

## СОДЕРЖАНИЕ

[ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №6](#)

[ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 9](#)

[ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 11](#)

[ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 12](#)

Составители: Н.Г.Зарипов, Р.Г.Зарипова

### ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №6

## ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И СТРОЕНИЯ ЛИТОГО МЕТАЛЛА

### 1 Цель работы

1. Изучить процесс кристаллизации растворов солей: описать последовательность кристаллизации на примере затвердевающей капли раствора соли.

2. Ознакомиться со строением литого металла и выявить различия в его строении в зависимости от условий кристаллизации.

### 2 Краткая теоретическая часть

#### 2.1 Процесс кристаллизации

*Кристаллизацией* называется процесс образования твердых кристаллов из жидкости или газа. Переход вещества из одного агрегатного состояния в другое является фазовым превращением. *Фазой* называется химически и физически однородная часть вещества (или системы), отделенная от других ее частей поверхностью раздела, при переходе через которую состав, структура или свойства изменяются скачкообразно.

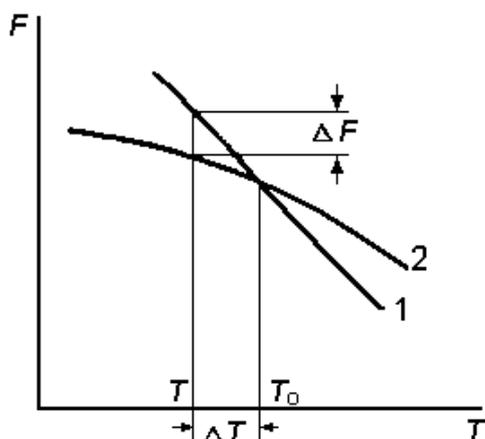


Рисунок 1 – Зависимость свободной энергии  $F = U - TS$  от температуры для жидкой и кристаллической фазы вещества

Процесс кристаллизации, как и всякое фазовое превращение, происходит самопроизвольно. *Движущей силой* кристаллизации является понижение свободной энергии системы. Если система может существовать в жидком и кристаллическом состояниях, то взаимосвязь свободной энергии от температуры можно представить графически (рисунок. 1). Кривая 1 описывает зависимость свободной энергии от температуры для жидкой фазы, а кривая 2 - для кристаллической. Температура  $T_0$ , при которой свободные энергии вещества в жидком и твердом состоянии равны, является температурой равновесия. При этой температуре обе фазы устойчивы, и, следовательно, кристаллизация не может начаться, так как нет *движущей силы*. Кристаллизация начнется тогда, когда свободная энергия кристаллической фазы будет меньше свободной энергии жидкой фазы. При этом произойдет самопроизвольное уменьшение энергии на величину  $\Delta F = F_{\text{ж}} - F_{\text{кр}}$  на единицу объема вещества. Разность между температурой равновесия  $T_0$  и действительной температурой  $\Delta T = T_0 - T$  называется *степенью переохлаждения*. При наличии переохлаждения в веществе может начаться зарождение центров кристаллизации.

Механизм кристаллизации заключается в образовании центров кристаллизации и роста кристаллов из образовавшихся центров. Количественно кинетика процесса описывается *скоростью зарождения центров* кристаллизации (С.З.Ц.) - числом центров кристаллизации, возникающих в единице объема за единицу времени, и *линейной скоростью роста* кристаллов

(Л.С.Р.) - скоростью перемещения какой-либо грани кристалла параллельно самой себе. Рассмотрим эти два процесса.

### 2.1.1 Зарождение центров кристаллизации

При приближении в процессе охлаждения к температуре равновесия в жидкости образуются группы атомов с упорядоченным строением. Эти группы неустойчивы, они распадаются и вновь образуются в различных участках жидкой фазы. При охлаждении жидкой фазы ниже температуры  $T_0$  некоторые наиболее крупные из них могут стать устойчивыми. Они и являются самопроизвольно возникшими *зародышами* или *центрами кристаллизации*. Однако не все зародыши могут расти. Способными к росту становятся кристаллы только достаточно большого – критического - размера. Пусть в системе зарождается один центр кристаллизации в виде кубика с ребром  $a$ , это приведет к уменьшению объемной свободной энергии на величину

$$\Delta\Phi_{об} = -V \Delta F, \quad (1)$$

где  $V$  - объем кристаллика, равный  $a^3$ . Образование кристаллика сопровождается возникновением поверхности раздела между жидкой фазой и кристаллом, и работа, затраченная на ее создание, равна

$$\Delta\Phi_{пов} = S \sigma, \quad (2)$$

где  $S$  - площадь поверхности кристаллика ( $6a^2$ ),  $\sigma$  - удельная поверхностная энергия на границе жидкой и кристаллической фаз (поверхностное натяжение).

Следовательно, общее изменение свободной энергии системы будет

$$\Delta\Phi = -\Delta\Phi_{об} + \Delta\Phi_{пов}, \quad (3)$$

или

$$\Delta\Phi = -a^3 \Delta F + 6a^2 \sigma. \quad (4)$$

На рисунке 2 представлено графическое изображение уравнения (3): кривые изменения объемной и поверхностной свободной энергии.

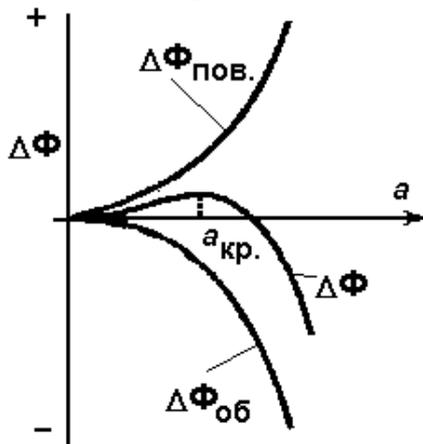


Рисунок 2 – Изменение свободной энергии при образовании зародыша

Для данной температуры  $T$  величины  $\Delta F$  и  $\sigma$  постоянные, и  $\Delta\Phi$  зависит лишь от размера кристаллика. Дифференцируя уравнение (4) получаем:

$$d\Delta\Phi / da = -3a^2 \Delta F + 12a \sigma.$$

Отсюда следует, что  $\Delta\Phi$  имеет максимум при

$$a_{кр} = 4\sigma / \Delta F \quad (5)$$

Кристалл размером  $a_{кр}$  называется *зародышем критического размера*. Он находится в неустойчивом равновесии с исходной фазой: как его рост, так и распад вызывают уменьшение свободной энергии системы. Кристаллы размером более  $a_{кр}$  способны к росту, при этом свободная энергия системы будет уменьшаться.

Как видно из формулы (4), величина  $a_{кр}$  зависит от  $\Delta F$ , а она, в свою очередь, от степени переохлаждения (рисунок 1). Поэтому, чем больше степень

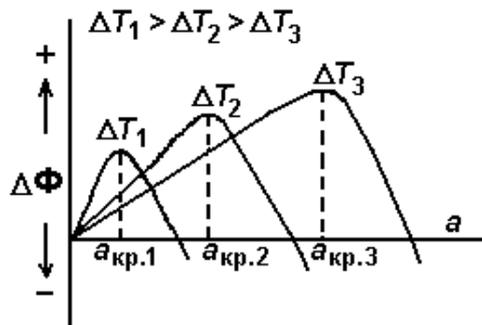


Рисунок 3 – Изменение свободной энергии системы в зависимости от размера образующегося кристалла

переохлаждения, тем меньше  $a_{кр}$  и соответственно меньше критическая величина свободной энергии (рисунок 3).

На образование зародыша критического размера расходуется работа, которую можно вычислить, если в уравнение (4) подставить величину  $a_{кр}$  из формулы (5):

$$\Delta\Phi = -\frac{64\sigma^3}{\Delta F^2} + \frac{96\sigma^3}{\Delta F^2} = -\left(\frac{2}{3}\right) \cdot \frac{96\sigma^3}{\Delta F^2} + \frac{96\sigma^3}{\Delta F^2} \quad (6)$$

Первое составляющее уравнения (6), согласно (4), является изменением объемной свободной энергии, а второе составляющее – поверхностной. Отсюда нетрудно заметить, что работа образования зародыша критического размера равна одной трети его поверхностной энергии. Остальные две трети поверхностной энергии компенсируются уменьшением объемной свободной энергии. Работа образования зародыша критического размера обеспечивается за счет флуктуации энергии, и такой процесс называют *гомогенным зарождением*. Чем больше степень переохлаждения, тем меньше критический размер зародыша и тем меньше работа его образования. Поэтому при увеличении степени переохлаждения увеличивается число зародышей критического размера, возникающих в единице объема за единицу времени. Их число пропорционально  $\exp(-\Delta\Phi_{кр}/kT)$ . Зародыш критического размера становится центром кристаллизации тогда, когда к нему начнут присоединяться атомы из жидкой фазы путем диффузии. При резком снижении температуры, т.е. при значительных степенях переохлаждения, этот процесс замедляется. При температурах, когда диффузионные процессы подавляются, центры кристаллизации не образуются и вещество переходит в аморфное состояние. Таким образом, при увеличении степени переохлаждения С.З.Ц. сначала возрастает, проходит через максимум и снижается. (Теоретические расчеты показывают, что максимальные значения С.З.Ц. достигаются при  $0,2 T_0$ ).

