



МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ
РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ

Белорусский национальный
технический университет

Кафедра «Вакуумная и компрессорная техника»

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Лабораторные работы

Минск
БНТУ
2012

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ
Белорусский национальный технический университет

Кафедра «Вакуумная и компрессорная техника»

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Лабораторные работы
для студентов специальностей
1-36 20 04 «Вакуумная и компрессорная техника»
и 1-08 01 01 «Профессиональное обучение»

Минск
БНТУ
2012

УДК 621.793
ББК 30.3
М34

Составитель *А. А. Шматов*

Рецензенты:

д-р техн. наук, профессор *В. К. Шелег*;
д-р техн. наук, профессор *О. Г. Девойно*

МЗ
4

Материаловедение : лабораторные работы для студентов специальностей 1-36 20 04 «Вакуумная и компрессорная техника» и 1-08 01 01 «Профессиональное обучение» / сост. А. А. Шматов. – Минск : БНТУ, 2012. – 64 с.

ISBN 978-985-525-867-5.

Содержание лабораторных работ соответствует требованиям типовой учебной программы дисциплины. В лабораторных работах для изучения двойных диаграмм состояния и диаграммы Fe-Fe₃C использованы различные методики: термический анализ построения диаграммы состояния, правило фаз (закон Гиббса) для построения кривых охлаждения, правило отрезков для определения структурно-фазового состава сплавов. Большое внимание уделено вопросам маркировки углеродистых и легированных сталей, чугунов, твердых и других сплавов, их взаимосвязи между структурой, химическим составом и свойствами

УДК 621.793
ББК 30.3

ISBN 978-985-525-867-5

© Белорусский национальный
технический университет, 2012

Лабораторная работа 1

ТЕРМИЧЕСКИЙ МЕТОД ПОСТРОЕНИЯ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНОЙ СИСТЕМЫ

Цель работы: — изучение оборудования и методики проведения термического анализа, построение диаграмм состояния двойной системы различных типов, изучение типичных микроструктур сплавов

Сплавом называют вещество из двух и более химических элементов (металлов, в т.ч. с участием неметаллов), полученное сплавлением или другими методами (порошковой металлургией, диффузией, возгонкой, электролизом, механохимическим синтезом, т.д.). *Металлический сплав* готовят из металлов; он обладает металлическими свойствами.

Система – любой изучаемый объект (металл, сплав); систему в материаловедении рассматривают, как совокупность фаз в равновесном состоянии. Чистый металл относится к простой, а сплав – к сложной системе. Система является гомогенной, если состоит из одной фазы. Системы многофазные – гетерогенные. Системы бывают однокомпонентными (чистый металл) и многокомпонентными (сплав).

Компоненты – вещества, образующие систему; ими бывают простые вещества (химические элементы) и образуемые при их взаимодействии сложные вещества (химические соединения, пр.). Сплав, как система, может состоять из множества компонентов (веществ).

Фаза – однородная (гомогенная) часть системы, характеризующаяся одинаковыми химическим составом, строением, агрегатным состоянием, свойствами и отделенная от других частей системы поверхностью раздела, при переходе через которую химический состав и структура резко меняются.

Диаграмма состояния – графическое описание фазового состава любого сплава изучаемой системы в зависимости от концентрации компонентов и температуры. Диаграмма состояния строится в координатных осях, по которым откладывают температуру (°C) и массовую долю компонентов (от 100 % одного до 100 % другого). Гео-

метрические образы диаграммы – точки, линии (если система одно- или двухкомпонентная), а также поверхности и объемы (для многокомпонентных систем) являются геометрическим местом критических температур и позволяют определять химическую природу, состав и границы существования равновесных фаз (рис. 1.1).

Вариантность (С) (число степеней свободы) – это число внутренних и внешних факторов (температура, давление, концентрация, время), которые можно изменять без изменения количества фаз в системе.

Если вариантность $C = 1$ (моновариантная система), то возможно изменение одного из факторов в некоторых пределах, без изменения числа фаз. Если вариантность $C = 0$ (нонвариантная система), то внешние факторы изменять нельзя без изменения числа фаз в системе.

Существует взаимосвязь между числом компонентов (К), числом фаз (Ф) и вариантностью системы (С), которая описывается уравнением под названием *правила фаз* или *закона Гиббса*: $C = K - \Phi + 2$.

Металлические системы изучаются при постоянном (атмосферном) давлении и число переменных уменьшается на 1, т.к. учитывается только изменение температуры сплава: $C = K - \Phi + 1$.

Правило фаз используется для анализа фазового состава на кривой охлаждения металла и сплава. Например, двухкомпонентная система может состоять из одной, двух или трех фаз, находящихся в равновесии. В первом случае ($\Phi=1$) система дивариантна ($C = 2$) и при изменении двух ее параметров (температуры и состава) система останется однофазной. Температура может меняться до первого изгиба на кривой охлаждения. Если в равновесии находятся две фазы, то система моновариантна ($C = 1$), и для сохранения этого числа фаз, достаточно изменения только температуры. Равновесие трех фаз в двухкомпонентной системе является нонвариантным ($C = 0$), все параметры системы должны быть постоянными, что соответствует изотермическому участку кривой охлаждения.

Температуры, соответствующие фазовым превращениям, называются *критическими точками*. Точки, соответствующие началу первичной (из жидкости) кристаллизации называют *точками ликвидус*, а конца этой кристаллизации – *точками солидус*. На диа-

граммах состояния эти точки соединяют в линии, которые называют линиями *ликвидус* и *солидус*.

Диаграммы состояния позволяют не только изучать фазы и структурные составляющие сплавов, но и установить возможность проведения и режимы термообработки, температуры литья и химико-термической обработки, горячей пластической деформации и т.д.

Построение диаграмм состояния осуществляют экспериментальными методами. Чаще используют *метод термического анализа* для определения температур фазовых (внутренних) превращений вещества, которые сопровождаются выделением теплоты при охлаждении (или ее поглощением при нагреве).

Метод осуществляют следующим образом. Отбирают несколько сплавов данной системы с различным соотношением компонентов, входящих в их состав (от 0 до 100%). Эти сплавы помещают в огнеупорные тигли 2 и нагревают в печи 1. После расплавления сплавов тигли медленно охлаждают и фиксируют с помощью термопары 3, 5 по показаниям гальванометра 7 скорость изменения температуры при охлаждении (рис. 1.1).

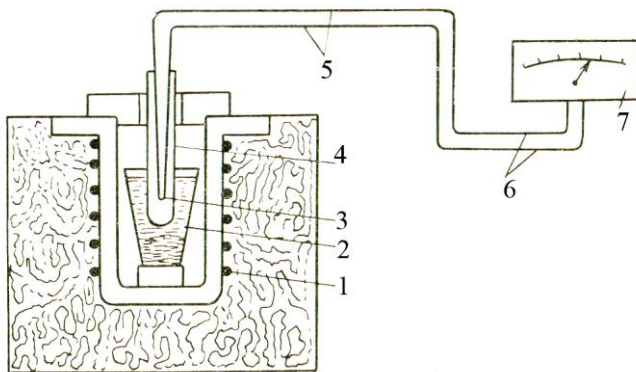


Рис. 1.1. Схема проведения метода термического анализа:

- 1 – печь, 2 – тигель; 3 – горячий спай термопары; 4 – чехол термопары;
- 5 – холодные концы термопары; 6 – компенсационные провода; 7 – гальванометр

По полученным данным строят кривые охлаждения в координатах «время-температура» (рис. 1.2). Если при охлаждении в сплаве не происходят внутренние превращения (теплового эффекта нет) кривая охлаждения имеет вид плавной нисходящей линии. Если же

в сплаве происходят фазовые превращения, на кривой появляются горизонтальные (изотермические) участки или перегибы. Их длина тем больше, чем больше скрытая теплота превращения, масса вещества и меньше скорость охлаждения.

Рассмотрим примеры построения двух типов диаграмм состояния.

Диаграмма состояния двойной системы с неограниченной растворимостью компонентов (сплавы - твердые растворы)

Диаграмма состояния и кривые охлаждения сплавов данной системы представлены на рис. 1.2. Сначала снимают термические кривые охлаждения. Полученные точки перегибов переносят на диаграмму состояния, где соединив точки начала кристаллизации сплавов и точки конца кристаллизации строят линии.

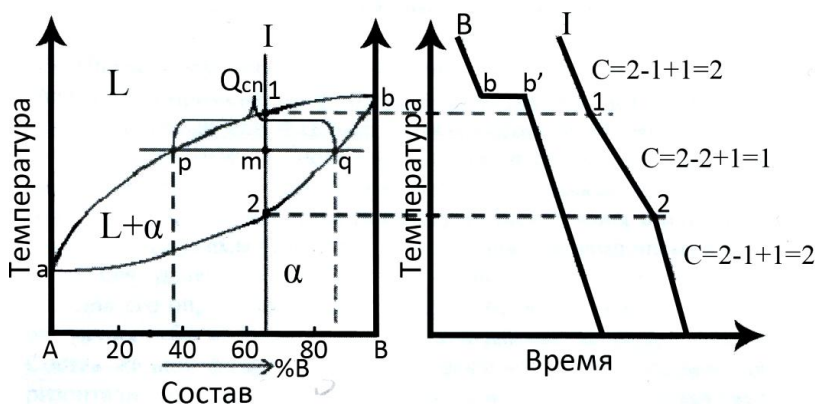


Рис. 1.2. Диаграмма состояния системы с неограниченной растворимостью (а) и кривые охлаждения (б)

Проведем анализ полученной диаграммы:

1. Количество компонентов: $K = 1$ или 2 (компоненты A + B).

2. Число фаз: $\Phi = 1$ или 2 (жидкая фаза L + кристаллы твердого раствора α)

3. Основные линии диаграммы:

- apb – линия ликвидус, выше этой линии сплавы находятся в жидком состоянии;
- aqb – линия солидус, ниже этой линии сплавы находятся в твердом состоянии.

4. Характерные сплавы системы:

Чистые компоненты А и В кристаллизуются при постоянной температуре (см. кривую охлаждения В на рис. 1.2, б). Остальные сплавы кристаллизуются, как сплав I (см. кривую охлаждения I на рис. 1.2, б).

Процесс кристаллизации сплава I: до точки 1 он охлаждается в жидком состоянии. При температуре, соответствующей точке 1, начинают образовываться центры кристаллизации твердого раствора α . На кривой охлаждения отмечается перегиб (критическая точка), связанный с уменьшением скорости охлаждения вследствие выделения скрытой теплоты кристаллизации. На участке 1–2 идет процесс кристаллизации, протекающий в процессе снижения температуры, так как согласно правилу фаз при наличии двух фаз (жидкой + кристаллов твердого раствора α), число степеней свободы равно единице ($C = 2 - 2 + 1 = 1$). При достижении температуры в точке 2, сплав затвердевает, при дальнейшем охлаждении сплав находится в твердом состоянии и состоит из однородных кристаллов твердого раствора α . Схема микроструктуры сплава представлена на рис. 1.3.

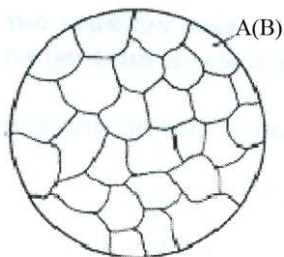


Рис. 1.3. Схема микроструктуры сплава –
однородного твердого раствора α или A(B)

5. Правило отрезков – количественный структурно-фазовый анализ сплава. Оно применяется в только в областях диаграмм, содержащих две структурные или фазовые составляющие, позволяет определить их количественное соотношение и состав в структуре. Для проведения количественного структурно-фазового анализа через заданную точку проводят горизонталь (коноду) до пересечения с ближайшими линиями диаграммы (ликвидус, солидус или оси компонентов).

а) Определение состава фаз в точке m :

Для его определения через точку m проводят горизонталь до пересечения с ближайшими линиями диаграммы: ликвидус и солидус. Состав жидкой фазы определяется проекцией точки пересечения горизонтали с линией ликвидус p на ось концентрации. Состав твердой фазы определяется проекцией точки пересечения горизонтали с линией солидус q (или осью компонента) на ось концентрации. Состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидуса, а состав твердой фазы – по линии солидуса. С понижением температуры состав фаз изменяется в сторону уменьшения содержания компонента B.

б) Определение количественного соотношения жидкой и твердой фазы при заданной температуре (в точке m):

Количественная масса фаз обратно пропорциональна отрезкам проведенной коноды. Если проведем через точку m коноду общее количество сплава ($Q_{сн}$) определяется отрезком pq . Отрезок, прилегающий к линии ликвидус pm , определяет количество твердой фазы:

$$Q_{тв} = \frac{pm}{pq} \cdot 100\%$$

Отрезок, прилегающий к линии солидус mq , определяет количество жидкой фазы:

$$Q_{ж} = \frac{mq}{pq} \cdot 100\%$$

Диаграмма состояния двойной системы эвтектического типа (механические смеси)

Проведем анализ данной диаграммы состояния (рис. 1.4.)

