

МЕЖГОСУДАРСТВЕННОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ  
ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ  
«БЕЛОРУССКО-РОССИЙСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Кафедра «Технологии металлов»

# ХИМИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

*Методические рекомендации к лабораторным работам  
для студентов направления подготовки 27.03.05 «Инноватика»  
очной формы обучения*

Часть 2



Могилев 2023

УДК 54: 669  
ББК 24:30.3  
Х46

Рекомендовано к изданию  
учебно-методическим отделом  
Белорусско-Российского университета

Одобрено кафедрой «Технологии металлов» «24» октября 2022 г.,  
протокол № 4

Составитель канд. техн. наук, доц. А. И. Хабибуллин

Рецензент канд. техн. наук О. В. Благодарная

Содержатся основные теоретические положения и методические указания к выполнению лабораторных работ по технологии обработки материалов по курсу «Химия и материаловедение» для студентов направления подготовки 27.03.05 «Инноватика» очной формы обучения.

Учебное издание

## ХИМИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Часть 2

Ответственный за выпуск	Д. И. Якубович
Корректор	И. В. Голубцова
Компьютерная верстка	Н. П. Полевничая

Подписано в печать . Формат 60×84/16. Бумага офсетная. Гарнитура Таймс.  
Печать трафаретная. Усл. печ. л. . Уч.-изд. л. . Тираж 16 экз. Заказ №

Издатель и полиграфическое исполнение:  
Межгосударственное образовательное учреждение высшего образования  
«Белорусско-Российский университет».  
Свидетельство о государственной регистрации издателя,  
изготовителя, распространителя печатных изданий  
№ 1/156 от 07.03.2019.  
Пр-т Мира, 43, 212022, г. Могилев.

© Белорусско-Российский  
университет, 2023

## Содержание

9 Лабораторная работа № 9. Микроскопический метод исследования металлов и сплавов.....	4
10 Лабораторная работа № 10. Структура и свойства углеродистой стали в равновесном состоянии .....	7
11 Лабораторная работа № 11. Изучение зависимости между структурой и свойствами чугунов .....	12
12 Лабораторная работа № 12. Закалка стали .....	15
13 Лабораторная работа № 13. Отпуск закаленной стали .....	19
14 Лабораторная работа № 14. Изучение зависимости между структурой и свойствами стали после различных видов термической обработки.....	23
15 Лабораторная работа № 15. Химико-термическая обработка стали.....	28
16 Лабораторная работа № 16. Изучение зависимости между структурой и свойствами легированных сталей.....	33
17 Лабораторная работа № 17. Цветные металлы и сплавы.....	37
Список литературы.....	42

## Часть 2

### 9 Лабораторная работа № 9. Микроскопический метод исследования металлов и сплавов

**Цель работы:** ознакомление с процессом приготовления микрошлифов; изучение устройства металлографического микроскопа и приобретение практических навыков работы на нем; проведение микроанализа сплавов; приобретение навыков зарисовки простейших микроструктур.

**Оборудование:** микроскринер МС ЛабоМет-1; шлифовально-полировальная машина FORCIPOL IV с автоматической головкой FORCIMAT.

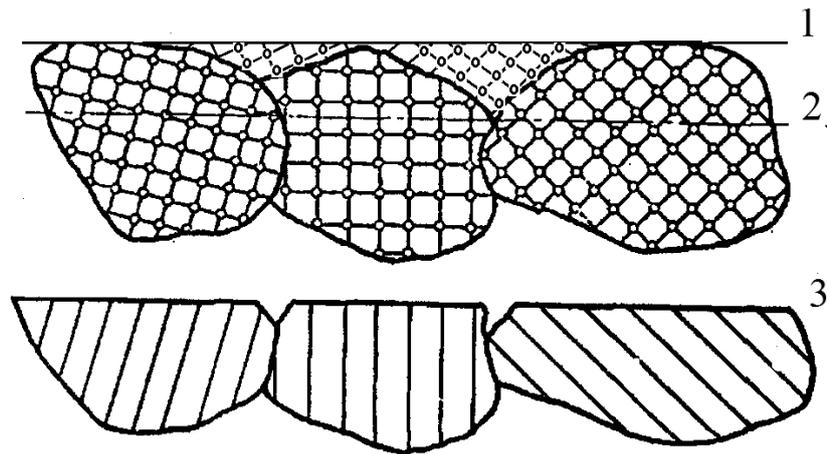
*Микроскопический метод исследования металлов и сплавов, или кратко микроанализ, изучает структуру металла при помощи микроскопа на специально подготовленных образцах. Строение металлов, изучаемое при микроанализе, называется микроструктурой.*

Для микроанализа вырезают образец, изготавливают из него шлиф, полируют рабочую поверхность, производят травление поверхности специальными реактивами и исследуют структуру при помощи микроскопа.

Для выявления микроструктуры образец подвергают травлению, которое позволяет определить число, размеры, форму, расположение и соотношение фаз и структурных составляющих. Перед травлением поверхность обезжиривается спиртом, а затем погружается в реактив для выявления микроструктуры. Травление заключается во взаимодействии металла микрошлифа с химически активными растворами. Так как структура поверхности микрошлифа неоднородна, то различные ее составляющие имеют различный электродный потенциал и при погружении в реактив поверхность будет представлять собой целый комплекс микрогальванических элементов. Участки поверхности микрошлифа с более низким потенциалом играют роль анодов и будут растворяться. Более интенсивно протравливаются границы зерен металла, которые обычно больше обогащены различными примесями, а это способствует образованию микрогальванических элементов. В результате на границах зерен после травления образуются углубления и поверхность микрошлифа будет иметь сложный микро-рельеф, характеризующий строение металла (рисунок 9.1).

Обычно, железоуглеродистые сплавы травят в 4–5-процентном растворе азотной кислоты в этиловом спирте, при этом выявляются форма, размер и распределение фаз и структурных составляющих сплава.

Для микроскопического исследования структуры металлов используется микроскринер на базе металлографического микроскопа ЛабоМет-1, который рассматривает предметы в отраженном свете и может использоваться для исследования строения непрозрачных предметов (металлов, пластмасс, металло-керамики и т. д.).



1 – поверхность образца; 2 – поверхность микрошлифа; 3 – поверхность микрошлифа после травления

Рисунок 9.1 – Поверхностный слой микрошлифа после травления

*Объектив* представляет собой систему линз, обращенных к рассматриваемому объекту. *Окуляр* – это система линз, обращенных к глазу наблюдателя. Окуляры дают мнимое увеличенное изображение, полученное объективом. Микроанализ позволяет проводить не только качественное исследование структуры металла, но и количественное, например, измерение величины зерна, глубины слоя, число и соотношение фаз.

Для определения цены деления дисплея используется объект-микрометр.

*Объект-микрометр* – стеклянная или металлическая пластинка, на которую нанесена шкала длиной в 1 мм с ценой деления 10 мкм (0,01 мм).

На дисплее микроскринера (рисунок 9.2) размещены деления (вертикальные и горизонтальные). Для определения цены деления дисплея объект-микрометр устанавливается вместо шлифа на предметный столик и совмещаются шкалы объект-микрометра и линии на дисплее. После совмещения совпадающих участков шкал проводится вычисление цены деления дисплея по формуле

$$C_{\text{дис}} = C_{\text{об}} T_{\text{дис}} / A_{\text{ок}},$$

где  $C_{\text{об}}$  – цена деления объект-микрометра,  $C_{\text{об}} = 0,01$  мм;

$T_{\text{дис}}$  – число делений на дисплее, совпавших с числом делений окуляр-микрометра  $A_{\text{ок}}$ .

Зная цену деления дисплея микроскринера, можно измерить интересующий микрообъект, помещая его на предметный столик.

Например, средняя величина зерна  $d_z$  исследуемого металла или сплава может быть вычислена следующим образом:

$$d_z = C_{\text{дис}} N_{\text{дис}} / n_z,$$

где  $C_{\text{дис}}$  – цена деления на дисплее микроскринера, мм;

$N_{disc}$  – число делений на дисплее микроскринера, в границах которых подсчитывалось количество зерен;

$n_z$  – среднее число зерен, уместившихся на отрезке длиной  $L_{disc}N_{disc}$  при горизонтальном и вертикальном положениях шкал дисплея.

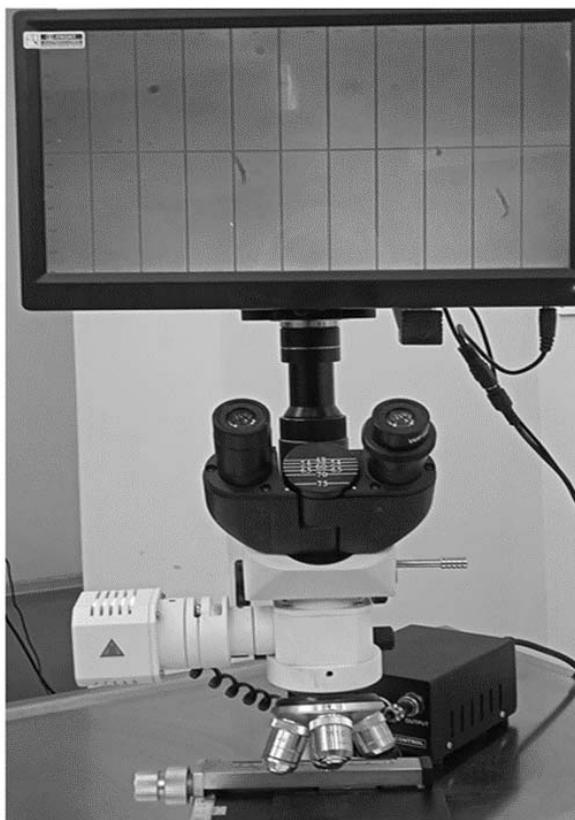


Рисунок 9.2 – Общий вид микроскринера

Считая приблизительно средний линейный размер зерна равным среднему диаметру зерна, площадь зерна определяется по формуле

$$S_{cp} = (\pi \cdot d_{cp}^2) / 4.$$

Рассчитав площадь зерна, можно определить его номер по таблице 9.1. Чем меньше размер зерна, тем выше комплекс механических свойств образца (при снижении размеров зерна от № 1 до 14 прочность любого сплава возрастает в 7–8 раз). Это объясняется тем, что границы зерен являются препятствиями для движения дислокаций.

### Задание

- 1 Изучить процесс приготовления микрошлифов и их травления.
- 2 Изучить устройство микроскринера и освоить приемы работы на нем. Зарисовать оптическую схему микроскопа.
- 3 Исследовать микрошлиф после травления и зарисовать структуру.
- 4 Определить величину зерна материала микрошлифа и установить его номер.

Таблица 9.1 – Зависимость между номером зерна и его площадью

Номер зерна	Площадь зерна, мкм <sup>2</sup>		
	наименьшая	средняя	наибольшая
1	40 000	64 000	80 000
2	20 000	32 000	40 000
3	10 000	16 000	20 000
4	5 000	8 000	10 000
5	2 500	4 000	5 000
6	1 250	2 000	2 500
7	625	1 000	1 250
8	312	500	625
9	156	250	312
10	78	125	156
11	38	62	78
12	19	31	38
13	10	16	20
14	5	8	10

*Примечание:* зерна № 1–4 считаются крупными, а свыше № 6 – мелкими

### ***Контрольные вопросы***

- 1 Изложите методику приготовления и травления шлифов.
- 2 Укажите составные части микроскопа и их назначение.
- 3 Как определяется цена деления дисплея микроскринера?
- 4 Как определяется размер зерна сплава?
- 5 Почему при измельчении зерен повышаются механические свойства сплава?

## **10 Лабораторная работа № 10. Структура и свойства углеродистой стали в равновесном состоянии**

***Цель работы:*** изучение диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов; анализ превращений, происходящих в сплавах при изменении температуры и концентрации; установление зависимости между структурой и свойствами стали.

***Оборудование:*** микроскринер МС ЛабоМет-1.

Под *равновесным* понимается такое состояние, при котором все фазовые превращения в сплаве полностью закончились в соответствии с диаграммой состояния. Это имеет место только при очень малых скоростях изменения темпе-

ратуры. Равновесное состояние соответствует минимальному значению свободной энергии и не подвергается самопроизвольному изменению во времени, поэтому оно называется стабильным. Превращения, протекающие в сталях в равновесном состоянии, описываются диаграммой «железо – цементит», представленной на рисунке 10.1.

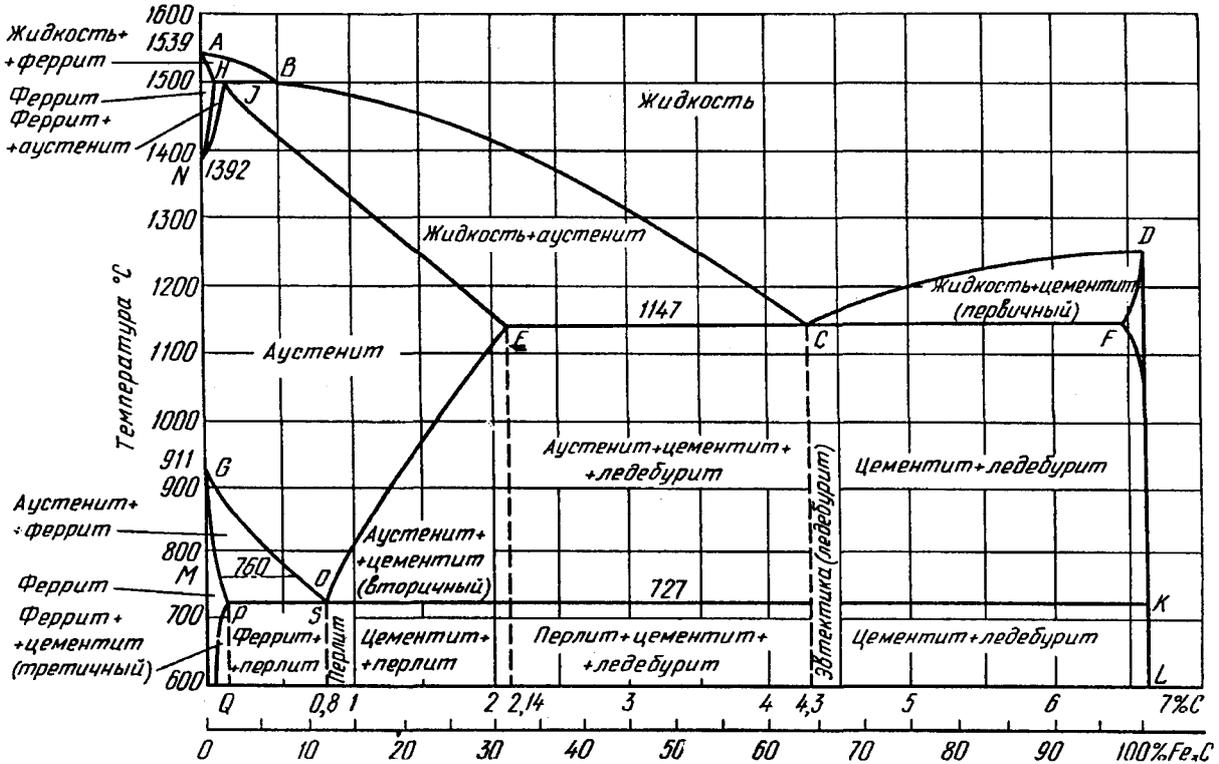


Рисунок 10.1 – Диаграмма «железо – цементит»

В железоуглеродистых сплавах могут присутствовать следующие твердые фазы: *феррит*, *аустенит*, *цементит*.

