечается у эвтектоидной стали, чувствительной к закалочным деформациям и трещинам.

Мартенсит вследствие своего специфического строения характеризуется высокой твердостью (до 65 HRC, 960 HV) и прочностью (2600...2700 МПа для стали с 0,6...0,8% С), но малой пластичностью и ударной вязкостью. С ростом содержания углерода в стали увеличивается степень искаженности и дефектности решетки, усложняется дислокационная структура, что приводит к увеличению твердости и хрупкости мартенсита.

Бейнитное превращение. Протекает в интервале температур от перлитного до мартенситного (для углеродистых сталей около 550...200°С) и сочетает механизмы как диффузионного перлитного, так и бездиффузионного мартенситного превращений.

Поэтому его называют также промежуточным превращением. При температурах бейнитного превращения диффузия железа и легирующих элементов весьма замедленна, а диффузия углерода протекает достаточно интенсивно. В аустенитных зернах происходит диффузионное перераспределение атомов углерода. Появляются обедненные и обогащенные углеродом участки. Из обогащенных углеродом объемов выделяются карбиды, а оставшийся обедненный аустенит превращается по мартенситному механизму или такой аустенит может стабилизироваться и остаться непревращенным.

Различают **верхний (530...350°C) и нижний (350...250°C) бейнит**.

**Верхний бейнит (ВБ)** имеет перистое строение и похож на резаную солому. Карбиды в нем – отдельные узкие частички, распределенные в  $\alpha$ -фазе (а не пластинки, как в перлите). Механические свойства характеризуются сочетанием несколько пониженной по сравнению с трооститом прочностью, повышенной хрупкостью и малой пластичностью. Это неблагоприятная структура, получения которой следует избегать.

**Нижний бейнит** имеет игольчатое строение, похож на мартенсит. По сравнению с трооститом и сорбитом характеризуется более высокими твердостью и прочностью, повышенным сопротивлением хрупкому разрушению. Стали со структурой нижнего бейнита хорошо работают в упругих элементах, пружинах, рессорах.

#### 6.1.6. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении

На практике распад аустенита происходит, как правило, не изотермически, а в условиях непрерывного охлаждения в интервале температур (термокинетически). Поэтому в дополнение к диаграммам изотермического распада существуют термокинетические диаграммы. Они строятся тоже в координатах "температура-время" на основании серии кривых охлаждения образцов, на которых фиксируются начало и конец превращения. Изотермическое превращение требует меньше времени, чем термокинетическое, для одинакового развития однотипных процессов.

При термокинетическом распаде углеродистых сталей промежуточное превращение не происходит; распад идет либо по перлитному, либо по мартенситному механизму. Бейнит может образовываться при непрерывном охлаждении только в легированных сталях. Положение мартенситной точки **Мн** не зависит от скорости охлаждения, а температура **Ас<sub>1</sub>** понижается с увеличением скорости охлаждения.

Минимальная скорость охлаждения, при которой весь аустенит переохлаждается до температуры **Мн** и превращается в мартенсит, называется **критической скоростью закалки**. Графически она изображается касательной к кривой начала распада аустенита в точке его минимальной устойчивости.

Термокинетические диаграммы используются на практике для выбора условий закалки сталей.

#### 6.1.7. Влияние углерода и легирующих элементов на распад переохлажденного аустенита

В предыдущих разделах рассматривались превращения аустенита при охлаждении эвтектоидной стали (0,83% С). В до- и заэвтектоидных сталях вид диаграмм изотермического распада меняется: появляются дополнительные линии **Ас<sub>3</sub>** и **Ас<sub>см</sub>** соответственно; температуры **Мн** и **Мк** понижаются с увеличением содержания углерода. В случае медленного охлаждения в верхнем интервале температур из аустенита сначала выделяются избыточные фазы – феррит в доэвтектоидных и цементит вторичный в заэвтектоидных сталях. При более резком охлаждении эти фазы выделиться не успевают и образуются феррито-цементитные структуры, внешне похожие на эвтектоид (сорбит, троостит), но с содержанием углерода не 0,83%, а соответствующим его концентрации в исходном аустените. Такие структуры, образовавшиеся из переохлажденного аустенита, называются **квазиэвтектоидами**.

Легирующие элементы (кроме кобальта) замедляют распад аустенита. Устойчивость переохлажденного аустенита особенно повышается при одновременном легировании несколькими элементами и тем сильнее, чем выше их концентрация. Закалку таких сталей можно вести с меньшими скоростями охлаждения (следовательно, создавая меньшие закалочные напряжения и уменьшая опасность образования коробления и трещин). Таким образом, легирование повышает технологичность сталей при термической обработке.

### 6.1.8. Основы теории отпуска сталей

Отпуском (старением) называются процессы распада неравновесных структур, образовавшихся при закалке. Стали при отпуске нагревают до температур ниже  $A_{C1}$ . Переход неравновесных мартенсита и остаточного аустенита в более устойчивое состояние носит диффузионный характер и идет тем интенсивнее, чем выше температура отпуска и больше его продолжительность. Различают низко- (до  $250^{\circ}C$ ), средне- ( $250...550^{\circ}C$ ) и высокотемпературный ( $550...680^{\circ}C$ ) отпуск. При этом происходят следующие процессы:

- распад мартенсита;
- распад остаточного аустенита;
- изменение структуры феррита и карбидные превращения;
- уменьшение остаточных напряжений.

Распад мартенсита идет в несколько этапов. До температур  $150^{\circ}C$  на границе мартенситных кристаллов и на дефектах возникают частицы когерентно-связанного с мартенситом  $\epsilon$ -карбида ( $Fe_2C$ ) толщиной несколько атомных слоев, длиной несколько нанометров. Мартенсит прилегающих участков обедняется углеродом, тогда как в удаленных участках высокая концентрация углерода сохраняется, так как диффузия углерода при такой низкой температуре практически не идет. Образуется неоднородный (гетерогенный) мартенсит. Легирующие элементы на эту стадию практически не влияют, остаточный аустенит сохраняется неизменным. При  $150...350^{\circ}C$  продолжается выделение из мартенсита  $\epsilon$ -карбида и его укрупнение. Идет диффузия углерода: его концентрация во всем объеме мартенсита выравнивается и понижается. Искажения решетки уменьшаются и степень тетрагональности  $c/a$  стремится к единице. Такая структура называется мартенситом отпуска. При температурах  $250...350^{\circ}C$   $\epsilon$ -карбид присоединяет недостающий углерод и превращается в цементит.

Легирующие элементы (кремний и карбидообразующие) затрудняют диффузию углерода и тормозят распад мартенсита. Поэтому в легированных сталях мартенсит сохраняется до более высоких температур, чем в углеродистых.

При  $250...350^{\circ}C$  происходит распад другой неравновесной структурной составляющей – остаточного аустенита. Он превращается в нижний байнит. Легирующие элементы задерживают распад аустенита, так же как и распад мартенсита.

С повышением температуры отпуска до  $350...450^{\circ}C$  выделение из мартенсита избыточного углерода завершается. Уменьшаются плотность дефектов и упругие искажения решетки в феррите. Карбиды перестраиваются в цементиты, укрупняются (коагулируют) и сфероидизируются. Получающаяся структура, состоящая из феррита и распределенного в нем мелкодисперсного цементита, называется трооститом отпуска.

Нагрев выше  $450^{\circ}C$  не связан с фазовыми превращениями углеродистых сталей. Меняется только морфология (форма и размеры) фаз. Уменьшается плотность дислокаций, укрупняются карбиды и ферритные пластинки. Такая структура называется сорбитом отпуска. Сорбит отпуска имеет оптимальное сочетание прочностных и пластических составов, поэтому термическую обработку на сорбит – закалку с высоким отпуском называют **улучшением**.

При очень высоком отпуске (более  $650^{\circ}C$  и до  $A_{C1}$ ) сорбит отпуска превращается в еще более крупную структуру – перлит отпуска. Присутствие легирующих элементов затрудняет все эти процессы, смещая их в область более высоких температур.

Сорбит и троостит отпуска отличаются от одноименных закалочных структур тем, что цементит отпуска имеет зернистую, а не пластинчатую форму. Поэтому при одинаковой твердости и прочности сталь после отпуска имеет более высокие показатели пластичности, чем после закалки.

Сложные структурные изменения при отпуске, зачастую протекающие одновременно, могут вызывать различные изменения свойств стали. Так, выделение когерентных  $\epsilon$ -карбидов, превращение остаточного аустенита в мартенсит или бейнит приводят к упрочнению. Разрыв когерентных связей, коагуляция карбидов, уменьшение дефектности феррита и укрупнение его пластин уменьшают прочность и повышают пластичность стали.

Специфический характер имеет изменение ударной вязкости: в целом она возрастает с ростом температуры, но имеются два температурных интервала отпускной хрупкости, когда ударная вязкость падает.

**Отпускная хрупкость I рода (необратимая)** не устраняется повторным отпуском при тех же температурах. Наблюдается она во всех сталях при температурах 250...350 °С независимо от их легированности и объясняется по-разному. Для предотвращения отпускной хрупкости I рода следует избегать проведения отпуска при температурах ее проявления.

**Хрупкость II рода (обратимая)** наблюдается обычно в легированных сталях. Причиной ее считают выделение хрупких дисперсионных фаз по границам зерен  $\alpha$ -фазы и диффузию некоторых элементов (фосфора) к границам, что вызывает их охрупчивание. Предотвратить отпускную хрупкость II рода можно путем резкого охлаждения после отпуска (в масле, воде). Массивные детали, в центральных частях которых невозможно добиться высоких скоростей охлаждения, для предотвращения "провалов" ударной вязкости изготавливают из стали, легированной молибденом (0,2...0,3%) или вольфрамом (0,5...1,0%). Они связывают легирующие элементы, не давая им выделиться в виде хрупких частиц по границам зерен.

## 6.2. Практика термической обработки сталей

### 6.2.1. Отжиг I рода

Отжиг I рода в зависимости от исходного состояния стали и температуры его выполнения может приводить к развитию процессов гомогенизации, рекристаллизации и снятия остаточных напряжений. Указанные процессы происходят независимо от того, протекают ли в сталях при этой обработке фазовые превращения (перекристаллизация) или нет. Поэтому отжиг I рода в зависимости от целей может проводиться при температурах выше или ниже температур фазовых превращений.

Отжиг I рода снижает химическую и физическую неоднородность на предшествующих стадиях передела стали (литье, обработка давлением, сварка).

Гомогенизационному (диффузионному) отжигу подвергают крупные отливки и слитки сталей для устранения в них дендритной и внутрикристаллитной ликвации, которая, охрупчивая сталь, ухудшает ее способность к обработке давлением.

Нагрев при гомогенизационном отжиге должен быть до высоких температур (1100...1200°С) (см. рис. 5.4), так как только в этом случае более полно протекают диффузионные процессы, обеспечивающие выравнивание химического состава в отдельных объемах стали. Длительность выдержки при высоких температурах составляет 15...20 ч. Охлаждение до 800...820°С ведут с печью, а далее на воздухе. Недостаток гомогенизационного отжига – образование крупнозернистой структуры. Этот недостаток устраняется при последующей обработке слитка давлением или в процессе последующей термической обработки.

Рекристаллизационный отжиг чаще применяют как промежуточную операцию для снятия наклепа между операциями холодного деформирования. Для реализации

рекристаллизационного отжига холоднодеформированную сталь нагревают выше температуры начала рекристаллизации, делают выдержку при этой температуре с последующим охлаждением. Температура отжига для углеродистых сталей с 0,08...0,2% С, чаще подвергаемых холодной деформации (прокатке, штамповке, волочению), находится в интервале 680...700°C (см. рис. 5.4).

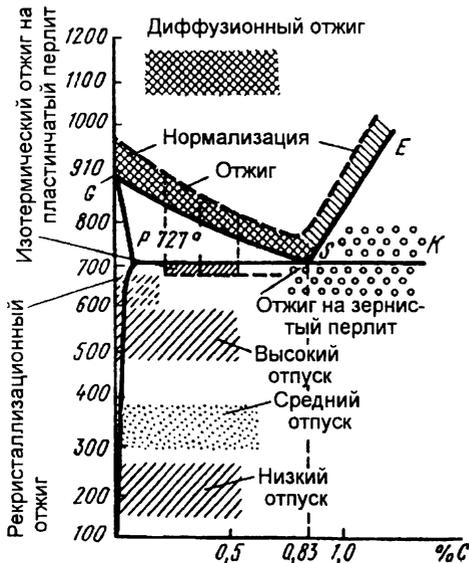


Рисунок 5.4 – Диаграмма температурного режима для различных видов отжига и отпуски стали

Кроме рекристаллизации феррита, при отжиге стали могут протекать также коагуляция и сфероидизация цементита. Это повышает пластичность и облегчает выполнение холодной пластической деформации.

**Отжигу для снятия остаточных напряжений** подвергают сварные изделия, отливки, детали после обработки резанием, правки и т.д., в которых возникают внутренние (остаточные) напряжения. Остаточные напряжения могут вызывать коробление, а в некоторых случаях, при суммировании с эксплуатационными нагрузками, снижать работоспособность конструкций. Особенно опасны остаточные растягивающие напряжения. Процесс снижения или снятия остаточных напряжений при отжиге I рода основан на понижении предела текучести стали при нагреве, вследствие чего происходит релаксация напряжений. Температура нагрева должна быть 550...650°C. Время выдержки составляет несколько часов и устанавливается опытным путем. Скорость нагрева и особенно охлаждения должна быть невелика, чтобы исключить образование новых остаточных напряжений. (Релаксация напряжений – самопроизвольное уменьшение напряжений с течением времени при практически неизменных линейных размерах тела путем перехода части упругой деформации в микропластическую).

### 6.2.2. Отжиг II рода

**Отжиг II рода** заключается в нагреве стали до температур выше температур  $A_{c3}$  или  $A_{c1}$ , выдержке и, как правило, последующем медленном охлаждении. В процессе нагрева и охлаждения в этом случае протекают фазовые превращения, определяющие структуру и свойства стали.

После отжига углеродистой стали получают структуры, указанные на диаграмме состояния железо-цементит. После отжига стали имеют низкие прочность и твер-

дость при высокой пластичности. При фазовой перекристаллизации измельчается зерно, устраняются строчечность, вызванная ликвиацией, и другие неблагоприятные структуры стали. Понижая прочность и твердость, отжиг облегчает обработку резанием средне- и высокоуглеродистых сталей. Измельчая зерна, снимая внутренние напряжения и уменьшая структурную неоднородность, отжиг II рода способствует повышению пластичности и вязкости по сравнению со свойствами, полученными после литья, сварки,ковки и прокатки. Отжигу подвергают отливки, поковки, сортовой и фасонный прокат, трубы, горячекатаные листы и т.д.

Различают полный, изотермический и неполный отжиг II рода.

Полный отжиг заключается в нагреве на 30...50°C выше температуры  $A_{c3}$  для доэвтектоидной стали и  $A_{cm}$  – для заэвтектоидной стали, выдержке при этой температуре для полного прогрева и завершения фазовых превращений в объеме металла и последующем медленном охлаждении (см. рис. 5.5).

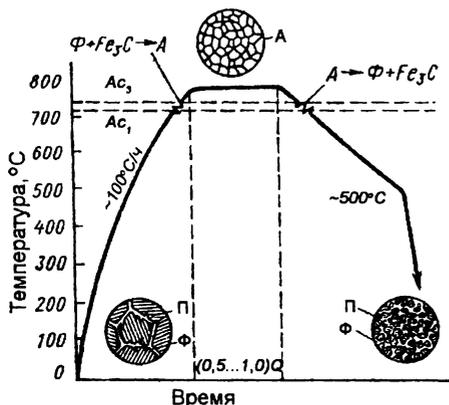


Рисунок 5.5 – Схема полного отжига доэвтектоидной стали

При нагреве до температуры выше  $A_{c3}$  на 30...50 °C образуется аустенит. Он характеризуется мелким зерном, поэтому при охлаждении возникает мелкозернистая структура, обеспечивающая высокую вязкость и пластичность.

Скорость нагрева не регламентируется, продолжительность выдержки колеблется в пределах 0,5...1 ч на 1 т нагреваемого металла (1... 1,5 мин на 1 мм толщины заготовки).

Охлаждение должно быть медленным (обычно с печью). Оно должно обеспечивать распад аустенита при малых степенях переохлаждения, чтобы избежать образования излишне дисперсной ферритокарбидной структуры и свойственной ей более высокой твердости.

Скорость охлаждения при отжиге зависит от устойчивости переохлажденного аустенита и, следовательно, от состава стали. Чем больше устойчивость аустенита в области температур перлитного превращения, тем медленнее должно быть охлаждение. Поэтому легированные стали, обладающие высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, охлаждаются при отжиге медленнее (40...60°C/ч), чем углеродистые (100...150°C/ч).

После завершения распада аустенита в перлитной области дальнейшее охлаждение можно ускорять и выполнять не с печью, а на воздухе, за исключением случаев, когда отжиг применяют и для снятия напряжений (сварные конструкции, отливки сложной формы).

Полный отжиг обычно применяют для сортового проката из сталей с 0,3...0,4 %С, поковок и фасонных отливок.

Нормализация – это разновидность полного отжига, при которой нагрев производится как при полном отжиге в область аустенита, т.е. до температур  $A_{c3} + (30...50 \text{ } ^\circ\text{C})$  для

дозветктоидных и  $A_{cm}+(30...50^{\circ}C)$  для зазветктоидных сталей. Выдержка должна обеспечивать полный прогрев заготовки, завершение в металле фазовых превращений и выравнивание химического состава по объему аустенитного зерна. Охлаждение ведется на спокойной воздухе.