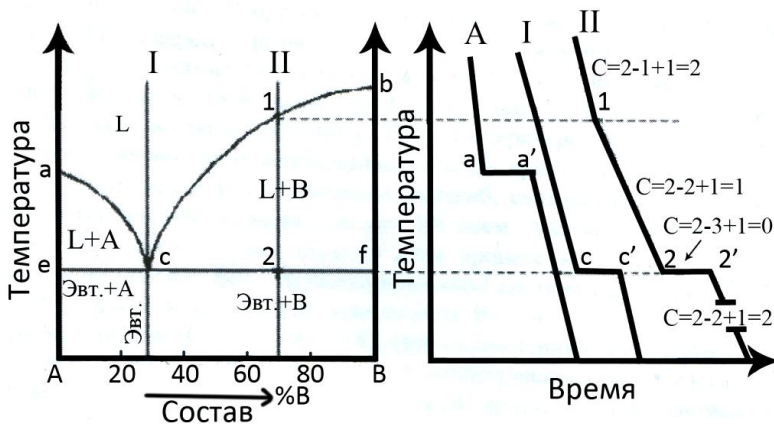


Рис. 1.4. Диаграмма состояния сплавов с отсутствием растворимости компонентов в твердом состоянии (а) и кривые охлаждения сплавов (б)

1. Количество компонентов: $K = 2$ (компоненты А и В);
2. Число фаз: $\Phi = 3$ (кристаллы компонента А, кристаллы компонента В, жидкая фаза).

3. Основные линии диаграммы:

- линия ликвидус acb , состоит из двух ветвей, сходящихся в одной точке;
- линия солидус ecf , параллельна оси концентраций стремится к осям компонентов, но не достигает их;

4. Типовые сплавы системы:

Чистые компоненты, кристаллизуются при постоянной температуре (см. кривую охлаждения А на рис. 1.4, б). Эвтектический сплав (сплав I) имеет состав, соответствующий точке c . Его кривая охлаждения аналогична кривым охлаждения чистых металлов (рис. 1.4, б).

Эвтектика – мелкодисперсная механическая смесь из различных кристаллов, образованная при первичной кристаллизации

сплава (из расплава), который имеет минимальную температуру плавления в системе. При образовании сплавов механических смесей эвтектика состоит из кристаллов компонентов А и В: Эвт.(А+В)

Процесс кристаллизации эвтектического сплава I (рис. 1.4, б) следующий: до точки 1 охлаждается сплав в жидком состоянии. При температуре, соответствующей точке 1, начинается одновременная кристаллизация двух разнородных компонентов. На кривой охлаждения наблюдается изотермическая полочка, т.к. по правилу фаз в двухкомпонентной системе при наличии трех фаз (жидкой и кристаллов компонентов А и В) число степеней свободы будет равно нулю ($C = 2 - 3 + 1 = 0$). В точке 1' процесс кристаллизации завершается; сплав, состоит из дисперсных разнородных кристаллов компонентов А и В.

Другие сплавы охлаждаются аналогично сплаву II (рис. 1.4, б.). Процесс кристаллизации сплава II следующий: до точки 1 охлаждается сплав в жидком состоянии. При температуре, соответствующей точке 1, начинают образовываться центры кристаллизации избыточного компонента В и отмечается перегиб, связанный с выделением скрытой теплоты кристаллизации. На всем участке 1–2 в процессе снижения температуры продолжается процесс кристаллизации, т.к. согласно правилу фаз в двухкомпонентной системе при наличии двух фаз (жидкой и кристаллов компонента В) число степеней свободы равно единице ($C = 2 - 2 + 1 = 1$). При охлаждении состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидус до эвтектического (точка с). На участке 2–2' кристаллизуется эвтектика. Ниже точки 2' сплав состоит из кристаллов избыточного компонента В и эвтектики Эвт.(А+В)

Схема микроструктур сплавов представлена на рис. 1.5.

а)

б)

в)

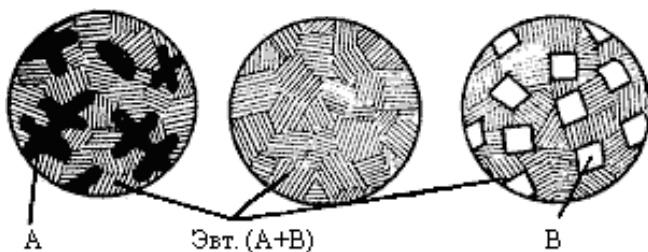


Рис. 1.5. Схема микроструктур сплавов:
 а – доэвтектического, б – эвтектического, в – заэвтектического

5. При проведении количественного структурно-фазового анализа, конода, проведенная через заданную точку, пересекает линию ликвидус и оси компонентов, поэтому состав твердой фазы – это 100 % компонента А или В.

Порядок проведения и задания работы

1. Изучить установку для исследования процесса кристаллизации сплава термическим методом и зарисовать ее схему.
2. Изучить диаграммы состояния и методику построения диаграмм с помощью метода термического анализа.
3. Построить кривые охлаждения (с применением правила Гиббса и пояснением фазовых превращений) для выбранного преподавателем сплава двойной системы.
4. Определить с помощью правила отрезков состав и количественное соотношение фаз для заданной температуры сплава.
5. Посмотреть шлифы сплавов системы с эвтектикой типа Pb–Sb или Sn–Zn, схематично зарисовать их микроструктуры.
6. Сделать выводы и составить отчет по работе.

Содержание отчета

1. Название, цель и задачи работы.
2. Порядок проведения термического анализа, его основное назначение, схема оборудования для осуществления метода.
3. Диаграмма состояния эвтектического типа с кривыми охлаждения, основные определения.
4. Типичные микроструктуры сплавов в двойной металлической

системе эвтектического типа.

5. Выводы по работе.

Контрольные вопросы

1. Каким способом можно построить диаграмму состояния, на чем основан этот способ?

2. Какая температура кристаллизации у эвтектического сплава, выше или ниже исходных компонентов?

3. Можно ли по микроструктуре однофазного сплава определить его химический состав?

4. Какие структурные составляющие имеют до- и заэвтектические сплавы?

5. Можно ли по микроструктуре однофазного сплава определить его химический состав?

6. Каким компонентом обогащается расплав в процессе первичной кристаллизации заэвтектического сплава?

7. Как определить долю эвтектики и первичных кристаллов по диаграмме состояния эвтектического типа?

8. Сколько фаз двухкомпонентной системы должно быть в равновесии, чтобы на кривой охлаждения сплава появился горизонтальный (изотермический) участок.

Лабораторная работа 2

ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗО – УГЛЕРОД

Цель работы: — изучение диаграмм состояния метастабильного и стабильного равновесия железоуглеродистых сплавов, определение фазового и структурного состояния сплавов в зависимости от их состава и температуры, построение кривых охлаждения сталей и чугунов.

Диаграмма состояния системы железо – углерод дает основное представление о строении сталей и чугунов. Различают два типа диаграмм: Fe – C (рис. 2.1) и Fe – Fe₃C (рис. 2.2). В первом случае углерод находится в свободном состоянии в виде графита (Г), во втором

случае он химически связан с железом в цементит Fe_3C (Ц).

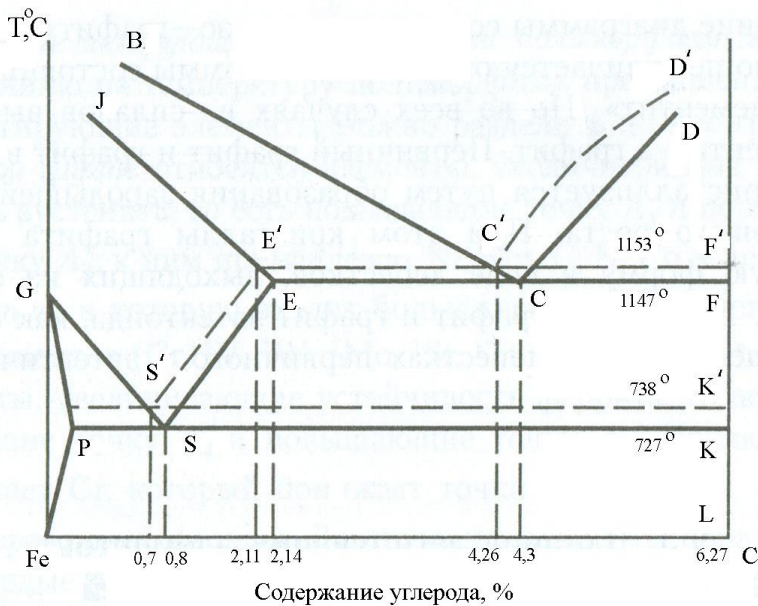


Рис. 2.1. Диаграмма состояния железо - графит

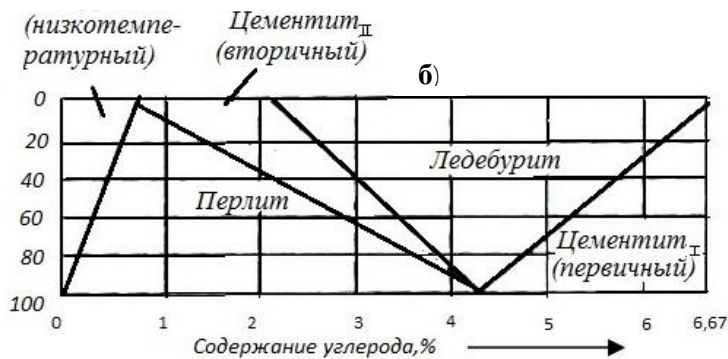
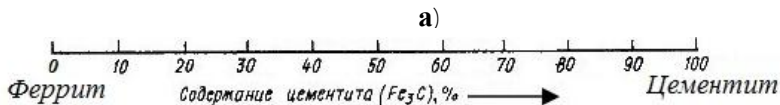
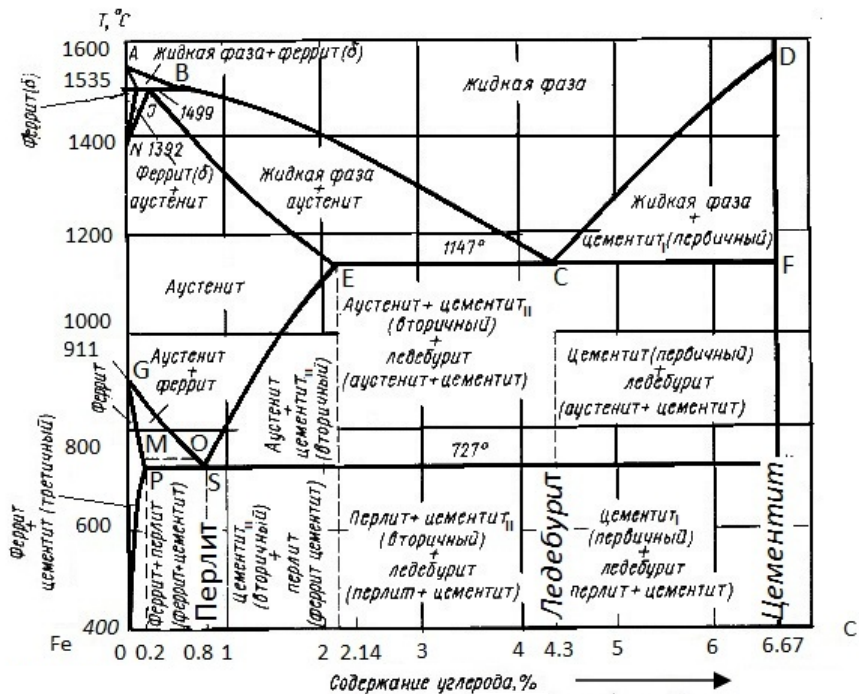


Рис. 2.2. Диаграмма состояния железо – цементит со шкалой фазового состава (а) и шкалой структурного состояния (б) железоуглеродистых сплавов при 400°С

Диаграмма состояния Fe – Fe₃C характеризует фазовый состав и превращения в сплавах с концентрацией от чистого железа до цементита. Положение точек диаграммы указано в табл. 2.1.

Компонентами железоуглеродистых сплавов являются *железо, углерод и цементит*.

Таблица 2.1

Обозначение точки на диаграмме	Температура, °С	Концентрация углерода, %
A	1539	0
H	1499	0,1
J	1499	0,16
B	1499	0,51
N	1392	0
D	1600	6,67
E	1147	2,14
C	1147	4,3
F	1147	6,67
G	911	0
P	727	0,02
S	727	0,8
K	727	6,67
Q	600	0,006

Железо – переходный металл серебристого цвета. Имеет высокую температуру плавления – 1539° С. В твердом состоянии железо может находиться в двух модификациях. Полиморфные превращения происходят при температурах 911° С и 1392° С. При температуре ниже 911° С существует α -Fe с объемно-центрированной кубической (ОЦК) решеткой. В интервале температур 911...1392° С устойчивым является γ -Fe с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой. Выше 1392° С железо имеет ОЦК решетку и называется δ -Fe или высокотемпературным α -Fe. Критическую температуру 911° С превращения α -Fe ↔ γ -Fe обозначают точкой A₃, а температуру 1392° С превращения γ -Fe ↔ δ -Fe - точкой A₄. При температуре ниже 768° С

железо ферромагнитно, а выше – парамагнитно. Точка Кюри железа (768°C) обозначается A_2 .

Железо технической чистоты обладает невысокой твердостью (80 HB) и прочностью (предел прочности $\sigma_b = 250\text{ МПа}$, предел текучести $\sigma_T = 120\text{ МПа}$) и высокими характеристиками пластичности (относительное удлинение $\delta = 50\%$, а относительное сужение $\Psi = 80\%$). Железо характеризуется высоким модулем упругости.