*Феррит* – твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железе, имеющем объемно-центрированную кубическую решетку. На диаграмме «железо – цементит» существуют две области феррита – высокотемпературная область *ANH* и низкотемпературная область *GPO*. Максимальная растворимость в высокотемпературной области составляет 0,10 % (точка *H*), в низкотемпературной области 0,02 % (точка *P*). Содержание углерода при комнатной температуре – 0,01 %. Феррит мягок и пластичен ( $\sigma_s = 200...300$  МПа,  $\delta = 20\%...50\%$ , 80...100 НВ).

*Аустенит* – твердый раствор внедрения углерода в  $\gamma$ -железе, имеющем гранецентрированную кубическую решетку. На диаграмме «железо – цементит» аустенит занимает область *NJESG*. Максимальная растворимость углерода в аустените – 2,14 % (точка *E*). По механическим свойствам аустенит близок к ферриту. Горячую обработку давлением проводят в области существования аустенита (однофазный твердый раствор характеризуется высокой пластичностью).

*Цементит* – химическое соединение железа с углеродом – карбид железа,

химическая формула которого  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Содержание углерода в цементите равно 6,67 %. Цементит обладает высокой твердостью ( $\approx 62 \text{ HRC}$ ) и хрупкостью. Он имеет сложную ромбическую решетку.

Ниже линий  $NJ$  и  $JE$  сплавы имеют однородную аустенитную структуру.

При температуре  $727 \text{ }^\circ\text{C}$  (линия  $PSK$ ) сплавы претерпевают *эвтектоидное превращение*. При эвтектоидном превращении аустенит, имеющий при этой температуре концентрацию углерода, соответствующую точке  $S$  (0,8 % C), распадается с образованием *эвтектоидной смеси* – перлита (феррита состава точки  $P$  (0,02 % C) и цементита):



Эвтектоидная смесь феррита и цементита, образующаяся в результате эвтектоидного распада аустенита называется *перлитом*.

Железоуглеродистые сплавы в зависимости от содержания углерода делятся на три группы: *техническое железо, стали, чугуны*.

*Техническое железо* – это сплавы с содержанием углерода менее 0,02 % (точка  $P$ ). Как следует из диаграммы «железо – цементит», техническое железо имеет структуру феррита (или феррита и цементита третичного, который в виде отдельных мелких включений располагается по границам зерен феррита) (рисунок 10.2, *а*). Третичный цементит выделяется из феррита в результате снижения растворимости углерода при уменьшении температуры от эвтектоидной до комнатной.

*Стали* – это сплавы с содержанием углерода от 0,02 % (точка  $P$ ) до 2,14 % (точка  $E$ ). В структуре стали по мере увеличения содержания углерода возрастает доля цементита и уменьшается доля феррита. Это приводит к повышению твердости и прочности стали, снижению ее пластичности и изменению технологических свойств. В зависимости от содержания углерода стали по своей структуре делятся на *доэвтектоидные, эвтектоидные и заэвтектоидные*.

*Доэвтектоидные стали* содержат от 0,02 % углерода (точка  $P$ ) до 0,8 % углерода (точка  $S$ ). Они имеют структуру феррита (светлые зерна) и перлита (темные зерна) (рисунок 10.2, *б, в*). С увеличением содержания углерода прямо пропорционально увеличивается содержание перлита. При концентрации углерода в стали 0,8 % количество перлита равно 100 %. Зная площадь, занимаемую перлитом, можно определить содержание углерода в углеродистой стали:

$$C = 0,8П / 100,$$

где  $П$  – площадь, занимаемая перлитом.

*Эвтектоидная сталь* содержит 0,8 % углерода (точка  $S$ ) и состоит из перлита (рисунок 10.2, *г*).

*Заэвтектоидная сталь* содержит от 0,8 % углерода (точка  $S$ ) до 2,14 % углерода (точка  $E$ ). Ее структура состоит из перлита и цементита (рисунок 10.2, *д*).

Структура и свойства стали определяются количеством углерода в ней. Доэвтектоидные стали, содержащие до 0,8 % углерода, являются *конструкционными*, предназначенными для изготовления деталей машин (машиностроительные стали), конструкций и сооружений (строительные стали). В значитель-

ной мере свойства углеродистых сталей, а следовательно, и область их применения зависят от содержания в них вредных примесей серы и фосфора. Чем меньше их в стали, тем выше ее качество.

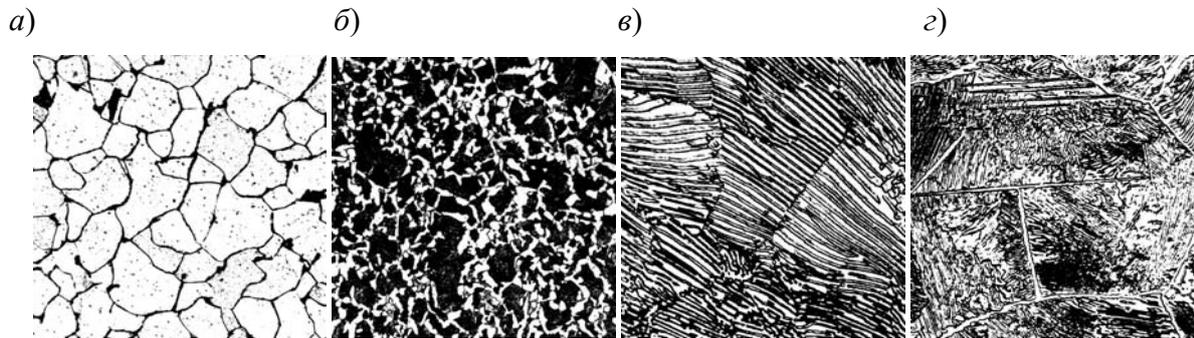


Рисунок 10.2 – Микроструктура технического железа (а), доэвтектоидных (б), эвтектоидной (в) и заэвтектоидной (г) сталей

Стали *обыкновенного качества*, наиболее дешевые, являются конструкционными сталями общего назначения и содержат до 0,07 % фосфора, 0,06 % серы, 0,06 %...0,49 % углерода. По гарантируемым свойствам они подразделяются на три группы – А, Б, В. В сталях группы А гарантируются механические свойства; группы Б – химический состав; группы В – механические свойства и химический состав.

Сталь группы А маркируется буквами Ст и номером 0, 1, 2, ..., 6, например Ст1. В сталях группы Б перед буквами Ст ставится буква Б, например БСт2. В сталях группы В перед буквами Ст ставится буква «В», например ВСт3. С увеличением условного номера повышается содержание углерода в стали, что приводит к увеличению прочностных свойств и снижению пластичности и свариваемости.

*Стали группы А* применяются для изготовления рядового проката (швеллеров, уголков, листов, прутков, труб и др.), используемого для клепанных и болтовых конструкций (исключая сварные), а также для малонагруженных деталей машин, *не подвергаемых нагреву в процессе обработки*.

*Стали группы Б* применяются для изготовления изделий, *подвергаемых нагреву* (горячей обработке давлением, сварке, термической обработке).

*Стали группы В* применяются для изготовления сварных конструкций, подвергаемых расчетам на прочность.

В конце марки стали ставятся буквы «кп», «пс», «сп». Буквы «кп» показывают, что сталь кипящая, «пс» – полуспокойная, «сп» – спокойная.

*Качественная* конструкционная сталь содержит вдвое меньше серы и фосфора и отличается более высокими механическими свойствами. Она маркируется цифрами, например 08, 10, ..., 80, показывающими содержание углерода в сотых долях процента.

*Низкоуглеродистые стали*, содержащие углерода до 0,25 %, обладают низкой прочностью, но высокой пластичностью и хорошей свариваемостью. Основные области применения этих сталей:

– изготовление изделий *холодной штамповкой*;

- для различных *сварных соединений*;
- для деталей, *упрочняемых цементацией*.

Кроме того, из них изготавливают детали неответственного назначения.

*Среднеуглеродистые стали* марок 30...50 предназначаются для *ответственных деталей* высокой прочности с вязкой сердцевиной (зубчатые колеса, шатуны, коленчатые валы, распределительные валы, винты, оси, втулки, рычаги и др.). Как правило, детали из этих сталей подвергаются улучшению (закалке и высокому отпуску).

*Высокоуглеродистые стали* 55...85 применяются для *пружин, рессор*.

*Углеродистая инструментальная сталь*, содержащая углерода от 0,7 % до 1,3 % применяется для изготовления различных инструментов. Эта сталь производится следующих марок: У7...У13. Здесь «У» означает «углеродистая инструментальная сталь», число после «У» - содержание углерода в *десятих долях* процента (например, У12 содержит углерода 1,2 %).

Стали марок У7 и У8 вязче других, т. к. не имеют в структуре цементита, и они идут на изготовление *ударных инструментов* – молотков, зубил, топоров, кернеров, стамесок, долот, штампов и т. д.

Стали У9...У11 имеют меньшую вязкость и немного большую твердость (т. к. в их структуре содержится небольшое количество цементита) и используются для изготовления *резцов, сверл, метчиков, лерок*.

Стали У12 и У13 обладают низкой вязкостью и наибольшей твердостью и используются для изготовления *инструмента, не испытывающего ударных нагрузок* (напильников, бритв, рашпилей и т. п.).

### **Задание**

- 1 Зарисовать диаграмму «железо – цементит».
- 2 Дать определение фазам и структурным составляющим в сталях (доэвтектоидной, эвтектоидной, заэвтектоидной).
- 3 Определить содержание углерода в предложенном образце.
- 4 Изучить и зарисовать микроструктуру предложенных шлифов; указать фазы и расставить структурные составляющие.

### **Контрольные вопросы**

- 1 Дайте определение фазам, присутствующим в сталях, и укажите содержание углерода в них.
- 2 Дайте классификацию углеродистых сталей по качеству, содержанию углерода и назначению.
- 3 Изучите маркировку сталей и укажите области применения перечисленных сталей: Ст2, БСт3, ВСт4, Ст6; 08кп, 10, 15, 20, 25, 30, 40, 50, 60, 75, 80; У7, У8, У10А, У11, У12, У13.

## 11 Лабораторная работа № 11. Изучение зависимости между структурой и свойствами чугунов

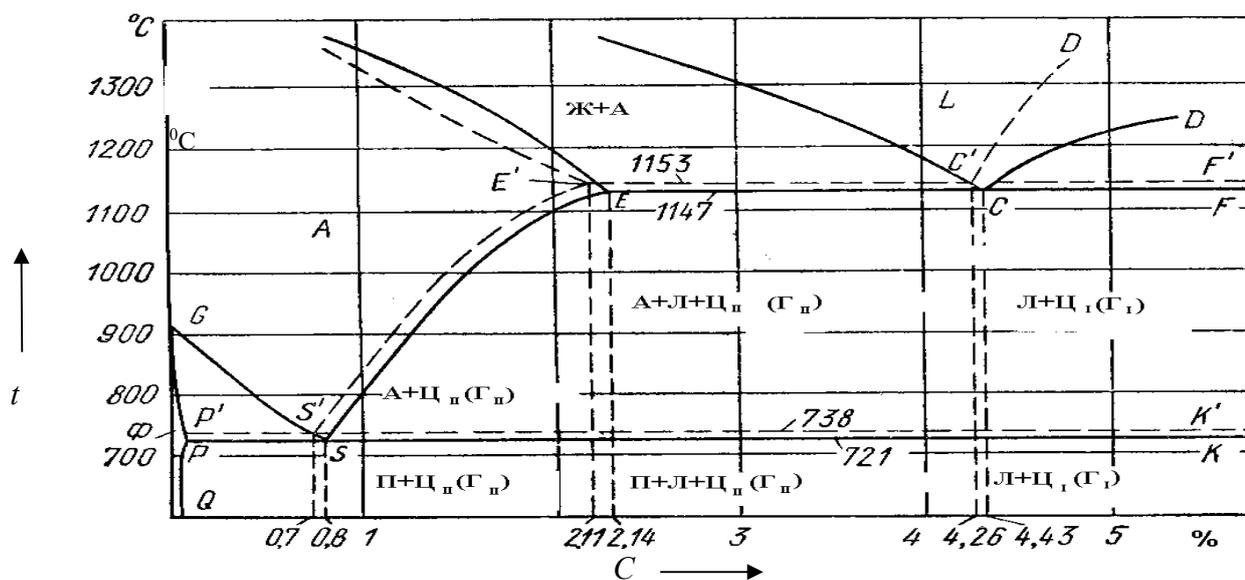
**Цель работы:** изучение микроструктуры чугунов разных марок, их свойств и области применения.

**Оборудование и инструмент:** микроскринер МС ЛабоМет-1.

Чугунами называют железоуглеродистые сплавы, содержащие более 2,14 % углерода. Главным фактором, определяющим свойства, а следовательно, и область использования чугуна, является его структура. Наличие в его структуре *эвтектики* обуславливает высокие литейные свойства и низкую пластичность, поэтому в машиностроении чугун является одним из основных *литейных* материалов.

По структуре чугуны делят на белые (БЧ), серые (СЧ), ковкие (КЧ) и высокопрочные (ВЧ).

Основной особенностью *белых чугунов* является то, что в них углерод связан в химическое соединение – цементит ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Структура белых чугунов описывается метастабильной диаграммой «Fe–Fe<sub>3</sub>C» (рисунок 11.1).