## 2.2 Рост кристаллов

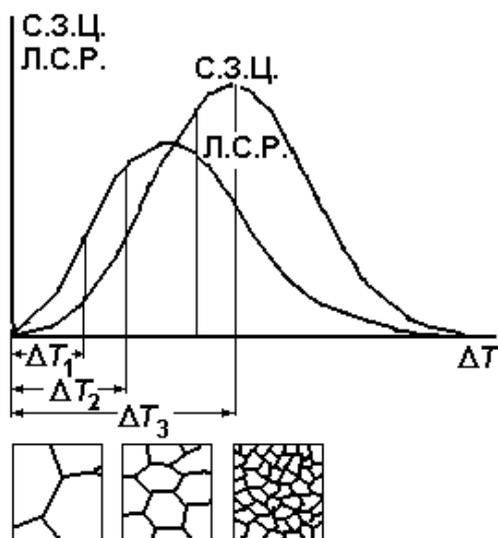


Рисунок 4 – Зависимость параметров кристаллизации и конечной микроструктуры от степени переохлаждения

Экспериментально установлено, что кристалл может расти лишь путем одновременного присоединения определенной группы атомов к какой-либо грани. Такая группа атомов называется *двумерным зародышем*. Следовательно, скорость роста кристаллов определяется вероятностью зарождения двумерного зародыша и вероятностью его присоединения к кристаллу за счет диффузии. Отсюда следует, что степень переохлаждения влияет на линейную скорость роста (Л.С.Р.) аналогично тому, как она влияет на скорость зарождения центров (С.З.Ц.). Экспериментально установлено, что максимум Л.С.Р. чаще всего соответствует меньшим степеням переохлаждения, чем максимум С.З.Ц. (рисунок 4).

Кривые на рисунке 4 называются кривыми Таммана, который впервые построил их экспериментально в 1935 году. На основе их анализа можно сделать вывод, что Л.С.Р. и С.З.Ц. являются функцией степени переохлаждения, которая в свою очередь зависит от скорости охлаждения - чем больше скорость охлаждения, тем большей степени переохлаждения можно

достигнуть. Следовательно, изменяя условия охлаждения, можно управлять процессом кристаллизации. Конечный размер зерен определяется числом центров и скоростью роста кристаллов.

### 2.3 Факторы, влияющие на процесс кристаллизации

Как было показано, работа образования зародыша критического размера определяется величиной поверхностной энергии на границе между жидкой и кристаллической фазой. В связи с этим все факторы, влияющие на поверхностную энергию, влияют на кинетику кристаллизации. Наличие готовых поверхностей раздела облегчает процесс зарождения кристаллов. Реальные металлы всегда содержат большое количество примесей, мельчайшие частицы нерастворимых фаз, окислов, что приводит к сильному ускорению образования зародышей и кристаллизации в целом. Кристаллизация в присутствии готовых поверхностей раздела называется *гетерогенным зарождением*. Стенки форм, в которую отливают жидкий металл, также служат готовой поверхностью раздела. Наличие теплоотвода через стенки формы способствует увеличению степени переохлаждения.

Ряд механических свойств металлов - прочность, пластичность, выносливость, ударная вязкость - тем выше, чем меньше размер зерен. Поэтому в практике изготовления отливок, особенно если они не подвергаются дальнейшей обработке давлением, применяют *модифицирование* - введение в расплав специальных добавок, которые, не изменяя химического состава, создают дополнительные центры кристаллизации, тем самым способствуя измельчению структуры.

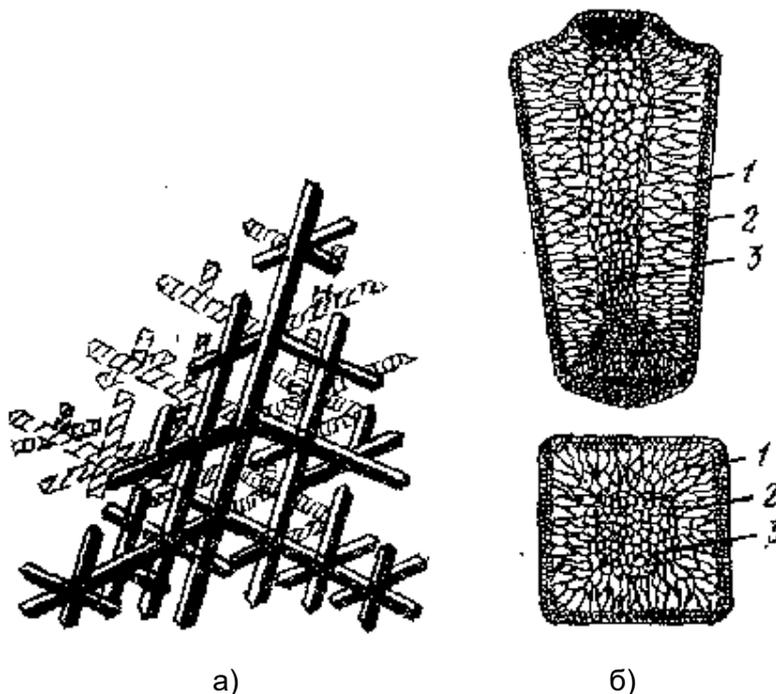
Величина степени реально достигаемого переохлаждения или перегрева зависит от природы металла. Она увеличивается с повышением его чистоты и скорости охлаждения. В обычных производственных условиях степень переохлаждения металлов при кристаллизации колеблется от 10 до 30°C; при больших скоростях охлаждения она может достигать сотен градусов. Чем больше скорость охлаждения, тем ниже температура, до которой может быть переохлажден жидкий металл до конца кристаллизации. Это положение приобрело в последние годы не только теоретическое, но и большое практическое значение. Оказалось, что с использованием специального оборудования можно достичь очень больших скоростей охлаждения ( $10^7$ - $10^9$  °C/c), при которых жидкий металл может быть переохлажден до твердого состояния практически без его кристаллизации. В результате металл имеет либо нанокристаллическую структуру, либо даже оказывается в аморфном, или стеклообразном состоянии с необыкновенными механическими и физическими свойствами.

И наоборот, если иметь только один центр кристаллизации и создать такие условия кристаллизации, чтобы перед фронтом кристаллизации не создавалось переохлаждение (в том числе и концентрационное), которое могло бы привести к образованию зародышей новых кристаллов, можно получить монокристаллический слиток. В некоторых случаях можно получать даже кристаллы с регулируемым количеством дефектов.

### 2.4 Форма и размер кристаллов

В реальных металлах и сплавах форма и размеры кристаллов зависят от ряда факторов: кристаллического строения, скорости роста, направленности теплоотвода. Обычно кристаллы зарождаются правильной геометрической формы, соответствующей их кристаллическому строению. Если скорость роста кристалла одинакова во всех направлениях, кристаллы растут, сохраняя правильную форму, до тех пор, пока его окружает со всех сторон жидкая фаза. В условиях значительного переохлаждения элементы огранки кристалла будут в неодинаковом положении по отношению питания из жидкой фазы. Лучше всего питание подводится к вершинам, затем к ребрам, и, наконец, к граням многогранника, что вызывает неравномерный рост кристалла, приводя к образованию скелетных, игольчатых, спиральных и других форм. Если скорость роста кристаллов в одном направлении больше, образуются кристаллы древовидной формы, или *дендриты* (рисунок 5). Сначала кристалл приобретает вытянутую форму в направлении большей скорости роста, затем начинает расти в боковых направлениях, причем не по всей поверхности, а на отдельных участках. В результате от основной оси первого порядка, соответствующей направлению наибольшей скорости роста, ответвляются оси второго порядка и т.д. Дендриты растут до тех пор, пока не соприкоснутся друг с другом. После этого кристаллизуются междендритные пространства, и дендриты превращаются в кристаллы. Кристаллы или зерна могут состоять из нескольких одинаково ориентированных дендритов.

Металлические слитки, получаемые в промышленных условиях, обычно состоят из трех зон (рисунок 5), что согласуется с зависимостью, приведенной на рисунке 4. В наружном слое при контакте жидкого металла со стенками формы возникает высокая степень переохлаждения, ведущая к образованию большого числа центров кристаллизации, поэтому наружный слой имеет мелкозернистое строение. После образования наружного слоя скорость охлаждения, соответственно и  $\Delta T$ , уменьшаются, уменьшается число центров и скорость роста.