Углерод относится к неметаллам. Обладает полиморфным превращением, в зависимости от условий образования существует в форме графита с гексагональной кристаллической решеткой (температура плавления 3500°C , плотность $2,5\text{ г/см}^3$) или в форме алмаза со сложной кубической решеткой с координационным числом равным четырем (температура плавления – 5000°C).

В сплавах железа с углеродом углерод находится в состоянии твердого раствора с железом, и в виде химического соединения – цементита (Fe_3C), а также в свободном состоянии в виде графита.

Цементит (Fe_3C) – химическое соединение железа с углеродом (карбид железа), содержит $6,67\%$ углерода. Аллотропических превращений не испытывает. Кристаллическая решетка цементита состоит из ряда октаэдров, оси которых наклонены друг к другу. Температура плавления цементита точно не установлена ($1250\dots 1600^{\circ}\text{C}$). Цементит при определенных условиях распадается с образованием графита.

При низких температурах цементит слабо ферромагнитен, магнитные свойства теряет при температуре около 217°C . Цементит имеет высокую твердость (более 800 HB , легко царапает стекло), но чрезвычайно низкую, практически нулевую, пластичность.

Фазы в системе $\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$ присутствуют в следующем виде: *жидкая фаза, феррит, аустенит, цементит* (рис. 2.2).

Жидкая фаза (Ж). В жидком состоянии железо хорошо растворяет углерод с образованием однородной жидкой фазы.

Феррит (Ф) $\text{Fe}_{\alpha}(\text{C})$ *низкотемпературный* – твердый раствор внедрения углерода в α -железо. Феррит имеет переменную растворимость углерода: минимальную – $0,006\%$ при комнатной температуре (точка Q), максимальную – $0,02\%$ при температуре 727°C (точка P). Выше 1392°C существует *высокотемпературный феррит*

$Fe_3(C)$, с предельной растворимостью углерода 0,1 % при температуре 1499° С (точка H). Свойства феррита близки к свойствам железа. Он мягок (твёрдость 130 HV , $\sigma_B = 300 \text{ МПа}$) и пластичен ($\delta = 30 \%$), магнитен до 768° С.

Аустенит (А) $Fe_\gamma(C)$ – твёрдый раствор внедрения углерода в γ -железо. Углерод занимает место в центре ГЦК ячейки. Аустенит имеет переменную растворимость углерода: минимальную – 0,8 % при температуре 727° С (точка S), максимальную – 2,14 % при температуре 1147° С (точка E). Аустенит имеет твёрдость 200...250 HV , пластичен ($\delta = 40...50\%$), парамагнитен.

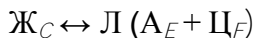
Цементит (Ц) В железоуглеродистых сплавах присутствуют фазы: цементит первичный ($Ц_I$), цементит вторичный ($Ц_{II}$), цементит третичный ($Ц_{III}$). Физико-химические свойства этих фаз одинаковы. На свойства сплавов оказывает влияние их размеры, количество и расположение. Цементит $Ц_I$ выделяется из жидкой фазы в виде крупных пластинчатых кристаллов. Цементит $Ц_{II}$ выделяется из аустенита при охлаждении в виде сетки вокруг зерен перлита. Цементит $Ц_{III}$ выделяется из феррита в виде мелких включений по границам ферритных зерен.

Три структурные изотермические превращения происходят в системе Fe - Fe_3C (рис.2.2):

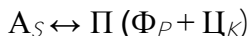
- перитектическое превращение на линии HJB (1499 °С):



- эвтектическое превращение на линии ECF (1147 °С):

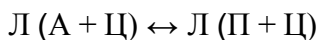


- эвтектоидное превращение на линии PSK (727 °С):



Эвтектоидная механическая смесь феррита и цементита называется *перлитом* (0,8 % С). Эвтектическая смесь аустенита и цементита называется *ледебуритом* (4,3% С). Такой *ледебурит* считается *аустенитным* (высокотемпературным) и образуется при температуре

1147 °С. При температуре 727 °С из-за изотермического распада аустенита образуется *перлитный* (низкотемпературный) *ледебурит*, представляющий собой механическую смесь перлита и цементита:



Критические точки - температуры, при которых происходят фазовые и структурные превращения в сплавах системы Fe - Fe₃C:

Точка А₁ – на линии *PSK* (А ↔ П)

Точка А₂ – на линии *МО* (768°С)

Точка А₃ – на линии *GOS* (А ↔ Ф) или (Fe_α(С) ↔ Fe_γ(С))

Точка А₄ – на линии *NJ* (А ↔ Ф) (Fe_γ(С) ↔ Fe_δ(С))

Точка *А_{ст}* – на линии *SE* (иногда обозначают, как А₃).

Линии, разделяющие фазовые области на диаграмме Fe – Fe₃C:

ABCD – линия ликвидус системы,

AHJECF – линия солидус,

ECF – линия эвтектического превращения,

PSK – линия эвтектоидного превращения;

МО – линия магнитного превращения,

BC – линия начала кристаллизации аустенита,

CD – линия начала кристаллизации цементита первичного,

SE – линия начала выделения цементита вторичного из аустенита,

PQ – линия начала выделения цементита третичного из феррита

Все сплавы системы Fe – Fe₃C по структурному признаку делят на две большие группы: *стали* и *чугуны*. *Углеродистыми сталями* называют сплавы железа с углеродом, содержащие 0,02...2,14 % углерода, заканчивающие кристаллизацию образованием аустенита. Сплавы железа с углеродом, содержащие углерода более 2,14 % (до 6,67 %), заканчивающие кристаллизацию образованием эвтектики (ледебурита), называют *чугунами*. Особую группу составляют сплавы с содержанием углерода менее 0,02 % (точка P), их называют *техническим железом*.

По содержанию углерода и микроструктуре *стали* подразделяются на: *доэвтектоидные* ($0,02\% < C < 0,8\%$) со структурой $\Phi + \Pi$ (феррит + перлит); *эвтектоидные* ($C = 0,8\%$) со структурой Π (перлит) и *заэвтектоидные* ($0,8\% < C < 2,14\%$) со структурой $\Pi + \text{Ц}_{\text{II}}$ (перлит + цементит вторичный). В свою очередь *чугуны* (белые) подразделяются на: *доэвтекктические* ($2,14\% < C < 4,3\%$) со структурой $\Pi + \text{Л} + \text{Ц}_{\text{II}}$ (перлит + ледебурит + цементит вторичный); *эвтекктические* ($C = 4,3\%$) со структурой Л (ледебурит), *заэвтекктические* ($4,3\% < C < 6,67\%$) со структурой $\text{Л} + \text{Ц}_I$ (ледебурит + цементит первичный).

Хотя стали и чугуны (белые) состоят из двух фаз: феррита и цементита, свойства этих сплавов значительно отличаются. Во многом свойства зависят от соотношения фаз и структурных составляющих. Поэтому важно уметь определять фазовый и структурный составы железоуглеродистых сплавов по диаграмме состояния $\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$.

Соотношение фазовых или структурных составляющих сталей с достаточной точностью можно определить по правилу отрезков. Правило можно применять только в областях диаграммы, содержащих две составляющие. Например, сталь 40 ($0,4\% \text{ C}$) при 400°C имеет структуру $\Phi + \Pi$, процентное содержание ее составляющих такое:

$$\begin{aligned}\Phi &= (0,8 - 0,4)/(0,8 - 0,01) \times 100\% \sim 50\%. \\ \Pi &= 100 - 50 = 50\%\end{aligned}$$

Рис. 2.2, б подтверждает правильность расчетов, т.е. структура стали 40 должна содержать примерно 50 % феррита и 50 % перлита.

А процентное соотношение фаз ($\Phi + \text{Ц}$) в стали 40 следующее:

$$\begin{aligned}\Phi &= (6,67 - 0,4)/(6,67 - 0,01) \times 100\% \sim 94\% \\ \text{Ц} &= 100 - 94 = 6\%\end{aligned}$$

Для самопроверки на рис.2.2, а по шкале «содержание цементита (Fe_3C)» находим, что сталь с $0,4\% \text{ C}$ содержит 6 % цементита.

Порядок проведения и задания работы

1. Вычертить диаграмму состояния железоуглеродистых сплавов, обозначив буквами ее линии, указав значения температур и содержание углерода.
2. Изучить кристаллическое строение и свойства компонентов железоуглеродистых сплавов.
3. Изучить фазы и структурные составляющие железоуглеродистых сплавов, показать их расположение на диаграмме Fe – Fe₃C.
4. Рассмотреть реакции структурообразования железоуглеродистых сплавов применительно к диаграмме Fe – Fe₃C.
5. Построить с применением правила фаз кривые охлаждения железоуглеродистых сплавов, указав фазы и структурные составляющие.
6. Определить процентное соотношение фаз и структурных составляющих в исследуемых сплавах на диаграмме Fe – Fe₃C.
7. Сделать выводы и написать отчет по работе.

Содержание отчета

1. Название, цель и задачи работы.
2. Диаграмма состояния Fe – Fe₃C с характерными кривыми охлаждения.
3. Основные представления о компонентах, фазах, критических точках и линиях в системе Fe – Fe₃C.
4. Расчет структурно-фазового состава железоуглеродистого сплава, заданного преподавателем.
5. Выводы по работе.

Контрольные вопросы

1. Каким способом можно построить диаграмму состояния железо-углерод, чем различаются равновесная и неравновесная диаграммы?
2. Почему твердость железоуглеродистого сплава в системе Fe – Fe₃C возрастает с повышением содержания углерода в нем?
3. Какие и сколько фаз и структурных составляющих присутствуют в доэвтектоидной и заэвтектоидной сталях?
4. Чем отличается сталь от чугуна?
5. Можно ли по химический составу стали определить количество структурных составляющих в микроструктуре и наоборот?
6. При какой температуре проходят эвтектическое и эвтектоидное пре-

вращения, какой химический состав эвтектики и эвтектоида?

7. Какая самая твердая и какая самая мягкая фазы присутствуют в системе Fe – Fe₃C? Какой их химический состав и кристаллографическая структура?

8. Что общего и в чем различие между эвтектоидом и эвтектикой?

9. Сколько видов существует феррита, цементита, ледебурита, аустенита, перлита?

10. Как отличить феррит в доэвтектоидной стали от цементита в заэвтектоидной стали?

11. Почему перлит серого цвета, а феррит и цементит – белого цвета при рассмотрении их в оптическом микроскопе?

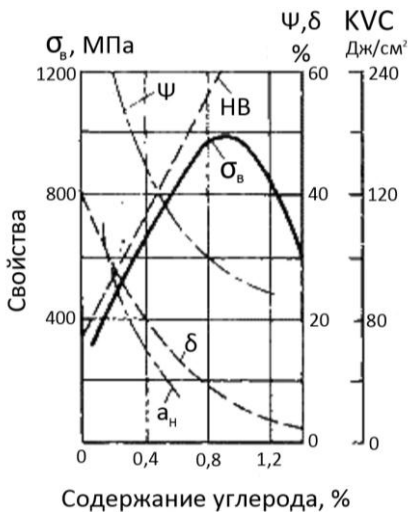
Лабораторная работа № 3

МИКРОСТРУКТУРА, СВОЙСТВА И МАРКИРОВКА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Цель работы — изучение микроструктуры углеродистых сталей в равновесном состоянии и определение марки углеродистой стали по структуре, построение кривых охлаждения углеродистых сталей.

Равновесные структуры сталей и превращения в них описываются диаграммой состояния системы Fe – Fe₃C (рис. 2.2). Такие структуры формируются после отжига путем охлаждения сталей вместе с печью из аустенитной области диаграммы Fe – Fe₃C.

Все стали состоят из двух фаз: феррита и цементита. Феррит мя-

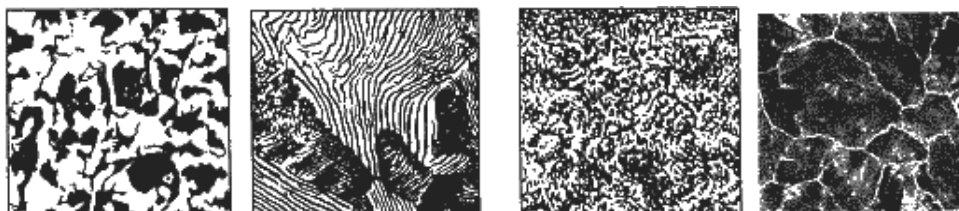


гок (80...130 НВ, $\sigma_b = 300$ МПа) и пластичен ($\delta = 30$ %), а цементит напротив – тверд (более 800 НВ) и хрупок. По мере увеличения содержания углерода стали в ее структуре возрастает доля цементита и уменьшается доля феррита (рис. 2.2, а), что в результате приводит к повышению твердости, прочности стали, с одной стороны, и снижению ее пластичности, вязкости, с другой (рис. 3.1).

Вместе с тем изменяются и другие эксплуатационные, технологические и физико-химические свойства, например, сталь становится более износостойкой с увеличением в ней содержания углерода; хорошо сваривается сталь, содержащая до 0,37 % углерода, с большим содержанием углерода свариваемость стали ухудшается и т.д.