Сплошные линии – диаграмма «Fe–Fe<sub>3</sub>C» (характерна при больших скоростях охлаждения); штриховые – диаграмма «Fe – графит» (характерна при малых скоростях охлаждения)

Рисунок 11.1 – Диаграмма «железо – углерод»

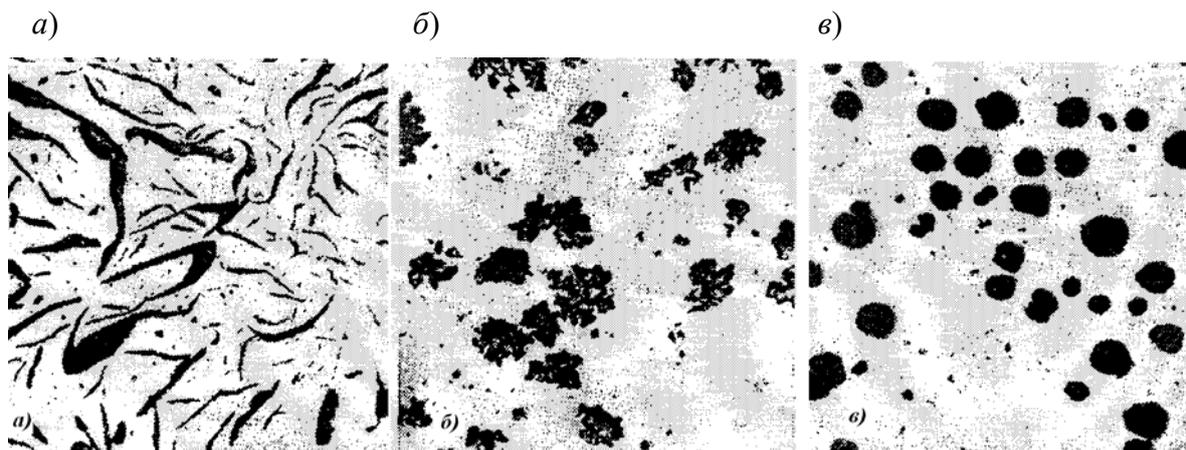
Высокая твердость и хрупкость цементита определяют свойства белого чугуна и не позволяют использовать его в качестве конструкционного материала. Образование белого чугуна происходит при *больших скоростях охлаждения* (например, при литье в кокиль).

Чугуны подразделяются на *дозэвтектические* ( $C < 4,3 \%$ ), *эвтектические*

( $C = 4,3\%$ ) и *заэвтектические* ( $C > 4,3\%$ ).

В *сером, ковком и высокопрочном* чугунах углерод выделяется в виде графита.

Причем в сером чугуне графит имеет пластинчатую форму, в ковком – хлопьевидную и в высокопрочном – шаровидную (рисунок 11.2). Включения графита располагаются в металлической основе, которая может быть ферритной, перлитной или ферритно-перлитной. Схема структуры этих материалов приведена на рисунке 11.3.



*а* – пластинчатая в сером; *б* – хлопьевидная в ковком; *в* – шаровидная

Рисунок 11.2 – Форма графитных включений в чугуне

<i>Металлическая основа</i>	<i>Форма графитных включений</i>		
	<i>Пластинчатая</i>	<i>Хлопьевидная</i>	<i>Шаровидная</i>
<i>Феррит</i>			
<i>Феррит + перлит</i>			
<i>Перлит</i>			

Рисунок 11.3 – Классификация чугуна по структуре металлической основы и форме графитных включений

*Серые чугуны* содержат  $3,0\% \dots 3,7\% C$ ;  $1,2\% \dots 2,6\% Si$ . Высокое содержание кремния в сером чугуне объясняется тем, что кремний является сильным

графитообразующим элементом.

В отличие от сталей чугуны: обладают отличными литейными свойствами; хорошо поглощают колебания при вибрациях; обладают высокими антифрикционными свойствами из-за смазывающей способности графита; хорошо обрабатываются резанием; дешевы и просты в изготовлении; мало чувствительны к надрезам при циклическом нагружении.

Отливки изготавливают из чугуна следующих марок: СЧ10...СЧ35. Цифры в обозначении марки соответствуют минимальному пределу прочности при растяжении  $\sigma_B$ , кгс/мм<sup>2</sup>.

Из чугунов изготавливают тормозные барабаны, крышки, блоки цилиндров, гильзы цилиндров, маховики и др. В станкостроении он является основным конструкционным материалом (станины станков, столы, шпиндельные бабки и пр.).

*Высокопрочный чугун* получают модифицированием (микролегированием) жидкого чугуна присадками (0,1 %...0,5 % магния, церия, иттрия).

Модифицирование приводит к образованию графита шаровидной формы, негативное влияние которого на прочность материала значительно ниже, чем пластинчатого (концентрация напряжений в зоне надреза металлической основы графитовыми включениями обратно пропорциональна радиусу скругления) (рисунок 11.4).

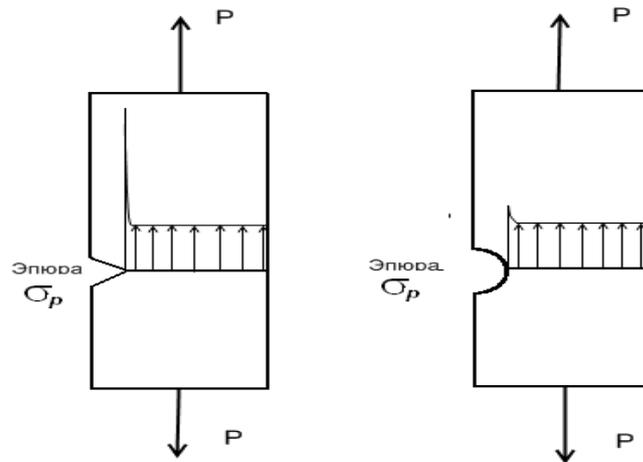


Рисунок 11.4 – Влияние формы надреза металлической основы на величину растягивающих напряжений

Отливки изготавливают из чугуна следующих марок: ВЧ35...ВЧ120. Высокопрочный чугун широко применяется в практике взамен стальных изделий, обеспечивая их надежность и долговечность в различных режимах эксплуатации. Широкое использование ВЧ в деталях машин, наряду с их надежностью, является мощным резервом снижения расхода материалов, себестоимости изделий и улучшения показателей их работы. В мировой практике ВЧ применяют для литья блоков цилиндров, шатунов, головок блоков, тормозных барабанов, дисков сцепления, поршневых колец, коленчатых и распределительных валов, зубчатых колес и ряда других деталей. Столь широкое применение ВЧ обусловлено уни-

кальным сочетанием физико-механических и литейных свойств, превосходящих свойства многих сталей. Например, стоимость коленчатого вала, изготовленного из ВЧ в 2 раза меньше, при 3-кратном увеличении срока службы.

*Ковкий чугун* получают путем отжига белого доэвтектического чугуна. При ускоренном охлаждении в отливке формируется структура белого доэвтектического чугуна (П + Л + ЦII). После охлаждения отливку подвергают графитизирующему отжигу, в процессе которого неустойчивая фаза – цементит – распадается с образованием графита хлопьевидной формы.

Выпускаются следующие марки ковких чугунов: КЧ30-12...КЧ80-1,5. Первое число – предел прочности при растяжении  $\sigma_b$ , кгс/мм<sup>2</sup>, второе число – относительное удлинение  $\delta$ , %. Перечень изделий из КЧ весьма разнообразен (аналогичен высокопрочным чугунам). Недостатком технологического процесса получения КЧ является длительный отжиг отливок, повышающий стоимость изделий.

### **Задание**

- 1 Вычертить участок диаграммы состояния «Fe–Fe<sub>3</sub>C».
- 2 Дать характеристику различным чугунам, зарисовать микроструктуру. Указать области применения и преимущества перед сталями.

### **Контрольные вопросы**

- 1 Дайте классификацию чугунов, опишите процесс их структурообразования.
- 2 Перечислите преимущества чугунов перед сталями, укажите области применения чугунов марок СЧ15, СЧ20, СЧ28, СЧ30, СЧ35; КЧ30-12, КЧ60-3, КЧ80-1,5; ВЧ120.

## **12 Лабораторная работа № 12. Закалка стали**

**Цель работы:** изучение основ теории и технологии закалки сталей.

**Оборудование и инструмент:** печь SNOL 05/1250; заготовки стали 40; закалочные емкости; твердомер Роквелла ТР 5014.

*Закалкой* называется вид термической обработки, который заключается в нагреве стали на 30 °С...50 °С выше температур критических точек  $A_{c1}$  или  $A_{c3}$  (рисунки 12.1 и 12.2), выдержке при этих температурах (для завершения фазовых превращений) и последующем охлаждении со скоростью выше критической  $V_k$  (рисунок 12.3).

Под *критической скоростью* закалки понимается минимальная скорость охлаждения, обеспечивающая бездиффузионное превращение аустенита в мартенсит. *Целью закалки* является повышение твердости, прочности и долговечности механизмов машин и инструмента. В зависимости от температуры нагре-

ва закалку подразделяют на *полную* и *неполную*. В первом случае сталь нагревается выше температур  $A_{c3}$  или  $A_{cm}$  в область аустенита (см. рисунок 12.2).

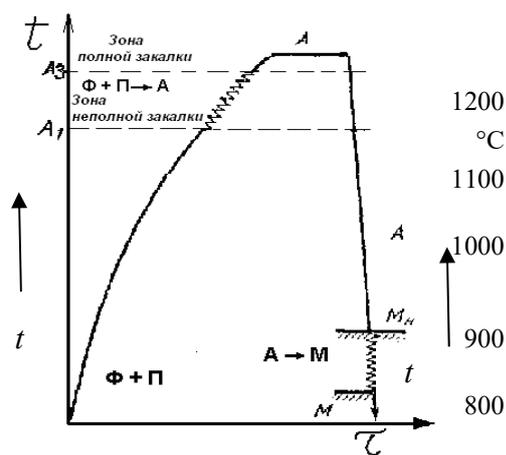


Рисунок 12.1 – Температурный режим закалки

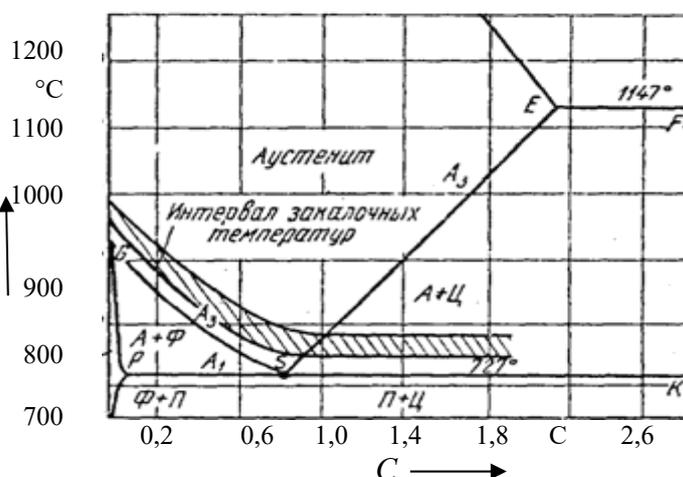


Рисунок 12.2 – Диаграмма «Fe–Fe<sub>3</sub>C»

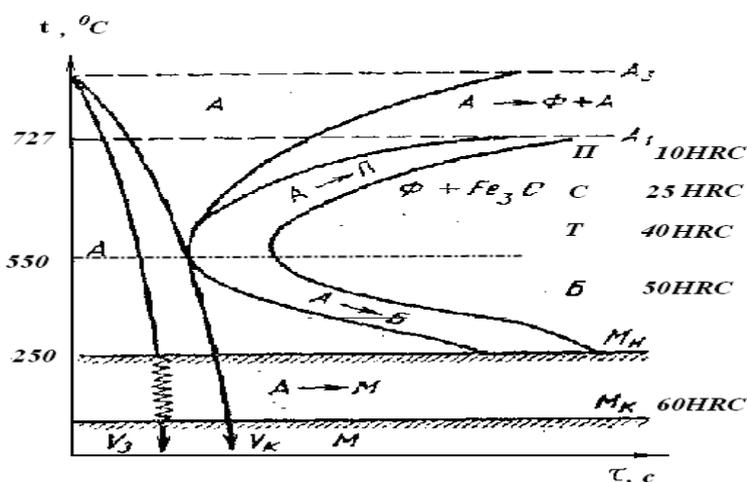


Рисунок 5.3 – Диаграмма изотермического превращения переохлажденного аустенита

Во втором – выше температуры  $A_{c1}$ , но ниже  $A_{c3}$  или  $A_{cm}$  в область, где наряду с аустенитом в доэвтектоидной стали присутствует феррит, а в заэвтектоидной – цементит (см. рисунок 12.2).

Все доэвтектоидные стали ( $< 0,8 \% C$ ) должны подвергаться полной закалке. Нагрев осуществляется на  $30\text{ }^{\circ}\text{C} \dots 50\text{ }^{\circ}\text{C}$  выше точки  $A_{c3}$  (см. рисунок 12.2, линия  $GS$ ). При этом сталь с исходной структурой феррита и перлита при нагреве переходит в аустенитное состояние.

При последующем охлаждении со скоростью выше критической (см. рисунок 12.3) аустенит превращается в закалочную структуру – мартенсит. Такой нагрев является оптимальным, т. к. обеспечивает мелкое зерно аустенита при нагреве и мелкоигольчатый мартенсит с вязким изломом после охлаждения. Нагрев доэвтектоидной стали значительно выше точки  $A_{c3}$  приводит к перегре-

ву (укрупнению зерна аустенита), а последующее быстрое охлаждение – к получению крупногольчатого мартенсита, что ухудшает вязкость стали.

Нагрев доэвтектоидной стали в область межкритических температур (выше  $A_{c1}$ , но ниже  $A_{c3}$ ) не обеспечит растворения исходного феррита в аустените. Аустенит при закалке превратится в мартенсит, а оставшийся феррит снизит прочностные свойства стали. Поэтому такой нагрев для доэвтектоидной стали является браком термообработки (неполная закалка) и структура будет состоять из мартенсита и феррита.