Нормализация обеспечивает полную фазовую перекристаллизацию стали и устраняет крупнозернистую структуру, полученную при сварке, литье, обработке давлением. Нормализацию обычно применяют для мягких низкоуглеродистых и низколегированных сталей.

Ускоренное охлаждение на воздухе приводит к распаду аустенита при более низких температурах, что повышает дисперсность ферритоцементитной структуры и увеличивает количество перлита в малоуглеродистых сталях, сорбита и троостита в средне- и высокоуглеродистых сталях. Это повышает твердость нормализованной стали по сравнению с отожженной.

Нормализация горячекатаной стали повышает ее сопротивление хрупкому разрушению, что характеризуется снижением порога хладноломкости и повышением работы развития трещины.

Нормализация более экономичная операция, чем отжиг. Для низкоуглеродистых сталей ее применяют вместо отжига. При этом вследствие некоторого повышения твердости уменьшается налипание металла на резце, улучшается чистота поверхности при обработке резанием. Для среднеуглеродистых сталей нормализацию с высоким отпуском применяют вместо закалки и высокого отпуска. В этом случае механические свойства несколько ниже по сравнению с получаемыми при закалке, но практически исключается вероятность образования закалочных трещин.

Для высокоуглеродистых инструментальных сталей нормализация применяется для устранения цементитной сетки, являющейся дефектом структуры.

При изотермическом отжиге сталь нагревают, как и для полного отжига, выше  $A_{c3}$  и после выдержки сравнительно быстро охлаждают до температуры, лежащей ниже точки  $A_{c1}$  (обычно 600...680 °C). При этой температуре осуществляют изотермическую выдержку 3...6 ч, необходимую для полного распада аустенита, после чего следует более ускоренное охлаждение, вплоть до охлаждения на воздухе.

Изотермический отжиг сокращает длительность процесса отжига и обеспечивает получение однородной ферритоперлитной структуры. Он используется для поковок и сортового проката легированных сталей относительно небольших размеров, так как для заготовок большого размера и большой массы затруднительно быстрое и равномерное охлаждение до температуры изотермической выдержки.

Неполный отжиг отличается от полного тем, что сталь нагревают ниже точки  $A_{c3}$  или  $A_{cm}$ , но несколько выше  $A_{c1}$ . Для дозветктоидных сталей неполный отжиг применяют для улучшения обрабатываемости их резанием. При неполном отжиге происходит частичная перекристаллизация стали вследствие превращения  $P \rightarrow A$  без превращения избыточного феррита.

Неполный отжиг конструкционных углеродистых и легированных сталей проводят при 750...770 °C с последующим охлаждением со скоростью 30...60 С/ч (чем выше легирование стали, тем, медленнее охлаждение) до 600°, далее на воздухе.

С помощью неполного отжига в сталях можно сформировать структуру перлита не пластинчатой формы, а сфероидальной, зернистой (см. рис. 5.4). Такой отжиг называется **сфероидизацией**. Сталь с зернистым перлитом имеет более низкую прочность и соответственно более высокие значения относительного удлинения и поперечного сужения. Так, твердость зветктоидной стали с пластинчатым перлитом 228 НВ, а с зернистым 163 НВ. Соответственно временное сопротивление 820 и 630 МПа, а относительное удлинение 15 и 20%. После отжига на зернистый перлит стали обладают лучшей обрабатываемостью резанием и свариваемостью. Нагрев сталей при сфероидизации проводят немного выше точки  $A_{c1}$ , что вызывает практически полную перекристаллизацию. Частицы цементита, не растворяющиеся при нагреве в зазветктоидной стали и области аустенита с повышенной концентрацией углерода (образующиеся за счет неполной его гомогенизации после растворения цементита в дозветктоидной и зазветктоидной стали) являются центрами кристаллизации для цементит-

та, выделяющегося при последующем охлаждении ниже точки  $A_{c1}$  и принимающего зернистую форму.

Стали, близкие по составу к эвтектоидной, имеют узкий интервал температур нагрева для отжига на зернистый цементит ( $750...760^{\circ}\text{C}$ ). Для заэвтектоидных углеродистых сталей интервал расширяется ( $770...790^{\circ}\text{C}$ ). Легированные заэвтектоидные стали для получения зернистых карбидов можно нагревать до более высоких температур ( $770...820^{\circ}\text{C}$ ).

Охлаждение до  $680...620^{\circ}\text{C}$  при сфероидизации осуществляется медленнее  $20^{\circ}\text{C}/\text{ч}$  и должно обеспечить распад аустенита на ферритикарбидную структуру, сфероидизацию и коагуляцию (укрупнение) образовавшихся карбидов. Для сфероидизации часто используется изотермический отжиг. В этом случае сталь охлаждают до  $620...680^{\circ}\text{C}$ . Выдерживают при этой температуре 4...6 ч, что обеспечивает распад переохлажденного аустенита и коагуляцию карбидов. Затем охлаждение проводят на воздухе.

Для повышения пластичности сфероидизирующий отжиг применяют и для горячекатаных конструкционных сталей с 0,2 до 0,4%  $\text{C}$ . Их подвергают аустенизации при  $760...800^{\circ}\text{C}$  (в зависимости от марки стали) с последующей изотермической выдержкой при  $680...700^{\circ}\text{C}$  в течение 5...10 ч или замедленному охлаждению ( $20^{\circ}\text{C}/\text{ч}$ ) до  $670^{\circ}\text{C}$ .

### 6.2.3. Закалка стали

Закалка заключается в нагреве стали на  $30...50^{\circ}\text{C}$  выше  $A_{c3}$  для доэвтектоидных сталей или  $A_{c1}$  для заэвтектоидных сталей, в выдержке для завершения фазовых превращений и последующем охлаждении со скоростью выше критической.

Ускоренное охлаждение со скоростями выше критических обеспечивается применением специальных охлаждающих жидкостей. Обычно для закалки используют воду, водные растворы солей, щелочей, масла.

В результате закалки наряду с повышением прочности и твердости одновременно резко снижается пластичность и возникают внутренние напряжения, поэтому после закалки проводят отпуск. Конструкционные стали подвергают закалке и отпуску для повышения прочности, твердости, получения достаточно высокой пластичности и вязкости, а для ряда деталей также высокой износостойкости. Инструментальные стали подвергают закалке и отпуску в основном для повышения твердости, износостойкости и прочности.

#### 6.2.3.1. Выбор температуры закалки

Доэвтектоидные стали нагревают до температуры на  $20...30^{\circ}\text{C}$  выше точки  $A_{c3}$  (см. рис. 5.6). В этом случае сталь с исходной структурной перлит (П) + феррит (Ф) при нагреве приобретает структуру аустенита, которая при последующем охлаждении со скоростью выше критической превращается в мартенсит.

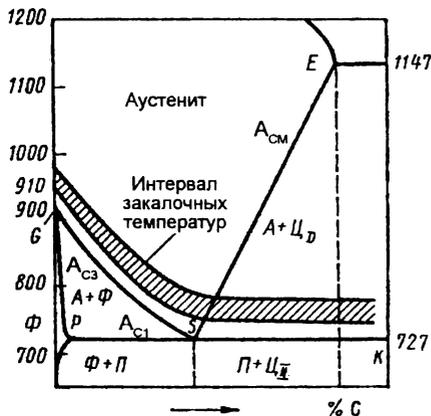


Рисунок 5.6 – Температурный интервал нагрева углеродистых сталей для закалки

Заэвтектоидные стали нагревают под закалку до температуры, несколько превышающей  $A_{c1}$ , при этом образуется аустенит и сохраняется некоторое количество вторичного цементита ( $C_{ii}$ ). После охлаждения структура стали состоит из мартенсита и нерастворенных частиц карбидов, обладающих высокой твердостью.

Для легированных сталей температура нагрева под закалку может значительно превышать температуры  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ . Это связано с необходимостью ускорения процессов растворения карбидов легированных элементов. Повышение температуры под закалку в легированных сталях обычно безопасно с точки зрения роста зерна, так как нерастворенные частицы карбидов тормозят рост зерна аустенита.

Общая продолжительность нагрева должна обеспечивать прогрев изделия по сечению и завершение фазовых превращений, но не должна быть слишком большой, чтобы не вызвать роста зерна и обезуглероживания поверхностных слоев стали. Общая продолжительность нагрева складывается из времени нагрева, зависящего от формы и размеров изделия и времени изотермической выдержки. Обычно завершение фазовых превращений в стали и необходимая массовая доля углерода и легирующих элементов в аустените обеспечиваются изотермической выдержкой, рассчитываемой из условия (35...75) с на 1 мм толщины заготовки.

Для деталей и инструментов большого сечения и сложной формы для предотвращения коробления рекомендуется ступенчатый нагрев под закалку.

#### **6.2.3.2. Закаливаемость и прокаливаемость стали**

Под закаливаемостью понимают способность стали повышать твердость в результате закалки. Закаливаемость стали определяется в основном содержанием в стали углерода. Чем больше в мартенсите углерода, тем выше его твердость.

Под прокаливаемостью понимают способность стали получать закаленный слой с мартенситной или троосто-мартенситной структурой и высокой твердостью на ту или иную глубину. Прокаливаемость определяется критической скоростью охлаждения, зависящей от состава стали (аустенита). Если действительная скорость охлаждения в сердцевине изделия будет превышать критическую скорость закалки, то сталь получит мартенситную структуру по всему сечению и будет иметь сквозную прокаливаемость. Если действительная скорость охлаждения в сердцевине изделия будет меньше, то изделие прокалится только на некоторую глубину и прокаливаемость будет неполной. В этом случае в сердцевине произойдет распад аустенита с образованием пластинчатой ферритокарбидной структуры (троостита, сорбита или перлита).

За глубину закаленного слоя условно принимают расстояние от поверхности до полумартенситной зоны (50% мартенсита + 50% троостита).

Прокаливаемость стали тем выше, чем меньше критическая скорость закалки. Поэтому все факторы, уменьшающие критическую скорость закалки (повышающие устойчивость переохлажденного аустенита), увеличивают прокаливаемость. Сильно повышает прокаливаемость легирование марганцем, молибденом, никелем, малыми добавками бора (0,003...0,005%). Прокаливаемость особенно возрастает при одновременном введении в сталь несколько легирующих элементов, например хрома и никеля.

Все указанное выше о влиянии легирования на прокаливаемость справедливо, если только легирующие элементы полностью растворены в аустените. Если же они находятся в виде частиц нерастворимых карбидов, то легирующие элементы не повышают устойчивости аустенита, а могут ее уменьшать, так как, являясь готовыми зародышами, карбиды облегчают распад аустенита и снижают прокаливаемость.

Сильно влияет на прокаливаемость величина зерна аустенита. Факторы, способствующие росту аустенитного зерна (рост температуры закалки и время выдержки), повышают прокаливаемость.

### 6.2.3.3. Способы закалки

Самое широкое применение получила закалка в одном охладителе. Такую закалку называют **непрерывной**.

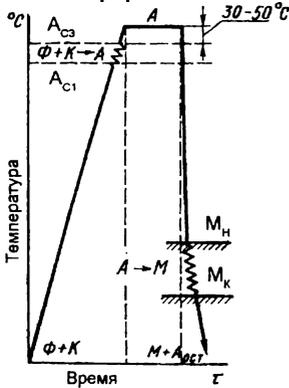


Рисунок 5.7 – Схема закалки доэвтектоидной стали

В ряде случаев, особенно для изделий сложной формы и при необходимости уменьшения деформаций, более эффективно применение ступенчатой и изотермической закалки.

**Ступенчатая закалка.** При этой закалке сталь после нагрева и выдержки при температуре закалки охлаждают в среде, имеющей температуру несколько выше точки начала мартенситного превращения  $M_n$  (обычно  $180...250^\circ\text{C}$ ), и выдерживают сравнительно короткое время, такое, чтобы не успел начаться процесс превращения аустенита в бейнит. Дальнейшее охлаждение осуществляют на воздухе. Выдержка в закалочной среде обеспечивает выравнивание температуры по всему сечению изделия. Мартенситное превращение протекает при охлаждении на воздухе почти одновременно по всему сечению и менее полно, чем при непрерывной закалке. Закаленная сталь сохраняет большее количество остаточного аустенита; снижается уровень внутренних напряжений, уменьшается коробление и вероятность образования закалочных трещин. Ступенчатая закалка применима для сравнительно небольших изделий.

**Изотермическая закалка.** Закалка по этому способу выполняется в основном так же, как и ступенчатая. Но в данном случае предусматривается более длительная выдержка выше точки  $M_n$ . При такой выдержке происходит распад аустенита с образованием нижнего бейнита.

У большинства легированных сталей, для которых применяется изотермическая закалка, распад аустенита в промежуточной области не идет до конца. Если вести процесс так, чтобы аустенит, не распавшийся при изотермической выдержке, не претерпел мартенситного превращения при дальнейшем охлаждении, то сталь получает структуру бейнита и  $10...20\%$  остаточного аустенита, обогащенного углеродом. При такой структуре достигается высокая прочность при достаточной вязкости.

В качестве охлаждающей среды при ступенчатой и изотермической закалках используют расплавленные соли и щелочи. Охлаждение в расплавах едких щелочей, если предварительно детали нагревались в расплавленных солях, не вызывает окисления, позволяет получить чистую поверхность светло-серого цвета. Закалку по этому способу называют светлой.

**Обработка стали холодом.** Для уменьшения количества остаточного аустенита, снижающего твердость закаленной стали, применяют обработку холодом. Ее применяют для сталей, у которых температура конца мартенситного превращения ( $M_k$ ) лежит ниже  $0^\circ\text{C}$ .

Охлаждение сталей до температур, соответствующих точке  $M_k$ , которая для большинства средне- и высокоуглеродистых, а также легированных сталей находится в пределах  $-30...-70^{\circ}\text{C}$ , вызывает превращение остаточного аустенита в мартенсит, что повышает твердость стали. Но одновременно возможен рост внутренних напряжений. Поэтому изделия охлаждать ниже точки начала мартенситного превращения  $M_n$  нужно медленно и сразу после обработки холодом следует выполнять отпуск.

#### 6.2.4. Отпуск стали

Отпуск заключается в нагреве закаленной стали до температур ниже  $A_{c1}$ , в выдержке при заданной температуре и последующем охлаждении с определенной скоростью. Отпуск является завершающей операцией термической обработки, в результате которой сталь получает требуемые механические свойства. Отпуск полностью или частично снимает внутренние напряжения, возникающие при закалке.

Большое влияние на величину остаточных напряжений оказывает скорость охлаждения при отпуске. Чем медленнее охлаждение, тем меньше остаточные напряжения.

Основное влияние на свойства стали оказывает температура отпуска. Различают три вида отпуска.

**Низкотемпературный (низкий) отпуск** проводят с нагревом до  $250^{\circ}\text{C}$ . При этом снимаются внутренние напряжения, мартенсит закалки превращается в отпущенный мартенсит, несколько повышается прочность и немного улучшается вязкость без заметного снижения твердости. Закаленная сталь (0,5...1,3% C) после низкого отпуска сохраняет твердость в пределах 58...63 НКС, а следовательно, высокую износостойкость.

Низкотемпературному отпуску подвергают режущий и измерительный инструмент из углеродистых и низколегированных сталей, а также детали, прошедшие поверхностную закалку, цементацию, цианирование или нитроцементацию. Продолжительность отпуска обычно 1...2,5 ч. Для изделий больших сечений, измерительных инструментов время отпуска увеличивается.

**Среднетемпературный (средний) отпуск** выполняют при  $350...500^{\circ}\text{C}$  и применяют преимущественно для пружин, рессор и штампов. Такой отпуск обеспечивает высокие предел упругости и предел выносливости, релаксационную стойкость. Структура стали после среднего отпуска – троостит отпуска или троосто-мартенсит, твердость 40...50 HRC.

**Высокотемпературный (высокий) отпуск** проводят при  $500...700^{\circ}\text{C}$ . Структура стали после высокого отпуска – сорбит отпуска. Высокий отпуск создает наилучшее соотношение прочности и вязкости стали.

Закалка с высоким отпуском по сравнению с нормализованным или отожженным состоянием одновременно повышает прочность, пластичность, а также ударную вязкость. Термическую обработку, состоящую из закалки и высокого отпуска, называют **улучшением**. Улучшению подвергают среднеуглеродистые (0,3...0,5% C) конструкционные стали, к которым предъявляют высокие требования по пределу текучести, пределу выносливости и ударной вязкости. Улучшение значительно повышает конструкционную прочность стали, уменьшает чувствительность к концентраторам напряжений, повышает работу развития трещины, снижает температурный порог хладноломкости.

Отпуск при  $550...600^{\circ}\text{C}$  в течение 1...2 ч почти полностью снимает остаточные напряжения, возникающие при закалке.

Закалке с высоким отпуском ( $600...700^{\circ}\text{C}$ ) на металлургических заводах подвергают низкоуглеродистые и низколегированные толстолистовые стали, применяемые в строительных конструкциях, судостроении, мостостроении, что повышает их сопротивление хрупкому разрушению и уменьшает склонность к старению.

### 6.2.5. Старение стали

Сплавы, претерпевающие фазовые превращения, можно упрочнять путем закалки с последующим старением. Старением называют переход метастабильной структуры к несколько более устойчивому состоянию. Этот процесс сопровождается изменением физических и механических свойств сплава. Различают **два типа старения: естественное**, протекающее при комнатной температуре, и **искусственное**, протекающее при более высокой температуре. В зависимости от первоначальной структуры различают следующие виды старения.

**Старение закаленной на мартенсит стали.** Структура закаленной стали неустойчива. Даже при комнатной температуре у закаленной на мартенсит стали можно наблюдать изменение магнитных свойств и размеров детали с течением времени, что указывает на происходящие структурные изменения в металле.