1 – зона мелких кристаллов, 2 – зона столбчатых кристаллов, 3 – зона равноосных кристаллов

Рисунок 5 – Схема роста дендрита (а) и строение металлического слитка (б)

Однако Л.С.Р. уменьшается в меньшей степени, и в условиях направленного теплоотвода образуется вторая зона - столбчатых кристаллов, имеющих дендритное строение. В центре слитка  $\Delta T$  обычно невелика, направленного теплоотвода нет, образуется зона крупных равноосных зерен, имеющих также дендритное строение.

### 3 Порядок выполнения работы

Для изучения процесса кристаллизации используются пересыщенные растворы солей: бихромата калия  $K_2Cr_2O_7$ , хлористого аммония  $NH_4Cl$  и хлористого аммония  $NH_4Cl$ , модифицированного  $FeCl_3$ . Строение металлического слитка изучается на слитках сурьмы, охлажденных с различными скоростями, и на слитках алюминиевого сплава, полученных кристаллизацией при нормальных условиях, при охлаждении расплава в водоохлаждаемом контейнере, с использованием модифицирования и воздействием ультразвуковыми колебаниями при кристаллизации.

Порядок проведения работы:

а) на предметное стекло нанести каплю растворов солей и проследить за процессом зарождения и роста кристаллов; зарисовать три этапа процесса кристаллизации, обратив внимание на следующие моменты:

- где начинается процесс кристаллизации?
- какова форма первых кристаллов?
- в каком направлении продолжается процесс кристаллизации?
- какова форма кристаллов, образующихся во вторую очередь?
- где завершается кристаллизация?
- какие зоны кристаллизации можно выделить?
- каковы отличительные особенности строения растворов 1,2,3?

- б) изучить и зарисовать макростроение слитков сурьмы, отлитых в холодную и горячую форму, объяснить влияние степени переохлаждения на формирование структуры;
- в) изучить и зарисовать макростроение слитков алюминиевого сплава, объяснить влияние условий кристаллизаций на формирование структуры.

#### 4 Требования к отчету

По результатам работы составить отчет, который должен включить:

- название и цель работы;
- материалы для выполнения работы;
- описание последовательности кристаллизации солей;
- зарисовку закристаллизованных капель  $K_2Cr_2O_7$ ,  $NH_4Cl$  и  $NH_4Cl$ , модифицированного  $FeCl_3$ ;
- объяснение последовательности кристаллизации, общих черт и различий строения капель солей;
- схему и объяснение строения металлических слитков;
- выводы по работе.

#### 5 Контрольные вопросы

- В результате переохлаждения в расплаве появился зародыш, имеющий критический размер. Какие факторы могут привести к росту этого зародыша?
- В чем физическая сущность модифицирования? За счет каких факторов можно уменьшить величину  $\Delta F$  в уравнении (3) при модифицировании?
- Может ли лед начать таять при  $0^\circ C$ . Почему?
- При каких условиях охлаждения можно получить нанокристаллический или аморфный слиток?
- При каких условиях охлаждения можно получить монокристаллический слиток?
- Как можно управлять плотностью дефектов кристаллической решетки в процессе кристаллизации?

СОСТАВИТЕЛИ: Р.Г.ЗАРИПОВА, Н.Г.ЗАРИПОВ

### ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 9

#### МИКРОСТРУКТУРА СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ (4 часа)

##### 1 Цель работы

- Научиться распознавать структурные составляющие сталей и чугунов.
- Научиться классифицировать сплавы  $Fe - C$  по структуре.
- Ознакомиться со структурой белых и серых чугунов с разной металлической основой и разными формами выделения графита.

##### 2 Краткая теоретическая часть

###### 2.1 Диаграмма состояния «железо–углерод»

В системе  $Fe - C$  различают следующие фазы: *жидкий сплав*, твердые растворы внедрения — *феррит* и *аустенит*, а также *цементит* и *графит*.

*Феррит* ( $\Phi$ ) — твердый раствор углерода и других примесей в  $\alpha$ -железе. Различают низкотемпературный  $\alpha$ -феррит с растворимостью углерода до 0,02% и высокотемпературный  $\delta$ -феррит с предельной растворимостью углерода 0,1%. Атом углерода располагается в решетке феррита в центре грани куба, где помещается сфера радиусом  $0,29R$  ( $R$  — атомный радиус железа), а также в вакансиях, на дислокациях и т. д. Под микроскопом феррит выявляется в виде однородных полиэдрических зерен.

*Аустенит* ( $A$ ) — твердый раствор углерода и других примесей в  $\gamma$ -железе.  $\gamma$ - $Fe$  при температуре  $727^\circ C$  растворяет в себе 0,8% $C$ , а предельная растворимость углерода в  $\gamma$ -железе

составляет 2,14% при температуре 1147°C. Атом углерода в решетке  $\gamma$ -железа располагается в центре элементарной ячейки, в которой может поместиться сфера радиусом 0,41R, и в дефектных областях кристалла.

*Цементит* — это химическое соединение железа с углеродом — карбид железа  $Fe_3C$ . В цементите содержится 6,67% углерода. Цементит имеет сложную ромбическую решетку с плотной упаковкой атомов. Цементит является метастабильной фазой. В условиях равновесия в сплавах с высоким содержанием углерода образуется графит.

*Графит* - термодинамически стабильная фаза. Кристаллическая решетка графита – гексагональная, слоистая. Межатомные расстояния в решетке небольшие и составляют 0,142 нм, расстояние между плоскостями равно 0,340 нм. Чаще всего присутствует в высокоуглеродистых сплавах - чугунах.

Диаграмма состояния «железо–углерод», имеющая техническое применение, включает содержание углерода от 0 до 6,67% (рисунок 1).

Содержание углерода 6,67% соответствует 100%-ной доле соединения  $Fe_3C$ . Таким образом, диаграмма «железо–углерод» представляет часть диаграммы между чистым компонентом  $A$  ( $Fe$ ) и соединением  $B$  ( $Fe_3C$ ). Сплошные линии соответствуют метастабильной системе  $Fe-Fe_3C$ , пунктирные линии изображают стабильную систему  $Fe-C$ .

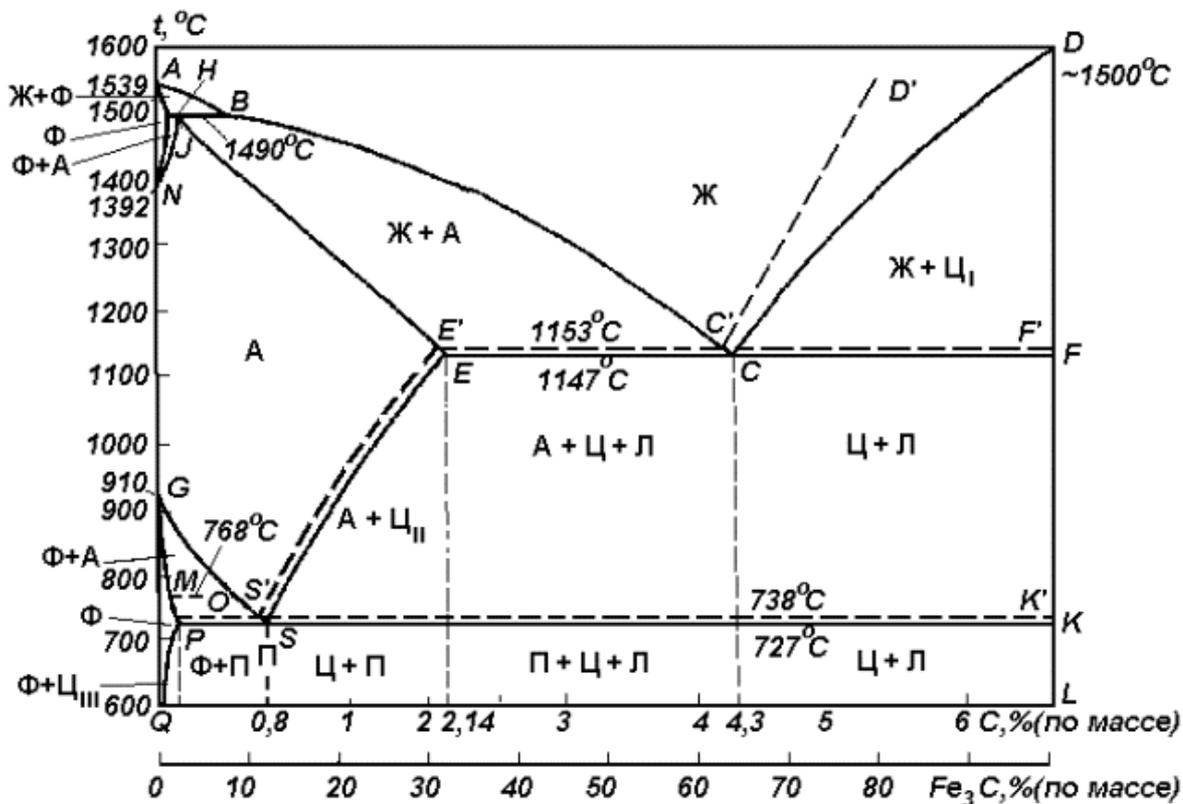


Рис. 1 – Диаграмма состояния системы «железо – углерод»