Заэвтектоидные стали ( $> 0,8 \% C$ ) подвергаются неполной закалке, т. е. нагреваются до температуры на  $30\text{ }^{\circ}\text{C} \dots 50\text{ }^{\circ}\text{C}$  выше точки  $A_{c1}$  ( $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). При таком нагреве из перлита образуется аустенит, а избыточный цементит сохраняется. После охлаждения со скоростью выше критической аустенит превращается в структуру закаленной стали – мартенсит, а цементит без изменения сохраняется в мартенситной основе и обеспечивает большую твердость и износостойкость инструментальных сталей.

В реальных условиях наблюдаются нарушения режимов нагрева и имеет место неполная закалка изделий из доэвтектоидных сталей (вследствие недостаточной температуры печи), а также полная закалка изделий из заэвтектоидных сталей (вследствие повышенной температуры печи), приводящие к браку термообработки – снижению твердости. В заэвтектоидных сталях при полной закалке цементит растворяется в аустените, поэтому в структуре будет отсутствовать цементит. Таким образом, для заэвтектоидных сталей оптимальной будет неполная закалка.

На температурный интервал мартенситного превращения влияет содержания углерода в аустените (рисунок 12.4).

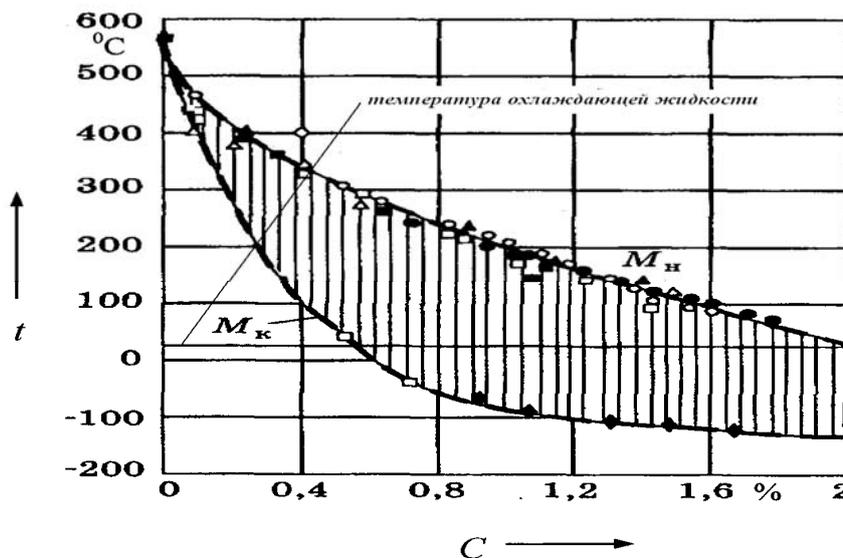


Рисунок 12.4 – Изменение температурного интервала мартенситного превращения в зависимости от содержания углерода в аустените

Верхняя кривая представляет собой линию температур начала образования кристаллов мартенсита, нижняя – конец процесса образования мартенсита. Чем

больше содержание углерода в аустените, тем ниже температуры начала и конца закалки. Заштрихованная зона состоит из мартенсита и аустенита. В соответствии с этой схемой после закалки сталей с содержанием углерода более 0,5 % в структуре *всегда будет присутствовать остаточный аустенит* (см. точку пересечения линий конца мартенситного превращения и температуры охлаждающей жидкости). Остаточный аустенит ухудшает свойства закаленной стали.

Скорость охлаждения регулируется видом охлаждающей среды. Для углеродистых сталей необходимая скорость достигается при охлаждении в воде (в водных растворах), для легированных – в масле или на воздухе.

Мартенситное превращение носит бездиффузионный характер, т. е. не сопровождается диффузионным перераспределением углерода и железа в решетке. При мартенситном превращении происходит лишь переход кубической гранцентрированной решетки аустенита ( $\gamma$ -твердого раствора) в тетрагональную объемно-центрированную решетку  $\alpha$ -твердого раствора.

Особенность мартенситного превращения состоит в том, что весь углерод, находящийся в аустените ( $\gamma$ -твердом растворе), переходит в  $\alpha$ -твердый раствор. Пересыщение углеродом  $\alpha$ -твердого раствора вызывает искажение ОЦК решетки  $Fe_\alpha$ , т. е. приводит к образованию тетрагональной ( $c/a > 1$ ) кристаллической решетки. Поэтому структура закаленной стали – *мартенсит* – представляет собой пересыщенный твердый раствор углерода в  $\alpha$ -железе.

Особенностью мартенсита является его высокая твердость и прочность. В сталях с содержанием 0,6 % С твердость мартенсита достигает ~ 60 HRC. Высокая твердость мартенсита объясняется большими внутренними напряжениями в растянутой решетке  $Fe_\alpha$ , созданием микро- и субмикроскопической неоднородности строения с равномерным ее распределением по объему, т. е. большим числом нарушений кристаллического строения.

В случае охлаждения аустенита со скоростями меньшими критической, вместо мартенсита в интервале температур 720 °С...550 °С образуются феррито-цементитные смеси (см. рисунок 12.3), получившие название «перлит», «сорбит», «троостит» (П, С, Т). По мере увеличения скорости охлаждения дисперсность смеси возрастает, что приводит к повышению твердости и прочности. Наиболее грубой смесью является перлит, максимальной дисперсностью обладает троостит.

### Задание

1 Начертить стальной участок диаграммы «Fe–Fe<sub>3</sub>C» и нанести на него температурные интервалы нагрева стали под закалку.

2 Начертить диаграмму изотермического распада аустенита и нанести на нее скорости охлаждения, обеспечивающие получение структуры мартенсита и ферритно-цементитных смесей.

3 Описать фазовые превращения при полной и неполной закалках сталей, записать образующиеся при этом структуры в таблицу 12.1.

4 Произвести полную и неполную закалку стали 40, измерить твердость и занести данные в таблицу 12.2, указав структуры закаленной стали.

Таблица 12.1 – Влияние вида закалки на микроструктуру стали

Марка стали	Структура после полной закалки	Структура после неполной закалки
20		
30		
45		
60		
70		
80		
У7		
У8		
У9		
У13		

Таблица 12.2 – Влияние условий термообработки на твердость и структуру стали 40

Условие закалки		Твердость	Структура
Температура, °С	Среда		
Полная закалка	Масло		
	Вода		
Неполная закалка	Масло		
	Вода		
Без термической обработки			

### ***Контрольные вопросы***

- 1 Дайте определения закалкам, укажите области их применения.
- 2 Дайте определение мартенситу, укажите особенности мартенситного превращения и причины повышения прочностных свойств.
- 3 Опишите превращения, протекающие в стали в случае охлаждения аустенита со скоростями меньшими критической.
- 4 Причина появления  $A_{ост}$  после закалки. От чего зависит его количество?

## **13 Лабораторная работа № 13. Отпуск закаленной стали**

**Цель работы:** изучение теории и технологии отпуска закаленной стали; проведение заключительной термической обработки – отпуска закаленной стали.

**Оборудование и инструмент:** печи SNOL 02/1250; стальные заготовки для отпуска; клещи термические; твердомер Роквелла ТР 5014.

*Отпуском* называется вид термической обработки, заключающийся в нагреве закаленной стали до температуры ниже критической точки  $A_1$ , выдержке при этой температуре и последующем охлаждении с заданной скоростью.

Отпуск является окончательной операцией термической обработки, в результате которой снимаются внутренние закалочные напряжения и формируется требуемый комплекс механических свойств.

После закалки сталь имеет структуру мартенсита с некоторым количеством аустенита остаточного. Эти фазы при комнатной температуре являются неустойчивыми и сохраняются по той причине, что в этих условиях отсутствует диффузионная подвижность атомов железа и углерода. Повышение температуры, активизирующее диффузию, приводит к распаду этих фаз, конечным продуктом которого в равновесных условиях должна являться ферритно-цементитная смесь. Степень распада в процессе отпуска определяется температурой обработки и при этом происходят четыре превращения.

*Первое превращение* при отпуске – при температурах от  $80\text{ }^{\circ}\text{C}$  до  $250\text{ }^{\circ}\text{C}$  происходит распад мартенсита (пересыщенного углеродом  $\alpha$ -твердого раствора), обусловленный выделением части углерода из решетки мартенсита и образованием  $\epsilon$ -карбидов с гексагональной решеткой ( $\text{Fe}_x\text{C}$ ). Пластинки  $\epsilon$ -карбидов когерентно связаны с решеткой  $\alpha$ -твердого раствора (мартенсита). Образующаяся после первого превращения при отпуске структура, представляющая собой пересыщенный твердый раствор углерода в  $\alpha$ -железе (но степень пересыщения меньше, чем непосредственно после закалки) и когерентно связанные с ним дисперсные выделения  $\epsilon$ -карбидов, называется *отпущенным мартенситом* (рисунок 13.1). Уменьшение количества растворенного углерода снижает тетрагональность решетки мартенсита и внутренние напряжения, что приводит к повышению вязкости материала.

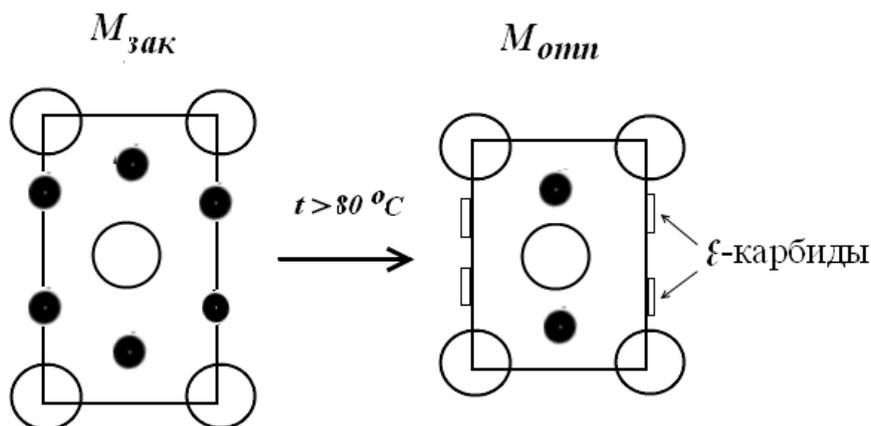


Рисунок 13.1 – Схема образования мартенсита отпуска при нагреве

Низкотемпературный отпуск предназначен для инструментальных сталей, а также для деталей машин, прошедших цементацию, нитроцементацию. Структура «*мартенсит отпуска*» характерна для инструментов, подвергаемых ударным нагрузкам, например клеймам, зубилам, топорам, молоткам, вырубным пуансонам. Эти инструменты изготавливают из доэвтектидных сталей

У7, 6ХС, 7ХС, отсутствие цементита в которых обеспечивает достаточную вязкость и твердость (50 HRC).

*Второе превращение* при отпуске – превращение аустенита остаточного в мартенсит отпущенный. При температурах отпуска 150 °С...250 °С остаточный аустенит обедняется углеродом, в результате этого температуры точек  $M_n$  и  $M_s$  повышаются (рисунок 13.2).

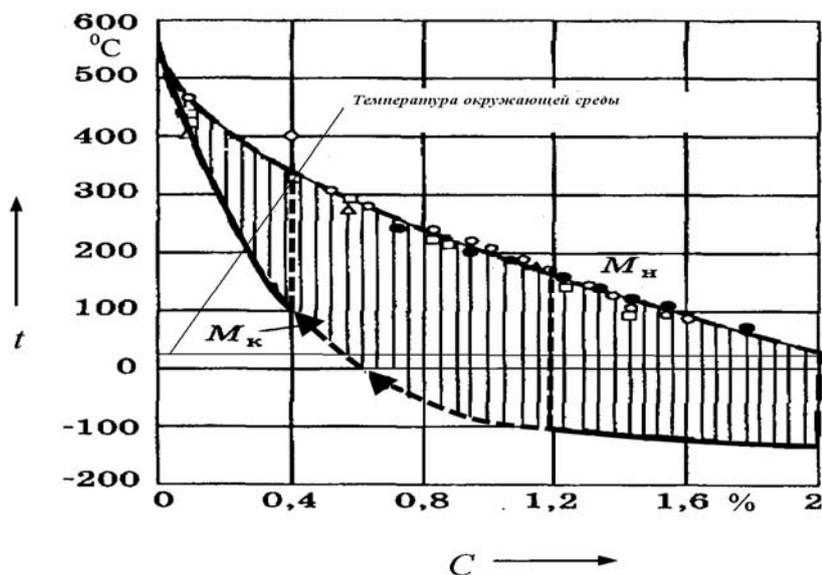


Рисунок 13.2 – Изменение температуры окончания мартенситного превращения в стали У12 при снижении содержания углерода в аустените остаточном

Например, при закалке стали У12 температура окончания мартенситного превращения составляет минус 100 °С, что приводит к образованию большого количества остаточного аустенита (около 50 %).

В процессе нагрева и выдержки в печи аустенит остаточный стали У12 обедняется углеродом до 0,4 %, что приводит к повышению температуры конца мартенситного превращения от –100 °С до +100 °С (т. е. на 200 °С, согласно рисунку 13.2). При извлечении заготовки из печи температура ее уменьшается от 250 °С до 100 °С, что приводит к превращению аустенита остаточного в мартенсит закалочный. В процессе дальнейшего снижения температуры (до 80 °С) завершается первое превращение при отпуске и образуется мартенсит отпуска.

*Третье превращение* (превращение мартенсита отпуска в тонкую ферритно-цементитную смесь). При нагреве закаленной стали до температур > 300 °С из пересыщенного твердого раствора углерода в  $\alpha$ -железе (мартенсита) выходит весь избыточный углерод и он превращается в феррит, а покинувший решетку мартенсита углерод образует тонкие пластинки цементита, которые не имеют когерентной связи с решеткой мартенсита. Это приводит к снижению внутренних напряжений и вызывает значительное уменьшение твердости и прочности ( $\approx 40$  HRC).

Таким образом, к концу третьего превращения образуется дисперсная (тонкая) ферритокарбидная смесь, называемая *трооститом отпуска*. Характерной особенностью этой структуры является *высокий предел упругости*, что

обуславливает использование ее при изготовлении упругих элементов: пружин, рессор.