Для получения устойчивых размеров, магнитных и других физических свойств многие детали (например, концевые калибры и постоянные магниты) после закалки подвергают искусственному старению, например, кипячению в воде при 100°C в течение 8...12 ч, т.е. нагреву, выдержке, и охлаждению, изменяющим структуру и свойства закаленного сплава.

При старении (дисперсионном твердении) быстро охлажденной малоуглеродистой стали от температуры 650...700°C получают структуру пересыщенного твердого раствора – феррита. Такой твердый раствор неустойчив. В результате длительных выдержек при комнатной температуре или более коротких при 150...200°C из феррита выделяются некоторые избыточные упрочняющие фазы (третичный цементит, оксиды, нитриды и др.), что приводит, как правило, к увеличению прочности и твердости и снижению пластичности и особенно ударной вязкости стали.

**Старение наклепанной стали.** Холодная пластическая деформация в ряде случаев предопределяет и ускоряет процессы старения. В процессе холодной пластической деформации кристаллическая решетка твердого раствора искажается, в зернах появляются плоскости скольжения, увеличивается количество дефектов кристаллической решетки. Такая деформация ведет к увеличению твердости, предела прочности и предела текучести и к снижению пластичности и ударной вязкости стали.

Состояние стали после холодной пластической деформации (наклепа) является метастабильным. Старение наклепанной стали ведет к снижению пластических свойств и повышению предела упругости.

Причиной падения ударной вязкости (повышения хрупкости) при старении является процесс дисперсионного твердения, т.е. выделения в дисперсном виде третичного цементита, нитридов и оксидов из феррита.

## Лекция №6

### План лекции.

#### **Тема 7. СТАЛИ И ЧУГУНЫ.**

##### 7.1. Стали.

7.1.1. Классификация сталей.

7.1.2. Конструкционные стали.

7.1.2.1. *Углеродистые конструкционные стали.*

7.1.2.2. *Конструкционные низколегированные строительные стали.*

7.1.2.3. *Классификация строительных сталей по прочности и*

*области их применения.*

7.1.3. Арматурные стали.

7.1.3.1. *Стержневая арматура.*

7.1.3.2. *Арматурная проволока.*

7.1.4. Инструментальные стали и сплавы.

7.1.5. Специальные стали.

7.1.5.1. *Коррозионно стойкие стали.*

7.1.5.2. *Жаропрочные стали.*

##### 7.2. Чугуны.

# СТАЛИ И ЧУГУНЫ

## 7.1. Стали

### 7.1.1. Классификация сталей

Стали – это железуглеродистые сплавы, в которых содержится от 0,02% С до 2,14% С.

Стали классифицируются по способу производства, качеству, химическому составу, назначению, степени раскисленности, структуре и т.д.

По способу производства различают мартеновские, бессемеровские, конверторные, электростали и стали электрошлакового переплава.

По качеству, которое формируется в основном на стадии выплавки и определяется содержанием таких вредных примесей, как сера и фосфор, стали бывают:

**обыкновенного качества** (массовая доля серы не более 0,05% и фосфора – до 0,040%);

**качественные** (массовая доля серы до 0,035% и фосфора – до 0,035%);

**высококачественные** (массовая доля серы до 0,025% и фосфора – до 0,025%);

**особовысококачественные** (массовая доля серы до 0,015% и фосфора – до 0,025%).

В зависимости от условий и степени раскисления различают **спокойные** (сп), **кипящие** (кп) и **полуспокойные** (пс) стали.

Степень раскисления существенно влияет на свойства стали. При одинаковом содержании углерода кипящие, полуспокойные и спокойные стали имеют близкие величины прочностных свойств и различаются значениями характеристик пластичности. Содержание кремния в спокойной стали составляет 0,15...0,35%, в полуспокойной 0,05...0,15%, в кипящей до 0,05%.

Для раскисления **кипящей стали** кремний и алюминий не применяют, ее раскисляют марганцем. Кипящая сталь имеет резко выраженную химическую неоднородность в слитке. Ее основным преимуществом является высокий (более 95%) выход годного продукта. Благодаря низкому содержанию кремния и углерода кипящие стали хорошо штампуются в холодном состоянии. Из-за повышенной концентрации кислорода кипящие стали имеют сравнительно высокий порог хладноломкости и их не рекомендуют применять для изделий северного исполнения.

**Спокойная сталь** однородна по химическому составу, хорошо сваривается и используется для ответственных конструкций. Спокойная сталь раскисляется кремнием, марганцем и алюминием. Выход годного продукта спокойной стали около 85%, но металл значительно более плотен и имеет более однородный химический состав.

**Полуспокойная сталь** занимает промежуточное положение между спокойной и кипящей. У полуспокойной стали, раскисляемой марганцем и в ковше алюминием, выход годного продукта составляет 90...95%. Она содержит такое количество раскислителей, при котором газов выделяется меньше, чем при затвердевании кипящей стали, и поэтому имеет меньшую химическую неоднородность.

По химическому составу стали делятся на **углеродистые** и **легируемые**.

В **углеродистых** сталях решающее влияние на их свойства оказывает содержание углерода. Примеси Mn и Si в пределах 0,8...1% практически не оказывают влияния на механические свойства стали. В зависимости от содержания углерода стали делят на **малоуглеродистые** (массовая доля углерода до 0,25%), **среднеуглеродистые** (массовая доля углерода 0,25...0,55%), **высокоуглеродистые** (массовая доля углерода 0,60...1,3%).

**Легируемыми** называются стали, в которых кроме обычных примесей и углерода содержатся специально вводимые в определенных сочетаниях легирующие элементы (хром, никель, молибден, ванадий, вольфрам, алюминий, бор, титан и др.), а также марганец и кремний в количествах, превышающих обычное их содержание (1% и выше). Легируемые стали в зависимости от содержания легирующих элементов делятся на **низколегируемые** (с содержанием легирующих элементов в сумме не более 2,5...3%), **легируемые** (с содержанием легирующих элементов 2,5...10%) и **высоколегируемые** (с содержанием легирующих элементов свыше 10%).

**Легирующие элементы** оказывают разнообразное влияние на свойства стали. Хром повышает твердость, коррозионную стойкость; никель – прочность, пластичность, коррозионную стойкость; вольфрам – твердость и красностойкость; ванадий – плотность, прочность, сопротивление удару, истиранию; кобальт – жаропрочность, магнитопроницаемость; молибден – красностойкость, прочность, сопротивление окислению при высоких температурах; марганец при содержании выше 1 % – твердость, износостойкость, сопротивление разрушению при ударных нагрузках; титан – прочность, сопротивление коррозии; алюминий – окалиностойкость; ниобий – кислотостойкость; медь уменьшает коррозию. В сталь вводят также бор, селен, цирконий.

Легирующие элементы, растворяясь в железе, искажают и нарушают симметрию его кристаллической решетки и строение внешних электронных оболочек, что упрочняет феррит. Значительно большее упрочнение стали достигается при введении карбидообразующих легирующих элементов, которые образуют сложные карбиды, что меняет содержание и количество карбидной фазы.

Многие легирующие элементы способствуют измельчению зерен феррита, что значительно увеличивает вязкость стали. Некоторые легирующие элементы расширяют область аустенита, а другие, наоборот, сужают эту область. Большое значение на практике имеет способность ряда легирующих элементов повышать прокаливаемость стали на значительную толщину, задерживая переход аустенита в другие структуры, что создает возможность закалки стали при умеренных скоростях охлаждения. При этом уменьшаются внутренние напряжения и снижается опасность образования закалочных трещин. В таблице 6.1 показано влияние главных легирующих элементов на свойства сталей.

Таблица 6.1 – Влияние легирующих элементов на свойства сталей

Характеристика сталей	Легирующие элементы							
	C	Cr	Ni	Mn	Si	W	V	Cu
Временное сопротивление	+	+	+	+	+	+	+	+
Предел текучести	+	+	+	+	+	+	+	+
Относительное удлинение	-	0	0	-	-	-	-	0
Твердость	+	+	+	+	+	+	+	0
Ударная вязкость	-	+	+	-	-	-	0	0
Усталостная прочность	+	0	0	0	0	0	++	0
Свариваемость	-	0	0	0	-	0	+	-
Стойкость против коррозии	0	+	0	+	-	0	+	++
Хладноломкость	0	-	-	0	0	-	0	-
Красноломкость	+	0	0	+	+	-	0	0
Упрочнение твердого раствора на базе Fe	+	+	+	+	+	-	0	+
Расширяет область аустенита	+	-	+	+	-	-	-	-
Сужает область аустенита	-	+	-	-	+	-	-	-
Увеличивает прокаливаемость	+	-	+	+	-	-	+	-
Образует устойчивые карбиды	+	+	-	+	-	+	+	-

**Условные обозначения:** "+" – повышает, "++" – значительно повышает, "-" – снижает, "0" – не влияет.

**Легируемые стали маркируют цифрами и буквами**, например, 15X, 10Г2СД, 16Г2АФ, 20Х2Н4А и т.д. Двузначные цифры, приводимые в начале марки, указывают среднее содержание углерода в сотых долях процента, буквы русского алфавита обозначают легирующий элемент: А – азот (*N*) только в середине обозначения, Б – ниобий (*Nb*), В – вольфрам (*W*), Г – марганец (*Mn*), Д – медь (*Cu*), Е – селен (*Se*), К – кобальт (*Co*), Н – никель (*Ni*), М – молибден (*Mo*), П – фосфор (*P*), Р – бор (*B*), С – кремний (*Si*), Т – титан (*Ti*), Ф – ванадий (*V*), Х – хром (*Cr*), Ц – цирконий (*Zr*), Ч – редкоземельный, Ю – алюминий (*Al*).

Цифры после буквы указывают примерное содержание соответствующего легирующего элемента в целых процентах; отсутствие цифры указывает, что оно составляет до 1% и менее.

Основная масса легированных сталей выплавляется **качественной**.

**Высококачественные** стали содержат меньше вредных примесей и обозначаются буквой **А**, помещенной в конце обозначения марки.

**Особовысококачественные** стали в конце марки имеют буквенное обозначение, характеризующее способ очистки от вредных примесей. Например, 30ХГС-Ш: буквы "Ш" обозначают, что сталь подверглась электрошлаковому переплаву, либо **ВД** (стали вакуумно-дугового переплава) или **ВИ** (стали вакуумно-индукционного переплава).

**По назначению** стали подразделяют на **конструкционные, инструментальные и стали специального назначения**.

### **7.1.2. Конструкционные стали**

**Конструкционными** называются стали, применяемые для изготовления конструкций и сооружений, деталей машин и механизмов. Эти стали могут быть как углеродистыми, так и легированными. Содержание углерода в конструкционных сталях не превышает 0,5...0,6%. Конструкционные стали должны иметь высокие механические свойства, определяемые при стандартных испытаниях и конструктивную прочность, т.е. прочность, которая находится в наибольшем соответствии со служебными свойствами данного изделия. К свойствам, определяющим надежность материала в отношении внезапных разрушений, относится работа распространения вязкой трещины, (критическое значение коэффициента интенсивности напряжений в вершине трещины), температура порога хладноломкости. Долговечность изделий определяется сопротивлением усталости, коррозии и износу.

Конструкционная сталь должна обладать и хорошими технологическими свойствами – легко обрабатываться давлением, резанием, свариваться, максимально прокаливаться и т.д.

Конструкционная сталь поставляется горячекатаной и холоднокатаной в виде листов, полос, сортовых и фасонных профилей, гнутых профилей и др.

#### **7.1.2.1. Углеродистые конструкционные стали**

**Углеродистые конструкционные стали** выпускают обыкновенного качества и **качественными**. Углеродистые стали обыкновенного качества – наиболее дешевые. В процессе выплавки их меньше очищают от вредных примесей и поэтому они содержат больше количества неметаллических включений.

**Углеродистую сталь обыкновенного качества** по ГОСТ 380 изготавливают следующих марок: Ст0, Ст1кп, Ст1пс, Ст1сп, Ст2кп, Ст2пс, Ст2сп, Ст3кп, Ст3пс, Ст3сп, Ст3Гпс, Ст3Гсп, Ст4кп, Ст4пс, Ст4сп, Ст5пс, Ст5сп, Ст5Гпс, Ст6пс, Ст6сп. Буквы "Ст" обозначают "сталь", **цифры** – условный номер марки в зависимости от химического состава стали, буквы "кп", "пс", "сп" – способ и степень раскисления; буква "Г" свидетельствует о повышенном содержании марганца (до 0,8...1,2%).

Структура сталей обыкновенного качества – феррит + перлит. Чем выше условный номер марки, тем больше в стали углерода и перлита, тем выше ее прочность и ниже пластичность.

Заводы-изготовители поставляют углеродистую сталь обыкновенного качества по гарантируемым показателям трех групп:

**группа А** гарантирует механические свойства и по нормируемым показателям делится на три категории, которые обозначаются цифрой в конце марки. Первая категория, а также буква А в написании группы не указываются. Пример маркировки: Ст3кп2, Ст4пс3 и т.д.;

**группа Б** гарантирует химический состав стали и имеет две категории;

**группа В** гарантирует механические свойства, а также химический состав стали и имеет шесть категорий. Эта группа чаще всего применяется для сварных конструкций.

Стали группы Б и В маркируются следующим образом: БСт3, БСт3-2, ВСт3, ВСт4 и т. д.

В зависимости от вида конструкций и условий их эксплуатации к стали могут предъявляться разные требования. Поэтому прокат углеродистых сталей обыкновенного качества поставляется по **шести категориям**. Для обозначения категорий к обозначению марки стали добавляют номер категории, например, Ст3сп1, Ст3сп5 и т.д.

При поставке по любой из шести категорий гарантируется химический состав сталей в соответствии с ГОСТ 380, предел прочности, предел текучести, относительное удлинение, сопротивление изгибу в холодном состоянии. Ударная вязкость нормируется для 3<sup>кат</sup> категории при температуре +20°C, для 4<sup>кат</sup> – при -20°C, для 5<sup>кат</sup> – при -20°C и после механического старения и для 6<sup>кат</sup> категории – после механического старения.

Механические свойства проката зависят от толщины и регулируются термической обработкой. По желанию потребителя может обеспечиваться свариваемость сталей путем соблюдения требований по химическому составу и механическим свойствам. Листовые стали (категории 1...5) поставляются в горячекатаном состоянии, а категории "6" – в упрочненном. В сталях, предназначенных для сварных конструкций, массовая доля углерода не должна превышать 0,22%.

**Качественные углеродистые стали** по ГОСТ 1050 выпускаются марок 08, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55, 58 и 60, диаметром или толщиной не более 250 мм и могут быть спокойными (сп), полуспокойными (пс) и кипящими (кп). Эти стали содержат не более 0,035% S и 0,035% P. Их структура – феррит и перлит. Чем больше в стали углерода, тем больше в структуре перлита, тем выше ее прочностные свойства и ниже пластичность.

В обозначении качественных углеродистых конструкционных сталей слово "сталь" или "Ст" не пишется, а ставятся **двузначные цифры**, показывающие содержание углерода в сотых долях процента.

Прокат сталей обыкновенного качества может поставляться нетермообработанным, калиброванным и со специальной отделкой поверхности; нагартованным ("Н") или термообработанным ("Т") – нормализованным, отожженным или высокоотпущенным, нормализованным с отпускком, закаленным с отпускком. По качеству поверхности прокат относится к одной из двух групп: преимущественно для горячей обработки давлением или преимущественно для холодной механической обработки. По согласованию с потребителями прокат может поставляться с гарантированным химическим составом, нагартованным или термообработанным, с контролем тех или иных механических свойств, с нормированной величиной аустенитного зерна и т.д.

Стали марок 05кп, 08кп, 08, 10 используются для изготовления деталей сложной конфигурации методом холодной штамповки.

Стали марок 15, 20, 25 применяют для изготовления труб малых диаметров, используемых для строительства газонефтепроводов и решетчатых строительных конструкций, а также для изготовления болтов, гаек, пальцев, валов, осей, крюков и других деталей неотчетливого назначения. Если последние работают в условиях поверхностного износа, их подвергают поверхностному упрочнению цементацией или цианированием. Для строительных конструкций применяют также качественные стали марок 18кп, 18пс, 18сп, 18Гпс, 18Гсп, выпускаемые по ГОСТ 23570 "Прокат из стали углеродистой свариваемой для строительных металлических конструкций".

Среднеуглеродистые стали 30, 35, 40, 45 применяют для деталей с высокой прочностью на поверхности и вязкой сердцевиной (втулки, тяги, шатуны, коленвалы, оси, шайбы и др.). Стали с большим содержанием углерода марок 55 и 60 используют для деталей, работающих в тяжелых условиях трения и вибрации (прокатных валков), пружин и рессор. В этих случаях для получения нужного комплекса свойств стали подвергают термической и химико-термической обработке.

### **7.1.2.2. Конструкционные низколегированные строительные стали**

По сравнению с углеродистыми сталями низколегированные строительные стали имеют более высокие механические свойства. Это достигается упрочнением феррита за счет легирования сравнительно небольшими количествами кремния (до 0,60%), марганца (до 1,7%), хрома (до 0,5%), никеля (до 1,75%), меди (до 0,3%) и некоторыми другими элементами.

В строительных конструкциях, магистральных нефте- и газопроводах, резервуарах и др. низколегированные стали применяют в горячекатаном или термоупрочненном состоянии.

Термоупрочнение осуществляется нормализацией либо закалкой и высоким отпуском. Горячекатаные и нормализованные стали имеют структуру феррита и перлита, улучшенные – структуру сорбита отпуска.

Соединения элементов строительных конструкций обычно выполняют сваркой. Поэтому одним из основных требований, предъявляемых к строительным сталям, является хорошая свариваемость. Это предполагает, что при сварке сталей не должны образовываться горячие и холодные трещины, а механические свойства шва и околошовной зоны (зоны термического влияния) не должны существенно отличаться от свойств свариваемой стали.