Диаграмма  $Fe-Fe_3C$  является характерным примером сложной системы, содержащей три превращения с точками инвариантности:

1. Перитектическое превращение с перитектической точкой при 0,1%С и 1493°C (точка  $J$ ), в результате чего из расплава и первично выделенного  $\delta$ -твердого раствора (о.ц.к.) образуется  $\gamma$ -твердый раствор (г.ц.к.) по реакции:  $\text{Ж}_B + \delta_H \rightarrow \gamma_J$ .
2. Эвтектическое превращение при температуре 1147°C и при содержании 4,3%С по реакции  $\text{Ж}_C \rightarrow \gamma_E + Fe_3C$  (точка  $C$ ). Формирующаяся эвтектика называется *ледебуритом*.
3. Эвтектоидное превращение  $\gamma$ -твердого раствора (аустенит) в  $\alpha + Fe_3C$  при 0,8%С и 723°C по реакции  $\gamma_S \rightarrow \alpha_P + Fe_3C$  (точка  $S$ ). Формирующаяся структура называется *перлитом*.

Железоуглеродистые сплавы делятся на две большие группы в зависимости от содержания углерода. Сплавы, содержащие более 2,14%С, называются *чугунами*. При затвердевании в них идет эвтектическое превращение. Сплавы, содержащие менее 2,14%С, в ходе затвердевания которых нет эвтектического превращения, называются *сталями*. При температурах ниже 723°С все стали в равновесном состоянии состоят из двух фаз – феррита и цементита.

## 2.2 Микроструктура сталей

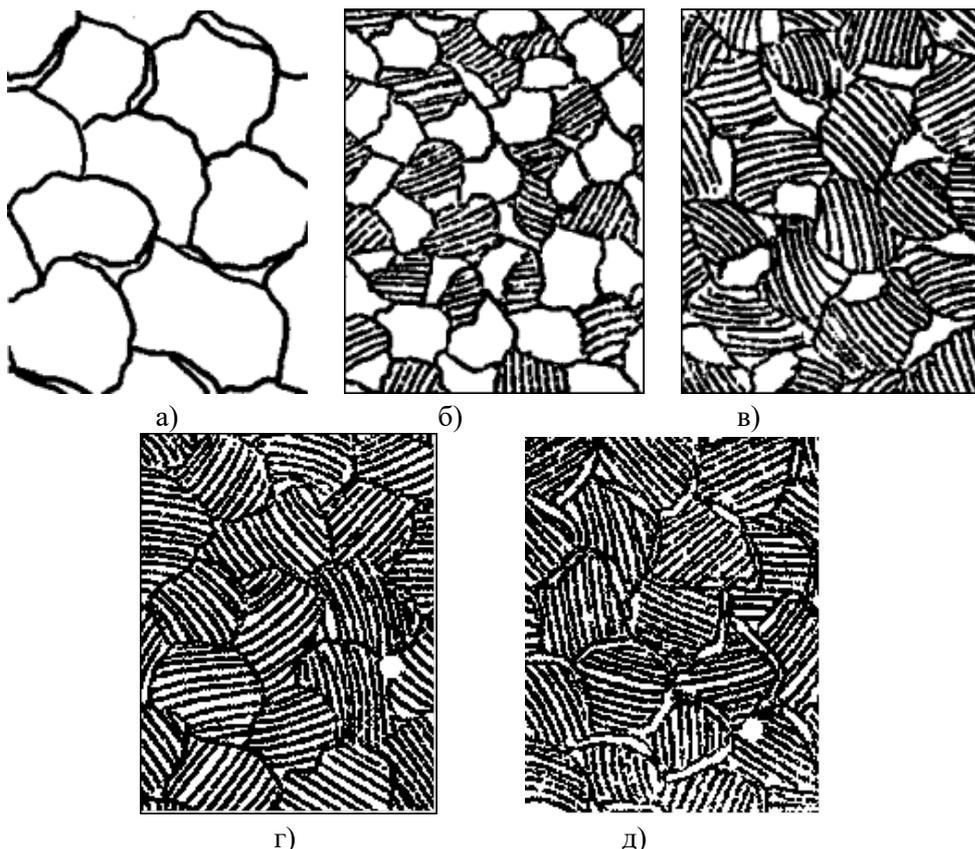
По микроструктуре в отожженном состоянии различают:

- а) техническое железо, не испытывающее эвтектоидное превращение (до 0,025%С);
- б) доэвтектоидные стали (от 0,025 до 0,8%С);
- в) эвтектоидные стали (0,8 %С);
- г) заэвтектоидные стали (от 0,8 до 2,14%С).

В техническом железе (рисунок 2, а) микроструктура состоит либо только из равноосных зерен феррита (до 0,006%С), либо из равноосных зерен феррита с пограничными выделениями третичного цементита. Третичный цементит образуется по границам зерен феррита вследствие уменьшения растворимости углерода в феррите при понижении температуры и образует разорванную сетку, т.к. количество его невелико: оно достигает максимума в сплаве с 0,025%С и составляет

$$m_{\text{ц}} = [(0,025 - 0,006)/(6,67 - 0,06)]m_{\text{спл}}.$$

В доэвтектоидных сталях две структурные составляющие: избыточный феррит, образующийся в результате полиморфного превращения аустенита, и эвтектоид - *перлит*, который возникает при эвтектоидном превращении:  $\gamma_{0,8} \rightarrow \alpha_{0,025} + \text{Fe}_3\text{C}$ . Избыточный феррит при большом его количестве выделяется в виде равноосных зерен (рис. 2, б), при малом количестве - в виде сетки по границам зерен аустенита (рис. 2, в). В сталях с содержанием  $C \leq 0,1\%$  он вырождается: эвтектоидный феррит присоединяется к ферриту избыточному, а эвтектоидный цементит выделяется по границам зерен феррита. Структура в этом случае подобна структуре технического железа.



- а) техническое железо: феррит и третичный цементит по границам зерен;
- б) доэвтектоидная сталь: зерна избыточного феррита и перлит;
- в) доэвтектоидная сталь: сетка

избыточного феррита и перлит; г) эвтектоидная сталь: перлит; д) заэвтектоидная сталь: перлит и сетка вторичного цементита.

Рис. 2 – Схемы микроструктуры

Перлит имеет характерное пластинчатое строение и состоит из отдельных зерен - колоний (рис. 2, г). Количественное соотношение феррита и цементита в перлите не зависит от состава стали и определяется по правилу рычага:  $m_{\text{Ф}}/m_{\text{Ц}} = SK/PS = (6,67-0,8) / 0,8 = 7,3$ .

В заэвтектоидных сталях структурные составляющие - перлит и цементит вторичный. Вторичный цементит выделяется перед эвтектоидной реакцией из аустенита из-за уменьшения растворимости углерода в нем при понижении температуры по границам зерен аустенита, образуя сетку (рис. 2, д). Ячейки этой сетки заполняют колонии перлита, которые образуются из аустенита при эвтектоидном превращении после завершения выделения вторичного цементита.

Сравнив схемы в и д на рисунке 2, можно заметить, что микроструктура доэвтектоидной стали с сеткой избыточного феррита и заэвтектоидной стали с избыточной сеткой вторичного цементита очень похожи (при травлении 3% раствором  $HNO_3$ ). Отличить эти сетки можно либо по виду сетки (у заэвтектоидной стали она более «гладкая»), либо окрашивающим травлением.

Таким образом, по микроструктуре можно качественно отличить стали с разным содержанием углерода. В таблице 1 приведены данные о фазовых и структурных составляющих сталей.