*Четвертое превращение* (коагуляция и сфероидизация карбидов). Повышение температуры отпуска до 500 °С...600 °С не вызывает фазовых превращений, но вследствие развития диффузионных процессов реализуется стремление системы к снижению свободной энергии из-за уменьшения поверхностной энергии в процессе объединения групп мелких зерен в более крупные. Поэтому при этих температурах основными процессами являются начавшиеся на стадии третьего превращения коагуляция и сфероидизация карбидов. Образующаяся структура представляет собой более грубую (крупную), чем после третьего превращения, ферритокарбидную смесь *зернистого типа*, называемую *сорбитом отпуска*. Укрупнение зерен приводит к снижению прочностных свойств (до 25 HRC), но округление формы зерен обуславливает снижение напряжений, возникающих в процессе нагрузок (см. рисунок 11.4), повышение ударной вязкости, что, в совокупности, приводит к *повышению надежности* изделий от внезапного хрупкого разрушения. Сорбит отпуска используют для изготовления *ответственных деталей машин*, работающих в тяжелых условиях нагружения (знакопеременных нагрузках и сложных напряженных состояниях), например валов, осей, полуосей, шатунов, коленчатых валов и пр.

Перлит, сорбит и троостит являются механической смесью феррита и цементита, но размер зерен каждый раз уменьшается в 5 раз при переходе от перлита к сорбиту и от сорбита к трооститу.

Общая закономерность изменения механических свойств при повышении температур отпуска заключается в снижении прочностных характеристик ( $\sigma_s$ , HB) и возрастании характеристик пластичности ( $\delta$ ,  $\psi$ ) и особенно ударной вязкости (КСУ).

*Виды отпуска.* В зависимости от температуры различают три разновидности отпуска: низкий, средний и высокий.

*Низким отпуском* называют нагрев закаленной стали до температур, не превышающих 200 °С. Такой отпуск практически не вызывает снижения твердости закаленной стали; образующаяся структура – отпущенный мартенсит (плюс цементит вторичный в заэвтектоидных сталях). Такой отпуск рекомендуется при термической обработке инструментальных сталей и цементированных деталей.

*Средним отпуском* называют нагрев стали до температур 350 °С...450 °С. Такой отпуск вызывает некоторое снижение твердости (до 40 HRC); образующаяся структура – троостит отпуска. Этот вид отпуска рекомендуется при термической обработке рессор и пружин.

*Высоким отпуском* называют нагрев стали до температур 500 °С...600 °С. Такой отпуск вызывает значительное снижение твердости закаленной стали (до 25 HRC), но повышение вязкости; образующаяся структура – сорбит отпуска.

Сорбит отпуска обеспечивает наилучшее сочетание свойств (прочности, вязкости и пластичности). Поэтому такая термообработка носит название *улуч-*

шения. Эта обработка рекомендуется для среднеуглеродистых (*улучшаемых*) сталей, применяемых для изготовления ответственных деталей машин.

### **Задание**

- 1 Изучить и описать основные превращения при отпуске.
- 2 Определить твердость образцов после отпуска, результаты экспериментов свести в таблицу 6.1 и сделать соответствующие выводы.
- 3 Нарисовать схему и описать процессы, обеспечивающие протекание второго превращения при отпуске.

### **Контрольные вопросы**

- 1 Дайте определение отпуску, укажите виды отпуска и область их применения.
- 2 Изложите сущность и механизм четырех превращений, протекающих в процессе отпуска закаленной стали, укажите образующиеся при этом структуры, их свойства и области применения.

Таблица 13.1 – Влияние температуры отпуска на твердость и структуру стали 40

Температура отпуска, °С	Твердость, HRC	Микроструктура
Без отпуска		
200		
400		
600		

## **14 Лабораторная работа № 14. Изучение зависимости между структурой и свойствами стали после различных видов термической обработки**

**Цель работы:** изучение методики назначения режимов термической обработки и основных фазовых превращений, протекающих в сталях при различных видах отжига.

**Оборудование и инструмент:** микроскринер МС ЛабоМет-1.

*Термической обработкой* называют технологические процессы, состоящие из нагрева и охлаждения металлических изделий с целью изменения их структуры и свойств. При термической обработке стали протекают фазовые превращения. Они вызваны тем, что вследствие изменившейся температуры новое состояние оказывается более устойчивым, чем старое, т. к. обладает меньшим запасом свободной энергии. Участок диаграммы «железо – цементит», необходимый для назначения термической обработки стали, представлен на рисунке 14.1.

Критические точки обозначаются буквой «А» (от фр. *Arret* – остановка). Точка  $A_1$  лежит на линии  $PSK$  и соответствует превращению «аустенит – перлит».

Точка  $A_3$  лежит на линии  $GSE$  и соответствует началу выделения (или окончанию растворения) феррита в доэвтектоидных сталях или цементита вторичного в заэвтектоидных сталях. Чтобы отличить критическую точку при нагреве от критической точки при охлаждении, после буквы «А» ставят буквы «с» и «г», соответственно ( $Ac_1, Ar_1, Ac_3, Ar_3$ ). Точку  $Ac_3$  для заэвтектоидной стали часто обозначают как точку  $Ac_m$ .

Основными видами термической обработки стали являются *отжиг первого рода, отжиг второго рода, закалка, отпуск*.

*Отжиг первого рода.* Отличительная особенность отжига первого рода состоит в том, что его проведение не обусловлено фазовыми превращениями. Основными параметрами отжига первого рода являются температура нагрева и время выдержки при этой температуре. Отжиг первого рода устраняет отклонения от равновесного состояния, имеющиеся в стали после литья, обработки давлением и других технологических операций. В зависимости от того, какие отклонения от равновесного состояния устраняются, различают *гомогенизационный, рекристаллизационный и отжиг для снятия внутренних напряжений*.

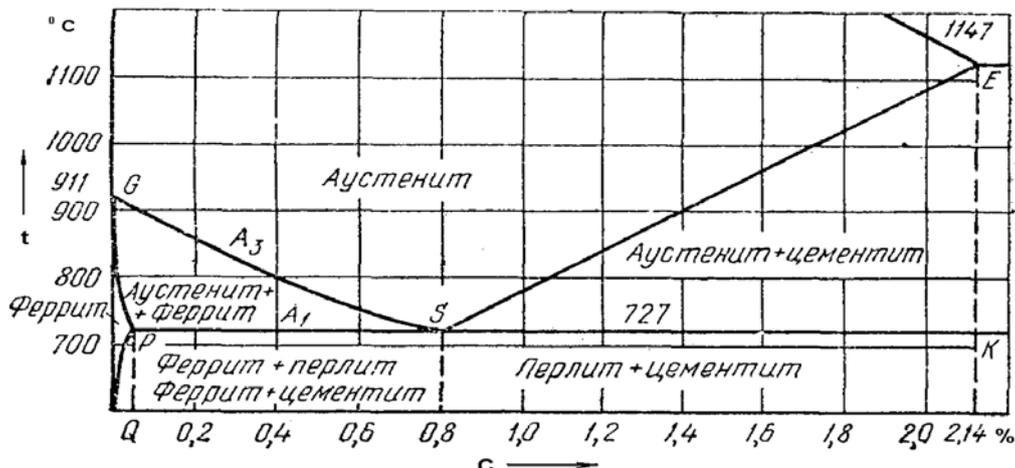


Рисунок 14.1 – «Стальной» участок диаграммы «железо – цементит»

*Гомогенизационный отжиг.* Предназначен для устранения дендритной ликвации в литой стали. При этом сталь подвергается длительной выдержке (до 48 ч) при 1000 °С. При высокой температуре подвижность атомов в кристаллической решетке высокая и с течением времени за счет процессов диффузии происходит постепенное выравнивание химического состава. Однако усреднение химического состава происходит в пределах одного зерна, т. е. устраняется в основном дендритная ликвация. После гомогенизации металл обладает повышенной пластичностью и легко поддается пластической деформации.

*Рекристаллизационный отжиг.* Холодная пластическая деформация вызывает изменение структуры металла и его свойств. Сдвиговая деформация вызывает увеличение плотности дефектов кристаллической решетки, таких как ва-

кансии, дислокации. Все эти процессы ведут к тому, что прочность металла постепенно увеличивается, пластичность падает, т. е. возникает наклеп (нагартовка). Дальнейшая деформация такого металла невозможна, т. к. происходит его разрушение. Для снятия эффекта упрочнения применяют рекристаллизационный отжиг, т. е. нагрев металла до температур выше начала рекристаллизации, выдержку с последующим медленным охлаждением. Температура отжига на  $100\text{ }^{\circ}\text{C} \dots 200\text{ }^{\circ}\text{C}$  выше температуры рекристаллизации, определяемой из выражения  $T_{рек} = 0,4T_{пл}$ .

Продолжительность такого отжига зависит от размеров детали и в среднем составляет от 0,5 до 2 ч. В процессе рекристаллизационного отжига происходит растворение старых вытянутых зерен, образование зародышей новых зерен и последующий рост этих зародышей. Постепенно старые деформированные зерна исчезают. Количество дефектов в кристаллической решетке уменьшается, наклеп устраняется, и металл возвращается в исходное состояние.

Рекристаллизационный отжиг может применяться как предварительная, промежуточная, так и как окончательная термообработка. Как предварительная термообработка он применяется перед холодной деформацией, если исходное состояние металла неравновесное и имеет какую-то степень упрочнения. Как промежуточная операция рекристаллизационный отжиг применяется между операциями холодной деформации, если суммарная степень деформации слишком велика и запасов пластичности металла не хватает. Как окончательный вид отжига его применяют в том случае, если потребитель требует поставки полуфабрикатов в максимально пластичном состоянии.

*Отжиг для снятия внутренних напряжений.* Внутренние напряжения в металле могут возникать в результате различных видов обработки. Это могут быть *термические* напряжения, образовавшиеся в результате неравномерного нагрева или различной скорости охлаждения отдельных частей детали (после горячей деформации, литья, сварки, обработки резанием). Это могут *структурные* напряжения, появившиеся в результате структурных превращений, происходящих внутри детали в различных местах с различной скоростью. Внутренние напряжения в металле могут достигать большой величины и, складываясь с рабочими, могут превышать предел прочности и приводить к разрушению. Этот отжиг проводится при температурах ниже температуры рекристаллизации:  $t_{отж} = 0,2 \dots 0,3T_{пл}$  в течение нескольких часов. Повышенная диффузия облегчает скольжение дислокаций и, под действием внутренних напряжений, происходит их перераспределение, т. е. из мест с повышенным уровнем внутренних напряжений дислокации перемещаются в области с пониженным уровнем.

*Отжиг второго рода.* В этом случае сталь нагревают на  $30\text{ }^{\circ}\text{C} \dots 50\text{ }^{\circ}\text{C}$  выше критических точек  $A_{c1}$  или  $A_{c3}$  с последующим медленным охлаждением, как правило, вместе с печью. На диаграмме изотермического превращения аустенита (рисунок 14.2) скорость охлаждения при отжиге соответствует кривой  $V_1$ .

В зависимости от температуры нагрева стали различают *полный* и *неполный* отжиг. При полном отжиге нагрев ведется на  $30\text{ }^{\circ}\text{C} \dots 50\text{ }^{\circ}\text{C}$  выше точки  $A_{c3}$ , при неполном – в область межкритических температур ( $A_{c1} < t_{нагрева} < A_{c3}$ ). Основными

целями отжига являются перекристаллизация стали и устранение внутренних напряжений. Полный отжиг приводит к полной перекристаллизации (все составляющие исходной структуры при температуре нагрева превращаются в аустенит). При неполном отжиге перекристаллизацию испытывает только перлит; феррит (в доэвтектоидной стали) и цементит вторичный (в заэвтектоидной стали) перекристаллизуются частично.

Отжиг приводит к снижению твердости, повышению пластичности и получению однородной мелкозернистой структуры. Для доэвтектоидных сталей, как правило, проводится *полный отжиг*, для заэвтектоидных – *неполный*.

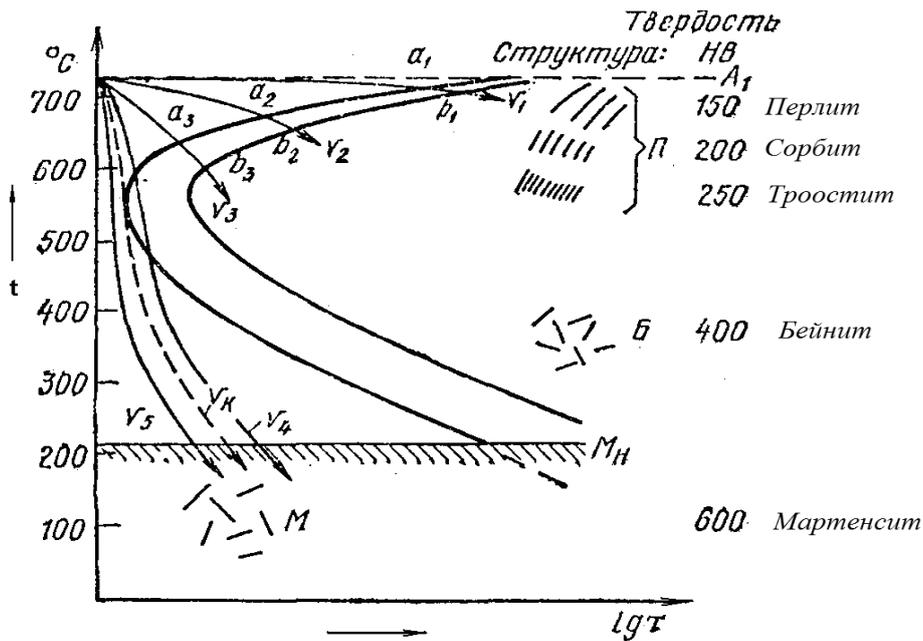


Рисунок 14.2 – Диаграмма изотермического превращения аустенита эвтектоидной стали

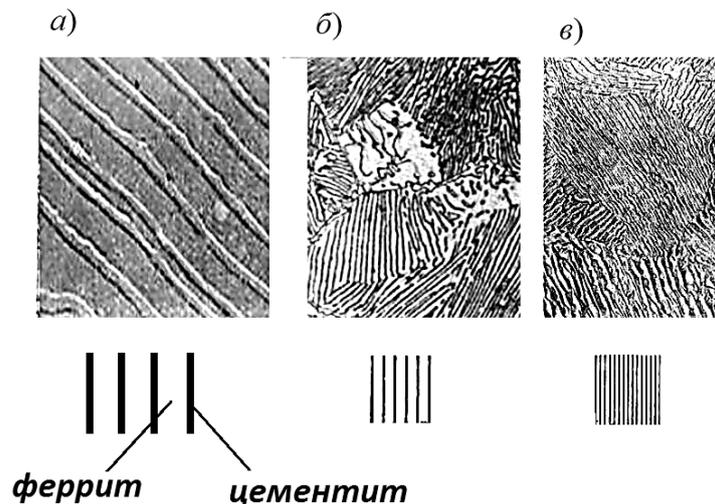
На структуру стали оказывает влияние температура отжига. Отжиг при температурах, значительно превышающих  $A_{c3}$ , приводит к перегреву стали. У перегретой стали величина, форма и расположение зерен будут иными. Так, при нагреве стали 45 до 1000  $^{\circ}\text{C}$  (нормальный отжиг проводится при 860  $^{\circ}\text{C}$ ) зерна аустенита вырастают до значительных размеров. В результате этого после охлаждения образуются крупные зерна феррита и перлита. Такая сталь имеет низкую ударную вязкость. Перегретую крупнозернистую сталь можно исправить путем нормального отжига.