Микроструктуры углеродистых сталей

Структура сталей в отожженном состоянии зависит от содержания в них углерода и может быть определена с помощью диаграммы Fe – Fe₃C (рис. 2.2). Углеродистыми сталями называют сплавы железа с углеродом, содержащие 0,02...2,14 % углерода. Их структура формируется в результате перекристаллизации аустенита и представлена на рис. 3.2. Для выявления микроструктуры сталей чаще всего используют травление 5% раствором HNO₃ в спирте.



а) доэвтектоидная сталь (Ф + П); б) эвтектоидная сталь (пластинчатый П); в) эвтектоидная сталь (зернистый П); г) заэвтектоидная сталь (П + Ц_{II})

По углеродному составу и микроструктуре углеродистые стали подразделяются на доэвтектоидные, эвтектоидные и заэвтектоидные.

Доэвтектоидные стали ($0,02 \% < C < 0,8 \%$) имеют $\Phi + \Pi$ структуру, состоящую из избыточного феррита и перлита (рис. 3.2, а). Избыточный феррит зарождается как на границах аустенитных зерен, так и внутри них в виде равноосных или слегка вытянутых кристаллов с искривленными границами. После травления избыточный феррит светлый, а перлит – темный. Чем больше углерода в доэвтектоидной стали, тем меньше в ее структуре избыточного феррита.

Эвтектоидная сталь ($C = 0,8 \%$) имеет Π структуру, в которой перлит может быть пластинчатым (рис. 3.2, б) или зернистым (рис. 3.2, в). Доля цементита в эвтектоидной смеси, в соответствии с правилом рычага, составляет 12 %. Эвтектоид растет внутри аустенитных зерен в виде колоний, состоящих из пластин феррита (более толстых) и пластин цементита. При травлении раствором азотной кислоты полированная поверхность шлифа приобретает перламутровый оттенок.

У заэвтектоидных сталей ($0,8 \% < C < 2,14 \%$) $\Pi + \text{Ц}_{\text{II}}$ структура состоит из темных зерен перлита и светлой сетки вторичного цементита, который располагается вокруг перлитных зерен (см. рис. 3.2, в).

Перлит присутствует как в доэвтектоидной, так и в заэвтектоидной стали, отличить при микроанализе одну сталь от другой можно только по избыточным выделениям. Сложность состоит в том, что при травлении азотной кислотой избыточный феррит и цементит имеют светлый оттенок. Отличить их друг от друга можно следующим образом.

Если в отожженной стали наряду с темным перлитом обнаруживается светлая составляющая, занимающая более 23 % площади шлифа, видимого в микроскоп, то эта светлая составляющая является избыточным ферритом, и сталь, следовательно, доэвтектоидная. Это вытекает из того, что максимальная доля вторичного цементита, рассчитанная по правилу отрезков, не может превышать 23 %:

$$(2,14 - 0,8)/(6,67 - 0,8) \times 100\% \sim (23 \%).$$

Можно отличить вторичный цементит от избыточного феррита

по форме и оттенку выделений. Сетка избыточного феррита после отжига составлена из отдельных частиц, в то время как вторичный цементит на шлифе выявляется в виде почти непрерывной сетки. Сетка из вторичного цементита выступает на поверхности, так как твердый цементит после полировки слегка возвышается над более мягким и сильнее отполированным перлитом. Вторичный цементит может выделяться из аустенита также в виде изолированных игл как по границам, так и внутри колоний перлита. Наконец, цементит кажется под микроскопом более светлым по сравнению с ферритом.

Особую группу сплавов с содержанием углерода менее 0,02 % (точка Р) называют *техническим железом* (рис. 3.3). Его структура при содержании углерода ($C < 0,006$ %) состоит из зерен феррита (рис. 3.3, а) или из зерен феррита с кристаллами цементита третичного, расположенных по границам ферритных зерен (рис. 3.3, б), если содержание углерода в пределах ($0,006 < C < 0,02$ %). Максимальное количество (доля) третичного цементита составляет всего около 0,3 %. Поэтому в структуре всех сталей третичный цементит практически не виден.

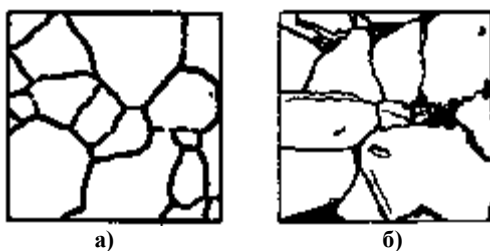


Рис. 3.3. Микроструктуры технического железа:
а – содержание углерода менее 0,006%; б – содержание углерода 0,006...0,02 %

Металлографическое определение содержания углерода в отожженных сталях

По равновесной микроструктуре (отожженных) углеродистых сталей, с помощью правила пропорций на диаграмме состояния Fe – Fe₃C можно приблизительно рассчитать количество углерода в со-

ставе сплава и определить марку стали. Для этого на микрошлифе оценивается (в процентах по массе) соотношение площадей структурных составляющих стали. Пропорция вытекает из примерного равенства плотностей феррита, перлита; цементита; в противном случае можно было бы судить только об объемных соотношениях. Если абсолютная ошибка в оценке площади, занимаемой перлитом, составляет 10 %, то абсолютная ошибка в определении содержания углерода составляет 0,08 %. При расчете следует учитывать, что при комнатной температуре количество углерода в феррите составляет 0,006 %, в перлите – 0,8 %, в цементите – 6,67 %.

Например, содержание углерода в доэвтектоидной стали, содержащей 50 % П + 50 % Ф определяют как сумму составляющих:

$$\begin{aligned} 50\% \text{ П } (0,8\% \text{ С}) / 100\% &\sim 0,4\% \text{ С} \\ 50\% \text{ Ф } (0,006\% \text{ С}) / 100\% &\sim 0,003\% \text{ С} \end{aligned}$$

Ничтожное количество углерода в феррите можно не учитывать. Тогда марка углеродистой стали определяется только при содержании 0,4 % С. Согласно ГОСТ 1050-74 – это конструкционная сталь 40.

При определении содержания углерода в заэвтектоидной стали по микроструктуре следует определить соотношение площадей, занятых перлитом и цементитом вторичным. Например, содержание углерода в заэвтектоидной стали, содержащей 95 % П + 5 % Ц определяют по формуле, как сумму слагаемых:

$$\begin{aligned} 95\% \text{ П } (0,8\% \text{ С}) / 100\% &\sim 0,76\% \text{ С} \\ 5\% \text{ Ц } (6,67\% \text{ С}) / 100\% &\sim 0,33\% \text{ С} \end{aligned}$$

В сумме это составит 1,09 % С. Это содержание согласно ГОСТ 1050-74 соответствует инструментальной стали марка У11.

Стандартные марки углеродистых сталей

Различают углеродистые стали обыкновенного качества, качественные и высококачественные. Качество и рабочие свойства сталей повышаются с уменьшением вредных примесей серы и фосфора.

Конструкционные углеродистые стали обыкновенного качества (ГОСТ 380-88) содержат повышенное количество серы и фосфора. Маркируют: Ст2кп., БСт3кп, ВСт3пс, ВСт4сп., где Ст – индекс данной группы стали; кп, пс, сп - степень раскисленности стали: кп - кипящая, пс - полуспокойная, сп – спокойная. По гарантиям при поставке стали делят на три группы: А, Б и В. Стали группы А при поставке гарантируют механические свойства (индекс группы А не указывается) и предназначены для изготовления изделий, не подвергающихся горячей обработке. Стали группы Б гарантируют химический состав и используют для изделий, подвергающихся горячей обработке. Стали группы В гарантируют механические свойства и химический состав; из них изготавливают сварные конструкции. Цифры 0...6 – условный номер марки стали, содержащей углерод в пределах:

Марка							
стали...	Ст1	Ст2	Ст3	Ст4	Ст5	Ст6	
С, %...	0,06...0,12	0,09...0,15	0,14...0,22	0,18...0,27	0,28...0,37	0,38...0,49	

При переходе от марки Ст1 к марке Ст6 предел прочности возрастает от 300 до 600 МПа, а пластичность снижается. Стали обыкновенного качества широко используют для изготовления деформированных полуфабрикатов: листов, прутков, труб, заклепок, болтов, шайб и т.д.

Конструкционные качественные углеродистые стали (ГОСТ 1050–74) содержат не более 0,035 % фосфора, не более 0,04 % серы, 0,05...0,6 % углерода и выпускаются следующих марок: 05кп, 08кп, 08пс, 08, 10кп, 10пс, 10, 15кп, 15пс, 15, 20кп, 20пс, 20, 25, 35, 45 и т. д. Качественные стали маркируют двумя цифрами, которые указывают среднее содержание углерода в сотых долях процента:

Марка								
стали...	08	10	15	20	30	40	50	60
	0,05...	0,07...	0,12...	0,17...	0,27...	0,37...	0,47...	0,57...
С, %...	0,12	0,14	0,19	0,24	0,35	0,45	0,55	0,65

Качественные стали поставляют с гарантированными механическими свойствами и химическим составом. Степень раскисленности указывается, если она отличается от спокойной. Они могут использоваться без упрочняющей термической обработки или после нее.

Качественные стали обладают более высокими свойствами (пла-

стичностью, прочностью, свариваемостью), чем стали обыкновенного качества. Их применяют для деталей более ответственного назначения: коленчатых валов, зубчатых колес, пружин, рессор, осей, винтов, втулок, тяг, прокатных валков, дисков сцепления, шатунов и т.д.

Инструментальные углеродистые стали (ГОСТ 1435–74) выпускаются *качественными* (У7, У8, У9...У13) с содержанием вредных примесей $S < 0,028$, $P < 0,035$ %) или высококачественными (У7А ...У13А) с содержанием $S < 0,02$ %, $P < 0,03$ %). Маркируют буквой У и цифрой, указывающей среднее содержание углерода в десятых долях %:

Марка	У7	У8	У9	У10	У11	У12	У13
стали...	У7	У8	У9	У10	У11	У12	У13
С, % ...	0,66... 0,73	0,75... 0,84	0,85... 0,94	0,95... 1,04	1,05... 1,14	1,15... 1,24	1,25... 1,35

Для обозначения высокого качества в конце марки инструментальной стали ставят букву А: У10А, У12А.

Инструментальные углеродистые стали обладают высокой твердостью и износостойкостью, поэтому их используют для изготовления инструмента, работающего в условиях ударных нагрузок (штампов, молотков, стамесок, долот, зубил), режущего инструмента для обработки мягких материалов (резцов, сверл, метчиков, фрез, напильников, бритв) и мерительного инструмента (калибров, пробок, линеек).

Для нарезания на станках-автоматах деталей массового производства (шайб, болтов, гаек, шпилек, пр.) применяют низкоуглеродистые стали (0,08...0,45 %С) с повышенным содержанием серы (0,08...0,3 %), фосфора (0,05...0,16 %) и марганца (0,6...1,55 %). Такие стали называются автоматными. Образование хрупких включений (MnS и др.) на границах зерен стали облегчает резание, способствует дроблению и легкому отделению стружки. Увеличивается срок службы режущего инструмента и улучшается качество обрабатываемых поверхностей. В соответствии с ГОСТ 1414-75 автоматные стали маркируют А11, А12, А20, А30, А40Г. В обозначении марки буква А указывает, что сталь автоматная, а цифры – содержание углерода в сотых долях процента.

Порядок проведения и задания работы

1. Начертить участок диаграммы состояния Fe – Fe₃C с обозначениями фаз, соответствующий углеродистым сталям.
2. Просмотреть набор приготовленных шлифов углеродистых сталей при увеличении 250...500.
3. Подробно рассмотреть шлиф эвтектоидной стали для изучения строения перлита при увеличении не менее 500.
4. Схематично зарисовать изученные микроструктуры сталей.
5. По микроструктуре углеродистых сталей определить содержание в них углерода, изучить их структурно-фазовый состав.
6. Сделать выводы и составить отчет по работе.

Содержание отчета

1. Название, цель и задачи работы.
2. Основные представления об углеродистых сталях, их структурное различие, свойства и маркировка.
3. Зарисовки микроструктур углеродистых сталей. Каждую структуру (эвтектоидной, доэвтектоидной и заэвтектоидной стали) нужно подписать, а стрелками указать структурные составляющие.
4. Определение содержания углерода в стали по микроструктуре.
5. Выводы по работе.

Контрольные вопросы

1. Какие сплавы относятся к сталям?
2. Как классифицируют углеродистые стали?
3. Какова предельная растворимость углерода в α -Fe и γ -Fe?
4. Какой процесс протекает в сталях при переохлаждении аустенита ниже температуры 727 °C?
5. Что такое перлит и сколько углерода он содержит?
6. Какие структурные составляющие имеют доэвтектоидная и заэвтектоидная стали и как их отличить по микроструктуре?
7. По какой формуле, используя микроструктуру, определяют содержание углерода в отожженной углеродистой стали?
8. В каких пределах может изменяться количество избыточного феррита в доэвтектоидных сталях разного состава?
10. Какое максимальное количество избыточного цемента может быть в заэвтектоидных сталях?
11. Как обозначают качественные и инструментальные стали?

12. До какой температуры надо нагреть сталь У12, чтобы полностью исчез цементит?

13. Как оценить количество перлита в стали У10?

Лабораторная работа № 4

МИКРОСТРУКТУРА, СВОЙСТВА И МАРКИРОВКА ЧУГУНОВ

Цель работы — изучение микроструктуры чугунов разных марок в равновесном состоянии, определение структурно-фазового состава белых чугунов, построение кривых охлаждения.