Таблица 1 – Фазовое состояние и микроструктура отожженных углеродистых сталей

Техническое название сплава	% C (по массе)	Фазы при 20°C	Структурные составляющие при 20°C
Техническое железо	0 - 0,006 0,006-0,025	$\alpha, Fe_3C$	Феррит (Ф) Ф+Ц <sub>III</sub>
Доэвтектоидная сталь	0,025 - 0,8	$\alpha, Fe_3C$	Перлит + Ф <sub>ИЗБ</sub>
Эвтектоидная сталь	0,8	$\alpha, Fe_3C$	Перлит
Заэвтектоидная сталь	0,8 - 2,14	$\alpha, Fe_3C$	Перлит + Ц <sub>II</sub>

По микроструктуре возможна и количественная оценка химического состава стали. Для этого необходимо определить объемную долю  $V$  каждой структурной составляющей (методами количественной металлографии), и по правилу рычага найти содержание углерода. Поскольку плотности структурных составляющих приблизительно одинаковы, можно использовать следующие формулы для оценки состава:

а) для доэвтектоидной стали  $\%C = V_{\text{II}} \cdot 0,8$  ( $V_{\text{II}}$  - объемная доля перлита, содержанием углерода в избыточном феррите можно пренебречь);

б) для заэвтектоидной стали  $\%C = V_{\text{II}} \cdot 0,8 + (1 - V_{\text{II}}) \cdot 6,67$

Фазы в углеродистой отожженной стали сильно отличаются механическими свойствами: феррит мягок и пластичен, цементит тверд и хрупок. Ясно, что механические свойства стали зависят от свойств фаз, однако существенное влияние оказывает и микроструктура. Свойства отдельных фаз и перлита можно сравнить в таблице 2. Эвтектоидные и заэвтектоидные стали со структурой перлита или перлита со вторичным цементитом обладают повышенной твердостью.

Таблица 2 – Механические свойства структурных составляющих в углеродистых сталях

Структура (фаза)	Механические свойства		
	Твердость $HB$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\psi$ , %
Феррит	800 - 900	190 - 250	40-50
Цементит	7500 - 8200	30	<1
Перлит	1900 - 2300	830 - 900	9-12

### 2.3 Микроструктура чугунов

Чугуны – железоуглеродистые сплавы, испытывающие эвтектическое превращение. При одном и том же содержании углерода в зависимости от условий охлаждения и содержания примесей чугун может быть *белым*, *серым* или *половинчатым*. Эта классификация основана на природе высокоуглеродистой фазы, выделяющейся при затвердевании. Если из расплава

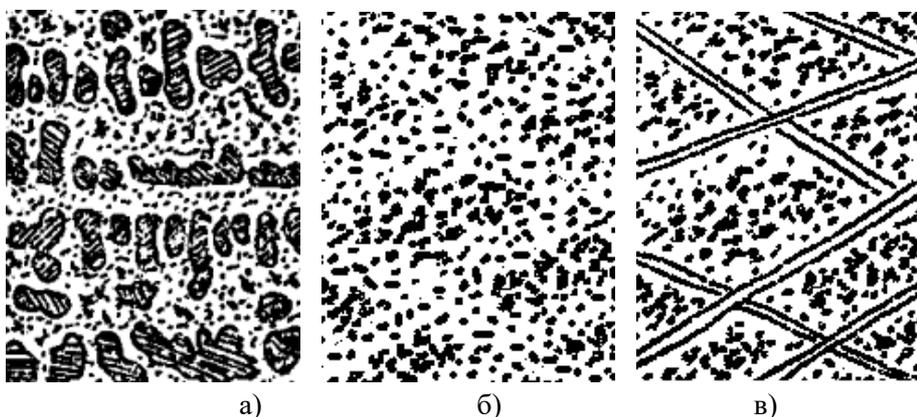
выделяется цементит, чугун называется белым, если графит – серым, если и цементит, и графит – половинчатым. Свое название белый и серый чугуны получили по цвету излома. Среди серых чугунов различают сплавы с шаровидным графитом – *высокопрочные чугуны*, и сплавы с пластинчатым графитом – *обычные серые чугуны*. Еще один вид серых чугунов с графитом хлопьевидной формы получают путем отжига белых чугунов, такие чугуны называют *ковкими*.

### 2.3.1 Белые чугуны

Для микроструктурного анализа белых чугунов используют диаграмму метастабильного равновесия фаз с участием цементита. По составу различают доэвтектические (от 2,14 до 4,3%С), эвтектические (4,3%С) и заэвтектические (от 4,3 до 6,67%С) белые чугуны.

Эвтектическое превращение в белых чугунах описывается реакцией:  $\text{Ж}_{4,3} \rightarrow \gamma_{2,14} + \text{Fe}_3\text{C}$ .

В доэвтектических белых чугунах из жидкой фазы выделяются дендриты первичного аустенита, затем кристаллизуется эвтектика - ледебурит. В интервале температур 1147 - 727°C аустенит обедняется углеродом, его состав изменяется по линии *ES* и выделяется вторичный цементит. При небольшом переохлаждении аустенит состава точки *S* распадается на эвтектоидную смесь феррита с цементитом. Образовавшийся перлит имеет внешние очертания первичного аустенита. Вторичный цементит, выделяющийся по границам зерен первичного аустенита, сливается с цементитом ледебурита. Под микроскопом можно увидеть только иглы вторичного цементита, пронизывающие распавшийся аустенит (перлит). Таким образом, в доэвтектических белых чугунах можно увидеть три структурные составляющие: распавшийся первичный аустенит (перлит), вторичный цементит и ледебурит (рисунок 3, а).



а) доэвтектический, б) эвтектический, в) заэвтектический белый чугуны  
Рис. 3 – Микроструктуры белых чугунов (схема)

В  
белых  
чугунах,  
близких к

эвтектическому составу, ледебурит часто «вырождается» в цементитные прослойки, так как аустенит, который должен входить в состав ледебурита, отлагается при эвтектической кристаллизации на поверхности зерен первичного аустенита, сливаясь с последним. Между зернами распавшегося первичного аустенита обнаруживаются только прослойки цементита, который должен был входить в состав ледебурита.

Эвтектический белый чугун при комнатной температуре состоит из одной структурной составляющей – ледебурита, который в свою очередь состоит из перлита и цементита (рисунок 3, б). Каждая колония ледебурита растет из эвтектического расплава в виде бикристаллического образования. Во время роста колонии происходит взаимное прораствание двух разветвляющихся кристаллов цементита и аустенита. Сечения ветвей аустенитного дендрита в плоскости шлифа выглядят как изолированные включения перлита в цементитной матрице.

В заэвтектических белых чугунах из расплава выделяются кристаллы первичного цементита в виде плоских дендритов, дающих в сечении шлифа вытянутые полоски, часто похожие на иглы (рисунок 3, в). После окончания первичной кристаллизации образуется ледебурит. При комнатной температуре наблюдаются две структурные составляющие: первичный цементит и ледебурит.

### 2.3.2 Серые чугуны

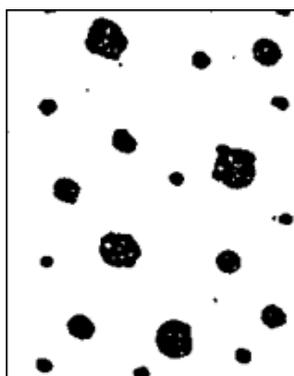
Для микроструктурного анализа серых чугунов используют диаграмму стабильного равновесия фаз с участием графита.

В сером чугуна жидкость состава точки  $C'$  кристаллизуется в виде эвтектической смеси аустенита и графита. Каждая эвтектическая колония растет как бикристалл: графитовый кристалл, являющийся ведущей фазой, растет в виде разветвленного крабовидного скелета, а аустенит располагается по поверхности графитового скелета. В плоскости шлифа сечения крабовидных кристаллов выглядят как темные изолированные включения, вкрапленные в светлую аустенитную матрицу. Их форма и размеры зависят от формы и разветвленности графитового скелета эвтектической колонии (рисунок 4).

Обычный серый чугун обладает невысокими механическими свойствами, так как пластинчатые ответвления крабовидных образований графита действуют как концентраторы в металлической основе. Поэтому используют модификацию чугуна магнием для глобуляризации графита (рисунок 4, б).



а)



б)

В

а) включения пластинчатого графита, б) включения глобулярного графита

Рис. 4 – Схема микроструктуры серого чугуна

доэвтектических серых чугунах первично кристаллизуются дендриты аустенита, затем образуется эвтектика аустенит – графит.

В заэвтектических серых чугунах из расплава выделяется первичный графит, который растет в виде крабовидных разветвленных кристаллов. По окончании эвтектической кристаллизации образование графита может продолжаться и в твердом состоянии. При охлаждении аустенит может изменить свой состав по линии  $E'S'$ , выделяя вторичный графит. Затем при небольшом переохлаждении ниже  $738^\circ\text{C}$  аустенит состава точки  $S'$  может распадаться, давая эвтектоидную смесь феррита и графита по схеме:  $\gamma_{S'} \rightarrow \alpha + \Gamma$ .

Серые чугуны подразделяют по микроструктуре металлической основы в зависимости от полноты графитизации. Если графитизация прошла полностью, то чугун содержит две структурные составляющие – графит и феррит (рисунок 5, а) и называется серым чугуном на ферритной основе. Если же эвтектоидный распад аустенита прошел в соответствии не по стабильной, а метастабильной системе, то структура чугуна состоит из графита и перлита (рисунок 5, б) и называется серым чугуном на перлитной основе. Возможен и промежуточный вариант, когда аустенит частично распадается по эвтектоидной реакции на феррит и графит, частично - с образованием перлита (рисунок 5, в), и такой чугун называется серым чугуном на феррито-перлитной основе.