При неполном отжиге заэвтектоидные стали нагревают на 30  $^{\circ}\text{C}$ ...50  $^{\circ}\text{C}$  выше линии  $A_{c1}$ . Так как в заэвтектоидных сталях количество цементита вторичного, по сравнению с перлитом, относительно невелико, при неполном отжиге они испытывают практически полную перекристаллизацию. Не растворившиеся при нагреве частицы цементита вторичного (присутствующие в структуре в небольшом количестве) являются центрами кристаллизации для цементита, образующегося при последующем охлаждении ниже точки  $A_{c1}$  в результате эвтектоидного распада аустенита. В этом случае цементит принимает зернистую форму. Такой отжиг часто называют *сфероидизирующим*.

Изменение формы включений цементита позволяет повышать вязкость стали; облегчает процесс обработки резанием. Такая структура стали является идеальной перед закалкой.

Разновидностью отжига является *нормализация*. Особенностью нормализации является то, что охлаждение проводится на воздухе. Для низкоуглеродистых сталей ( $C < 0,3 \%$ ) разница в структуре и свойствах материалов, подвергнутых отжигу и нормализации, невелика, поэтому эти стали рекомендуют подвергать не отжигу, а нормализации.

Среднеуглеродистые стали после нормализации имеют тот же фазовый состав, что и после отжига, однако дисперсность фаз в этом случае выше в 5 раз, вместо перлита образуется структура, близкая к сорбиту (рисунок 14.3). Это приводит к повышению твердости и прочности материала, но не повышает вязкость и пластичность, в отличие от *сорбита отпуска*, у которого цементит имеет округлую форму, а не пластинчатую (рисунок 14.4). Нормализация является более дешевой термической обработкой, чем улучшение, заключающееся в двойной обработке, включающей закалку и высокий отпуск.



*a* – перлит (15 HRC); *б* – сорбит (25 HRC); *в* – троостит (40 HRC)

Рисунок 14.3 – Различие ферритно-цементитных структур

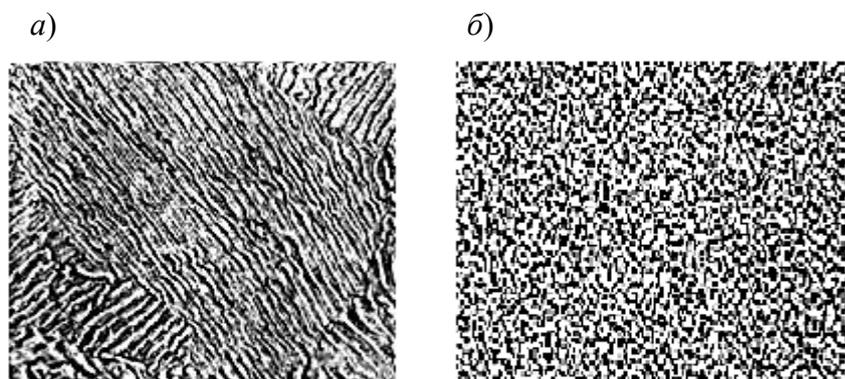


Рисунок 14.4 – Отличие сорбита, получаемого нормализацией (*a*), от сорбита отпуска (*б*), образующегося в результате улучшения

**Задание**

- 1 Дать определение основным видам термообработки, указать их цель.
- 2 Описать разновидности отжига, указать их назначение.
- 3 Зарисовать структуры предложенных шлифов, указать фазы.

**Контрольные вопросы**

- 1 Дайте определения отжигам 1 и 2 рода.
- 2 Разновидности отжига, их режимы и назначение.
- 3 Укажите преимущества и недостатки нормализации.
- 4 Отличие и сходство структур перлита, сорбита и троостита.

## **15 Лабораторная работа № 15. Химико-термическая обработка стали**

**Цель работы:** изучение процессов химико-термической обработки и структуры образующихся поверхностных слоев.

**Оборудование и инструмент:** микроскринер МС ЛабоМет-1.

*Химико-термической обработкой (ХТО)* называют технологические процессы, приводящие к диффузионному насыщению поверхностного слоя деталей различными элементами. ХТО применяют для повышения твердости, износостойкости, коррозионной стойкости, сопротивления усталости и контактной выносливости. При ХТО деталь помещают в среду, богатую насыщающим элементом. В процессе ХТО происходят три элементарных процесса: *диссоциация*, *абсорбция* и *диффузия*. *Диссоциация* протекает в газовой среде и состоит в распаде молекул и образовании активных атомов диффундирующего элемента. *Абсорбция* заключается в поглощении поверхностью металла насыщающего элемента. Под *диффузией* понимают проникновение элемента вглубь насыщаемого металла за счет теплового движения атомов. В результате ХТО образуется диффузионный слой.

Наибольшая концентрация насыщаемого элемента наблюдается на поверхности изделия, по мере удаления от поверхности она снижается. Основные виды и режимы химико-термической обработки, а также свойства поверхностных слоев приведены в таблице 15.1.

*Цементация стали* – технологический процесс диффузионного насыщения углеродом поверхностного слоя. Цель цементации – получить детали машин с твердой и износоустойчивой поверхностью при сохранении вязкой, хорошо выдерживающей динамические нагрузки сердцевины. Цементированные изделия предназначены для работы при знакопеременных нагрузках и в условиях трения и износа.

Таблица 15.1 – Основные виды и режимы химико-термической обработки, свойства поверхностных слоев

Вид ХТО	Цементация	Нитро-цементация	Азотирование		Хромирование	Борирование
Среда	СО, С	СО + NH <sub>3</sub>	NH <sub>3</sub>		Пасты, содержащие хром	Пасты, содержащие В <sub>4</sub> С, В <sub>2</sub> О <sub>3</sub>
Температура, °С	≈ 950	850	500...650		≈ 1000	1000
Продолжительность, ч	4...8	2...8	1 Углеродистые стали	30...90 Нитраллои 38ХМЮА, ...	4...10	2...10
Фазы, образующиеся в поверхностном слое	П + Fe <sub>3</sub> С	П + Fe <sub>3</sub> (С, N)	ε-фаза	CrN, MoN, AlN, ...	Fe <sub>α</sub> (Cr) Низкоуглеродистые стали	FeВ, Fe <sub>2</sub> В
Свойства поверхностных слоев	Высокая твердость и износостойкость (после закалки и низкого отпуска)	Высокие твердость и износостойкость (после закалки и низкого отпуска), коррозионная стойкость	Повышенная усталостная прочность, коррозионная стойкость	Высокая износостойкость, коррозионная стойкость	Высокая износостойкость, коррозионная стойкость, жаростойкость	Наибольшая износостойкость, коррозионная стойкость
Примечания	Крупнозернистая структура вследствие перегрева	Мелкозернистая структура		Окончательный вид обработки (после улучшения и шлифования)	При необходимости – закалка и отпуск	При необходимости – закалка и отпуск

Цементации подвергают зубчатые колеса, валы, оси, распределительные валики, кулачки, червяки, изготовленные, как правило, из низкоуглеродистой стали. Цементация проводится путем нагрева и длительной выдержки деталей в науглероживающей среде при температуре аустенитного состояния стали (900 °С...950 °С). Цементацию наиболее часто осуществляют в газовой среде или в твердом карбюризаторе. При газовой цементации образование атомарного углерода происходит в результате диссоциации предельных углеводородов:



При цементации в твердом карбюризаторе атомарный углерод образуется в результате диссоциации оксида углерода:



Обычно цементацию проводят таким образом, чтобы содержание углерода в поверхностной зоне не превышало 1,2 %. После медленного охлаждения от температуры цементации поверхностная зона имеет структуру заэвтектоидной стали и состоит из перлита и цементита. Это так называемая заэвтектоидная зона. Далее следует эвтектоидная зона, представляющая собой перлит. Под эвтектоидной находится доэвтектоидная зона со структурой перлита и феррита. Микроструктура поверхностной области стали после цементации приведена на рисунке 15.1.

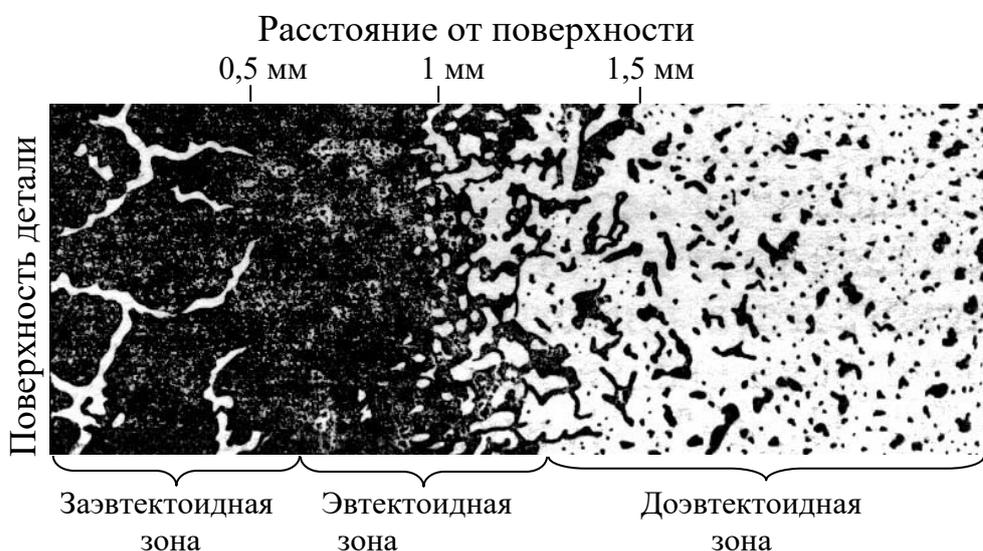


Рисунок 15.1 – Микроструктура поверхностной зоны цементированной стали

После цементации изделия подвергаются неполной закалке с последующим низким отпуском. В результате термической обработки высокоуглеродистая поверхностная зона приобретает структуру отпущенного мартенсита с включением цементита. Твердость ее достигает значения 62 HRC. После термической обработки твердость сердцевины определяется химическим составом стали и находится в пределах 15...35 HRC.

*Азотированием* называется процесс поверхностного насыщения стали азотом. Оно применяется в целях повышения твердости, износостойкости и предела усталости, а также коррозионной стойкости деталей машин.

Процесс азотирования проводится при 500 °С...650 °С в течение 1...90 ч в среде газообразного аммиака, диссоциирующего по реакции



Образовавшийся атомарный азот адсорбируется поверхностью и диффундирует в металл. На поверхности углеродистой стали образуется слой  $\epsilon$ -фазы толщиной 0,01...0,03 мм, который обладает высокой *стойкостью против коррозии* ( $\epsilon$ -фаза – твердый раствор на основе нитрида железа  $\text{Fe}_2\text{N}$ ).

Твердость обычных конструкционных сталей после азотирования невысока (около 180 НВ). Для повышения *твердости и износостойчивости* азотированию подвергают специальные стали, получившие название *нитраллои*. Они содержат алюминий, хром, молибден, которые образуют стойкие против коагуляции и роста нитриды. Азотирование сталей 35ХМЮА, 38ХМЮА, 38Х2МЮА, 35ХМА проводится при 500 °С в течение 25...60 ч.

В процессе охлаждения нитраллоев от температуры азотирования до комнатной, вследствие понижения растворимости легирующих элементов, происходит *распад пересыщенного твердого раствора* с образованием очень дисперсных спецнитридов  $\text{CrN}$ ,  $\text{MoN}$ ,  $\text{AlN}$ . Эти дисперсные частицы препятствуют движению дислокаций и тем самым повышают твердость азотированного слоя до 1100 НВ (68 HRC).

Для повышения коррозионной стойкости азотированию могут подвергаться любые стали при 600 °С в течение 1,0 ч. Коррозионная стойкость повышается в результате образования на поверхности изделия сплошной зоны из  $\epsilon$ -фазы.

Азотирование является окончательной обработкой после улучшения (закалки и высокого отпуска) и шлифования окисленного слоя. Азотированию подвергают такие детали, как гильзы гидроцилиндров, коленчатые валы дизелей, валы, шпиндели, ходовые винты, зубчатые колеса и пр.

*Цианированием* называется процесс одновременного насыщения поверхности деталей углеродом и азотом. При проведении цементации в присутствии аммиака обнаружались неожиданные эффекты, появилась возможность снизить температуру процесса на 150 °С (что обеспечивает мелкозернистую структуру в отличие от цементации), обеспечить высокую коррозионную стойкость поверхности, повысить твердость и износостойкость поверхности. Цианирование проводят при 850 °С в течение 2...8 ч. После цианирования поверхность состоит из перлита и карбонитрида  $\text{Fe}_3(\text{C}, \text{N})$ , образующегося вместо цементита. Под ними лежит слой азотистого феррита. После закалки и низкого отпуска поверхностный слой представляет собой мелкокристаллический мартенсит с включениями карбонитридных фаз.

Процесс цианирования осуществляется в жидких и газообразных средах. Жидкое цианирование осуществляется в ваннах в смеси расплавленных цианистых солей типа  $\text{NaCN}$ ,  $\text{KCN}$  с нейтральными солями типа  $\text{NaCl}$ ,  $\text{BaCl}_2$ . Недо-

статками процесса жидкостного цианирования являются большая ядовитость цианистых солей и высокая их стоимость.