Чугунами называют железоуглеродистые сплавы, содержащие более 2,14 % углерода. По структуре чугуны делят на три группы: (1) на белые (БЧ), в которых углерод растворен и химически связан с железом; (2) на серые (СЧ), ковкие (КЧ), высокопрочные (ВЧ), в которых углерод находится в свободном состоянии в виде графита; (3) на половинчатые (ИЧ), в которых часть углерода находится в виде графита, остальная (> 2 % С) – в форме цементита (рис. 4.1).

Металлическая основа	Класс чугуна		
	Серый СЧ	Ковкий КЧ	Высокопрочный ВЧ
Феррит			
Феррит + Перлит			
Перлит			

Рис. 4.1. Схема микроструктур чугуна в зависимости от металлической основы и формы графитовых включений

В структуре серых чугунов присутствует графит пластинчатой формы ($\Gamma_{пл}$); в ковких чугунах - хлопьевидный ($\Gamma_{хл}$), в высокопрочных – шаровидный ($\Gamma_{ш}$) и вермикулярный графит. Включения графита могут распределяться в ферритной, перлитной или ферритно-перлитной матрице:

Белые чугуны

Белые чугуны кристаллизуются по диаграмме равновесия системы $Fe - Fe_3C$ (рис. 2.2). В белых чугунах углерод, не вошедший в твердый раствор на основе железа, образует с железом карбид Fe_3C (цементит). В них обязательно кристаллизуется эвтектика (аустенит + цементит), называемая *ледебуритом* (Л). Чугуны с таким фазовым составом имеют белый блестящий излом и поэтому их называют белыми. По химическому составу и структуре белые чугуны подразделяют на эвтектические, доэвтектические и заэвтектические чугуны (рис. 4.2).

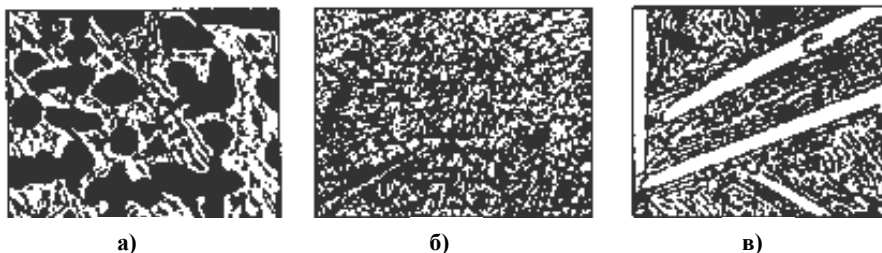


Рис. 4.2. Микроструктуры белых чугунов
а – доэвтектический белый чугун ($П + Л + Ц_{II}$); б – эвтектический белый чугун (Л);
в – заэвтектический белый чугун ($Л + Ц_{II}$)

Эвтектический белый чугун содержит 4,3 % углерода. Его структура (рис. 4.2, б) при комнатной температуре полностью состоит из ледебуритной эвтектики, состоящей из цементита и расположенного в нем перлита сравнительно высокой дисперсности.

Доэвтектические белые чугуны ($2,14 \% < C < 4,3 \%$) имеют структуру (рис. 4.2, а), состоящую из перлита П (Ф + Ц), цементита вторичного Ц_{II} и ледебурита Л (П + Ц). Перлит имеет дендритное (древовидное) строение, наследуемое от аустенита, кристаллизующегося из жидкости, и затем претерпевшего эвтектоидное превращение (при 727 °С). А цементит вторичный сливается с цементитом, входящим в состав ледебурита. *Заэвтектические белые чугуны* ($4,3 \% < C < 6,67 \%$) имеют структуру, состоящую из ледебурита Л (П + Ц) и цементита первичного Ц_I (рис. 4.2, в). В матрице ледебурита расположены крупные призматические кристаллы цементита первичного.

Все белые чугуны состоят из двух фаз: мягкого феррита (80...130 НВ) и твердого (более 800 НВ), но хрупкого цементита. По мере увеличения содержания углерода в структуре белого чугуна возрастает доля цементита и уменьшается доля феррита, например, чугун с 4,3 % С содержит значительное количество цементита (до 66 %). Из-за избытка цементита в структуре, белые чугуны имеют повышенную хрупкость и низкие показатели механических свойств. Поэтому их используют для изготовления деталей, работающих в условиях повышенного абразивного изнашивания (мельничные шары, лопатки пескоструйных и дробеметных машин, детали гидромашин и др.).

Влияние графита на механические свойства чугунов

Графитовые включения можно рассматривать как различной формы пустоты, возле которых концентрируются напряжения; их значения тем выше, чем острее дефект. Поэтому графит пластинчатой формы в наибольшей мере разупрочняет матрицу, а шаровидной – в наименьшей. Так, относительное удлинение δ серых чугунов составляет 1 %, ковких – до 12 %, высокопрочных – до 15%. Графит сильно снижает сопротивление удару, разрыву и мало – сжатию.

Преимущества присутствия графита в структуре чугуна:

- улучшается обрабатываемость резанием чугуна, т.к. образуется более ломкая стружка;
- улучшаются антифрикционные свойства чугуна, по сравнению со сталью, т.к. графит выполняет роль смазки;
- чугун хорошо гасит вибрации и имеет повышенную цикли-

- чекую вязкость из-за микропустот, заполненных графитом;
- детали из чугуна не чувствительны к внешним концентраторам напряжений (выточкам, отверстиям, резким переходам в сечениях);
- чугун значительно дешевле стали;
- чугун обладает хорошими литейными свойствами, литьем можно дешевле и проще изготавливать изделия сложной формы.

Ковкие чугуны

Ковкий чугун получают из белого чугуна с помощью графитизирующего отжига. При этом отжиге образуется графит хлопьевидной формы (рис. 4.1), называемый *графитом отжига*. Хотя ковкий чугун не куется, его относительное удлинение δ достигает 12 %, а у исходного белого чугуна δ не превышает 0,2 %.

Ковкий чугун маркируют буквами КЧ и двумя цифрами, обозначающие минимальные значения σ_b (кгс/мм²) и δ (%). Например, у ферритного ковкого чугуна марки КЧ37-12 $\sigma_b = 370$ МПа, $\delta = 12$ %, у перлитного чугуна КЧ63-2 $\sigma_b = 630$ МПа и $\delta = 2$ %. Перлит примерно в 2,5 раза прочнее феррита, но менее пластичен. Поэтому ферритный ковкий чугун более пластичный, чем перлитный, а по прочности - наоборот. Литые изделия из КЧ самые разнообразные: пробки, гайки, кронштейны, втулки, фланцы, ступицы, тормозные колодки, колесные валы, др.

Режим отжига белого чугуна для получения ковкого представлен на рис. 4.3 и состоит из 2 стадий; его продолжительность составляет 20...40 ч. Рекомендуемый химический состав белого чугуна: 2,4...2,9 % С; 1,0...1,6 % Si; 0,3...1,0 % Mn, причем соблюдается условие: Si + С < 3,8%. Его исходная структура П + Л(П + Ц) + Ц_{II}, а фазовый состав: Ф + Ц. На 1-й стадии графитизации при нагреве белого чугуна до 900...1050 °С происходит аустенизация и растворение вторичного цементита; после 10 часовой выдержки весь цементит превращается в хлопьевидный графит Г_{хл}; и тогда структура из А + Ц преобразуется в А + Г_{хл} (рис. 4.3, л). На 2-й стадии графитизирующего отжига формируется металлическая матрица ковкого чугуна.

Для получения чисто перлитной матрицы проводят ускоренное охлаждение (рис. 4.3, I). Для получения чисто ферритной матрицы проводят очень медленное охлаждение или изотермическую выдержку в интервале температур эвтектоидного распада ($727\text{ }^{\circ}\text{C}$). Для повышения пластичности ковкого чугуна и сохранения высокой прочности еще осуществляют отжиг на зернистый перлит, который состоит в замедленном охлаждении или 2...4 часовой выдержке при $690\text{...}650\text{ }^{\circ}\text{C}$. В результате такого отжига происходит сфероидизация пластин цементита.

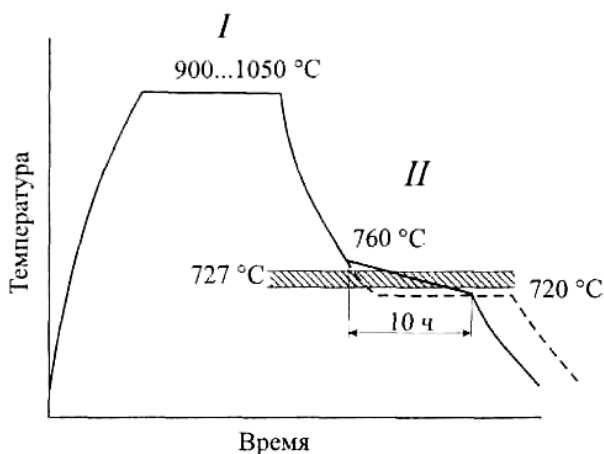


Рис. 4.3. Схема графитизирующего отжига

Серые чугуны

Структура серого чугуна (рис. 4.1) формируется непосредственно при кристаллизации в соответствии с диаграммой стабильного равновесия системы железо – графит (рис. 2.1). Чем больше углерода и кремния в сплаве и ниже скорость его охлаждения, тем выше вероятность кристаллизации по диаграмме стабильного равновесия с образованием графитной эвтектики:



Обычно в серых чугунах содержится 3,0...3,7 % С; 1,2...2,6 % Si. 0,5...0,8 % Mn; 0,1...0,3 % P; < 0,12 % S. При удовлетворении условия ($C + Si/3 = 4,3$) чугун становится эвтектическим и обладает хорошими технологическими свойствами: жидкотекучестью, малой усадкой, небольшим пригаром литевой формы. Роль кремния, как сильного графитообразующего элемента, состоит в том, что кремний способствует уменьшению растворимости углерода в аустените, жидкая фаза обогащается углеродом и процесс образования графита облегчается.

Согласно ГОСТ 1412-85 серые чугуны подразделяют на 10 марок: СЧ10, СЧ15, СЧ18, СЧ20, СЧ25, СЧ30, СЧ35 и др. Цифры соответствуют минимальному пределу прочности при растяжении σ_b , (кгс/мм²).

Структура не оказывает влияние на пластичность, она остается чрезвычайно низкой. Но оказывает влияние на твердость. Механическая прочность в основном определяется количеством, формой и размерами включений графита. Мелкие, завихренной формы чешуйки графита меньше снижают прочность. Такая форма достигается путем модифицирования алюминием, силикокальцием, ферросилицием.

Серые чугуны (ГОСТ 1412-85) могут иметь ферритную (СЧ10), феррито-перлитную (СЧ18) и перлитную (СЧ25) металлическую основу. При выборе матрицы лучшими прочностными свойствами и износостойкостью обладают перлитные серые чугуны.

Серые чугуны широко применяются в машиностроении. При конструировании деталей машин учитывают, что серые чугуны работают на сжатие лучше, чем на растяжение. Они мало чувствительны к надразам при циклическом нагружении, хорошо поглощают колебания вибраций, обладают высокими антифрикционными свойствами из-за смазывающей способности графита, хорошо обрабатываются резанием, изделия из них дешевы и просты в изготовлении. В станкостроении из серых чугунов изготавливают базовые корпусные детали, станины станков, столы и верхние салазки, шпиндельные бабки, колонки, каретки, кронштейны, зубчатые колеса, направляющие; в автомобилестроении - блоки цилиндров, поршневые кольца, распределительные валы, диски сцепления. кар-

теры, тормозные барабаны, гильзы, маховики. Отливки из серого чугуна также используются в электромашиностроении, для изготовления художественных изделий и товаров народного потребления.

Высокопрочные чугуны

При введении в жидкий серый чугун 0,1...0,5 % Mg, 0,2...0,3 % Ce графит кристаллизуется в шаровидной или близкой к ней форме (рис. 4.1). На практике широко используют комплексные модификаторы, содержащие Mg, Ca и редкоземельные металлы. Поэтому такой чугун называют *модифицированным*. Высокопрочные чугуны обычно содержат: 3,2...3,8 % C; 1,9...2,6 % Si; 0,6...0,8 % Mn; 0,12 % P. Содержание в них серы (0,02...0,03 % S) существенно ниже, чем в серых и ковких чугунах (0,1...0,15 % S).

Согласно ГОСТ 7293-85 применяют высокопрочный чугун следующих марок: ВЧ35, ВЧ40, ВЧ45, ВЧ50, ВЧ60, ВЧ70, ВЧ80, ВЧ100. Цифры соответствуют минимальному пределу прочности при растяжении $\sigma_{в}$ (кгс/мм²).

Высокопрочные чугуны (ГОСТ 7293-85) могут иметь ферритную (ВЧ 35), феррито-перлитную (ВЧ45) и перлитную (ВЧ 80) металлическую основу. При выборе матрицы лучшими прочностными свойствами обладают перлитные чугуны, а более пластичны – ферритные. Отливки из высокопрочных перлитных чугунов имеют высокий предел текучести $\sigma_T = 300...420$ МПа, что даже выше предела текучести стальных отливок, а также обладают достаточно высокой ударной вязкостью и усталостной прочностью $\sigma_{-1} = 230...250$ МПа.