б)

в)

а) ферритная основа, б) перлитная основа, в) феррито-перлитная основа



Рисунок 5 – Схема микроструктуры серого чугуна

### 2.3.3 Ковкие чугуны

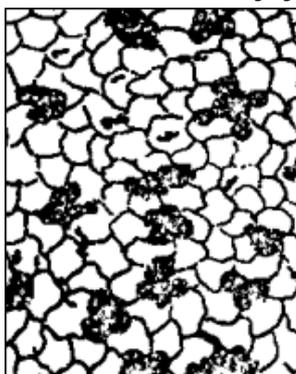


Рис. 6. Схема микроструктуры ковкого чугуна

Ковкий чугун получают путем отжига отливок белого чугуна, во время которого вместо неустойчивого цементита образуется графит. Графитизация идет двумя путями: растворения метастабильного цементита в аустените и одновременного выделения стабильного графита, а также прямым разложением цементита  $Fe_3C \rightarrow 3Fe + C$ . Степень графитизации зависит от температуры отжига, времени выдержки, скорости охлаждения, состава и других факторов. Чем больше выдержка, чем

меньше скорость охлаждения, тем полнее проходит графитизация.

В зависимости от полноты графитизации отличают те же три вида, что и в серых чугунах. Отличие лишь в формах графита: если на шлифах серых чугунов он выглядит в виде прожилок, то в ковких чугунах графит, называемый углеродом отжига, находится в форме компактных хлопьевидных включений с рваными краями (рисунок 6). Такая форма графита обеспечивает повышенные механические свойства по сравнению с серыми чугунами.

## 3 Порядок выполнения работы

3.1. Просмотреть под микроскопом при увеличении  $\times 200$  шлифы различных сталей. Зарисовать схему микроструктур с объяснениями. Шлиф технического железа просмотреть при увеличениях  $\times 200$  и  $\times 500$ . Обратит внимание на расположение третичного цементита.

3.2. Образец эвтектоидной стали просмотреть при увеличении  $\times 500$  и оценить соотношение толщин пластинок феррита и цементита.

3.3. Просмотреть под микроскопом шлифы чугунов (по указанию преподавателя). Зарисовать схему микроструктуры с объяснениями. Указать структурные составляющие.

## 4 Требования к отчету

Отчет по лабораторной работе должен содержать:

- название и цель работы;
- краткую теоретическую часть и диаграмму состояния  $Fe - C$ ;
- результаты исследования в виде зарисовок микроструктур с описанием структурных составляющих.
- выводы по работе.

## 5 Контрольные вопросы

- Какие фазовые превращения при охлаждении происходят в сталях?
- В сталях какого состава феррит присутствует как структурная составляющая, а в каких - как фаза?
- В сплавах какого состава отсутствует перлит?
- Какой состав имеет сплав, структура которого состоит из феррита?
- Каково максимально возможное количество вторичного и третичного цементита в углеродистой стали?
- Каковы различия в затвердевании белых, серых и половинчатых чугунов?
- Какие фазы возможны в белых чугунах?
- Какие виды металлической основы наблюдаются в серых чугунах?

## ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 11

## МИКРОСТРУКТУРА ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

### 1. Цель работы

1.1 Определение влияния скорости охлаждения после аустенизации на микроструктуру углеродистой стали.

1.2 Определение влияния температуры нагрева под закалку на структуру стали.

### 2. Структура термически обработанной стали

Структура термически обработанной стали заданного состава определяется скоростью нагрева, температурой нагрева, временем выдержки при этой температуре и скоростью последующего охлаждения. Изменение каждого из этих факторов ведет к изменению структуры стали, что сопровождается изменением всего комплекса физико-механических свойств.

Скорость нагрева и время выдержки обычно определяется стремлением обеспечить равномерный прогрев детали по сечению для получения однородной структуры. Ниже рассмотрим влияние скорости охлаждения и температуры нагрева на структуру стали на примере доэвтектоидной стали.

#### 2.1. Влияние скорости охлаждения

Влияние скорости охлаждения после аустенизации на структуру стали удобно анализировать с помощью С-образной диаграммы изотермического превращения переохлажденного аустенита, которая для доэвтектоидной стали схематично представлена на рис. 1.

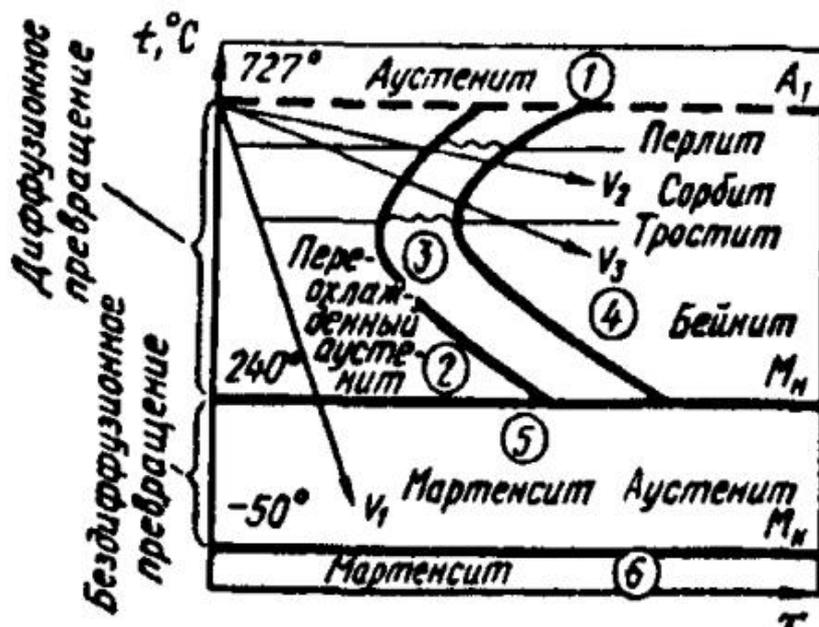


Рис. 1 - Диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита в доэвтектоидной стали

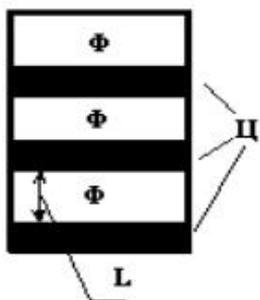
Охлаждение от температуры, при которой сталь имела структуру аустенита возможно с различными скоростями, которые зависят от способа охлаждения. При охлаждении со скоростью  $V_2$  и достижении температуры, определяемой точкой

пересечения кривой охлаждения и  $S$  - образной кривой, начинается выделение феррита из аустенита, начинается перлитное превращение, конец которого определяет точка на кривой 2. С увеличением скорости охлаждения до  $V_3$  будут происходить аналогичные процессы. Во всех случаях полученная структура будет состоять из феррита и перлита. Но при этом будут существенные различия в размерах частиц образующихся фаз и соотношений их объемов. С увеличением скорости охлаждения в структуре доэвтектоидной стали происходят следующие изменения:

а) уменьшается объемная доля структурно свободного феррита, и увеличивается количество перлита.

б) увеличивается степень дисперсности перлита - эвтектоидной смеси феррита и цементита. Как известно, с увеличением скорости охлаждения увеличивается степень переохлаждения аустенита, т.е. чем быстрее идет охлаждение, тем при более низкой температуре начинается эвтектоидное превращение. Чем больше степень переохлаждения, тем больше скорости зарождения центров кристаллизации перлита в аустените (С.З.Ц.) и тем больше линейная скорость роста перлитной колонии (Л.С.Р.). В результате уменьшается размер перлитных колоний (зерен перлита). Наряду с этим при увеличении скорости охлаждения уменьшается также межпластиночное расстояние ( $L$ ) в перлите - феррито-цементитной смеси (рис. 2).

Образующиеся фазы феррит и цементит существенно различаются по составу от исходной - аустенита. Поэтому превращение носит диффузионный характер и должно сопровождаться перераспределением углерода за счет диффузии.



Свойства перлита, в основном, зависят от величины межпластиночного расстояния. Принято эвтектоидные структуры в зависимости от степени их дисперсности называть "перлит" или грубо дифференцированный перлит, получается после охлаждения с печью (средняя скорость охлаждения 0,1 град/с в интервале 700-650°C); "сорбит" или среднедифференцированный перлит, получается охлаждением на воздухе 0/2-10град/с в интервале 640-590°C); "троостит" - тонко дифференцированный перлит, получается при охлаждении в масле (100 град/с) в

интервале 580-550°C).