Склонность к образованию горячих и холодных трещин, степень снижения механических свойств в зоне термического влияния увеличивается с ростом содержания углерода в стали. Поэтому массовая доля углерода в низколегированных строительных сталях не должна превышать 0,22%.

К низколегированным строительным сталям относятся стали марок 09Г2, 09Г2С, 09Г2Д, 14Г2, 17ГС, 10Г2С1, 10ХСНД, 10ХСНДП, 15ХСНД, 14Г2АФ, 16Г2АФ, 12Г2СМФ, 12ГН2МФАЮ и др. Введение в сталь никеля и меди (например, 15ХСНД) понижает температурный порог перехода в охрупченное состояние до -60°С, увеличивает коррозионную стойкость стали в атмосферных условиях.

Легирование стали небольшими количествами ванадия и ниобия (до 0,15%) в сочетании с азотом (до 0,025%) (14Г2АФ, 16Г2АФ, 17Г2АФБ и др.) приводит к образованию равномерно распределенных мелкодисперсных карбонитридов ванадия и ниобия. Это обеспечивает рост механических свойств за счет измельчения зерна и дисперсионного упрочнения, так как карбонитриды тормозят рост аустенитного зерна при нагреве и являются барьерами для движения дислокаций при пластической деформации.

Дополнительное повышение механических свойств и снижение порога хладноломкости может быть достигнуто с помощью контролируемой прокатки. Контролируемая прокатка состоит в проведении деформации, особенно в конце процесса, при более низкой, чем при горячей прокатке, температуре (800...850°С), с увеличением степени деформации в последних проходах. Такой режим прокатки для низколегированных сталей является по сути высокотемпературной термомеханической обработкой (ВТМО). Контролируемую прокатку проводят для сталей с карбонитридным упрочнением и бейнитных сталей. Высокие механические свойства после контролируемой прокатки объясняются дисперсионным упрочнением, получением мелкого зерна за счет торможения карбонитридами процессов возврата и рекристаллизации и получением развитой субзеренной структуры. В бейнитных сталях (08Г2МФБ), кроме того, имеет место упрочнение, обусловленное фазовым наклепом.

Применение низколегированных сталей взамен углеродистых позволяет сэкономить 15...50% металла.

### **7.1.2.3. Классификация строительных сталей по прочности и области их применения**

Горячекатаный фасонный прокат (уголки, двутавры, швеллеры), листовой, широкополосный универсальный прокат и гнутые профили из углеродистых и низколегированных сталей, предназначенных для сварных строительных конструкций, в соответствии с ГОСТ 27772 подразделяют на условные классы вне зависимости от химического состава и марки стали, принимая во внимание только их механические свойства при растяжении (см. таблицу 6.2).

Таблица 6.2 – Классы строительных сталей

Уровень прочности	Класс стали	Предел текучести (не ниже), МПа	Марки сталей
Обычный	C235	235	Ст3кп2, 18кп
Обычный	C245	245	Ст3пс6, Ст3сп5, 18пс
Обычный	C255	255	Ст3Гпс5, Ст3Гсп6, 18Гсп
Обычный	C275	275	Ст3пс6
Обычный	C285	285	Ст3сп5, Ст3Гсп5
Повышенный	C345	345	09Г2С, 12Г2С, 14Г2
Повышенный	C345Т	345	15ХСНД, Ст3Тпс
Повышенный	C345К	345	10ХНДП
Повышенный	C375, C375Д	375	12Г2С, 12Г2СД
Повышенный	C390, C390Т	390	14Г2АФ, 10Г2С1, 10ХСНД
Повышенный	C390К	390	15Г2АФД
Высокий	C440	440	16Г2АФ
Высокий	C590	590	12Г2СМФ
Высокий	C590К	590	12ГН2МФАЮ

Строительные стали в зависимости от уровня прочностных свойств условно классифицируют на стали **обычной прочности** (предел текучести до 290 МПа), стали **повышенной прочности** (от 290 до 440 МПа) и стали **высокой прочности** (от 440 и выше).

К группе сталей обычной прочности относятся малоуглеродистые стали обыкновенного качества марок СтЗ и СтЗГ и качественные стали марок 18 и 18Г. Строительную сталь повышенной прочности получают путем термического упрочнения малоуглеродистых сталей (СтЗТ) или использования низколегированных сталей, причем стали С345 и С375 обычно изготавливают в горячекатаном состоянии, а С390 – в нормализованном или улучшенном состоянии. Группа строительных сталей высокой прочности включает стали С440 и С590. Первая может поставляться в нормализованном или улучшенном состоянии, вторая – только после термоупрочнения улучшением (закалки и высокого отпуска).

В маркировке буква «С» означает сталь строительную, цифры обозначают предел текучести, буквы "К", "Д" – вариант химического состава.

В зависимости от нормируемых свойств (химического состава, предела прочности, предела текучести, относительного удлинения, угла загиба, ударной вязкости при различных температурах и после механического старения) низколегированные строительные стали подразделяют на 15 категорий.

Выбор марок сталей для строительных конструкций осуществляют на основе варианта проектирования и технико-экономического анализа в соответствии с рекомендациями строительных норм и правил (СНиП II-23-81\*). Рекомендации СНиП учитывают различия в условиях работы конструкций, которые подразделяются на четыре группы.

После сварки низколегированные стали для снятия напряжений могут подвергаться высокому отпуску при 630...700°С.

### 7.1.3. Арматурные стали

Для армирования железобетонных конструкций применяют специальные арматурные стали, которые поставляются в виде стержней, проволоки и канатов. Их изготавливают из углеродистых и низколегированных сталей.

СНБ 5.03.01-02 «Бетонные и железобетонные конструкции» для ненапрягаемых железобетонных конструкций регламентирует применение арматурной стали классов S240, S400 S500, а для предварительно напряженных – S800, S1200, S1400.

Заводы в России выпускают арматуру по ГОСТ 5781 (А-I, А-III, А-V), А-VI по ГОСТ 10884, проволоку В-II, Вр-II по ГОСТ 7348, канаты К-7 по ГОСТ 13840. Данные обозначения соответствуют СНиП 2.03.01. Действуют в ряде стран СНГ обозначение арматуры А400-А1200 по изм. №4 к СНиП 2.03.01. Соответствие обозначений классов арматуры приведено в таблице 6.3.

В настоящее время на территории СНГ применяются более 30 стандартов и ТУ, регламентирующих производство и применение стальной арматуры.

**Арматурную сталь** классифицируют по способу изготовления, профилю стержней и области применения.

**По способу изготовления** арматурная сталь бывает стержневой и холоднокатаной проволочной.

**В зависимости от профиля стержней** (характера их поверхностей) стержневую и проволочную арматуру делят на гладкую и периодического профиля.

Качество арматурной стали чаще всего повышают путем механического упрочнения (волочение, вытяжка, скручивание), что значительно изменяет структуру металла и способствуют повышению предела текучести (который после упрочнения повышается почти на 30 %).

Методом термической обработки (закалкой токами высокой частоты, изометрической закалкой и т.п.) также повышается качество арматурной стали (ее прочность может повыситься на 30...100%) в зависимости от марки стали и способа закалки.

### 7.1.3.1. Стержневая арматура

**Стержневая арматура** подразделяется на горячекатаную (ГОСТ 5781) и термомеханически и термически упрочненную (ГОСТ 10884). В зависимости от основных механических характеристик стержневая арматура разделяется на 8 классов.

Ведущим показателем каждого класса является минимальное значение предела текучести, которое считается нормативным сопротивлением арматуры. Принятые обозначения классов стержневой арматуры (А) дополняются индексами для указания способа изготовления, особых свойств и назначения. Например, термомеханически и термически упрочненную стержневую сталь обозначают Ат; сталь для конструкций, используемых в районах Севера, – Ас; термически обработанную свариваемую сталь – АтС, АтС; сталь с повышенной коррозионной стойкостью – АтК, АтК; термически упрочненную свариваемую и коррозионно-стойкую сталь – АтСК.

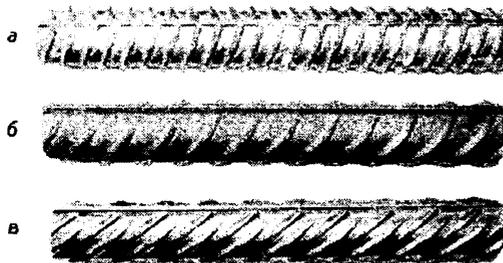
Таблица 6.3 – Соответствие обозначений классов арматуры

Класс арматуры по СНБ 5.03.01-02	Обозначение согласно изменению № 4 к СНиП 2.03.01	Обозначение согласно СНиП 2.03.01	Документ, регламентирующий качество арматуры
S240	A240	A-I	ГОСТ 5781
S400	A400	A-III	ГОСТ 5781 ГОСТ 10884 ТУ РБ 400074854.001 ТУ РБ 190266671.001
S500	A500	—	ГОСТ 10884 ТУ РБ 400074854.001 ТУ РБ 400074854.047 ТУ РБ 400074854.025 ТУ РБ 190266671.001
	B500	Bp-I —	ГОСТ 6727 СТБ 1341
S800	A800	A-V	ГОСТ 5781 ГОСТ 10884 ТУ РБ 400074854.001 ТУ РБ 400074854.025 ТУ РБ 400074854.037
	Ø7, Ø8 B-II Ø6, Ø7, Ø8 Bp-II	Ø7, Ø8 B-II Ø6, Ø7, Ø8 Bp-II	ГОСТ 7348

Продолжение таблицы 6.3

S1200	A1200	A-VI	ГОСТ 10884 ТУ РБ 400074854.025 ТУ РБ 400074854.037
	Ø5, Ø6 B-II	Ø5, Ø6 B-II	ГОСТ 7348
	Ø4, Ø5 Bp-II	Ø4, Ø5 Bp-II	
	Ø9, Ø12, Ø15 K-7	Ø9, Ø12, Ø15 K-7	ГОСТ 13840
S1400	Ø3, Ø4 B-II	Ø3, Ø4 B-II	ГОСТ 7348
	Ø3 Bp-II	Ø3 Bp-II	
	Ø6 K-7	Ø6 K-7	ГОСТ 13840
	K-19	K-19	ТУ 14-4-22

Стержневую сталь класса A-I выпускают гладкого профиля, стали остальных классов – периодического профиля (Рис. 6.1). Это обеспечивает лучшее сцепление арматуры с бетоном. В сталях класса A-II периодический профиль представляет собой круг с двумя продольными ребрами и поперечными выступами, идущими по винтовым линиям с одинаковым заходом по обеим сторонам профиля. В сталях остальных классов поперечные выступы идут по винтовым линиям, имеющим с одной стороны правый, а с другой – левый заход (см. рис. 6.1 а).



*а – арматура класса A-III и выше; б – профиль европейского образца по СТО АСЧМ 7-93; в – профиль, предложенный И.Н. Тихоновым*

**Рисунок 6.1 – Арматурные профили**

Арматурную сталь классов A-I и A-II диаметром до 12 мм и класса A-III диаметром до 10 мм включительно поставляют в мотках; больших диаметров - в стержнях, остальных классов - также в стержнях.

Стали классов A-I...A-IV поставляют в горячекатаном состоянии и применяют в основном для ненапрягаемой арматуры. Горячекатаную сталь класса A-V подвергают низкому отпуску, а сталь класса A-VI - низкотемпературному отпуску или термомеханической обработке. Стали классов Ат-III...Ат-VIII применяют после термического (закалка + отпуск) и термомеханического (ВТМО) упрочнения.

Первый вид упрочнения осуществляется обычно на специализированных установках для электронгрева стержней пропусканием тока (электротермическое упрочнение). Сначала стержни нагревают до температуры закалки и ускоренно охлаждают, а затем нагревают до температуры отпуска, причем нагрев под отпуск обычно сочетают с другими операциями, выполняемыми при армировании железобетона, - высадкой анкерных головок и натяжением стержней.

Электротермическое упрочнение арматурных сталей получило распространение на заводах железобетонных конструкций. Основной недостаток такого варианта термического упрочнения арматурных стержней – высокие энергозатраты.

Более эффективным методом упрочнения является термическая обработка арматурных сталей с использованием тепла прокатного нагрева (непосредственно в линии непрерывного прокатного стана). Этот метод упрочнения более экономичен и обеспечивает реализацию высокотемпературной термомеханической обработки, что

существенно повышает механические свойства стали. Термическое упрочнение движущихся в стане арматурных стержней осуществляется по схеме прерывистого охлаждения от температур конца прокатки (1080...1040°С) до температуры самоотпуска (300...600°С), устанавливаемой в соответствии с требуемым классом прочности. Из сталей классов А-V, А-VI и Ат-III...Ат-VIII обычно изготавливают предварительно напрягаемую арматуру, что позволяет сократить расход стали по массе на 30...40%.

С 1990 года многие металлургические заводы стран СНГ, производящие арматурный прокат для строительства, начали массовое освоение зарубежных рынков сбыта своей продукции, ориентируясь при этом на требования стандартов стран-покупателей арматурной стали. Основные производители арматуры в СНГ перешли на выпуск нового проката с периодическим профилем европейского образца по СТО АСЧМ 7-93 и ГОСТ 1088-94 (рис. 6.1 б). В странах Европы и СНГ серповидный профиль широко используется и выполняется согласно нормам EN-10080-1 (1998). Как видно на рисунке, арматура отличается по внешнему виду прежде всего тем, что в профиле европейского образца серповидные выступы не пересекаются с продольными ребрами. Анализ многочисленных исследований по обоснованию геометрических параметров профилей кольцевого по ГОСТ 5781 и серповидного по СТО АСЧМ 7-93 показал, что как тот, так и другой имеют свои достоинства и недостатки, к сожалению, зачастую взаимоисключающие друг друга. В кольцевом профиле по ГОСТ 5781 наличие концентраторов напряжений в местах пересечений поперечных ребер с продольными является одной из основных причин снижения прочностных характеристик. При динамических нагрузках в бетоне в случае возникновения в месте пересечения ребер трещины она распространяется по линии поперечного ребра (по кольцу), и при достижении критического размера происходит разрыв находящегося под нагрузкой стержня. По сравнению с кольцевым серповидный профиль способствует формированию более высоких (выше на 4...8%) прочностных и пластических свойств при прокатке, не имеет концентраторов напряжений в виде пересечений, однако имеет худшие показатели, характеризующие прочность и жесткость сцепления с бетоном.

Многочисленными исследованиями доказано, что в массивных конструкциях с большой толщиной защитного слоя бетона экономически целесообразно применять кольцевой профиль из-за его высокой анкерующей способности. В конструкциях тонкостенных, особенно предварительно напряженных, объективно применение арматуры серповидного профиля для обеспечения высокой степени их эксплуатационной надежности.

В 2002 году руководителем Центра проектирования и экспертизы НИИЖБ (Москва) И.Н. Тихоновым было найдено оригинальное компромиссное решение, которое позволяет в основном разрешить противоречия между профилями по ГОСТ 5781 и СТО АСЧМ 7-93.

Новый арматурный профиль по своей конструкции и взаимодействию с бетоном выгодно отличается от кольцевого и серповидного главным образом из-за чередования по длине стержня вершин смежных серповидных поперечных ребер во взаимно перпендикулярных осевых плоскостях (рис. 6.1 в). Он обеспечивает высокую жесткость и прочность сцепления при низкой распорности в бетоне.

Основным нормативным документом на производимую арматуру в Республике Беларусь являются технические условия. Для гладкой арматуры класса А240 диаметром 5,5–12 мм в мотках — ТУ РБ 400074854.031-2000 и для арматуры диаметром 5,5–7,1 мм класса А500С — ТУ РБ 400074854.047-2000. Горячекатаный и термически упрочненный прокат периодического профиля в стержнях диаметром от 9,53 мм до 32,26 мм класса А300...А400 поставляется по ТУ РБ 400074854.051-2001, термически упрочненный прокат периодического профиля в стержнях размером от №10 до №25 классов Ат800 и Ат1200 — по ТУ 14-1-5434-2001. Горячекатаный прокат серповидного периодического профиля в стержнях размером от №10 до №40 из углеродистых и низколегированных марок сталей поставляется по ТУ 14-1-545302992.

### 7.1.3.2. Арматурная проволока

Проволочная арматура производится гладкой и периодического профиля, диаметром 3...8 мм методом холодного волочения. Ее делят на классы В-I, В-II, Вр-I, Вр-II (буква "р" обозначает наличие периодического профиля). Проволоку классов В-I и Вр-I изготавливают из низкоуглеродистой стали (содержание углерода не превышает 0,25% ГОСТ 6727), диаметром 3...5 мм. Она хорошо сваривается и идет на изготовление ненапрягаемой арматуры (например, сварных сеток). Проволоку классов В-II и Вр-II изготавливают из углеродистых сталей марок 65...85, диаметром от 3 до 8 мм. После протяжки ее подвергают низкотемпературному отпуску. Она плохо сваривается и применяется в основном для изготовления предварительно напрягаемой арматуры.

### 7.1.4. Инструментальные стали и сплавы

По назначению инструментальные материалы классифицируют на стали и сплавы для **режущего, штампового и измерительного инструментов**.

Инструментальные стали содержат повышенное количество углерода (0,7...1,5%). В зависимости от степени легирования их делят на углеродистые, легированные и высоколегированные. В качестве инструментальных материалов используются также металлокерамические твердые сплавы и сверхтвердые материалы – алмаз, кубический нитрид бора и др.

Инструментальные качественные углеродистые стали (У7, У8, У13) используются для изготовления режущего (сверло, резец), мерительного (линейки, калибры) и штамповочного инструмента. Цифра в марке инструментальных сталей показывает содержание углерода в десятых долях процента (в других марках – сотые доли процента).