Газовое цианирование называют *нитроцементацией*. Этот процесс осуществляют в смеси науглероживающих и азотирующих газов. В качестве науглероживающего может быть любой газ, применяемый при газовой цементации. Азотирующим газом является аммиак. В настоящее время нитроцементация широко внедряется вместо газовой цементации, т. к.:

1) образуется мелкозернистая структура сердцевины (обеспечиваются более высокие механические свойства);

2) выше твердость и износостойкость поверхности (из-за образования  $Fe_3(C, N)$  вместо  $Fe_3C$ );

3) обеспечивается высокая коррозионная стойкость поверхности.

*Борирование* – это диффузионное насыщение поверхностного слоя бором. Процесс проводится с целью повышения поверхностной твердости и износостойкости, а также коррозионной стойкости. Проводят борирование в порошкообразных смесях, в расплавах солей и газовое борирование.

*Твердое борирование* проводят в порошковых смесях на основе *карбида бора* ( $B_4C$ ) или *оксида бора* ( $B_2O_3$ ). Борирование из обмазок целесообразно применять при необходимости упрочнения крупногабаритных изделий или для местного борирования отдельных участков деталей. Поставщиками бора являются карбид бора или оксид бора. На поверхность обрабатываемого изделия обмазки наносят кистью.

Борирование проводят при температурах  $800\text{ }^{\circ}\text{C} \dots 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение  $2 \dots 10$  ч. Борированный слой состоит из двух зон: зоны боридов и переходной зоны. Зона боридов имеет характерное игольчатое строение и представляет собой химические соединения бора и железа ( $FeB$  и  $Fe_2B$ ). Переходная зона представляет собой твердый раствор бора и углерода в железе.

Тяжелонагруженные детали после борирования подвергаются закалке и отпуску. Борирование используют для упрочнения различных деталей машин и технологической оснастки, работающих в условиях интенсивного износа. Твердость поверхности после борирования наивысшая из всех операций ХТО –  $2000\text{ HV}$  (более  $72\text{ HRC}$ ).

*Хромирование* – это процесс диффузионного насыщения поверхностных деталей хромом.

Цель хромирования низкоуглеродистых сталей – повышение коррозионной и жаростойкости, среднеуглеродистых – повышение твердости, износостойкости, а также коррозионной и жаростойкости.

При хромировании низкоуглеродистых сталей образующийся диффузионный слой представляет собой твердый раствор хрома в  $\alpha$ -железе  $Fe_{\alpha}(Cr)$ . Толщина слоя не превышает  $0,2$  мм.

Диффузионный слой среднеуглеродистых сталей состоит из трех зон: карбидной, промежуточной и обезуглероженной. С увеличением содержания углерода толщина карбидной и промежуточной зон возрастает. Карбидная зона представляет собой сплошной слой карбидов хрома ( $Cr_{23}C_6$ ,  $Cr_7C_3$ ) толщиной до  $0,02$  мм. Промежуточная зона имеет перлитное строение и состоит из ферри-

та и карбидов хрома. Содержание углерода в обезуглероженной зоне ниже, чем в сердцевине. Режим ХТО – продолжительность 4...10 ч, температура 1000 °С. Благодаря наличию карбидов хрома твердость поверхности превосходит твердость азотированной и цементованной закаленной стали (1300 HV или 75 HRC). Слой обладает высокой износоустойчивостью, но и повышенной хрупкостью, что является его основным недостатком.

Хромирование осуществляют в *порошковых смесях*, в *газовой* и *жидкой* средах. Порошковая смесь для хромирования состоит из порошков хрома, феррохрома или оксидов хрома. При необходимости, после хромирования, тяжело нагруженные детали подвергают закалке с последующим отпуском. Хромирование применяется для повышения стойкости штампового инструмента, прессформ литья под давлением, различных деталей двигателей и газовых турбин, работающих при высоких температурах, деталей насосов и турбобуров.

### **Задание**

- 1 Изучить теорию и технологию химико-термической обработки.
- 2 Провести микроанализ шлифов, подвергнутых химико-термической обработке, определить и записать микроструктуру диффузионных слоев и сердцевины, указать их свойства.

### **Контрольные вопросы**

- 1 Дайте определения видам ХТО, назначьте режимы, укажите образующиеся при этом структуры, их свойства и области применения.
- 2 Изложите сущность процессов различных видов ХТО.

## **16 Лабораторная работа № 16. Изучение зависимости между структурой и свойствами легированных сталей**

**Цель работы:** изучение влияния легирующих элементов на фазовый состав, структуру и свойства сталей; классификация, маркировка и термическая обработка легированных сталей.

**Оборудование и инструмент:** микроскринер МС ЛабоМет-1.

Элементы, специально вводимые в сталь с целью изменения ее строения и свойств, называются *легирующими*. Стали, в которые вводят легирующие элементы, называют *легированными*. Большинство легирующих элементов растворяются в основных фазах – феррите, аустените, цементите или образуют специальные карбиды. Элементы, растворимые в железе, сдвигают критические точки  $A_3$  и  $A_4$  по температурной шкале.

*Марганец* и *никель* повышают точку  $A_4$  и снижают  $A_3$ , расширяя аустенитную область.

Хром, молибден, вольфрам, ванадий, кремний, алюминий и другие повышают точку  $A_3$  и снижают  $A_4$ , сужая аустенитную область и расширяя ферритную область. При определенной концентрации элементов первой группы температура начала мартенситного превращения снижается до зоны отрицательных температур и после закалки аустенитное состояние существует при комнатной температуре. Такие сплавы называются *аустенитными*. При высоком содержании элементов второй группы образуются *ферритные* сплавы.

По отношению к углероду легирующие элементы делятся на две группы – *карбидообразующие* и *не карбидообразующие*.

Никель, кобальт, медь, кремний относятся к некарбидообразующим элементам. Марганец, хром, молибден, вольфрам, ванадий, титан, цирконий – карбидообразующие элементы. Карбиды в сталях делятся на две группы.

К *первой группе* относятся карбиды со сложной кристаллической решеткой –  $Me_3C$ ,  $Me_{26}C_6$ ,  $Me_6C$  (например, цементит). Ко *второй группе* относятся карбиды типа  $MeC$  и  $Me_2C$  с простой кристаллической решеткой. Карбиды первой группы при нагреве *легко растворяются* в аустените, а второй – трудно, поэтому при нагреве под закалку они задерживают диффузионные процессы и тормозят рост зерна аустенита (измельчают зерно).

Основные цели легирования конструкционных сталей: снижение критической скорости закалки, что позволяет охлаждать детали в масле или на воздухе; увеличение прокаливаемости стали.

Легирующие элементы, искажая решетку, замедляют диффузионные процессы и снижают скорость распада аустенита, что способствует переохлаждению его до интервала мартенситного превращения при более медленном охлаждении. При этом снижается критическая скорость закалки, а значит, уменьшается вероятность брака от термических напряжений и увеличивается глубина закалки легированных сталей. Наиболее сильно увеличивают прокаливаемость стали марганец, хром, никель, молибден.

Легирующие элементы *замедляют процесс распада* мартенсита при отпуске, поэтому легированную сталь нужно нагревать при отпуске до более высокой температуры или увеличивать продолжительность отпуска по сравнению с углеродистой.

Легирующие элементы (кроме никеля), искажая решетку, *снижают ударную вязкость* сталей. Кроме того, по сравнению с углеродистыми, они более дорогие, обладают худшей обрабатываемостью резанием и давлением. Поэтому большинство сталей выпускаются *нелегированными*.

По назначению легированные стали делятся на *конструкционные, инструментальные, стали с особыми свойствами*. *Конструкционные* стали применяются для изготовления деталей машин и механизмов, *инструментальные* – для различного инструмента (режущего, штампового, измерительного). К *сталям с особыми свойствами* относятся стали, обладающие каким-либо резко выраженным свойством: *нержавеющие, жаропрочные, износостойчивые*, и т. д.

Маркировка сталей буквенно-цифровая. Все легирующие элементы имеют буквенное обозначение: например, В – вольфрам, Г – марганец, Д – медь, К – кобальт, М – молибден, Н – никель, Р – бор, С – кремний, Т – титан, Ф – ванадий,

X – хром, Ц – цирконий. *Цифры в начале марки* – среднее содержание углерода (для конструкционных сталей – в сотых долях процента, а для инструментальных – в десятых долях процента). *Цифры после букв* показывают примерное содержание легирующих элементов в целых процентах, отсутствие цифр указывают, что содержание 1,0 %...1,5 %. Буква «А» в конце марки показывает, что стали *высококачественные* ( $< 0,025$  % фосфора и  $< 0,025$  % серы). Например: сталь 12X2H4A – конструкционная высококачественная сталь, содержащая С – 0,12 %, Cr – 2 %, Ni – 4 %; сталь 3X2B8 – инструментальная, содержащая С – 0,3 %, Cr – 2 %, W – 8 %.

**Конструкционные стали.** Конструкционные стали делятся на группы, отличающиеся содержанием углерода и режимами термической обработки.

**Цементируемые стали.** Имеют низкое содержание углерода ( $\leq 0,25$  %) и подвергаются цементации – поверхностному насыщению углеродом с последующей закалкой и низким отпуском. Твердость поверхностного слоя после этого достигает 60 HRC, а сердцевины – 15...30 HRC. К цементируемым сталям относятся 15X, 20X, 15XP, 20XГР, 18XГТ.

Рассмотрим термическую обработку стали 20X. Сталь применяется для изготовления конструкционных деталей повышенной прочности – шестерней, втулок, осей, поршневых колец. Термическая обработка деталей из этой стали заключается в цементации, неполной закалке и низком отпуске. После цементации изделия имеют высокоуглеродистую поверхностную зону, содержание углерода в которой достигает 1,1 %, и низкоуглеродистую сердцевину с содержанием углерода 0,2 %. После термической обработки поверхностный слой имеет структуру мартенсита отпуска с включениями цементита (60 HRC), а сердцевина остается вязкой..

**Улучшаемые стали.** Содержат 0,3 %...0,5 % углерода и легирующие элементы: хром, никель, молибден и др. Суммарное количество легирующих элементов может достигать 5 %. Наиболее распространенными являются стали 40X, 40XP, 30XM, 40XГ, 40XHM, 40XH. Термическая обработка этих сталей заключается в закалке и высоком отпуске (улучшении). Рассмотрим термическую обработку улучшаемых сталей на примере стали 40XHM. Комплексное легирование приводит к увеличению прокаливаемости (критический диаметр равен 70 мм). Наличие никеля вызывает снижение порога хладноломкости до  $-80$  °С. После полной закалки сталь имеет структуру *мартенсита*. Последующий высокий отпуск обеспечивает получение структуры *сорбита отпуска*.

**Инструментальные стали.** Применяются для изготовления режущего, штампового и измерительного инструмента. Типичной инструментальной сталью является сталь X, содержащая 1,1 % углерода, 1,3...1,6 % хрома. Применяется для изготовления режущего инструмента в легких условиях резания, штампов холодной штамповки и др. С целью улучшения обработки резанием заготовки подвергаются неполному отжигу на зернистый перлит, а затем неполной закалке в масле с последующим низким отпуском. После термообработки изделия имеют структуру мартенсита отпуска с включениями цементита. Твердость составляет 61...63 HRC. Типовая термообработка сталей приведена в таблице 16.1.

Таблица 16.1 – Типовая термообработка сталей

Содержание углерода, %	Марка стали	Назначение изделий	Характерное свойство изделий	Вид закалки	Структура после закалки	Вид отпуска	Структура после отпуска, твердость
<b>Конструкционные</b>							
До 0,3 % – низкоуглеродистые	08кп	Для холодной штамповки	Высокая пластичность				
	ВСт.3, 09Г2, 17ГС, 10ХСНД	Для сварных конструкций	Хорошая свариваемость				
	18ХГТ, 20Х, 20ХГР	Цементируемые изделия (пальцы, шестерни, оси)	Износостойкая поверхность, вязкая сердцевина	Неполная	$M + \text{Цл} + A_{\text{ост}}$	Низкий	$M_0 + \text{Цл}$ , 62 HRC
0,3 %...0,5 % – среднеуглеродистые	30Х, 35ХМ, 40Х, 40ХН, 40ХФА, 50Х, 50ХН,	Ответственные детали при высоких нагрузках (оси, коленвалы)	Надежность от хрупкого разрушения	Полная	$M$	Высокий	$C_0$ , 25 HRC
	50С2, 50ХГФА, 60СГА, 70СЗА	Пружины, рессоры	Высокая упругость	Полная	$M + A_{\text{ост}}$	Средний	$T_0$ , 40 HRC
<b>Инструментальные</b>							
Доэвтектоидные для горячей штамповки	3Х2В8Ф, 5ХНМ, 5ХГР, 4Х5В2ФС	Техоснастка для горячей штамповки	Высокие механические свойства при рабочей температуре $t > 400^\circ\text{C}$	Полная	$M$	Средний ( $T_{\text{раб}} = T_{\text{отп}}$ )	$T_0$ , или тростосорбит, 40 HRC
		Оснастка для холодной штамповки при ударных нагрузках	Высокая твердость и прочность, ударопрочность вязкостность	Полная	$M + A_{\text{ост}}$	Низкий	$M_0$ , 50 HRC
Заэвтектоидные	9ХС, Х, ХГ, ХГР, У12, В1	Режущий, мерительный, штамповый инструмент	Высокая твердость	Неполная	$M + \text{Цл} + A_{\text{ост}}$	Низкий	$M_0 + \text{Цл}$ , 65 HRC

### Задание

1 Изучить классификацию и маркировку сталей, влияние легирующих элементов на полиморфизм стали, стойкость переохлажденного аустенита, мартенситное превращение, превращения при отпуске.

2 Изучить структуры предложенных шлифов, зарисовать и указать структурные составляющие, фазы, спрогнозировать свойства.

3 Привести таблицу типовой термообработки сталей, описать отличия термообработки быстрорежущих сталей.

### Контрольные вопросы

1 Как отличаются по содержанию углерода группы сталей различного назначения?

2 Изучите классификацию, маркировку сталей и укажите их типовую термическую обработку, образуемые структуры и свойства.

3 На какие группы по отношению к углероду делятся легирующие элементы?

## 17 Лабораторная работа № 17. Цветные металлы и сплавы

**Цель работы:** изучение микроструктуры и свойств цветных металлов и сплавов и установление связи между структурой сплава и соответствующей диаграммой состояния.

**Алюминий и его сплавы.** Наиболее характерные свойства алюминия – малый удельный вес ( $\gamma = 2,7$ ), низкая температура плавления ( $657\text{ }^\circ\text{C}$ ), высокие тепло- и электропроводность, пластичность, отражательная способность.