Шаровидные включения графита меньше, чем пластинчатые, ослабляют сечение металлической матрицы, являясь менее сильными концентраторами напряжений. Поэтому по сравнению с серыми чугунами, механические свойства высокопрочных чугунов повышаются. Кроме того, эти чугуны обладают высокой жидкотекучестью, линейная усадка отливок – около 1%. Они хорошо обрабатываются резанием, удовлетворительно свариваются.

Обладая хорошими литейными и технологическими свойствами, высокопрочные чугуны применяются для замены стальных литых и кованных деталей: коленчатые и распределительные валы, де-

тали зубчатых передач, т.д. Такие детали малочувствительны к внешним концентраторам напряжения, имеют лучшие антифрикционные свойства, более высокую циклическую прочность и значительно дешевле. Из высокопрочного чугуна изготавливают тонкостенные поршневые кольца, шаботы ковочных молотов, станины и рамы прессов и прокатных станков, изложницы, резцедержатели, планшайбы.

К числу высокопрочных также относят чугуны, имеющие вермикулярную (червеобразную) форму графита.

Высокой износостойкостью обладают половинчатые чугуны (ИЧ); в них часть углерода находится в виде шаровидного или пластинчатого графита, остальная часть - в виде цементита. На практике используют, например, чугун ИЧНХ2, легированный никелем и хромом (с пластинчатым графитом), чугуны ИЧХНТ и ИЧН1МШ (с шаровидным графитом) и т.д. Из них отливают детали двигателей внутреннего сгорания: крышки и днища цилиндров, головки поршней и др.

К износостойким относится отбеленный серый чугун (ОЧ), имеющий тонкий поверхностный слой со структурой белого чугуна. Применяется для изготовления отливок прокатных валов, вагонных колес и т.д.

Микроструктурный анализ чугунов проводят первоначально на нетравленных шлифах. Графит выглядит темной фазой на светлом фоне. По форме, распределению и размерам включений графита устанавливают вид чугуна: серый, ковкий, высокопрочный. Металлическую матрицу изучают после травления микрошлифов, определяя на какой основе чугуны: на перлитной, ферритной и т.д. Согласно ГОСТ 3443-77 дают детальную оценку структуры чугунов.

Порядок проведения и задания работы

3. Начертить участок диаграммы состояния $Fe - Fe_3C$ с обозначениями фаз, соответствующий белым чугунам.
4. Просмотреть набор приготовленных шлифов белых, серых, ковких, высокопрочных чугунов при увеличении 250...500.
7. Подробно рассмотреть шлиф эвтектического чугуна для изучения строения ледебурита при увеличении не менее 500.
8. Схематично зарисовать изученные микроструктуры чугунов.

9. По микроструктуре белых чугунов определить содержание в них углерода, изучить их структурно-фазовый состав.
10. Сделать выводы и составить отчет по работе.

Содержание отчета

1. Название, цель и задачи работы.
2. Основные представления о чугунах, их структурное различие, свойства и маркировка.
3. Зарисовки микроструктур различных чугунов. Каждую структуру чугуна нужно подписать, а стрелками указать структурные составляющие.
4. Расчет структурно-фазового состава белого чугуна железистоуглеродистого сплава, заданного преподавателем.
5. Выводы по работе.

Контрольные вопросы

9. Какие сплавы относятся к чугунам?
10. Какие чугуны называют серыми и чем они отличаются от белых?
11. Как отличить по микроструктуре заэвтектический белый чугун от доэвтектического?
12. Какие реакции протекают при формировании доэвтектического белого чугуна?
13. Что такое ледебурит и сколько в нем содержится углерода?
6. Какие фазы присутствуют (при комнатной температуре) в структуре серого чугуна на ферритно-перлитной основе?
7. При какой температуре исчезнет феррит при нагреве эвтектического белого чугуна?
8. Какой процесс протекает в белых чугунах при переохлаждении ниже температуры 1147 °С?
9. Какой белый чугун тверже доэвтектический или заэвтектический?
10. Какими методами получают ковкий и высокопрочный чугуны? Как они маркируются?
11. Почему с повышением содержания углерода белый чугун становится более хрупким?
12. Чем отличается по структуре серый чугун от высокопрочного, если оба чугуна имеют одинаковую ферритную матрицу и одно и то же содержание углерода?

13. Почему круглая форма графитовых включений обеспечивает более высокие свойства чугунам, чем пластинчатая?

Лабораторная работа № 5

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Цель работы — изучение микроструктур покрытий, полученных на сталях при химико-термической обработке, режимов ее проведения и составов насыщающих сред

Уровень развития современной техники характеризуется высокой интенсивностью эксплуатации инструментов, деталей машин и изделий. Это требует существенного улучшения их эксплуатационных свойств, что можно достичь путем применения различные способов упрочнения и нанесения защитных покрытий.

Упрочнение материала – это повышение конструкционной прочности в результате положительных изменений его химического состава, структуры и напряженного состояния, а *упрочняющие технологии* - это различные технологические, металлургические и другие процессы, которые обеспечивают материалу высокую конструкционную прочность в данных условиях эксплуатации. В зависимости от того, на какую глубину изделия идет упрочнение может быть *поверхностное или объемное упрочнение*. Согласно Савицкому Е.М. *конструкционная прочность* рассматривается, как сопротивление материала внешним воздействиям, приводящим к снижению его работоспособности и разрушению. Арзамасов Б.В. считает, что *конструкционная прочность* материала представляет собой совокупность механических и физико-химических свойств, обеспечивающих работоспособность материала в течение длительной эксплуатации. С этих позиций основными *критериями* конструкционной прочности являются *надежность, долговечность, прочность и жесткость материала*.

Среди различных способов поверхностного упрочнения сплавов следует выделить способы нанесения защитных покрытий путем применения методов химического, термического, химико-

термического и др. воздействий. К покрытиям предъявляют несколько требований, выполнение которых обеспечивает изделиям высокую работоспособность (рис.5.1).



Рис. 5.1. – Требования, предъявляемые к покрытиям на изделиях

На практике широко используются покрытия, полученные при химико-термической обработке (ХТО) сталей и сплавов, а именно: при цементации, азотировании, нитроцементации, борировании, диффузионном цинковании, хромировании и др.

Химико-термическая обработка – процесс изменения химического состава, структуры и свойств поверхностного слоя материала в результате его нагрева в химически активной среде (твердой, жидкой, газообразной, вакуумной, плазменной). ХТО можно рассматривать, и как диффузионное насыщение поверхности материала одним или несколькими легирующими элементами.

Любой процесс ХТО включает три основные стадии: 1) *диссоциацию* – образование в насыщающей среде активных атомов насыщающего элемента в результате химических реакций, а также испарения; 2) *адсорбцию* – поглощение (захват) активных атомов поверхностью насыщаемого материала; 3) *диффузию* – проникновение адсорбированных атомов вглубь насыщаемого материала.

Непременным условием осуществления процесса ХТО должно являться взаимодействие насыщающего элемента с основным металлом, между которыми должны образовываться твердые растворы или химические соединения. Фазовый состав диффузионных слоев можно определить по изотермическому разрезу диаграммы в системе «основной металл – насыщающий элемент» при температуре проведения ХТО, например, по диаграмме Fe – C при цементации. Скорость формирования (толщина) диффузионного слоя зависит от природы насыщающего элемента и насыщаемого металла, температуры и продолжительности ХТО. Элементы (C, N, B), имеющие атомы значительно меньшего размера, чем насыщаемый металл (Fe), и образующие твердые растворы внедрения, диффундируют значительно быстрее, чем элементы, образующие твердые растворы замещения (Cr, Ti, V, Mn).

Основными процессами ХТО являются: цементация, азотирование, нитроцементация (цианирование), диффузионная металлизация.

Диффузионный слой – поверхностный слой материала изделия, отличающийся от исходного по химическому составу. Зона материала, не подвергнутая воздействию активной среды, считается *сердцевинной, основой или матрицей*. Под *общей толщиной диффузионного слоя* понимают наименьшее расстояние от поверхности до сердцевины материала. Обычно указывают *эффективную толщину диф-*

фузионного слоя – толщину слоя только с определенной твердостью.

Методом ХТО наносят защитные покрытия на конструкционные, коррозионно-стойкие и жаростойкие стали и сплавы, чугуны, инструментальные стали и твердые сплавы, другие материалы.

Цементация

Цементация (науглероживание) – это процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя материала углеродом при нагреве до температур $880...950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в углеродсодержащей среде. Выбор температур выше A_{c3} обусловлен значительной растворимостью углерода в аустените. Цементации подвергают стали и сплавы с низким содержанием углерода (до $0,25\%$).

Цементацию вместе с термообработкой проводят с целью повышения твердости, износостойкости и предела выносливости стали. Цементации подвергают зубчатые колеса, распределительные валики, втулки, поршневые кольца, червяки, оси, ролики и другие детали из низкоуглеродистых и легированных сталей, содержащих до $0,3\%$ С. Такие стали называют цементуемыми. С увеличением углерода в стали слой охрупчивается из-за избыточного содержания цемента.

При цементации на поверхности изделия образуется слой заэвтектоидной стали, состоящий из перлита и цементита (П + Ц). По мере удаления от поверхности, содержание углерода снижается, формируется зона, состоящая только из перлита (П). Затем по мере удаления от поверхности появляются зерна феррита (Ф) и их количество увеличивается. Структура этой зоны ферритно-перлитная (Ф + П), такая же как и исходная (рис.5.2).

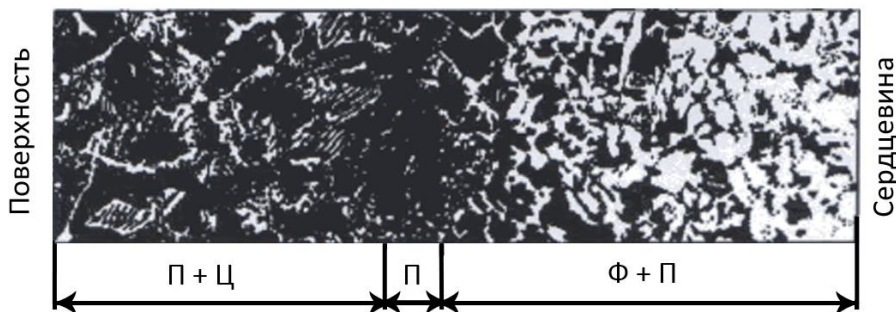


Рис. 5.2. Схема микроструктуры цементованного слоя, полученного при диффузионном насыщении малоуглеродистой стали углеродом

При науглероживании и последующей термообработке стали создается композиция из твердого поверхностного слоя и вязкой сердцевины. *Глубина цементации* – расстояние от поверхности изделия до середины зоны, где в структуре имеются одинаковые объемы феррита и перлита, обычно составляет 0,4...2 мм, а *степень цементации* – среднее содержание углерода в нем – 0,9... 1,2 %.

На практике широко применяют цементацию в твердом и газовом карбюризаторе (науглероживающей среде). Участки деталей, которые не подвергаются цементации, предварительно покрывают медью (электролитическим способом) или глиняной смесью.

Цементация в твердом карбюризаторе применяется в мелкосерийном производстве. Изделия с припуском под шлифование, укладывают в контейнеры из жаропрочной стали и засыпают порошковым карбюризатором, в состав которого входит древесный уголь и 10...40 % солей BaCO_3 , Na_2CO_3 . После герметизации контейнеры помещают в печь, нагретую до 930...950 °С.

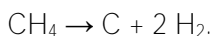
Общий химизм процесса состоит в образовании при неполном сгорании угля окиси углерода (CO) и выделении из него атомарного углерода по реакции:



Образующиеся атомы углерода адсорбируются поверхностью изделий и диффундируют вглубь металла.

Недостатками данного способа являются: большая длительность процесса (скорость роста слоя 0,1 мм/час), низкая производительность и сложность автоматизации процесса, ухудшение экологии.

Газовая цементация применяется в серийном и массовом производстве. В качестве карбюризатора используют легко испаряемые жидкие углеводороды (керосин, синтин), специальные эндогазы, пропан-бутановые смеси, метан, образующие при их диссоциации атомарный углерод по реакции:



Процесс ведут при 910...930 °С в течение 6...12 ч в шахтных печах или безмуфельных агрегатах непрерывного действия. Для получения науглероженного слоя на стали толщиной 1 мм требуется 6...7 ч.

Преимущества газовой цементации следующие: регулирование концентрации углерода в слое путем изменения состава науглероживающей атмосферы; высокая производительность процесса, т.к. тер-

мообработку осуществляют сразу с температуры цементации; полная автоматизация и экологичность процесса.

Термическая обработка обязательно проводится после цементации. В результате цементации достигается только выгодное распределение углерода по сечению. Окончательно формирует свойства цементованной детали последующая термообработка. Все изделия подвергают закалке с низким отпускком. После закалки цементованное изделие приобретает высокую твердость и износостойкость, повышается предел контактной выносливости и предел выносливости при изгибе, при сохранении вязкой сердцевины. Комплекс термической обработки зависит от материала и назначения изделия (рис. 5.3).