Рабочие кромки при эксплуатации инструмента (особенно режущего и штампового) испытывают высокие контактные давления, что вызывает их разогрев и изнашивание. В связи с этим важнейшее условие работоспособности инструментов – **высокая износостойкость**. Для исключения пластического течения (затупления) рабочих кромок инструментальный материал должен обладать высокой твердостью и теплостойкостью. Под **теплостойкостью** понимают способность материала сохранять стабильную структуру и высокую твердость при повышенных температурах. Она оценивается по наибольшей температуре нагрева, до которой сохраняются без существенного изменения структура, высокая твердость и износостойкость.

Работа многих инструментов сопряжена с возникновением высоких статических напряжений, чаще всего от изгиба и кручения. Поэтому инструментальный материал должен иметь высокую прочность. Для штампов, фрез и других инструментов характерно ударное нагружение. В этом случае важное значение имеет **вязкость материала**.

Кроме служебных для инструментальных материалов важными являются **технологические свойства**: прокаливаемость, величина объемных изменений при закалке, обрабатываемость давлением, резанием, шлифуемость и т.д.

### 7.1.5. Специальные стали

В группу специальных сталей обычно включают высоколегированные стали, обладающие особыми свойствами – **коррозионной стойкостью, жаростойкостью, жаропрочностью, износостойкостью, высокими упругими свойствами** и др.

#### 7.1.5.1. Коррозионно стойкие стали

Коррозионно стойкой (или нержавеющей) называют сталь, обладающую высокой химической стойкостью в агрессивных средах. Коррозионно стойкие стали получают легированием низко- и среднеуглеродистых сталей хромом, никелем, титаном, алюминием и марганцем. Антикоррозионные свойства сталям придает введение в них большого количества хрома и никеля. Наибольшее распространение получили хромистые и хромоникелевые стали.

### 7.1.5.2. Жаропрочные стали

Повышение температуры не только сильно понижает прочностные свойства металлов, но и вызывает такие специфические явления, как ползучесть (часто для обозначения этого эффекта используется термин "крип"). Ползучесть проявляется в том, что при условии, когда в материале нагруженном при повышенных температурах создаются напряжения, даже не превышающие предела текучести, и материал остается под нагрузкой длительное время, то в течение всего действия температуры и напряжения он деформируется (ползет) с определенной скоростью. Развитие ползучести может вызвать разрушение металла.

Сопротивление металла ползучести и разрушению в области высоких температур при длительном действии нагрузки называют жаропрочностью. Жаропрочность характеризуется условным пределом ползучести и пределом длительной прочности.

Условный предел ползучести – это напряжение, при котором при заданной температуре и времени испытания произойдет удлинение образца на заданную величину или установится заданная скорость деформации (ползучести).

Предел длительной прочности – это напряжение, вызывающее разрушение металла при определенной температуре за заданный отрезок времени.

**Жаропрочность сплавов достигают:**

– легированием твердых растворов, при котором обеспечивается увеличение энергии связи между атомами, снижение скорости диффузии и как следствие - повышение температуры рекристаллизации;

– созданием у сплавов специальной структуры, состоящей из вкрапленных в основной твердый раствор и по границам зерен дисперсных карбидных и интерметаллидных фаз. Такая структура получается в результате закалки с высоких температур и последующего старения в области, близкой к рабочим температурам. Наличие равномерно распределенных дисперсных избыточных фаз затрудняет пластическую деформацию при высоких температурах;

– увеличением размеров зерна.

## 7.2. Чугуны

Чугуны – это железуглеродистые сплавы, в которых содержится более 2,14% С.

В лабораторной работе №1 рассматривались так называемые **белые чугуны**, в которых весь углерод находится в связанном состоянии в составе цементита.

Свое название белые чугуны получили из-за характерного светло-матового цвета в изломе. Белые чугуны обладают высокой твердостью и хрупкостью. Они практически не поддаются обработке резанием и используются для последующего передела в сталь или ковкий чугун.

Специальным легированием и (или) замедленным охлаждением можно создать условия, при которых кристаллизация чугунов будет сопровождаться выделением из железуглеродистого расплава углерода в свободном состоянии в виде графита, или (и) получать развитие процессы распада цементита с выделением структурно свободного графита по реакциям  $C \rightarrow A+G$ ;  $C \rightarrow F+G$ .

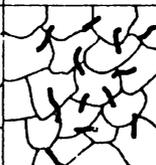
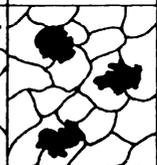
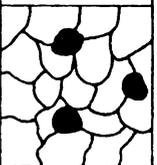
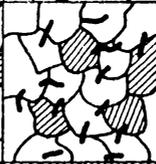
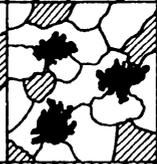
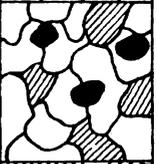
Такие чугуны, в которых весь углерод либо его значительная часть находятся в свободном состоянии – в виде графита (Г), называются **графитизированными** или **серыми**. Последнее название (серые чугуны) обусловлено также более темным цветом излома по сравнению с светло-матовым цветом излома белых чугунов.

Таким образом, структура серых чугунов состоит из металлической основы и графитовых включений (Рис. 6.2). В зависимости от степени развития графитизации меняется характер металлической основы, и по этому признаку серые чугуны разделяют на перлитные, ферритоперлитные и ферритные.

**Перлитные чугуны.** Структура их состоит из перлита и включений графита. Перлит содержит 0,83% С; следовательно, это количество углерода находится в связанном состоянии, остальной углерод находится в свободном виде, т.е. в форме графита.

**Ферритоперлитные чугуны.** Структура их состоит из феррита, перлита и включений графита. В этих чугунах количество связанного углерода меньше 0,83%.

**Ферритные чугуны.** В этих чугунах металлической основой является феррит, а практически весь углерод, имеющийся в сплаве, присутствует в форме графита (количество связанного углерода < 0,1%).

<b>Металлическая основа</b>	<b>Форма графитовых включений</b>			
	Пластинчатая	Вермикулярная	Хлопьевидная	Шаровидная
Феррит				
Феррит+перлит				
Перлит				

**Рисунок 6.2 – Классификация чугуна по структуре металлической основы и форме графитовых включений**

Из рассмотрения структур указанных трех видов чугунов можно сделать вывод, что их металлическая основа похожа на структуры технического железа, доэвтектоидной и эвтектоидной стали. Следовательно, по структуре серые чугуны отличаются от стали только тем, что в них имеются графитовые включения, определяющие специфические свойства чугунов.

Графит в чугунах может быть в четырех основных формах:

- в виде лепестков, пластинок – **пластинчатый графит**;
- в виде червеобразных прожилок – **вермикулярный графит**;
- в виде округлых включений – **шаровидный графит**;
- в виде равноосных компактных, но не округлых форм – **хлопьевидный графит**.

Свойства чугунов зависят от свойств металлической основы, количества и характера графитовых включений.

Графит по сравнению со сталью обладает худшими механическими свойствами, и поэтому графитовые включения можно рассматривать как своеобразные пустоты, надрезы или микротрещины, т.е. чугун можно рассматривать как сталь, испещренную большим количеством пустот и трещин. Чем больший объем занимают графитовые включения (пустоты), тем ниже механические свойства чугунов. При равном объеме пустот лучшие свойства будут у чугунов с более мелкими округлыми дисперсными графитовыми включениями. Самые плохие механические свойства отмечаются в случаях, когда графитовые включения образуют замкнутый скелет.

Чугун имеет низкую прочность в условиях действия растягивающих напряжений, так как графитовые включения, особенно пластинчатые, облегчают развитие трещин. В условиях сжатия прочность чугуна соизмерима с прочностью металлической основы, поскольку чувствительность к концентраторам напряжений, создаваемых графитовыми включениями, в условиях действия сжимающих напряжений значительно ниже.

Пластичность чугунов в основном зависит от формы графитовых включений и растет на порядок по мере перехода от пластинчатых к шаровидным включениям. Так, относительное удлинение для чугунов с пластинчатыми включениями составляет 0,2...0,5%, чугунов с вермикулярным графитом – 1...1,5%, чугунов с хлопьевидным графитом – 5...10%, чугунов с шаровидным графитом – 10...15%.

Твердость чугунов не зависит от формы графита и определяется структурой металлической основы. У ферритных чугунов она составляет – 150 НВ, у ферритоперлитных – 200НВ и перлитных – 250НВ.

Наличие графитовых включений не только приводит к ослаблению металлической матрицы, но и определяет некоторые достоинства чугунов:

- облегчается обрабатываемость резанием по сравнению с белыми чугунами и сталью за счет повышения ломкости стружки на графитовых включениях;
- смазывающее действие графита обуславливает хорошие антифрикционные свойства чугуна;
- наличие графитовых включений обеспечивает высокую демпфирующую способность (т.е. способность гасить вибрации и резонансные колебания);
- наличие графитовых включений делает чугун нечувствительным к поверхностным дефектам.

По форме графита различают чугун с пластинчатым графитом – обычный серый чугун (СЧ), с червеобразным графитом – серый вермикулярный (ЧВГ), чугун с шаровидным графитом – высокопрочный (ВЧ) и чугун с хлопьевидным графитом – ковкий чугун (КЧ).

**Серый чугун** (ГОСТ 1412) маркируется буквами С – серый и Ч – чугун. После букв следуют цифры, указывающие минимальное значение временного сопротивления разрыву в 0,1 МПа (кгс/мм<sup>2</sup>). Предел прочности чугуна при изгибе приблизительно в два раза выше предела прочности при растяжении; в свою очередь, предел прочности при сжатии в 3...5 раз выше предела прочности при растяжении.

Стандарт предусматривает марки серых чугунов: СЧ10, СЧ15, СЧ18, СЧ20, СЧ21, СЧ24, СЧ25, СЧ30, СЧ35, СЧ40, СЧ45.

Чугун марки СЧ10 используют для строительных колонн и фундаментных плит и т.д., остальные – для литых деталей сельхозмашин, станков, автомобилей, тракторов и т.д.

В некоторых случаях ускоренным охлаждением на поверхности деталей из серых чугунов создаются отбеленные слои, т.е. слои, имеющие структуру белого чугуна. Они хорошо работают в условиях повышенного абразивного износа.

**Высокопрочный чугун** с шаровидным графитом (ГОСТ 7293) маркируют буквами ВЧ и цифрами, которые показывают минимальные значения временного сопротивления. В более ранней редакции стандарта указывались также значения относительного удлинения в процентах: например, ВЧ35, ВЧ40, ВЧ45, ВЧ50, ВЧ60, ВЧ70, ВЧ80, ВЧ100 (ранее ВЧ38-17, ВЧ42-12).

Высокопрочные чугуны изготавливают из низкосернистых и низкофосфористых серых чугунов путем модифицирования их магнием, церием или иттрием для получения графита шаровидной формы. Сочетание высокой прочности и пластичности позволяет изготавливать из этих чугунов ответственные детали автомобилей (коленчатые и распределительные валы), сельхозмашин (шестерни, звездочки, ступицы колес, шкивы, зубья борон, стойки корпусов плугов, опорные катки) и др.

**Ковкий чугун** с хлопьевидным графитом (ГОСТ 1215) маркируют буквами КЧ и цифрами. Первые две цифры указывают временное сопротивление, вторые – относительное удлинение в %. (Название "ковкий чугун" условное. Оно не обозначает, что такой чугун можно подвергать операциямковки, а свидетельствует о некотором повышении пластичности по сравнению с серыми и белыми чугунами.)

Ковкий чугун получают длительным нагревом при невысоких температурах (отжигом) отливок из белого чугуна. Отжиг проводят в две стадии. На первой стадии отливки нагревают и выдерживают при 950...970°С. В этот период происходит 1<sup>я</sup> стадия графитизации, т.е. распад цементита, входящего в состав ледебурита Л(А+Ц). В результате распада цементита образуется хлопьевидный графит: Л(А+Ц) → Л(А+Гх).

Затем отливки охлаждают до температур, соответствующих интервалу эвтектоидного превращения. При охлаждении происходит выделение вторичного цементита из аустенита, его распад и в итоге – рост графитных включений: А → Ц<sub>II</sub> → (А+Гх).

При достижении эвтектоидного интервала температур (760...740°С) охлаждение резко замедляют и дают длительную выдержку при температуре несколько ниже указанного интервала (720°С). В этот период протекает 2<sup>я</sup> стадия графитизации: распад аустенита с образованием ферритографитной структуры или распад цементита, входящего в состав перлита, с образованием феррита и графита (в процессе выдержки ниже эвтектоидной температуры). После окончания 2<sup>ой</sup> стадии структура чугуна состоит из феррита и хлопьевидного графита.

Если не проводить выдержку ниже эвтектоидной температуры, то образуется ковкий ферритоперлитный чугун (П+Г), имеющий более светлый излом и меньшую пластичность, чем у ферритного ковкого чугуна.

Из отливок ковкого чугуна изготавливают детали с относительно тонкими стенками, работающие при ударных и вибрационных нагрузках. Так, ферритные ковкие чугуны марок КЧ37-12 и КЧ35-10 широко применяют в сельскохозяйственном машиностроении, а ферритоперлитные КЧ45-7, КЧ60-3 – для деталей, работающих в условиях износа.

**Специальные чугуны.** Целенаправленным легированием можно существенно изменять структуры металлической основы чугунов от ферритной до аустенитной и мартенситной и формировать у них особые эксплуатационные свойства, такие, как повышенная антифрикционная, износостойкость, жаростойкость и жаропрочность, коррозионная стойкость и т.д.

Соответственно в маркировке специальных чугунов появляются буквы, характеризующие их назначение: А – антифрикционные (АСЧ-1, АКЧ-1, АВЧ-2), а также буквы и цифры, характеризующие содержание специально вводимых легирующих элементов: например, ИЧХ4Г7Д – износостойкий чугун, легированный 4% Cr, 7% Mn и до 1% Si; ЖЧХ2,5 – жаростойкий чугун, легированный 2,5% Cr; ЧН19Х3Ш – чугун никелевый жаропрочный с 19% Ni, 3% Cr с шаровидным графитом, и т.д.

## **Лекция №7**

**План лекции.**

### ***Тема 8. АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ В СТРОИТЕЛЬСТВЕ.***

- 8.1. Общая характеристика цветных металлов и сплавов.
- 8.2. Производство алюминия.
- 8.3. Алюминий и его сплавы.

## АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ В СТРОИТЕЛЬСТВЕ

### 8.1. Общая характеристика цветных металлов и сплавов

В мировом производстве металлов удельный вес цветных металлов составляет около 5%. Это объясняется не низким содержанием их в земной коре (алюминия, например, в земной коре больше, чем железа), а незначительным содержанием цветных металлов в рудах, сложностью и высокой энергоемкостью извлечения их из руд.

Цветные металлы и сплавы находят широкое применение для изготовления легких строительных конструкций, теплообменных аппаратов, химических и огнестойких конструкций и др. Большое количество цветных металлов и сплавов используется в строительных и дорожных машинах.

Учитывая, что масса является одной из важнейших характеристик строительных конструкций, цветные металлы и сплавы целесообразно классифицировать по плотности на легкие (алюминий, магний, титан) и тяжелые (медь, вольфрам, молибден, свинец и др.)

Некоторые цветные металлы и сплавы с учетом их высокой реакционной способности и повышенной температуры плавления выделяют в отдельную группу: активных тугоплавких металлов и сплавов (титан, вольфрам, молибден, цирконий и др.)

В чистом виде цветные металлы в конструкциях применяются редко из-за относительно невысокой прочности. Чаще их используют в виде сплавов с легирующими элементами, что обеспечивает существенное повышение эксплуатационных свойств.

Наибольшее применение в строительстве получили **алюминиевые, медные и титановые сплавы.**

### 8.2. Производство алюминия

До конца 80-х гг. XIX века алюминий почти не производился и был немногим дешевле золота. Сохранилось описание банкета, данного Наполеоном III, на котором только гости королевской крови были удостоены чести есть алюминиевыми ложками и вилками. Остальные пользовались обычными золотыми и серебряными приборами.

В 1886 г. американский студент Чарльз Холл и молодой французский инженер Поль Эру разработали современный способ производства алюминия электролизом криолитно-глиноземистого расплава. После этого производство алюминия стало расти, а цена его начала резко падать.

Алюминий является самым распространенным металлом в земной коре. Он преимущественно встречается в виде соединений с кислородом и кремнием – алюмосиликатов. Для получения алюминия используют руды, богатые глиноземом  $Al_2O_3$ . Чаще всего применяют бокситы, в которых содержится:  $Al_2O_3$  – 40...60%,  $Fe_2O_3$  – 15...30%,  $SiO_2$  – 5...15%,  $TiO_2$  2...4% и гидратной влаги – 10...15%.

Технологический процесс производства алюминия состоит из **трех этапов: извлечение глинозема из алюминиевых руд, электролиз расплавленного глинозема с получением первичного алюминия и его рафинирование.** Извлечение глинозема обычно производят щелочным способом, применяемым в двух вариантах: мокром (метод Байера) и сухом. Алюминий высокой чистоты, применяемый для лабораторных целей, содержит 99,99% Al, для технических целей – 99,50% Al.

Чистый алюминий получают электролитическим рафинированием, где электролитом являются безводные хлористые и фтористые соли. В расплавленном электролите алюминий подвергают анодному растворению и электролизу. Электролитическим рафинированием получают алюминий чистотой до 99,996%, потребляемый электрической, химической и пищевой промышленностью. Еще более чистый алюминий (99,9999%) можно получить зонной плавкой. Этот способ дороже электролиза, мало производителен и применяется для изготовления небольших количеств металла в тех случаях, когда необходима особая чистота, например, для производства полупроводников.