Величина  $L$  в грубодифференцированном перлите составляет 0,5-1 мкм, у среднедифференцированного перлита (сорбита) - 0,2 - 0,4 мкм, у тонкодифференцированного (троостита) - 0,1 мкм;

$L$  - межпластиночное расстояние, равно сумме толщин пластин феррита и цементита.

Рис. 2 - Схема строения перлита (феррито-цементитной смеси).

в) при охлаждении со скоростью больше  $V_{кр}$  диффузионное превращение аустенита в перлит подавляется из-за низкой скорости диффузии углерода, и происходит бездиффузионное превращение аустенита с ГЦК решеткой в феррит с ОЦК решеткой.

При этом атомы углерода не успевают выйти из раствора и остаются в междоузлиях- ОЦК решетки железа на середине ребер вдоль оси  $[001]$  и в центре

горизонтальных граней решетки, т.е. тоже вдоль направления [001]. В результате решетка  $\alpha$ -Fe становится тетрагональной,  $\alpha$ -твердый раствор углерода в ОЦК решетке железа становится пересыщенным по углероду. Полученную структуру называют мартенситной, а бездиффузионное превращение – сдвиговым, или мартенситным.

Академик Курдюмов Г. В. так определил механизм мартенситного превращения: "Мартенситное превращение состоит в закономерной перестройке решетки, при которой атомы не обмениваются местами, а лишь перемещаются друг относительно друга на расстояния, не превышающие межатомные". При этом соседи любого атома в исходной фазе (аустените) остаются соседями этого же атома в мартенситной фазе.

Кристаллы мартенсита в аустените строго ориентированы и имеют игольчатое строение; каждая игла представляет собой сечение линзообразной пластинки мартенсита плоскостью шлифа. Кристаллы мартенсита, возникающие первыми при температуре начала мартенситного превращения ( $M_H$ ), проходят через все аустенитное зерно, разделяя его. Новые кристаллы вырастают в частях зерен аустенита меньше первых и т.д.

Мартенситное превращение в сталях сопровождается заметным увеличением объема, что приводит к изменению механических и физических свойств.

Между отдельными кристаллами мартенсита сохраняется остаточный аустенит. Затрудненность распада остаточного аустенита связана со значительными сжимающими напряжениями, возникающими вследствие увеличения объема мартенсита. Заканчивается превращение при достижении температуры юнца мартенситного превращения ( $M_K$ ).

Таким образом, закаленная сталь имеет структуру игольчатого мартенсита и остаточного аустенита.

## **2.2. Влияние температуры нагрева при закалке на структуру стали**

Влияние температуры нагрева на структуру закаленной стали обусловлено следующим:

а) при нагревании доэвтектоидной стали ниже температуры  $A_3$  (в интервале  $A_1 - A_3$ ) полная фазовая перекристаллизация не происходит, то есть сталь не полностью переводится в аустенитное состояние, и в ней остается некоторое количество феррита. Такая сталь не полностью принимает закалку, а ее структуре наряду с мартенситом будет присутствовать и феррит (структура неполной закалки). Вследствие этого твердость стали будет пониженной;

б) при нагревании значительно выше  $A_3$  происходит сильный рост зерен аустенита. При закалке в крупном зерне аустенита вырастают крупные кристаллы мартенсита, в результате получается крупноигольчатый мартенсит (структура перегрева) и сталь будет хрупкой.

Таким образом, чтобы получить высокие прочностные свойства и не допустить охрупчивания стали доэвтектоидного состава, ее закалывают с температур  $T=A_3 + (30-50)^\circ\text{C}$ .

## **3. Задание и порядок выполнения работы**

3.1. Изучить с помощью металлографического микроскопа микроструктуру образцов из стали 45, прошедшей термическую обработку по режимам приве-

денным в таблице 1.

Таблица 1 - Режимы термообработки исследуемых образцов

Номер образца.	Температура нагрева, °С	Условия охлаждения	Способ термической обработки
11-1	840	с печью	ОТЖИГ
11-2	840	на воздухе	нормализация
11-3	840	в масле	одинарная обработка
11-4	840	в воде	полная закалка
11-5	760	в воде	неполная закалка
11-6	1100	в воде	закалка с перегревом

3.2. Зарисовать схему структур, используя условные изображения структурных составляющих.



3.3. Определить по структуре образца 11-5 (по соотношению доли феррита и мартенсита в структуре) температуру нагрева образца при неполной закалке.

#### 4. Содержание отчета

1. Цель работы.
2. Характеристики стапи: марка, химический состав, назначение.
3. Схематическая зарисовка структур всех образцов, перечисленных в таблице, с указанием фаз и структурных составляющих, способа и режима термообработки.
4. Описание последовательности формирования структуры для всех случаев обработки, увязанное с С-образной диаграммой стали.
5. Ответы на контрольные вопросы.

#### 5. Контрольные вопросы

1. Как влияет размер аустенитного зерна на структуру закаленной стали?
2. Как изменяется твердость мартенситной составляющей стали 45 при неполной закалке, если температуру нагрева повышать от  $A_{C1}$  до  $A_{C3}$ ?

Лабораторные работы №№ 11, 12 Составители: **Л.И. Даутова, М.Г. Зелин, А.А. Маркелов**

Методические указания к лабораторным работам составлены в соответствии с программой курса "Материаловедение". Они содержат теоретические основы термической обработки стали, позволяющие выполнить лабораторную работу в виде завершеного исследования. Для самоконтроля в конце методических указаний даны вопросы, рассчитанные на творческое осмысление теоретической части

Рецензенты: Ф. Ш. Шарифьянов, В. А. Полозовский

## ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 12

### ОТПУСК ЗАКАЛЕННОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

#### Цель работы:

Изучить зависимость твердости стали У8 от температуры отпуска.

#### 1. Теоретическая часть

Отпуском называется способ термической обработки, заключающийся в нагреве закаленной на мартенсит стали до температуры ниже  $A_1$ , выдержке при температуре нагрева и последующем охлаждении. Отпуск является заключительной операцией окончательной термообработки.

После закалки сталь обладает высокой твердостью, но при этом становится хрупкой и из-за этого непригодной к эксплуатации. Задачей отпуска является формирование определенной структуры, обеспечивающей заданные механические и физические свойства.

После закалки сталь находится в неустойчивом состоянии. Её энергия Гельмгольца (свободная энергия) больше, чем в равновесном состоянии, которое формируется при очень медленном охлаждении из области аустенита. Такое повышение свободной энергии закаленной стали связано с наличием в ее структуре:

- а) мартенсита - пересыщенного твердого раствора углерода в  $\alpha$ -железе. Пересыщенность твердого раствора обуславливает его неравновесность;
- б) остаточного аустенита, который неустойчив при температурах ниже  $A_1$  ( $727^\circ\text{C}$ ), так как имеет ГЦК решетку вместо решетки ОЦК феррита, устойчивого при этих температурах;
- в) повышенной плотности дефектов кристаллического строения. Плотность дислокаций после закалки достигает  $10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$ , а в отожженной стали она составляет приблизительно  $10^8 \text{ см}^{-2}$ ;
- г) повышение энергии связано также с возникновением остаточных (закалочных) макронапряжений, вызывающих **фазовый наклеп**.

Согласно второму закону термодинамики сталь, представляющая собой термодинамическую систему, должна стремиться к состоянию с минимальным уровнем свободной энергии. Однако при комнатной температуре переход в равновесное состояние затруднен, так как процессы перехода требуют достаточной

диффузионной подвижности атомов. При нагреве эти процессы значительно активизируются.

При нагреве будут протекать **процессы**, в результате которых должны быть устранены рассмотренные выше причины повышения свободной энергии стали.

К ним относятся:

а) распад перенасыщенного твердого раствора мартенсита на ферритно-цементитную смесь, равновесную при температуре ниже  $A_1$ ;

б) распад остаточного аустенита на ферритно-цементитную смесь;

в) уменьшение плотности дефектов за счет развития процессов возврата;

г) снижение уровня закалочных макронапряжений.

Основной процесс при отпуске - распад мартенсита с выделением карбидов. Он происходит в несколько стадий. Уже при комнатной температуре вблизи дислокаций образуются скопления углерода вследствие упругого взаимодействия атомов углерода с дислокациями.

При температурах от  $80 - 100^\circ\text{C}$  до  $150 - 180^\circ\text{C}$  из этих скоплений формируются мельчайшие когерентные выделения метастабильного  $\epsilon$ -карбида ( $\text{Fe}_2\text{C}$ ) имеющего гексагональную кристаллическую решетку.

В результате этого мартенсит оказывается неоднородным по содержанию углерода: в одних участках, где начался распад, он обедняется углеродом а в других участках содержание углерода остается прежним. Распад мартенсита на этой стадии развивается не за счет роста карбидных частиц, а в результате выделения новых частиц карбида в участках мартенсита с исходной концентрацией углерода.