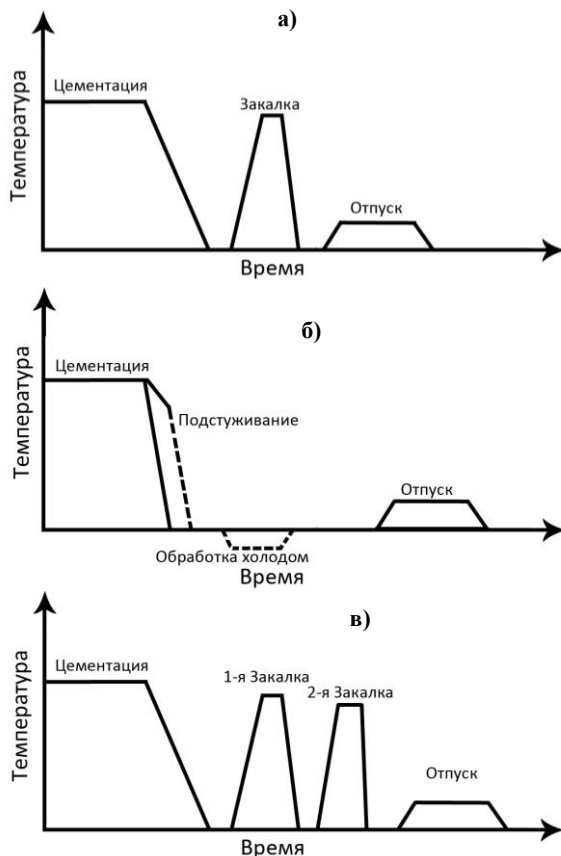


Рис. 5.3. Режимы термической обработки цементованных изделий

Если сталь наследственно мелкозернистая (18ХГТ, 25ХГТ, 20ХГР, 20ХГНТР) и изделия неответственного назначения, то проводят однократную закалку от температуры 820...880 °С (рис. 5.3, а). При этом формируется науглероженный слой со структурой высокоуглеродистого мартенсита, а также измельчаются зерна сердцевинны. При газовой цементации изделия сначала подстуживают, а затем проводят закалку (рис. 5.3, б). Для особо ответственных деталей, после цементации применяют двойную закалку (рис. 5.3, в). Первую закалку (или нормализация) проводят от температуры 880...900 °С для исправления структуры сердцевинны, вторую – от

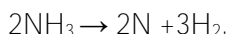
температуры 760...780 °С для получения мелкоигльчатого мартенсита в поверхностном слое.

Завершающей операцией термической обработки всегда является низкий отпуск, проводимый при температуре 150...180 °С. В результате отпуска в цементованном слое получают структуру мартенсита отпуска и частично снимаются напряжения.

Азотирование

Азотирование – диффузионное насыщение поверхностного слоя материала азотом при нагреве до температур 500...700 °С в азотсодержащей среде. Азотирование повышает твердость, износостойкость, предел выносливости и коррозионную стойкость сталей и применяют для ответственных деталей машин: зубчатых колес, гильз цилиндров, штоков пароводяной арматуры, валов, др.

На практике широко используют газовое и ионное азотирование. При газовом азотировании нагретый аммиак диссоциирует с выделением атомарного азота:



Активные атомы азота адсорбируются поверхностью и диффундируют в сталь, образуя в ней твердые растворы и химические соединения (нитриды).

Для азотирования используют нитраллои – специальные азотируемые стали (38ХМЮА, 35ХМЮА, 30ХТ2Н3Ю, 35ХМА, 30Х2В2НФА, 38ХНМФА, 38ХВФЮА, 3Х2ВФ), содержащие Al, Mo, Cr, Ti, V, W. Нитриды этих элементов (VN, W₂N, AlN, CrN) дисперсны и обладают высокой твердостью и термической устойчивостью.

Если твердость углеродистой азотированной стали составляет около 200 HV, среднелегированной стали – до 800 HV, то нитраллоя – 1000...1200 HV. Поэтому для легированных и углеродистых сталей проводят антикоррозионное азотирование (в газовой среде при 650...700 °С в течение 10 часов), а высоколегированные стали азотируют для повышения твердости, износостойкости, предела выносливости (в газовой среде при 500...560 °С в течение 24...90 часов).

Время азотирования сокращается при ионном азотировании, когда между катодом (деталью) и анодом вакуумной установки возбуждается тлеющий разряд. Происходит ионизация азотосодержащего газа, ионы азота бомбардируют поверхность детали, нагревая ее до температуры насыщения. Продолжительность процесса – до 24 часов.

Азотированию подвергают готовые изделия, прошедшие окончательную механическую и термическую обработку (закалку с высоким отпуском). Азотированный слой сохраняет твердость до высоких температур (500...520 °С). Это главные преимущества азотирования перед цементацией. Недостатками являются большая продолжительность процесса и малая толщина диффузионного слоя (не более 0,8 мм). После азотирования в сердцевине стали сохраняется структура сорбита, которая обеспечивает изделиям повышенную прочность и вязкость.

Цианирование и нитроцементация

Цианирование (жидкостное) или *нитроцементация* (газовая) – процесс одновременного диффузионного насыщения поверхности изделий азотом и углеродом. Полученный слой обладает высокой твердостью HRC 56...64, повышает сопротивляемость изнашиванию, усталостную прочность и коррозионную стойкость.

Жидкостное цианирование осуществляют в ваннах с расплавленными цианистыми солями (NaCN, NaCNO, $K_4Fe(CN)_6$) с добавлением солей NaCl, $CaCl_2$, $BaCl_2$. При окислении цианистых солей образуются атомарный азот и окись углерода (поставщик атомов углерода):



Высокотемпературное цианирование проводят при температуре 800...950 °С в течение 0,5...3 ч.; на стали формируется слой толщиной 0,15...2 мм, который преимущественно содержит углерод. Цианированные изделия подвергают закалке из ванны и низкому отпуску.

Структура покрытия: внешняя зона карбонитридов $Fe_2(C, N)$, под ней

– зона азотистого мартенсита. По сравнению с цементацией, такое цианирование проходит с большей скоростью, детали меньше деформируются, обеспечивает им высокую твердость (57...64 HRC) и износостойкость. *Низкотемпературное цианирование* осуществляют при 540...600 °С; тогда поверхность стали в основном насыщается азотом. Цианированию подвергают инструменты из быстрорежущих и высокохромистых сталей. Является окончательной обработкой. Основным недостатком цианирования является токсичность цианистых солей.

Нитроцементацию осуществляют в газовых смесях из науглероживающего газа и аммиака. *Высокотемпературной нитроцементации* (при температуре 830...860 °С в течение 4... 10 часов) подвергают детали машин (зубчатые колеса, втулки, валы) из углеродистых и малолегированных сталей. Для этого используют автоматизированные безмуфельные агрегаты. Завершается процесс закалкой с температуры печи и низким отпуском на твердость 56...62 HRC. Структура полученного слоя: мелкокристаллический мартенсит с небольшим содержанием карбонитридов и 25 % остаточного аустенита. Изделия испытывают меньшие деформации, чем при цементации, повышается их износо- и коррозионная стойкость. *Низкотемпературной нитроцементации* подвергают инструмент из быстрорежущих сталей после термообработки (заковки и отпуска). Процесс проводят при температуре 530...570 °С, в течение 1,5...3 часов. Формируется слой толщиной до 20 мкм с твердостью 900...1200 HV. Нитроцементация отличается низкой стоимостью и экологичностью.

Диффузионное борирование

Борирование — процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя изделий бором при температурах 900...950 °С в течение 2...6 ч. Борирование проводят в твердых, жидких и газообразных средах. В качестве источника бора может быть карбид бора (B_4C), бура ($Na_2B_4O_7$), ферробор, аморфный бор, диборан (B_2H_6) и др. Полученный диффузионный слой, состоящий из боридов FeB и Fe_2B (рис. 5.4, а), имеет толщину 50...150 мкм и обладает высокой твер-

достью (до $H_{\mu} = 21$ ГПа), абразивной износостойкостью, коррозионной стойкостью, но очень хрупок. Процесс борирования используют для повышения срока службы бурильного, строительного, штампового инструментов и быстроизнашиваемых деталей машин.

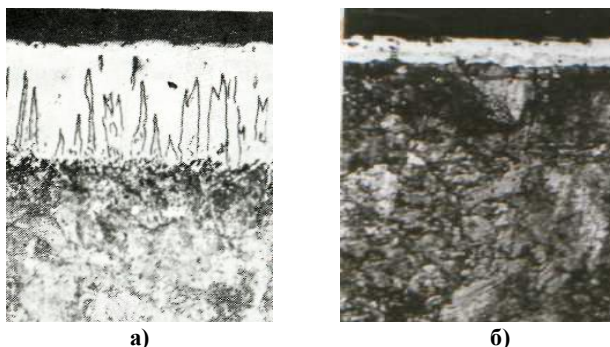


Рис. 5.4. Микроструктуры (x200) боридного слоя при борировании стали 45 (а) и карбидного слоя при хромировании стали У8 (б)

Диффузионная металлизация

Диффузионная металлизация – процесс диффузионного насыщения поверхности стальных изделий металлами (Cr, Zn, Al, Si, Sn, др). При насыщении хромом процесс называют *хромированием*, цинком – *цинкованием*, алюминием – *алитированием*, кремнием – *силицированием*, оловом – *оловянирование* т.д.

Диффузионную металлизацию проводят в твердых, жидких и газообразных средах. При *твердой металлизации* термодиффузионную обработку изделий осуществляют в порошковой смеси из насыщающего металла (ферросплава) с добавлением 2 % хлористого аммония (NH_4Cl). Образующие хлориды (AlCl_3 , CrCl_2 , SiCl_4) диссоциируют и являются источником активных атомов металлов. *Горячую (жидкостную) металлизацию* проводят путем погружения изделий в расплавленный металл (алюминий, цинк, олово). *Газовую диффузионную металлизацию* проводят в средах, содержащих газообразные хлориды металлов и восстановитель (водород).

Диффузия металлов протекает медленно, т.к. образуются твердые растворы замещения, и при одинаковых температурах процесса

скорость роста диффузионных слоев идет в десятки раз медленнее, чем при цементации. Диффузионную твердую металлизацию изделий хромом, алюминием, кремнием осуществляют при высоких температурах (1000...1200 °С), а жидкостную металлизацию оловом, цинком, алюминием – при более низких температурах (400...700 °С) в течение длительного времени (6...10 ч.).

Назначение процессов различное. *Цинкование, оловянирование, латунирование* повышает коррозионную стойкость труб, листового железа, металлокорда; *алитирование, силицирование* – жаростойкость и коррозионную стойкость стальных муфелей, горелок, арматуры; *хромирование* – износо-, жаро- и коррозионную стойкость быстроизнашивающихся деталей машин, работающих в агрессивных средах (насосов, мельниц, шнеков). После хромирования формируется диффузионный слой из карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$ и $(Cr, Fe)_7C_3$ (рис. 5.4, б) толщиной 25 – 30 мкм с микротвердостью $H_{\mu} = 20$ ГПа. На практике все большее применение находят многокомпонентные покрытия, поскольку сочетают преимущества каждого из насыщающих металлов.

Порядок проведения и задания работы

5. Просмотреть набор приготовленных шлифов с диффузионными цементованными и карбидными слоями на углеродистых сталях при увеличении 250...500.

11. Подробно рассмотреть (при увеличении не менее 500) шлиф цементованной стали с целью выявления зон с различным содержанием углерода, которые соответствуют микроструктуре доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной сталям.

12. Схематично зарисовать стали с различными диффузионными покрытиями.

13. Ознакомиться с режимами и составами диффузионного насыщения сталей, характером влияния на их структуру и свойства.

14. Сделать выводы и составить отчет по работе.

Содержание отчета

1. Название, цель и задачи работы.
2. Классификация методов ХТО по назначению, по виду и количеству насыщаемых компонентов, по агрегатному состоянию насыща-

ющих сред.

3. Зарисовки микроструктур покрытий, полученных при диффузионном насыщении сталей углеродом и карбидообразующими металлами. Каждую структуру нужно подписать, а стрелками указать структурные составляющие.

4. Указать области применения, режимы ХТО и свойства изучаемых покрытий.

5. Выводы по работе.

Контрольные вопросы

14. Какие требования предъявляются к покрытиям?

15. Назовите преимущества и недостатки химико-термической обработки сталей?

16. Какие стадии включает в себя технологический процесс ХТО?

17. Какие виды и особенности цементации и азотирования?

18. Можно ли цементировать высокоуглеродистую сталь?

19. Зависит ли содержание углерода в поверхностном слое от температуры цементации?

20. В каких случаях применяют цементацию, азотирование, борирование, металлизацию?

21. Какие свойства имеют карбидные диффузионные покрытия?

22. Какие материалы можно подвергать методом ХТО?

23. Можно ли упрочнять готовые изделия методом ХТО?

24. Какие процессы ХТО самые производительные?

25. При каких процессах ХТО достигается высокая коррозионная стойкость поверхности сталей?

26. Почему комплексное насыщение материалов несколькими легирующими элементами предпочтительнее, чем одним?

Лабораторная работа № 6

МИКРОСТРУКТУРА, СВОЙСТВА И МАРКИРОВКА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СПЛАВОВ

Цель работы — изучение микроструктуры и свойств инструментальных сталей и твердых сплавов, режимов термообработки сталей.