Легирование алюминия обычно приводит к образованию твердых растворов ( $\alpha$ ) с ограниченной растворимостью и интерметаллических химических соединений (ХС). На рисунке 7.1 приведена схема типичной диаграммы алюминий – легирующий элемент. В равновесном состоянии структура алюминиевых сплавов представляет собой низколегированный твердый раствор и интерметаллидные фазы  $\text{CuAl}_2$  ( $\Theta$ -фаза),  $\text{Mg}_2\text{Si}$  ( $\beta$ -фаза),  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  (S-фаза),  $\text{Al}_6\text{CuMg}_4$  (Т-фаза) и др.

По технологическим признакам и в соответствии с типичной диаграммой состояния (см. рис. 7.1) алюминиевые сплавы подразделяются на деформируемые (Д) и литейные (Л). Теоретической границей их раздела является точка "В" диаграммы, соответствующая предельной растворимости легирующего элемента при температуре эвтектической кристаллизации. Деформируемые сплавы располагаются левее точки "В". После нагрева выше линии QВ они имеют однофазную структуру  $\alpha$ -твердого раствора с высокой пластичностью. Поэтому их относят к категории деформируемых, и заготовки из этих сплавов получают методами обработки давлением. Сплавы, по содержанию легирующих элементов находящиеся правее точки "В", относятся к литейным (Л). Они имеют структуру, состоящую из  $\alpha$ -твердого раствора, вторичных выделений интерметаллидов ХС<sub>II</sub> и эвтектики Э ( $\alpha$ +ХС), представляющей смесь кристаллов  $\alpha$ -фазы и интерметаллидов. Присутствие в структуре эвтектики ухудшает пластичность, и заготовки из этих сплавов получают обработкой давлением. Сплавы, по содержанию легирующих элементов находящиеся правее точки "В", относятся к литейным (Л). Они имеют структуру, состоящую из  $\alpha$ -твердого раствора, вторичных выделений интерметаллидов ХС<sub>II</sub> и эвтектики Э ( $\alpha$ +ХС), представляющей смесь кристаллов  $\alpha$ -фазы и интерметаллидов. Присутствие в структуре эвтектики ухудшает пластичность, и заготовки из этих сплавов получают обработкой давлением. Одновременно улучшает литейные свойства (жидкотекучесть). Поэтому заготовки из этих сплавов получают преимущественно литьем. Среди литейных сплавов наибольшее применение получили силумины. Это сплавы системы Al-Si марок АЛ2, АЛ4, АЛ5, АЛ8, АЛ9 и др. Их прочность невелика (140 МПа).

Для измельчения зерна и улучшения механических свойств литейные алюминиевые сплавы подвергают модифицированию.

В качестве модификаторов применяют смеси солей NaF и NaCl. После модифицирования прочность силуминов увеличивается на 25 %, а относительное удлинение – в 2 раза.

Деформируемые сплавы с содержанием легирующих элементов до точки Q, соответствующей предельной растворимости легирующего элемента в  $\alpha$ -твердом растворе при комнатной температуре, не упрочняются термической обработкой (сплавы 1 на рис. 7.1). К этой группе относятся сплавы типа АМц (система легирования Al-Mn), АМг (система легирования Al-Mg). Из этих сплавов обычно изготавливают изделия, получаемые глубокой вытяжкой из листового материала. Благодаря меньшей плотности и достаточной прочности чаще применяют алюминиево-магниевого сплавы.

Упрочнение этих сплавов достигается нагартовкой в процессе изготовления профилей обработкой давлением. Для снятия напряжений, обусловленных нагартовкой, и выравнивания структуры и свойств деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой, могут подвергаться отжигу при температуре 350...500°С.

Деформируемые и литейные сплавы с содержанием легирующих элементов большим, чем в точке Q (сплавы 2 на Рис. 7.1), могут подвергаться упрочнению термической обработкой (закалкой с последующим старением). К этой группе относятся сплавы типа АД (система легирования Al-Mg-Si) (очень близки к авиалавам); АВ – авиали (система легирования Al-Mg-Si-Cu); Д – дуралюмины (системы Al-Cu-Mg и Al-Cu-Mg-Mn); В – высокопрочные (система легирования Al-Zn-Mg-Cu); 15 – высокопрочные свариваемые (система легирования Al-Zn-Mg) и др.

Наиболее распространенными деформируемыми алюминиевыми сплавами являются дуралюмины. Они содержат: 2,5...5% Cu, 0,4...1,8% Mg, 0,4...0,9% Mn. Медь и магний вводят в сплав для его упрочнения, марганец повышает его коррозионную стойкость. Наибольшее упрочнение достигается после старения.

Дуралюмин был изобретен в 1906 г. немецким ученым А. Вильмом. Явление естественного старения сплава было открыто Вильмом случайно и вначале не имело научного обоснования.

Дуралюмины имеют пониженную коррозионную стойкость. Для повышения коррозионной стойкости листы дуралюмина лакируют, т. е. покрывают слоем чистого алюминия и производят совместную прокатку листов. Алюминий, толщина слоя которого составляет 2...5%, сваривается с основным металлом и защищает его от коррозии.

Для повышения коррозионной стойкости деталей из дуралюмина их подвергают анодной поляризации в 10%-ном растворе серной кислоты. Выделяющийся кислород способствует образованию на поверхности дуралюминовой детали оксидной пленки, предохраняющей ее от окисления.

Высокопрочные деформируемые алюминиевые сплавы на Al-Zn-Mg-Cu основе (тип В96) имеют еще более высокую прочность (600...700 МПа), но меньшую пластичность  $\delta=10\%$  и используются в самолетостроении для тяжелонагруженных деталей.

Упрочнение термической обработкой алюминиевых сплавов группы 2 основано на наличии переменной растворимости легирующего элемента в  $\alpha$ -твердом растворе при изменении температуры (линия QВ диаграммы состояния Рис. 7.1) и включает в себя закалку и последующее старение.

Первой операцией упрочняющей термообработки является **закалка**. Она заключается в нагреве сплава до температуры, при которой избыточные интерметаллидные фазы полностью или большей частью растворяются в алюминии, выдержке при этой температуре и ускоренном охлаждении до комнатной температуры для получения пересыщенного твердого раствора. Время выдержки при температуре закалки должно обеспечивать растворение интерметаллидных фаз. Охлаждение деформируемых сплавов при закалке проводят в холодной воде. Так, свежезакаленный дуралюмин имеет низкую прочность и высокую пластичность, несмотря на наличие пересыщенного твердого раствора меди в алюминии. Это связано с тем, что строение кристаллической решетки алюминия и меди одинаковое (ПЦК), а параметры решеток отличаются незначительно. Для сплава с 4% Cu механические свойства дуралюмина имеют следующие значения:  $\sigma_b=240\text{...}260$  МПа,  $\delta=20\text{...}22\%$ , 60...80 НВ. Высокие прочностные свойства дуралюмин приобретает лишь в результате последующего старения. **Старением** называется процесс изменения строения и свойств закаленных сплавов, происходящий самопроизвольно при комнатной или повышенной температуре.

Старение при комнатной температуре называется **естественным**. Ускоренное старение при нагреве (обычно не выше 250°C) называется **искусственным**.

Естественно состаренный дуралюмин приобретает следующие механические свойства:  $\sigma_b=380\text{...}420$  МПа,  $\delta=18\%$ , 100 НВ.

При искусственном старении, вследствие более высоких температур превращения и ускорения диффузии, процессы распада протекают быстрее.

Процесс искусственного старения протекает в несколько стадий.

Если необходимо восстановление пластичности и снижение твердости сплава с целью дальнейшей обработки его давлением в холодном состоянии, то проводят отжиг при температурах 350...400°C.

В конце маркировки алюминиевых сплавов обычно ставится буква, указывающая вид предварительной обработки сплава.

Для деформируемых сплавов используются следующие обозначения: М – мягкий, отожженный; Н – нагартованный; Н2 – полунагартованный; Т – закаленный и естественно состаренный; Т1 – закаленный и искусственно состаренный; Т4 – частично закаленный и естественно состаренный; Т5 – частично закаленный и искусственно состаренный.

Применение алюминия и его сплавов наиболее эффективно при возведении легких конструкций зданий и сооружений, конструкций, подверженных действию агрессивных и коррозионных сред, а также конструкций и изделий, к внешнему виду которых предъявляются повышенные требования (элементы выставочных павильонов, рамы и переплеты высотных зданий и т.д.).

В соответствии со СНиП 2.03.06-85 «Алюминиевые конструкции» выбор марки и состояния (вида обработки) алюминиевых сплавов производят с учетом характера и интенсивности нагрузок, напряженного состояния, расчетных температур, требуемых механических свойств и коррозионной стойкости конструкций.

В зависимости от уровня перечисленных выше требований конструкции зданий и сооружений разделяются на 4 группы.

**Группа 1.** Ограждающие конструкции - оконные и дверные заполнения, подвесные потолки, перегородки, витражи. Для этой группы рекомендуются сплавы марок АД1М, АМцМ, АМг2М, АМг2Н2, АД31Т, АД31Т1, АД31Т4, АД31Т5, 1935Т.

**Группа 2.** Ограждающие конструкции - кровельные и стеновые панели и др. Для этой группы рекомендуются сплавы марок АМГ2М, АМг2Н2, АД31Т, АД31Т1, АД31Т4, АД31Т5, 1915, 1915Т, 1935Т.

**Группа 3.** Несущие сварные конструкции (фермы, колонны, прогоны покрытий, пространственные решетчатые покрытия, покрытия больших пролетов, сборно-разборные конструкции каркасов зданий, блоки покрытий и др.). Для этой группы рекомендуются сплавы марок АМг2М, АМг2Н2, АД31Т, АД31Т4, 1935Т, 1915, 1915Т.

**Группа 4.** Клепанные конструкции, относящиеся к группе 3, а также элементы конструкций, не имеющих сварных соединений. Для этой группы рекомендуются сплавы марок АМг2Н2, АД31Т, АД31Т1, АД31Т4, 1935Т, 1925, 1915, 1915Т.

## Лекция №8

### План лекции.

#### **Тема 9. КОРРОЗИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ И ЗАЩИТА ОТ НЕЕ.**

##### 9.1. Коррозия металлов и сплавов.

9.1.1. Основные понятия и классификация коррозии.

9.1.2. Виды коррозии.

9.1.2.1. Химическая коррозия.

9.1.2.2. Электрохимическая коррозия.

9.1.3. Коррозия металлических конструкций и арматуры железобетона.

##### 9.2. Защита металлов от коррозии.

9.2.1. Классификация методов защиты.

9.2.2. Методы защиты от коррозии воздействием на металл.

9.2.2.1. Защитные покрытия.

9.2.2.2. Поверхностное легирование и создание на поверхности защитных пленок.

9.2.2.3. Электрохимическая защита.

9.2.3. Методы защиты воздействием на агрессивную среду и комбинированные методы.

)

# КОРРОЗИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ И ЗАЩИТА ОТ НЕЕ

## 9.1. Коррозия металлов и сплавов

### 9.1.1. Основные понятия и классификация коррозии

Металлы, как и растения, животные и люди, тоже «болеют». Это не только износ рабочих поверхностей и деформации (температурные и нагрузочные) деталей, но и самая опасная «болезнь» строительных и машиностроительных конструкций – коррозия металлов. Общеизвестен закон природы: из двух состояний с большей вероятностью реализуется то, которое более устойчиво (стабильно). Металлы в природе находятся в виде химических соединений с кислородом, серой и другими химическими элементами ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{FeO}$ ). Мы извлекаем технически чистый металл из этих окислов, далее получаем сплавы металла, из которых изготавливаем различные детали, машины и сооружения, а природа путем коррозии металлических изделий вновь безуспешно возвращает все на круги своя – к окислам и другим природным химическим соединениям.

За всю историю человечества добыто около 20 000 000 000 т железа, около 6 000 000 000 т его находится сейчас в машинах и строительных конструкциях, а 14 000 000 000 т уже съедено ржавчиной, т.е. утеряно для человека. На ремонт корродированных машин и строительных конструкций, на замену труб водопровода, отопления, на антикоррозионную защиту и профилактику коррозии затрачивается много времени и труда. В итоге до 30% ежегодно производимого металла расходуется на восстановление потерь от коррозии.

Коррозией металлов называют процесс их разрушения, обусловленный химическим или электрохимическим взаимодействием металлов с составными частями среды, соприкасающейся с ними. От коррозии следует отличать эрозию – процесс разрушения металлов в результате механического воздействия окружающей среды. Причиной коррозии (разъедания) является термодинамическая неустойчивость металлов и сплавов, приводящая к развитию гетерогенных окислительно-восстановительных реакций металла с компонентами окружающей среды.

Способность металлов и сплавов сопротивляться коррозионному воздействию внешней среды называют коррозионной стойкостью. Для сравнения коррозионной стойкости металлов пользуются разными методами оценки. Наиболее распространенной является оценка потери массы металла с  $1 \text{ м}^2$  поверхности в единицу времени. Металл считается коррозионно стойким, если потери массы составляют менее  $0,1 \text{ г}/(\text{м}^2 \times \text{ч})$ . При потере вещества от 3 до  $10 \text{ г}/(\text{м}^2 \times \text{ч})$  металл считается малокоррозионно-стойким для данной агрессивной среды.

Коррозионные процессы различают по следующим факторам:

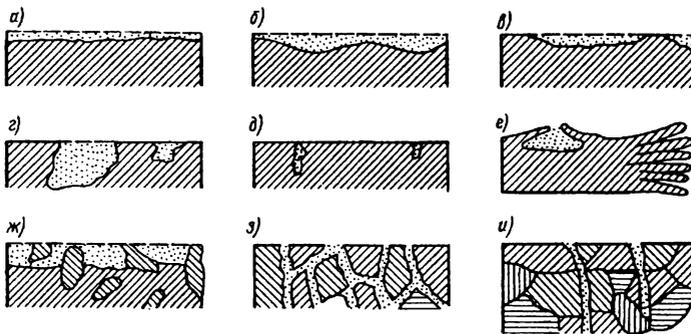
а) по механизму реакций взаимодействия металла с агрессивной средой. По этому признаку коррозию подразделяют на две основные группы – химическую и электрохимическую;

б) по виду коррозионной среды – коррозия может быть газовая, атмосферная, жидкостная, подземная (почвенная) и др. В свою очередь, жидкостная коррозия в зависимости от состава жидкости подразделяется на жидкостную в растворах-неэлектролитах (нефть и ее производные) и жидкостную в растворах-электролитах (кислотная, щелочная, солевая, морская, речная);

в) по виду (геометрическому характеру) коррозионных разрушений различают общую, или сплошную, местную и избирательную коррозию (см. Рис. 8.1).

При общей, или сплошной, коррозии разрушение происходит по всей поверхности металла. При этом если глубина коррозионного разрушения одинаковая, то такой вид коррозии называется равномерным сплошным (см. Рис. 8.1 а), если неодинаковая, то – неравномерным сплошным (см. Рис. 8.1 б).

Сплошная коррозия – наименее опасный вид коррозионного разрушения.



а – сплошная равномерная коррозия; б – сплошная неравномерная коррозия;  
 в – коррозия пятнами; г – коррозия язвами; д – коррозия точками;  
 е – подповерхностная коррозия; ж – структурно-избирательная коррозия;  
 з – межкристаллитная коррозия; и – транскристаллитная коррозия

**Рисунок 8.1 – Виды коррозионных разрушений**

При местной коррозии происходит разрушение отдельных участков поверхности или объема металла. Местная коррозия имеет неодинаковую степень разрушения. Наиболее характерными видами местной коррозии являются коррозия в виде пятен, коррозия в виде язв, точечная (питтинг), подповерхностная, межкристаллитная, транскристаллитная.

**Пятнистая коррозия** (см. рис. 8.1 в) – это разрушение отдельных участков поверхности металла в виде пятен на сравнительно небольшую глубину (например, коррозия латуни в морской воде).

**Коррозия в виде язв** (см. рис. 8.1 г) мало отличается от коррозии в виде пятен, разрушения сосредоточены на ограниченных участках с большой глубиной проникновения в металл (например, коррозия стали в грунте).

**Точечная коррозия (питтинг)** (см. рис. 8.1 д) связана с разрушением металла в виде отдельных точечных поражений, перерастающих в сквозные (коррозия нержавеющей сталей в морской воде).

**Подповерхностная коррозия** (см. рис. 8.1 е) начинается с поверхности – обычно в тех случаях, когда в отдельных местах оказываются разрушенными защитные пленки, лаки и т.п. Далее металл разрушается преимущественно под поверхностью, и продукты коррозии оказываются сосредоточенными внутри металла. Обнаружить начало такого коррозионного разрушения можно только с помощью микроскопических исследований. Подповерхностная коррозия часто вызывает вспучивание и расслоение металла.

Наиболее опасные виды местной коррозии – **межкристаллитная** (интеркристаллитная) (см. рис. 8.1 з), которая, не разрушая зерен металла, продвигается вглубь по менее коррозионно-стойким границам зерен, а также **транскристаллитная** (см. рис. 8.1 и), разрушающая металл коррозионной трещиной прямо через зерна. Эти виды коррозии опасны тем, что, не изменяя внешнего вида конструкции, они приводят к быстрой потере прочности и пластичности.

Местная коррозия является более опасной, чем сплошная коррозия, так как может значительно снижать прочность конструкций или даже разрушать их.