Применение его как конструкционного материала ограничено низкой прочностью ( $\sigma_s \approx 10\text{ кг/мм}^2$ ), поэтому алюминий упрочняется путем введения различных легирующих элементов. Применяющиеся в технике алюминиевые сплавы делятся на *деформируемые*, представляющие собой твердые растворы, и *литейные*, содержащие в своей структуре эвтектику (рисунок 17.1).

*Деформируемые сплавы* подразделяются на упрочняемые термической обработкой (II группа) и не упрочняемые (I группа).

К I группе относятся сплавы типа АМг1,5..., АМц2. В связи с низким содержанием легирующих элементов (Mg, Mn) они представляют собой однофазные  $\alpha$ -твердые растворы (см. рисунок 17.1), обладающие высокой пластичностью, свариваемостью, но низкими прочностью и твердостью. Повысить их прочность можно только за счет наклепа, возникающего при холодной пластической деформации. Для них характерна самая широкая область применения: трубные конструкции, лифты, корпуса судов, автомобилей, различные емкости для жидкостей (фляги, баки, цистерны и пр.), радиаторы охлаждения, элементы строительных конструкций (окна, двери), посуда и т. д.

К сплавам II группы относятся Д1, Д18..., АК6, АК8..., В93, В95.

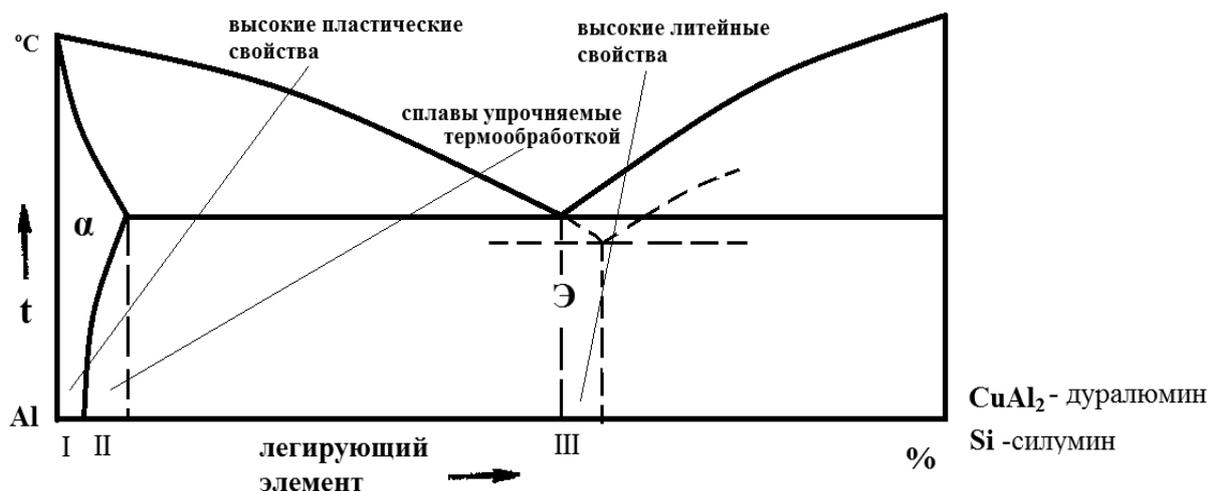


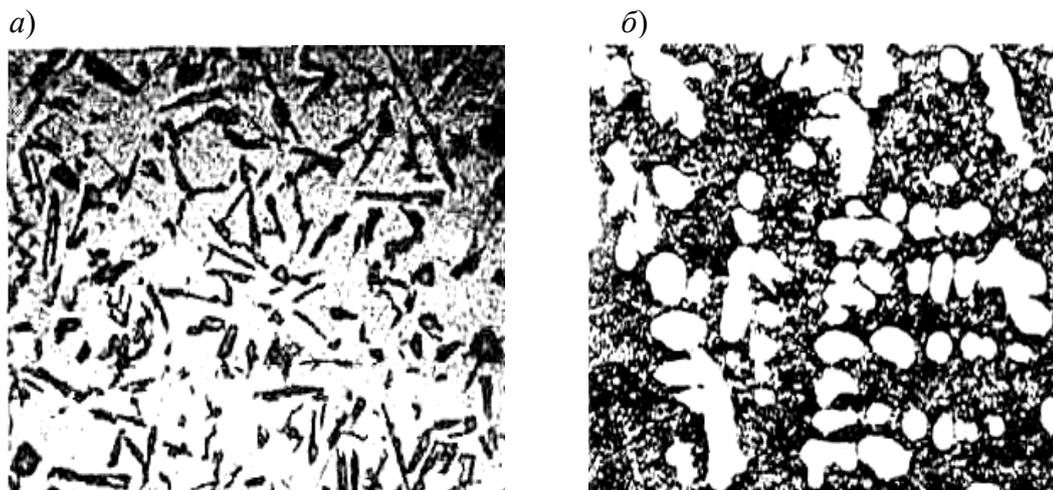
Рисунок 17.1 – Диаграмма состояния «Al – легирующий элемент»

Наиболее распространенным представителем этой группы является дуралюмины (Д1... Д16). Основными легирующими элементами являются медь и магний, поэтому этот материал может быть причислен к сплавам системы «Al–Cu–Mg». Самым простым сплавом II группы является сплав Д1, включающий 4,5 % меди и около 0,5 % магния и марганца. Магний и марганец переходят в твердые растворы, а медь образует включения  $\text{CuAl}_2$ . При нагреве под закалку (510 °C)  $\text{CuAl}_2$  полностью растворяется в  $\alpha$ -твердом растворе, и при последующем быстром охлаждении фиксируется пересыщенный  $\alpha$ -твердый раствор. После закалки сплав подвергают естественному или искусственному (при 150 °C) старению, приводящему к распаду пересыщенного твердого раствора и выделению высокодисперсной вторичной фазы  $\text{CuAl}_{2\text{II}}$ , которая является препятствием для движения дислокаций и приводит к упрочнению сплава в 3–4 раза. По этой причине все сплавы II группы являются дисперсионно-твердеющими.

Дуралюмины хорошо свариваются точечной сваркой и не свариваются сваркой плавлением. Из них изготавливают обшивки, шпангоуты, стрингера и лонжероны самолетов, кузова грузовых автомобилей и т. д. Ковочные сплавы (АК6 ...) используют для тяжело нагруженных деталей сложной формы, изготовление которых требует высокой пластичности в процессе штамповки (лопасты винтов вертолета, детали передней подвески легковых автомобилей и пр.).

В качестве *литейных сплавов* на основе алюминия широкое распространение имеют сплавы III группы, системы «Al–Si» – *силумины* (алюминиевокремнистые сплавы, содержащие 5 %...14 % Si). Силумины обладают высокой жидкотекучестью, малой усадкой, удовлетворительной коррозионной стойкостью и применяются для получения отливок сложной формы. Типичным силумином является эвтектический сплав АЛ2 (12 % Si), структура которого имеет игольчатую эвтектику (основа сплава), состоящую из твердого раствора кремния в алюминии  $\alpha$  и кристаллов кремния  $\epsilon$  ( $\alpha + \text{Si}$ ) и небольшого количества грубых кристаллов Si игольчатой формы (рисунок 17.2, а), которые играют роль надрезов в

пластичном  $\alpha$ -растворе. Такая структура обладает низкими механическими свойствами.



*а* – немодифицированный; *б* – модифицированный

Рисунок 17.2 – Микроструктура силумина АЛ2

Для измельчения структуры и устранения игольчатых кристаллов Si силумины модифицируют путем присадки к расплаву смеси солей NaF и NaCl. В присутствии Na происходит смещение линий (штриховые линии) состояния диаграммы, и заэвтектический сплав АЛ2 становится доэвтектическим (см. рисунок 17.1). Вместо избыточного Si появляются округлые кристаллы  $\alpha$ -раствора. (рисунок 17.2). Эвтектика получает тонкое строение и состоит из мелких кристаллов Si и  $\alpha$ -раствора. Такие изменения структуры улучшают механические свойства.

Маркировка сплавов АЛ: буквы указывают, что это алюминиевый (А), литейный (Л) сплав; цифры – порядковый номер в ГОСТе.

**Медь и ее сплавы.** Медь имеет гранецентрированную кубическую решетку. Удельный вес меди  $8,9 \text{ г/см}^3$ , температура плавления  $1083 \text{ }^\circ\text{C}$ . Она обладает высокой теплопроводностью, электропроводностью, пластичностью в горячем и холодном состояниях и широко применяется в различных областях техники. Кроме того, медь является основой важнейших сплавов – латуни и бронз.

**Латуни.** Сплавы меди с цинком называются латунями. Диаграмма состояния для этой системы приведена на рисунке 17.3. По структуре латуни делятся на две группы: сплавы с содержанием цинка до 39 % (Л96...Л70) являются однофазными со структурой  $\alpha$ -твердого раствора цинка и меди (применяются для холодной штамповки); сплавы с содержанием цинка более 39 % (Л60, Л55) имеют двухфазную структуру –  $\alpha + \beta$  (см. рисунки 17.3 и 17.4) и могут подвергаться горячей обработке давлением и литью.

Максимальной пластичностью обладают материалы со структурой однофазного твердого раствора. Переход через границу однофазной области (39 % Zn) приводит к резкому снижению пластичности, повышению прочност-

НЫХ И ЛИТЕЙНЫХ СВОЙСТВ.

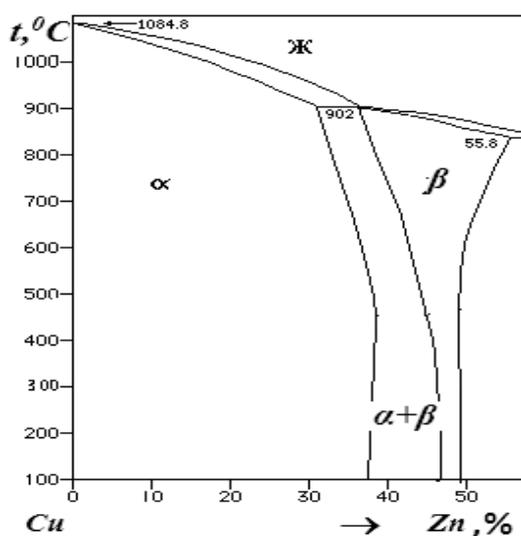


Рисунок 17.3 – Диаграмма состояния «Cu–Zn»



Рисунок 17.4 – Микроструктура литой двухфазной латуни

Однофазные латуни легко поддаются пластической деформации, поэтому их используют для производства листов, лент, профилей. Причем для прокатки в холодном состоянии применяют латуни с содержанием цинка до 39 % ( $\alpha$ -латуни), а для прокатки в горячем состоянии пригодны латуни со структурой  $\alpha + \beta$  (при нагреве  $\alpha$ -фаза растворяется и во время горячей обработки давлением их структура состоит из одной  $\beta$ -фазы).

Марки латуней начинаются с буквы Л, далее следуют буквы, указывающие на наличие определенных легирующих элементов, цифры указывают концентрацию меди и легирующих элементов.

**Бронзы.** Бронзами называются сплавы меди с другими элементами (за исключением цинка). В зависимости от основного легирующего элемента бронзы разделяются на *оловянистые, алюминиевые, бериллиевые, марганцовистые* и т. д. Марки бронз начинаются с букв Бр. Далее следуют буквы, показывающие наличие определенных легирующих элементов, и цифры, указывающие их содержание. По технологическим свойствам бронзы делятся на *деформируемые* (однофазные) и *литейные* (двухфазные).

**Алюминиевая бронза.** Наиболее распространены алюминиевые бронзы, содержащие 5 %...11 % Al. Диаграмма состояния этих сплавов аналогична диаграмме латуней. Сплавы с содержанием алюминия до 9,8 % (БрА5, БрА7, БрА9) имеют структуру однофазного  $\alpha$ -твердого раствора алюминия в меди, при больших концентрациях алюминия сплавы имеют двухфазную структуру, состоящую из твердого раствора ( $\alpha$ ) и эвтектоида ( $\alpha + \gamma'$ ). Структура сплава БрА10 приведена на рисунке 17.5.

Алюминиевые бронзы среди медных сплавов выделяются дешевой и высокими механическими, коррозионными и антифрикционными свойствами. Наряду с простыми алюминиевыми бронзами используют сложные бронзы.

При введении железа до 4 % происходит измельчение зерен  $\alpha$ -фазы и повышение твердости и прочности бронзы за счет растворения железа в меди. Дополнительное легирование никелем приводит к повышению жаропрочности бронз (например, БрАЖН10-4-4).



Рисунок 17.5 – Микроструктура литой бронзы БрА10

При 10 % Al в структуре появляется эвтектоид, состоящий из  $\alpha$ -твердого раствора и  $\gamma$ -электронного соединения (аналогичный перлиту). Этот эвтектоид при нагреве выше 570 °С превращается в  $\beta$ -твердый раствор (аналогично аустениту). При закалке из области  $\beta$ -твердого раствора образуется мартенситоподобная игольчатая структура. Закалкой и отпуском Al-бронз этого состава можно повышать механические свойства сплавов.

### **Задание**

- 1 Зарисовать диаграммы состояния для предложенных систем.
- 2 Используя диаграммы состояния, описать процессы, протекающие при охлаждении изучаемых сплавов.
- 3 Изучить и зарисовать микроструктуры предложенных сплавов.

### **Контрольные вопросы**

- 1 Как меняются механические и технологические свойства алюминиевых и медных сплавов при увеличении количества легирующих элементов?
- 2 Дайте объяснение повышения прочностных свойств дисперсионно-твердеющих сплавов на основе алюминия и меди.
- 3 Изложите особенности сплавов БрБ2, БС.

## Список литературы

- 1 **Материаловедение. Технология композиционных материалов: учебник / А. Г. Кобелев [и др.]. – Москва: КНОРУС, 2020. – 270 с.**
- 2 **Бондаренко, Г. Г.** **Материаловедение: учебник для вузов / Г. Г. Бондаренко, Т. А. Кабанова; под ред. Г. Г. Бондаренко. – 2-е изд. – Москва: Юрайт, 2021. – 327 с.**
- 3 **Лахтин, Ю. М.** **Материаловедение: учебник / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – 6-е изд., стер. – Москва: Альянс, 2019. – 528 с.**