С повышением температуры этот процесс ускоряется, и при  $160 - 200^\circ\text{C}$  во всем объеме мартенсита имеется множество карбидных образований, когерентных исходному раствору. Такая структура называется *отпущенным мартенситом* а отпуск, обеспечивающий ее получение, называется *низким*.

При температуре выше  $180-200^\circ\text{C}$  скорость диффузии углерода в мартенсите увеличивается и становится возможным рост карбидных образований за счет притока атомов углерода из окружающих их областей мартенсита и дальнейшее освобождение последнего от углерода. При отпуске в интервале  $200-300^\circ\text{C}$  одновременно с распадом мартенсита происходит распад остаточного аустенита, который вначале превращается в отпущенный мартенсит, а затем происходит процесс распада этого мартенсита по предыдущей схеме. При температурах выше  $300^\circ\text{C}$   $\epsilon$ -карбид ( $\text{Fe}_2,4\text{C}$ ) превращается в цементит ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), имеющий сложную ромбическую кристаллическую решетку, являющуюся стабильной некогерентной фазой. Особенностью образовавшихся таким образом цементитных частиц является их округлая форма.

При нагреве помимо распада мартенсита и остаточного аустенита происходит частичное устранение дефектов: закалочных вакансий и частично дислокаций за счет протекания возврата.

Полное освобождение  $\alpha$  - раствора от избытка растворенного углерода завершается при отпуске в интервале  $300 - 400^\circ\text{C}$ , в результате чего возникает

структура феррита и мельчайшего цементита, называемая **трооститом отпуска**. Отпуск при 300 - 400°C называется **средним**.

Дальнейшее повышение температуры приводит к тому, что активно развиваются процессы, обуславливающие дальнейшее снижение энергии Гельмгольца за счет коагуляции цементитных частиц, в результате которой уменьшается протяженность межфазной поверхности феррит-цементит.

После отпуска в интервале температур 500 - 600°C формируется структура ферритно-цементитной смеси, именуемая **сорбитом отпуска**. В сорбите отпуска цементитные частицы имеют округлую форму, в отличие от пластинчатой у сорбита, полученного при непрерывном охлаждении из области аустенита (нормализации). Отпуск, при котором получается эта структура, называется **высоким**.

При температурах выше 600°C развиваются процессы рекристаллизации, приводящие к существенному устранению дислокаций и росту зерен феррита.

12,5

Структурные изменения при отпуске вызывают изменение механических свойств

предварительно закаленной стали (рис. 1).

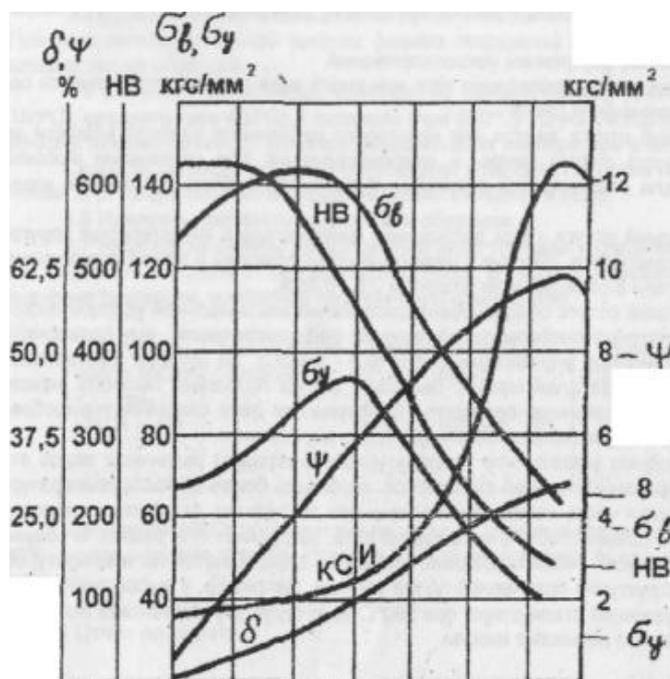


Рис. 1 - Изменение механических свойств стали 40 в зависимости от температуры отпуска и сравнение их со свойствами стали после закалки и отжига.

200 400 600  
температура отпуска, °C

а) уменьшение концентрации углерода в мартенсите приводит к облегчению отрыва дислокаций от атмосфер (скопления атомов углерода около дислокаций);

- б) коагуляция карбидов, приводящая к увеличению межчастичного расстояния, что облегчает перемещение дислокаций;
- в) развитие возврата и рекристаллизации, уменьшающих плотность закрепленных дислокаций;
- г) снижение внутренних макронапряжений.

Необходимость проведения того или иного вида отпуска определяется составом и назначением стали:

- а) низкий отпуск дается для некоторого увеличения ударной вязкости за счет частичного снятия микро- и макронапряжений при сохранении высокой твердости, для стабилизации структуры, физических свойств и размеров изделий;
- б) средний отпуск - для достижения максимальных характеристик упругости, ему подвергаются плоские и цилиндрические пружины и другие пружинящие детали из стали с содержанием углерода 0,5 - 0,65%;
- в) высокий отпуск обеспечивает достижение максимальной ударной вязкости при достаточно высоком сопротивлении деформированию, ему подвергают все конструкционные улучшаемые стали (0,3 - 0,5%С), из которых изготавливают большинство деталей машин. Высокий отпуск позволяет получить наилучшее сочетание конструкционной прочности и пластических характеристик. Совокупность двух способов термообработки - *заковки и высокого отпуска - называют улучшением.*

Необходимо указать, что температурные интервалы различных видов отпуска у легированных сталей смещаются в область более высоких температур, так как большая часть легирующих элементов затрудняет диффузию углерода, повышая тем самым стабильность мартенсита, затрудняет его распад. В общем случае вид отпуска: низкий, средний, высокий - определяется не температурой нагрева, а структурой полученной после отпуска. Например, у высоколегированной быстрорежущей стали отпуск при 560°C дает структуру мартенсита отпуска и в этом случае его называют низким.

### 3. Порядок выполнения работы

Для исследования дается три образца отожженной стали У8.

3.1. Измерить твердость образцов в исходном состоянии.

3.2. Назначить режим заковки (температуру нагрева, время нагрева и выдержки, условия охлаждения).

Для эвтектоидной и за эвтектоидной углеродистой стали:

а)  $T = A_1 + (50+70)^\circ\text{C}$ ;

б) время нагрева и выдержки для достижения выбранной температуры по всему сечению приблизительно определяется из расчета одна минута на 1 мм сечения образца;

в) закалочная среда - вода .

3.3. Провести заковку, для чего поместить все образцы в печь, нагреть до температуры заковки и дать выдержку. После окончания выдержки образцы по одному захватить щипцами за боковую поверхность образца и быстро перенести в закалочный бак с водой, охладить при интенсивном помешивании воды образцом. (Около неподвижного образца образуется паровая рубашка, резко замедляющая охлаждение). При этом скорость охлаждения будет не менее 300°C/с, что

обеспечивает получение структуры мартенсита с твердостью не ниже 60 HRC при содержании углерода 0,8 %.

3.4. Проверить результаты закалки путем измерения твердости образцов. При неудовлетворительной закалке (низкая твердость) произвести повторную закалку тех же образцов.

3.5. Отпустить закаленные образцы, по одному образцу для низкого (при 180°C), среднего (при 400°C) и высокого (при 650°C) отпуска в соответствующих печах в течение 30 мин. (с момента выравнивания температуры в печи).

Скорость охлаждения после отпуска для углеродистой стали не имеет значения.

Для ускорения работы образцы можно охладить в воде.

3.6. Измерить твердость отпущенных образцов.

3.7 Результаты работы представить в виде таблицы и графика - зависимости твердости HB стали от температуры отпуска. В таблицу записывают среднее значение твердости, найденное по двум-трем измерениям.

Твердость после закалки		Температура отпуска, °C	Твердость после отпуска			Структура стали после отпуска
HRC	HB		HRC	HRB	HB	
				I		

Измерения HRC проводят после закалки, низкого и среднего отпусков, по HRB - после высокого отпуска. Перевод в HB осуществляют по стандартной таблице.

#### 4. Отчет по работе

Отчет должен содержать:

- а) цель работы;
- б) материал для исследований;
- в) порядок выполнения работы;
- г) описание и объяснение влияния температуры отпуска на структуру и свойства закаленной стали;
- д) выводы (краткий ответ на поставленную цель работы}.

#### 5. Контрольные вопросы

1. Можно ли использовать закаленную сталь без отпуска?
2. Что является движущей силой структурных изменений при отпуске?
3. Чем отличается структура сорбита, полученного нормализацией, от структуры сорбита отпуска?
4. Каков механизм снятия микронапряжений, обусловленных избыточной плотностью дефектов при отпуске?