Специфический характер носит **избирательная коррозия** (см. Рис. 8.1 ж), которой подвержены сплавы, содержащие несколько структурных составляющих, и сплавы типа твердых растворов. В этом случае разрушается один из компонентов или структурных составляющих (разрушение феррита в серых чугунах; обесцинкование латуни, когда сплав обедняется цинком и на поверхности образуется губчатый медный осадок);

г) **по характеру дополнительных воздействий**, которым подвергается металл одновременно с действием коррозионной среды. При этом можно выделить следующие виды коррозии:

**коррозия под действием напряжений** – возникает при одновременном действии коррозионной среды и локализованных напряжений растяжения;

**коррозионная эрозия** – разрушение металла при одновременном действии коррозионной среды и сил трения;

**навигационная коррозия** – разрушение металла под одновременными коррозионным и ударным механическим воздействиями агрессивной среды (коррозия лопастей гребных винтов, шестерни насосов клапанов, гидросистем и т.д.);

**биологическая коррозия** – разрушение при действии коррозионной среды и продуктов деятельности бактерий и других микроорганизмов;

**радиационная коррозия** – разрушение при одновременном действии коррозионной среды и охрупчивающего эффекта, обусловленного облучением материала;

**электрическая коррозия** – происходит под действием блуждающих токов, возникающих от внешних источников электроэнергии (линии электропередачи, электрические железные дороги и другие электроустановки, работающие на постоянном токе). Блуждающие токи, т.е. токи, ответвляющиеся от своего пути и замыкающие электрические цепи через токопроводящую влажную почву и расположенные в ней металлические коммуникации (газо-, нефтепроводы, канализационные и отопительные трубопроводы), вызывают ускоренное коррозионное разрушение указанных коммуникаций на участках входа и выхода этих токов.

## 9.1.2. Виды коррозии

### 9.1.2.1. Химическая коррозия

**Химическая коррозия** – процесс разрушения металлов под действием внешней среды, не сопровождаемый образованием электрического тока. Она происходит в результате окислительного (перехода в ионное состояние) и восстановительного процессов, протекающих одновременно. Химическая коррозия возможна в любой внешней среде, но наблюдается главным образом в воздухе при высокой температуре, в жидких неэлектролитах (нефти, бензине, керосине, расплавленной сере) и жидких металлических расплавах.

Химическая коррозия в газообразной среде при высокой температуре называется также **газовой коррозией**. Наиболее распространенный случай газовой коррозии – процесс взаимодействия металла с кислородом, сопровождающийся образованием на поверхности металла слоя оксидов – оксидной пленки:  $Me + 1/2 O_2 \leftrightarrow MeO$ .

Механизм образования подобной пленки можно представить следующим образом:

1) адсорбция молекул кислорода поверхностью металла, соприкасающейся с атмосферой;

2) химическое взаимодействие металла и газа с образованием химического соединения.

В результате такого взаимодействия образуется сначала мономолекулярный, а затем полимолекулярный слой оксидов. В дальнейшем атомы кислорода диффундируют через образовавшийся слой оксида. Одновременно с этим в противоположном направлении в слой оксида диффундируют ионы металла. Реагируя с кислородом, ионы металла образуют оксид, что приводит к появлению новых слоев пленки, т.е. к ее утолщению. По мере утолщения оксидной пленки процесс диффузии затрудняется. Возникающая пленка тормозит дальнейшее развитие коррозионного процесса, но только в том случае, когда она обладает защитными свойствами.

Чтобы оксидная пленка обладала защитными свойствами, она должна удовлетворять следующим требованиям: быть сплошной, беспористой; иметь хорошее сцепление

с металлом; иметь коэффициент термического расширения, близкий к величине этой характеристики для металла; быть химически инертной по отношению к данной агрессивной среде; обладать твердостью и износостойкостью. Такие пленки образуются на алюминии, свинце, олове, никеле и хrome. Они не пропускают газы к поверхности детали.

Если образующаяся оксидная пленка пористая, рыхлая и обладает плохим сцеплением с металлом, то даже при условии ее инертности к данной агрессивной среде она не будет выполнять защитную роль.

На железе сначала создаются плотные пленки, но они растрескиваются и поэтому отслаиваются от железа. Техническое железо ржавеет при обычных температурах, при более же высоких температурах (250...300°C) пленка ржавчины образуется прямо на глазах, а при 600°C поверхность железа очень быстро покрывается толстым слоем окислы. Из-за того, что пленка пористая, газы хорошо проникают к поверхности металла, и скорость коррозии не снижается, т.к. нет защитного эффекта от пленки.

### **9.1.2.2. Электрохимическая коррозия**

Электрохимическая коррозия (наиболее распространенный вид коррозии металлов) происходит при взаимодействии металлов с жидкими электролитами – водой, водными растворами солей, кислот, щелочей, расплавами солей и щелочей.

При погружении металла в раствор электролита между поверхностью металла и электролитом возникает определенная разность потенциалов, что связано с образованием двойного электрического слоя, т.е. несимметричным распределением заряженных частиц у границ раздела фаз.

В случае если энергия гидратации ионов достаточна для разрыва связи между ион-атомами металла и электронами и ион-атомы переходят в раствор, на поверхности металла остается эквивалентное число электронов, которые сообщают поверхности металла отрицательный заряд. Эти отрицательные заряды притягивают катионы металла из раствора. В результате на границе раздела металл – электролит возникает двойной электрический слой, что и вызывает появление некоторой разности потенциалов между металлом и раствором электролита.

Возможен и другой вариант формирования двойного электрического слоя на границе раздела металл – электролит. В этом случае на поверхности металла могут разряжаться катионы из раствора электролита (энергия связи в кристаллической решетке больше энергии гидратации). В результате поверхность металла приобретает положительный заряд, который образует двойной слой с анионами раствора.

Величины электродных потенциалов оказывают большое влияние на характер коррозионного процесса, и, следовательно, необходимо знание разности потенциалов между металлом и раствором электролита. Так как в настоящее время нет надежных экспериментальных измерений и теоретических методов расчета абсолютных значений электродных потенциалов, то измеряют относительные значения потенциалов, используя для этого так называемые электроды сравнения. За основной электрод сравнения принят стандартный водородный электрод.

Значения стандартных электродных потенциалов некоторых металлов в водных растворах при 25°C приведены на рисунке 8.2.

Чем более электроотрицателен стандартный электродный потенциал металла, тем легче осуществляется переход его иона в раствор электролита, т.е. растворение или коррозия.

Поверхность любого металла неоднородна. Неоднородность может быть обусловлена различием химического, фазового составов, уровней внутренних напряжений и т.д. Это вызывает различие электродных потенциалов, т.е. приводит к появлению гальванопары – микроэлектродов, короткозамкнутых через сам металл. Более электроотрицательный микроэлектрод, являющийся поставщиком положительных ионов, служит анодом. Менее электроотрицательный микроэлектрод, обеспечивающий подвод избыточных электронов на границу с электролитами, является катодом.

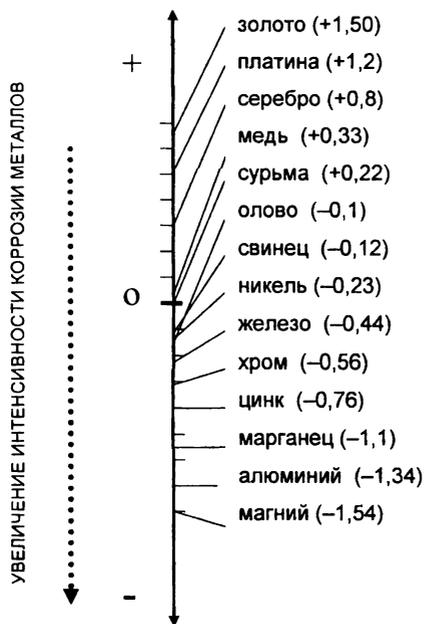


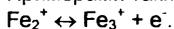
Рисунок 8.2 – Водородные потенциалы металлов

Таким образом, коррозионный процесс при электрохимической коррозии возникает и протекает в результате работы множества короткозамкнутых гальванических микрорезонансов. Во время их работы одновременно протекают два электродных процесса:

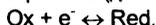
1. **Анодный** – процесс перехода ионов металла в раствор с оставлением соответствующего количества электронов на поверхности металла:



Примерами таких процессов могут служить реакции окисления:



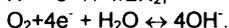
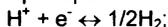
2. **Катодный** – процесс усвоения (ассимиляция) избыточных электронов, поступающих через короткозамкнутую цепь с анода к катоду, атомами или молекулами электролита (деполяризаторами), которые при этом восстанавливаются:



где Ox – окислитель, присутствующий в растворе электролита;

Red – его восстановительная форма.

Примерами катодных процессов являются следующие реакции восстановления:



Оба указанных процесса (анодный и катодный) протекают сопряженно, и замедление одного из них приводит к торможению другого. Как видно из приведенных выше реакций, разрушение (коррозия) металлов обычно происходит на аноде. Наличие двух сопряженных процессов (реакций) на аноде и катоде является основным отличием электрохимической коррозии от химической, где имеет место прямая реакция взаимодействия атомов металла с окислителем.

На скорость растворения металла в электролите влияют примеси, способы предшествующей обработки металла, концентрация электролитов, условия подвода

электролита к металлу, наличие напряжений в металле и т.д. Так, металл, находящийся под нагрузкой, коррелирует быстрее, поскольку нарушается целостность защитной пленки и образуются микротрещины. Активному протеканию коррозии способствуют углекислый, сернистый газ, хлористый водород, различные соли.

Для некоторых металлов, таких, как железо, хром, никель, титан, цирконий, алюминий и ряд других, скорость коррозии в растворах сильных окислителей значительно меньше, чем в растворах более слабых. Резкое уменьшение скорости коррозии (на несколько порядков) в сильных окислителях называется **пассивацией**, а состояние металла пассивным.

**Пассивность**, или состояние повышенной коррозионной устойчивости, металла (в условиях, когда термодинамически они являются реакционноспособными) вызывается торможением анодной реакции ионизации металла в определенной области потенциалов.

Наступление пассивности характеризуется резким облагораживанием электродного потенциала металла. Так, железо, имеющее в активном состоянии потенциал от -0,4 до -0,6В, в состоянии пассивности может приобрести потенциал до +1В.

Торможение анодной реакции и повышение коррозионной стойкости металла или сплава при пассивации обычно объясняют образованием на поверхности металла плотной защитной пленки, представляющей собой оксид или другие соединения металла.

Способность металлов к пассивации различна. Легко пассивирующиеся металлы, если их вводить в состав сплавов в качестве легирующих, передают сплаву способность к пассивации и обеспечивают повышение его коррозионной стойкости.

Пассивность определяет коррозионную стойкость в естественных условиях таких широко распространенных металлических конструкционных материалов, как хром, алюминий, нержавеющие стали.

Наиболее характерные виды электрохимической коррозии – **атмосферная, почвенная и электрическая.**

При проектировании конструкций из разнородных металлов следует учитывать особенность их коррозионного поведения во влажной атмосфере, обусловленную различием значений электродных потенциалов комбинируемых металлов. Чем больше разница стандартных электродных потенциалов, тем энергичнее протекает растворение в электролите более электроотрицательного металла. По этому критерию наиболее распространенные металлы и сплавы разделены условно на пять групп в порядке возрастания потенциалов:

**I группа** – магний;

**II группа** – цинк, алюминий, кадмий;

**III группа** – железо, углеродистые стали, свинец, олово;

**IV группа** – никель, хром, хромистые стали, хромоникелевые стали;

**V группа** – медно-алюминиевые сплавы, медь, серебро.

Допустимым считается контакт металлов, входящих в одну и ту же группу. Металлы каждой последующей группы усиливают коррозию металлов предыдущей группы, и такие сочетания нежелательны.

### **9.1.3. Коррозия металлических конструкций и арматуры железобетона**

Наиболее распространенным видом коррозии стальных строительных конструкций является **атмосферная коррозия**. Она протекает во влажном воздухе, преимущественно в результате электрохимических процессов в тонких слоях влаги, конденсированных на поверхности стали. К этому виду коррозии относятся разрушения металлических конструкций под воздействием дождя, снега, тумана.

Наиболее агрессивны среды, сильно загрязненные промышленными отходами - газами  $\text{CO}_2$ ,  $\text{SO}_2$ ,  $\text{NO}_2$ ,  $\text{HCl}$ , частицами солей, угольной пылью; менее активны чистые и сухие континентальные атмосферы. О влиянии состава атмосферы на скорость коррозии можно судить по следующим данным: в сельской местности скорость коррозии углеродистых сталей составляет  $100...250 \text{ г/м}^2$  в год, а в промышленной атмосфере –  $450...550 \text{ г/м}^2$  в год.

Наличие на поверхности металла шероховатостей, трещин и других дефектов, облегчающих конденсацию влаги, ускоряет коррозию.

Значительное ускорение и локализацию коррозионного процесса вызывают концентраторы растягивающих напряжений, возникновение которых возможно при неудачном решении соединений в сварных конструкциях или неверном выборе технологии сварки.

Коррозия металлических конструкций в почвах и грунтах называется **подземной, или почвенной**. Ей подвергаются трубопроводы, резервуары, сваи, опоры и другие металлические конструкции. Наличие в почвах и грунтах влаги определяет электрохимический характер подземной коррозии. Процесс разрушения при этом часто протекает в условиях недостаточной аэрации, в результате чего характер разрушения – местный (в виде язв). Особенно коррозионно-активны почвы с высокой влажностью, кислотностью и электрической проводимостью. В таких условиях трубопроводы при отсутствии специальных мер защиты разрушаются в течение полугода с момента их укладки.

Сварные конструкции при работе в агрессивных средах (хромоникелевые и хромистые стали – в кислотах; сплавы систем Al-Cu, Al-Mg-Si – при контакте с влажной атмосферой, содержащей хлориды) могут подвергаться **межкристаллитной коррозии**. Причиной ее является обеднение твердого раствора легирующими элементами на границах зерен и выделение на границах сплошной пленки из карбидов или интерметаллидов при нарушении технологических режимов сварки или термообработки. При этом пассивность границ зерен нарушается. Возникает коррозионная пара: катод (пассивное зерно) – анод (активная граница зерна), что вызывает энергичное растворение (коррозию) по границам зерен.

Коррозионная стойкость стальной арматуры в значительной степени определяет надежность железобетонных конструкций. Рассмотрим особенности коррозионного поведения стальной арматуры в железобетоне. Железобетонные конструкции не являются монолитными в физическом смысле. В процессе затвердевания из-за структурообразования и развития внутренних напряжений в бетонном камне образуются поры и мелкие трещины, т.е. бетон является капиллярпористым телом с активной (водопоглощающей) внутренней поверхностью. Поэтому в нем кроме химически связанной в процессе гидратации цемента воды содержится физически связанная, т.е. капиллярная и осмотическая, вода. Последняя может служить электролитом и способствовать возникновению электрохимической коррозии стальной арматуры.

В плотном неповрежденном бетоне стальная арматура может находиться в полной сохранности на протяжении длительного срока эксплуатации конструкций при любых условиях влажности окружающей среды. Это объясняется наличием в бетонном камне значительных количеств  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ , что обеспечивает высокий уровень щелочности физической влаги (электролита), при котором тормозится анодная реакция и поверхность стали находится в пассивном состоянии. Однако в определенных условиях пассивное состояние поверхности арматуры в бетоне нарушается и становится возможной ее электрохимическая коррозия. Этому способствуют следующие обстоятельства:

- введение в бетон коррозионно активных добавок (главным образом хлоридов) или их диффузия из внешней среды;
- уменьшение щелочности влаги в бетоне ниже критической вследствие выщелачивания или нейтрализации кислотными газами ( $\text{Ca}(\text{OH})_2$ );
- механическое или коррозионное разрушение защитного слоя бетона;
- образование трещин в бетоне.

Особенно опасны два последних фактора, так как оголение арматуры облегчает поступление влаги, воздуха и агрессивных веществ из окружающей среды к поверхности стали, вследствие чего резко облегчается нарушение ее пассивности. В местах разрушения защитного слоя и трещин усилия, воспринимаемые бетоном, передаются на арматуру, и удлинение ее в этих местах заметно возрастает, что влечет за собой нарушение сцепления между арматурой и бетоном на некоторой длине. В связи с этим процесс коррозии арматуры протекает не только в зоне дефекта бетона, но и под бетоном, на участке потери сцепления его с арматурой и образования микрощели.

## 9.2. Защита металлов и сплавов

### 9.2.1. Классификация методов защиты

В технике защита от коррозии осуществляется различными методами. Наиболее надежный путь – изготовление конструкций и машин из коррозионно-стойких как металлических, так и неметаллических материалов.

Радикальным средством повышения коррозионной стойкости металлических материалов является легирование их в процессе выплавки добавками, способствующими повышению их электрохимического потенциала в различных агрессивных средах. Так, введение в стали незначительных количеств хрома и меди существенно повышает их стойкость против атмосферной коррозии, а повышение содержания в стали хрома сверх 12% делает ее нержавеющей в сильноагрессивных средах. Но легирующие добавки дефицитны и дороги, а введение их в больших количествах снижает технологичность сталей и сплавов, так как затрудняет выполнение таких операций, как ковка, прокатка, штамповка, сварка и т.д. Следовательно, этот путь защиты от коррозии не всегда оптимален в силу экономических, технических и технологических условий. В промышленности и строительстве часто для изготовления конструкций, аппаратов и машин используют дешевые и доступные материалы, обладающие высокими технологическими и механическими свойствами с последующей защитой их от коррозии.

Методы защиты от коррозии можно разделить на три группы:

- 1) воздействие на металл;
- 2) воздействие на агрессивную среду;
- 3) комбинированные методы защиты.

К первой группе методов защиты относятся:

- а) нанесение защитных покрытий;
- б) поверхностное легирование и создание на поверхности защитных пленок;
- в) электрохимическая защита.

Вторая группа методов защиты включает:

- а) применение ингибиторов (замедлителей) коррозии;
- б) герметизацию конструкций (полную или частичную);
- в) создание искусственных сред (обработка водных сред, применение нейтральных сред, осушка воздуха и т.д.).

### 9.2.2. Методы защиты от коррозии воздействием на металл

#### 9.2.2.1. Защитные покрытия

Наиболее распространенным методом защиты от коррозии воздействием на металл является нанесение защитных покрытий. Покрытия могут быть металлическими, полимерными, эмалевыми и лакокрасочными.

Металлические покрытия по характеру защитного действия подразделяются на катодные и анодные.

К катодным относятся покрытия, при которых покрываемый металл имеет более положительный электродный потенциал, чем металл защищаемого изделия (например, сталь, покрытая оловом или медью). При нарушении целостности катодное покрытие перестает защищать изделие от коррозии; более того, присутствие такого металла на поверхности изделия усиливает его коррозию.

Анодным называется покрытие, при котором покрываемый металл имеет в данной среде более отрицательный электродный потенциал, чем металл защищенный, например, при покрытии стали цинком. Анодное покрытие будет защищать основной металл даже при нарушении целостности покрытия, так как электрохимическое растворение более электроотрицательного металла покрытия препятствует коррозии основного металла. Следовательно, требование к герметичности при нанесении анодного покрытия не очень существенно, тогда как катодное покрытие должно быть сплошным и непроницаемым для агрессивной среды.

Металлические покрытия на изделия и заготовки наносят электрохимическим осаждением (электролитический метод), термомеханическим методом (плакирование), напылением (металлизация) и погружением в расплавленный металл (горячий метод).

**Электролитическое (гальваническое) нанесение металлических покрытий** заключается в выделении или осаждении металла или сплава из водных растворов их солей при пропускании электрического тока через электролит. Покрываемое изделие в электролизере служит катодом, а пластины осаждаемого металла – анодом.

Толщина электролитических покрытий легко регулируется и может составлять от нескольких микрон до нескольких миллиметров. Таким методом можно наносить на стали и чугуны цинковые, оловянные, свинцовые, медные, никелевые, хромовые и другие покрытия.

**Плакирование** – процесс получения двухслойной заготовки путем сваривания ее из различных металлов или сплавов, один из которых является коррозионно стойким. Толщина плакирующего (коррозионно стойкого) слоя составляет от 3 до 60% толщины основного металла. Соединение (сваривание) двух металлов при плакировании можно осуществлять горячей прокаткой, литьем, диффузионной сваркой, сваркой взрывом. Наибольшее применение находит плакирование дуралюмина алюминием и углеродистых сталей нержавеющейими сталями.

**Напыление (газотермическая металлизация)** осуществляется расплавлением и распылением металла потоком газа, плазмой, сжатым воздухом и транспортировкой его на поверхность напыляемого изделия с последующим затвердеванием и соединением с напыляемым изделием. В качестве источника тепла при напылении используются газовое пламя, электрическая дуга, потоки плазмы, генерируемые в специальных аппаратах, называемых металлизаторами. Газотермическую металлизацию применяют для защиты от коррозии резервуаров для горючего, газгольдеров, мостов, металлоконструкций промышленных зданий, шлюзов, плотин и т.д. Для защиты сталей от атмосферной и подземной коррозии чаще всего применяют газотермические покрытия из цинка и алюминия толщиной от 0,05 до 4 мм. Защита стали от морской атмосферы, водяного пара и сернистого газа обеспечивается покрытием толщиной до 0,3 мм.

Для нанесения металлических покрытий горячим методом заготовку погружают на несколько секунд в ванну с расплавленным металлом, который смачивает поверхность заготовки. Для этого применяют металл с более низкой температурой плавления, чем покрываемый металл (например, цинк, свинец, олово, алюминий на сталь). Толщина наносимого покрытия зависит от природы используемого металла, температуры и времени выдержки изделия в расплавленном металле и колеблется от нескольких микрон до миллиметра. Горячий способ нанесения покрытий используют для цинкования листа и труб из сталей, алюминизации профильного проката для металлоконструкций ЛЭП и т.д.

**Полимерные покрытия** из поливинилхлорида, полиизобутилена, полиэтилена, полипропилена, фторопласта и т.п. находят достаточно широкое применение в качестве защитного слоя от коррозии на металлах и неметаллах. Полимерные покрытия наносят методами распыления и методами плакирования.

**Метод плакирования** прокаткой или склеиванием лежит в основе получения материалов, называемых металлопластами. Металлопласты готовят из стали, алюминиевых и других сплавов. Они дешевле и долговечнее нержавеющей сталей, а по химической стойкости превосходят последние. В основном металлопласты применяют в химической промышленности.

**Эмалевые покрытия** часто используют для защиты от коррозии сантехнических изделий – ванн, раковин и др. Процесс получения эмалевых покрытий представляет собой оплавление металла с различными комбинациями силикатов, включающих кварц, полевой шпат, буру, глину и т.д. Процесс сплавления ведут при температуре 750...800°С.

**Лакокрасочные защитные покрытия** (см. Рис. 8.3) – синтетические эмали и лаки, масляные краски и др. применяют для защиты металлических строительных конструкций от воздействия воды и влажной атмосферы, содержащей агрессивные газы.



Рисунок 8.3 – Схема лакокрасочного покрытия детали

**Подготовка поверхности к окраске** заключается в механической правке и выравнивании поверхностей, обезжиривании поверхности перед окраской и фосфатировании. Обезжиривание выполняется растворителями, бензином или погружением узла в ванну с раствором кальцинированной (реже каустической) соды, жидкого стекла и трифосфата. После обезжиривания промывают деталь горячей водой.

**Фосфатирование поверхности** получается при обработке деталей фосфорной кислотой или раствором солей, или фосфатирующим грунтом. Фосфатный слой хорошо защищает поверхность от коррозии, причем в случае его повреждения и слоя краски коррозия не будет распространяться от места повреждения под неповрежденной частью.

**Грунтовка** необходима для обеспечения хорошей сцепляемости металла с краской или шпаклевкой и для предохранения металла от коррозии. После нанесения грунтовки краскораспылителем или кистью производится сушка покрытия при температуре 80 ... 100°C в течение 40 минут или при 18 ... 25°C до 48 часов.

**Шпаклевание** поверхности необходимо для выравнивания поверхности от рисок, царапин, дефектов сварных швов, а также для защиты металла от коррозии. Шпаклевки снижают механическую прочность покрытия, поэтому рациональна минимально необходимая их толщина. При необходимости заделки больших дефектов используются эпоксидные шпаклевки, которые можно наносить слоем до 20 мм.

Шпаклевание может быть местное и сплошное. Сначала выполняется местное шпаклевание, с помощью шпателя вручную выполняют замазку трещин, швов и раковин. Сплошное шпаклевание выполняется с помощью краскораспылителя. Просушка выполняется без подогрева в течение 30 минут. Шлифование слоя шпаклевки проводится шлифовальными шкурками вручную или шлифовальными машинками.

**Наружные слои** покрытия предназначены для декоративных и защитных целей. В зависимости от необходимости высококачественной декоративной покраски или обыкновенной выбирается краска, количество и качество технологических операций.

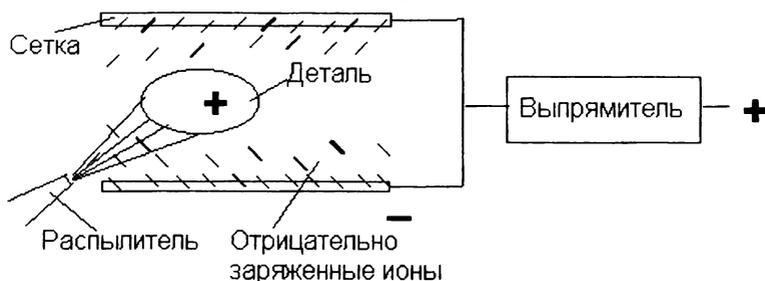
Для **окраски** часто используются **нитроэмали** и **синтетические эмали**.

Достоинством **нитроэмалей** является просушка при естественной температуре в течение 10... 15 минут. Всего наносится 5...6 слоев толщиной 8...10 мкм с обязательной просушкой каждого слоя. Однако нитроэмалевое покрытие имеет недостаточную стойкость к коррозии и требует сложной технологической полировки. Поверхность сначала шлифуется и покрывается растворителем, далее полируется пастами.

**Синтетические эмали** придают покрытию более устойчивый блеск и лучшую защиту от коррозии. Срок службы их 4...5 лет. Количество слоев достаточно 2...3 и значительно упрощается полировка. Однако полимеризация (просушка) синтетического покрытия происходит при высокой температуре 120... 130°C в течение часа, что требует использования сложного оборудования.

Лакокрасочное покрытие может наноситься следующими способами:

- 1) ручная окраска кистью;
- 2) окраска погружением детали в ванну с краской;
- 3) нанесение краски воздушным распылением;
- 4) нанесение краски безвоздушным распылением;
- 5) окраска в электростатическом поле (см. Рис. 8.4).



**Рисунок 8.4 – Схема окраски детали в электростатическом поле**

Воздушное распыление проводится с помощью пистолетов-распылителей в специальных камерах или помещениях, оборудованных вентиляционными установками. Краска подается под давлением сжатого воздуха или сил тяжести. Смешивание может выполняться как внутри пистолета, так и снаружи. Наилучшие результаты получаются при наружном смешивании. Недостатками воздушного распыления являются: большие потери краски (до 40...50 %), взрывоопасность лакокрасочного тумана, вредность для организма. В целях экономии растворителя, который нужен в основном для снижения вязкости краски и который улетучивается при сушке, рационально для уменьшения вязкости краски её нагревать до 60°C. При этом толщина одного слоя увеличивается в 1,5 ... 2 раза по сравнению с окраской без подогрева, следовательно, необходимо меньше наносить слоев и поэтому увеличивается производительность окраски.

При безвоздушном распылении предварительно подогретая краска подается насосом под давлением 4...6 МПа через распылитель. При этом расход краски уменьшается 20...25% по сравнению с воздушным распылением.

Наиболее эффективной является окраска в электростатическом поле (см. рис. 8.4). Однако необходима предварительная окраска внутренних поверхностей и глубоких впадин. Кроме того, часть краски, не получив заряда, теряется. Почти 100% использования краски получается при электромеханическом распылении, когда отрицательный заряд высокого напряжения сообщается не промежуточной среде (воздуху), а непосредственно краске.

Сушка покрытий заключается в удалении летучих веществ для нитрозмалей, а у синтетических эмалей и масляных покрытий после удаления летучих веществ происходит окисление и полимеризация связывающих веществ. Скорость сушки определяется температурой покрытия и степенью подвижности воздуха. При неподвижном воздухе пограничный слой воздуха насыщается парами растворителя, и дальнейший процесс испарения его замедляется.

Различают по способу подачи тепла конвекционную и терморadiационную сушки.

В первом случае изделие обогревается горячим воздухом, при этом сначала просушивается верхний слой, который замедляет дальнейшее испарение растворителя.

При терморadiационной сушке источником тепла являются невидимые инфракрасные лучи, которые свободно проходят через слой покрытия, нагревают металл.

Испарение растворителя и образование корки начинается с нижней части слоя, тем самым создаются хорошие условия для отвода паров. Процесс полимеризации происходит тоже быстрее. Терморadiационная сушка выполняется почти в два раза быстрее конвекционной.

В качестве источников инфракрасного излучения применяются термоизлучатели, нагреваемые электрическим током или газом. Панели излучателей нагреваются до 400... 500°C, и излучают инфракрасные лучи с длиной волны 3...5 мкм, которые легко проходят слой краски и, поглощаясь металлом, нагревают его.

#### **9.2.2.2. Поверхностное легирование и создание на поверхности защитных пленок**

Эффективное повышение коррозионной стойкости путем изоляции металла от агрессивной среды можно осуществить:

- 1) изменением химического состава поверхности;
- 2) созданием на поверхности плотных, хорошо сцепленных с металлом (основой) защитных пленок.

Первая схема реализуется при использовании таких методов химикотермической обработки, как азотирование, диффузионное насыщение (алитирование, хромирование, силицирование и др).

Вторая – путем проведения операций оксидирования, воронения и фосфатирования.

При оксидировании естественную оксидную пленку, всегда имеющуюся на металле, делают более прочной и плотной путем обработки ее сильным окислителем, например водным раствором  $\text{Na} + \text{OH} + \text{NaNO}_3$  при 125...140°C в течение 40...60 мин. Изделие, покрытое оксидной пленкой толщиной 2...5 мкм, окрашивается в синечерный цвет.

Воронение – частный случай оксидирования. При воронении на поверхности также создается оксидная пленка, но более сложными приемами, связанными с многократной термической обработкой металла при 300...400°C в присутствии древесного угля.

Фосфатирование (см. п. 9.2.2.1) состоит в получении на изделии поверхностной пленки из нерастворимых солей железа или марганца в результате обработки металла фосфатами железа или марганца.

#### **9.2.2.3. Электрохимическая защита**

Методы электрохимической защиты основаны на изменении потенциала защищаемого металла и не связаны с изоляцией металла от коррозионной среды. К ним относятся катодная защита, называемая также электрозащитой, и анодная, или протекторная защита.

Катодная защита заключается в том, что защищаемая конструкция (см. рис. 8.5), находящаяся в среде электролита (например, в почвенной воде), присоединяется к катоду внешнего источника электричества. Защищаемая конструкция становится катодом. В агрессивную среду помещают кусок старого металла (рельс, балка), присоединяемый к аноду внешнего источника электричества. В процессе коррозии кусок старого металла становится анодом и разрушается.

Анодная (протекторная) защита отличается от катодной тем, что для ее осуществления используется специальный анод-протектор, в качестве которого применяют металл более активный, чем металл защищаемой конструкции (например, цинк, алюминий при защите стали). Протектор (см. рис. 8.6) соединяют с защищаемой конструкцией проводником электрического тока. В процессе коррозии протектор служит анодом и разрушается, тем самым предохраняя от разрушения защищаемую конструкцию.

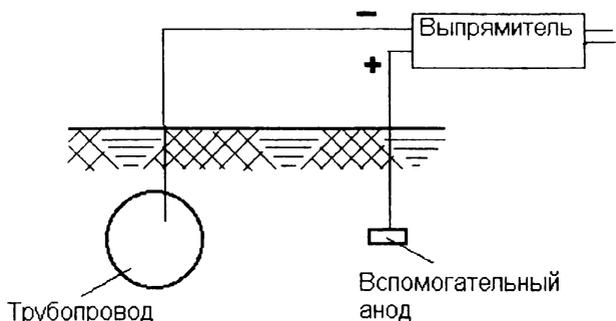


Рисунок 8.5 – Катодная защита трубопроводов от коррозии



Рисунок 8.6 – Схема защиты металлов от коррозии протекторами

Используя электрохимическую защиту, можно предупредить разрушение стальных трубопроводов, резервуаров и т.д.

### 9.2.3. Методы защиты воздействием на агрессивную среду и комбинированные методы

Для замедления коррозии металлических изделий в агрессивную среду вводят вещества (чаще всего органические), называемые **ингибиторами** (или замедлителями коррозии), которые пассивируют поверхность металла и препятствуют развитию коррозионных процессов. В качестве органических ингибиторов коррозии применяют тиомочевину (сульфиддиамид углерода), диэтиламин, уротропин (гексаметилентетрамин) и другие производные аминов, а в качестве неорганических – силикаты, нитриты, дихроматы щелочных металлов и т.д.

К этой же группе методов защиты металлов от коррозии относятся:

1) герметизация конструкций, в результате чего на первых стадиях коррозионного процесса быстро расходуется кислород в герметизированном объеме, и далее процесс коррозии из-за недостатка кислорода затухает;

2) очистка воды (идущей, например, на питание паровых котлов) от растворенного в ней кислорода и др.

Примером комбинированных методов защиты от коррозии может служить консервация металлоизделий. Под консервацией понимают специальную защиту металлоизделий от коррозии в периоды их хранения и транспортировки. Для консервации используют масла и мастики, в состав которых добавляют ингибиторы коррозии.

## ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Лахтин, Ю.М. Материаловедение: учебник / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1980.– 493 с.
2. Гуляев, А.П. Металловедение: учебник.– 6-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986.– 544 с.
3. Технология металлов и сварка / Под ред. П.И.Полухина.– М.: Высшая школа, 1977.– 464 с.
4. СНиП II-23-81. Стальные конструкции.– М.: ЦИТП, 1990.– 96 с.
5. СНиП 2.03.06-85. Алюминиевые конструкции.– М.: ЦИТП, 1986.– 48 с.
6. Болдырев, А.М. Сварочные работы в строительстве и основы технологии металлов: учебник / А.М. Болдырев, А.С. Орлов – М.: Изд-во АСВ, 1994.– 432 с.

1

Учебное издание

Мухин Анатолий Викторович  
Черноиван Николай Вячеславович

# МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И СВАРКА

(раздел – *Металловедение*)

## Конспект лекций

Ответственный за выпуск: А.В. Мухин  
Редактор: Т.В. Строкач  
Компьютерная верстка: Боровикова Е.А.  
Корректор: Никитчик Е.В.

---

Лицензия № 02330/0549435 от 8.04.2009 г.  
Подписано к печати 26.01.2010 г. Бумага «Снегурочка».  
Формат 60x84<sup>1</sup>/<sub>16</sub>. Гарнитура «Arial». Усл. п. л. 6,74.  
Уч.-изд. л. 7,25. Тираж 200 экз. Заказ № 67.  
Отпечатано на ризографе Учреждения образования  
«Брестский государственный технический университет».  
224017, г. Брест, ул. Московская, 267.

ISBN 978–985–493–141–8



9 789854 931418