В зависимости от условий работы инструментов применяют различные

материалы: *стали* (углеродистые, штамповые, быстрорежущие), *твердые сплавы* (металлокерамику) и *алмазосодержащие материалы*. Инструментальные материалы предназначены для изготовления *режущего, штампового и измерительного* инструментов. Режущие и штамповые инструменты в наибольшей мере испытывают тепловое, химическое и механическое воздействие с ударными, растягивающими, сжимающими, изгибающими нагрузками. Существуют две основные причины выхода из строя металлообрабатывающих инструментов: (1) хрупкое разрушение в виде выкрашивания и скалывания режущей части и (2) пластическое разрушение в виде потери формоустойчивости, истирания и затупления режущей кромки (рис. 6.1). Характер изнашивания инструментов при работе различный. *Абразивное* изнашивание проявляется при работе быстрорежущего и алмазного инструментов, когда их рабочая поверхность царапается более твердыми включениями обрабатываемого материала. *Диффузионный* износ характерен для высокоскоростного стального, твердосплавного и алмазного инструментов, когда рабочая кромка нагревается до высокой температуры и идет диффузионное взаимодействие с обрабатываемым материалом. *Адгезионному* износу подвергаются все виды режущего и штампового инструментов за счет схватывания их контактных поверхностей с обрабатываемым материалом; часто носит усталостный характер, когда повторяются циклы «схватывание-разрушение». *Окислительный* износ присущ стальному режущему инструменту и образуемые на его поверхности оксидные пленки разрушаются под действием нагрузок; он интенсифицируется при нагреве выше 450 °С. Пластическое разрушение рабочей кромки имеет место для инструментов из твердых сплавов и сталей в результате пластического течения контактных слоев и их последующем срезе. Поэтому все инструментальные материалы должны иметь очень высокие показатели твердости, износостойкости, прочности, теплостойкости, термостойкости, вязкости и других рабочих и технологических свойств (рис. 6.1).

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННАЯ ОЦЕНКА МЕТАЛЛООБРАБАТЫВАЮЩИХ

Режущие инструменты

Из алмазосодержащих материалов

Из быстрорежущих и др. инструментальных сталей

Из твердых сплавов

Штампы

Из штамповых сталей и твердых сплавов

Основные характеристики, определяющие работоспособность инструментов

- Устойчивость алмазных зерен и связки против высоко- и низкотемпературной коррозии, инертность к адгезии
- Прочность конструкции инструмента

- Твердость, формоустойчивость, износостойкость и сопротивление деформации режущей кромки
- Твердость, теплостойкость, прочность при изгибе, термостойкость, вязкость инструментального материала
- Выносливость, усталостная прочность, напряженное состояние всей конструкции инструмента

- Твердость, износостойкость, термостойкость, сопротивление деформации рабочей кромки
- Прочность, теплостойкость, вязкость инструментального материала

Основные причины выхода из строя инструментов

- Диффузионный, абразивный и абразивно-химический, адгезионный износы

- Диффузионный, адгезионно-усталостный, абразивный, абразивно-химический и окислительный износы
- Смятие, выкрашивание режущей кромки, поломка тонкого и ударного инструментов

- Диффузионный, адгезионно-усталостный, коррозионно-окислительный износы
- Выкрашивание режущей кромки, поломка тонкого и ударного инструментов

- Абразивный, адгезионно-усталостный износы.
- Смятие и выкрашивание рабочей кромки, поломка тонкого и ударного инструментов

Теплостойкость (или *красностойкость*) – это способность материала (стали, сплава) сохранять структуру и эксплуатационные свойства при повышенных температурах. Теплостойкость обозначается величиной максимальной температуры нагрева образцов (в течение 4 часов), до которой материал сохраняет рабочую твердость. В процессе резания с большими скоростями или при горячем деформировании рабочая часть инструмента может нагреваться до 500...1000 °С.

В зависимости от теплостойкости все инструментальные материалы, стали и сплавы делят на *нетеплостойкие* (рабочие температуры не выше 200...250 °С), *полутеплостойкие* (до 250...400 °С), *теплостойкие* (до 550... 640 °С) и *повышенной теплостойкости* (до 800...1050 °С). Теплостойкость стали достигается легированием железной матрицы вольфрамом, молибденом, ванадием, а твердых сплавов – легированием тугоплавкими карбидами тантала, титана, вольфрама и др.

Чтобы иметь высокую прочность и твердость инструментальные стали содержат не менее 0,6 % С и подвергаются закалке и отпуску на заданную твердость. Для большинства сталей проводят низкий отпуск, в результате чего твердость стали достигает HRC 60...65, а предел прочности при изгибе $\sigma_{и} = 1500...3000$ МПа. Только стали, предназначенные для штампов горячего деформирования, должны содержать 0,3...0,6 % С и иметь твердость рабочей части HRC 40...50.

Прокаливаемость – способность стали образовывать мартенситную или трооститмартенситную структуру на определенную глубину. Это важное технологическое свойство определяется критической скоростью охлаждения ($v_{кр}$), которая зависит от химического состава стали. Прокаливаемость может быть повышена за счет легирования стали хромом, марганцем, кремнием. В этом случае увеличивается интервал устойчивости переохлажденного аустенита и снижается $v_{кр}$. Стали повышенной прокаливаемости можно использовать для изготовления крупного инструмента. Тонкий и сложной формы инструмент, изготовленный из этих сталей, меньше деформируется и менее склонен к трещинообразованию, поскольку закаливается в охлаждающих средах с меньшей скоростью, чем в воде.

Маркируют инструментальные стали по-разному. *Углеродистые инструментальные стали* (У8, У10А) обозначают буквой У и циф-

рой, указывающей среднее содержание углерода в десятых долях %: В высококачественных сталях в конце марки ставят букву А. *Легируемые инструментальные стали* (5ХНМ, ХВГ, 9ХС) маркируют буквами, соответствующие легирующим элементам (Х – Cr, Н – Ni, Г – Mn, С – Si, М – Mo, В – W, Ф – V, Т – Ti, К – Co и др.) и за ними цифрами, указывающими среднее содержание этих элементов в %. Цифра, стоящая впереди марки, обозначает среднее содержание углерода в десятых долях %. *Быстрорежущие стали* (Р18, Р6М5, Р12МЗК8Ф2МП) маркируют буквой Р, после которой следует число, указывающее среднее содержание вольфрама в % (буква В пропускается), затем после букв М, К, Ф ставится число, указывающее содержание молибдена, кобальта, ванадия в %. Буквы МП в конце марки указывают, что сталь изготовлена методом порошковой металлургии.

Стали для режущих инструментов

Режущая кромка стального инструмента может нагреваться до 640 °С, поэтому важнейшим свойством сталей является теплостойкость. Инструментальные стали должны обладать высокой твердостью, износостойкостью, прочностью и особенно большой вязкостью, если режущий инструмент работает с ударными нагрузками.

Углеродистые инструментальные стали (ГОСТ 1435–74) марки У7...У13А содержат 0,65...1,35 % углерода и относятся к классу нетеплостойких сталей. Эти стали имеют высокую твердость, хорошо шлифуются, дешевы и недефицитны.

Из сталей марок У7, У8 изготавливают деревообрабатывающие инструменты (резцы, долота, стамески, топоры, фрезы, пилы), инструменты ударного действия небольших размеров (зубила, насечки, бойки, кернеры) и слесарные инструменты (кусачки, плоскогубцы, бородки). Стали марок У9...У12 с более высокой твердостью и износостойкостью используются для изготовления сверл, метчиков, фрез, ножей, ножниц. Сталь У13 повышенной твердости предназначена для изготовления напильников, граверного и хирургического инструментов, бритвенных ножей и лезвий.

Углеродистые инструментальные стали подвергаются термообработке: закалке и отпуску. Закалку для доэвтектоидных сталей проводят полную, а для заэвтектоидных – неполную. Формируется структура закалки:

мартенсит или мартенсит + цементит. Температура отпуска выбирается в зависимости от условий работы режущего инструмента. Для сверл, метчиков, плашек, напильников отпуск проводят при температуре 150...200 °С с целью получения твердости HRC 62...64. Для зубил, насечек, долот, требующих повышенной вязкости, отпуск проводят при температуре 280...300 °С, чтобы достичь твердости HRC 56...58.

Недостатками углеродистых инструментальных сталей является их невысокая прокаливаемость (5...10 мм), низкая теплостойкость (до 200 °С), а значит и невысокие скорости резания инструментов.

Легированные нетеплостойкие инструментальные стали содержат 0,9...1,4 % углерода и легирующие элементы: хром, вольфрам, ванадий, марганец, кремний (до 5%).

Высокая твердость и износостойкость в основном определяются высоким содержанием углерода. Легирование используется для повышения закаливается и прокаливаемости, сохранения мелкого зерна, повышения прочности и вязкости.

Термическая обработка сталей включает закалку и отпуск. Проводят закалку от температуры 800...850 °С в масло или изотермическую закалку для уменьшения коробления и образования закалочных трещин. Для получения твердости HRC 61...66 отпуск осуществляют при 150...200 °С. Если требуется повышенная вязкость, температуру отпуска поднимают до 300 °С; это снижает твердость до HRC 55...60. Из сталей 7ХФ...11ХФ изготавливают деревообрабатывающие инструменты. Для большей надежности (вязкости, трещиностойкости) стали подвергают изотермической закалке.

Стали 9ХС, ХВГ, имея повышенную прокаливаемость (до 40–100 мм), предназначены для изготовления массивных инструментов и инструментов сложной формы. Они закаляются в масле.

Сталь 9ХС имеет высокие режущие свойства; из нее изготавливают фрезы, сверла, метчики сечением до 35 мм. Недостатком стали, содержащей кремний, является чувствительность к обезуглероживанию при термообработке, плохая обрабатываемость резанием.

Сталь ХВГ из-за присутствия марганца имеет большое количество остаточного аустенита, что уменьшает деформацию инструмента при закалке. Поэтому эту сталь применяют для изготовления длинного стержневого инструмента: сверл, разверток, протяжек.

Сталь 6ХС используют для изготовления пневматических зубил и ряда инструментов, работающих при ударных нагрузках и вибра-

ции.

«Алмазная» сталь ХВ5, содержащая 5% W, отличается особо высокой твердостью (HRC 67...69) и износостойкостью, вследствие образования избыточных мелкодисперсных карбидов вольфрама. Сталь ХВ5 используется для изготовления инструмента, сохраняющего длительное время острую режущую кромку и высокую размерную точность: для разверток, фасонных резцов, граверного инструмента, а также для чистовой обработки твердых материалов (белого чугуна, стекла, камня).

Быстрорежущие стали (ГОСТ 19265–73) относятся к группе теплостойких сталей и сохраняют твердость до 600-640 °С. Инструмент из этих сталей может работать в 3-5 раз более производительнее, чем инструмент из нетеплостойких сталей. В состав всех быстрорежущих сталей непременно входят углерод (0,8... 1,25 %), хром (около 4 %) и ванадий (1...2 %), содержание которых в марке не указывается.

По режущим свойствам быстрорежущие стали делят на две группы: нормальной и повышенной производительности. *Группу нормальной производительности* образуют вольфрамовые (P9, P12, P18) и вольфрамо-молибденовые (P6M5, P6M3) стали. К *группе повышенной производительности* относятся стали, содержащие кобальт или повышенное количество ванадия (P18Ф2, P14Ф4, P6M5K5, P9M4K8, P9K5, P9K10, P10K5Ф5, P18K5Ф2). Они превосходят стали первой группы по теплостойкости (640 °С), износостойкости и твердости (HRC 67...70), но уступают по прочности и пластичности. Из этих сталей изготавливают инструмент для резания труднообрабатываемых сплавов (жаропрочных, коррозионно-стойких, титановых, др.) Микроструктура быстрорежущей стали в литом состоянии имеет эвтектическую структурную составляющую. Для улучшения свойств инструмента из быстрорежущей стали необходимо по возможности устранить структурную неоднородность стали – карбидную ликвацию. Для этого слитки из быстрорежущей стали подвергают пластической деформации – интенсивной ковке. При этом происходит дробление карбидов эвтектики и тогда карбиды более однородно распределяются по сечению заготовки. Затем проводят отжиг при температуре 860...900 °С. Структура отожженной быстрорежущей стали: мелкозернистый сорбит и карбиды (мелкие эвтектоидные и более крупные первичные эвтектические). Сталь с такой структурой хорошо обрабатывается резанием. Количество карбидов обычно составляет

около 25 %. Большинство легирующих элементов находится в карбидной фазе.

Для формирования оптимальных свойств в инструменте проводят закалку и отпуск стали таким образом, чтобы максимально растворить в мартенситной матрице легирующие элементы, находящиеся в карбидах. Особенность закалки быстрорежущих сталей – это высокая температура нагрева; она необходима для обеспечения теплостойкости и получения высоколегированного мартенсита. Например, температура нагрева под закалку быстрорежущей стали P18 – 1270...1280 °С (рис. 6.2). Нагрев обычно осуществляют в хорошо раскисленной печи-ванне, наполненной расплавленной солью $CaCl_2$, чем достигают равномерности прогрева заготовки, уменьшают окисление и обезуглероживание поверхности. Для снижения термических и фазовых напряжений нагрев осуществляют ступенчато: замедляют нагрев при температурах 600...650 °С и 850...900 °С. Охлаждение от закалочной температуры производится в масле или в селитровой ванне. Структура стали P18 после закалки состоит из легированного тонкодисперсного (бесструктурного) мартенсита, остаточного аустенита (30 – 40 %) и первичных карбидов вольфрама. Полученная твердость составляет 60...62 HRC. Наличие остаточного аустенита в структуре стали ухудшает режущие свойства инструмента.

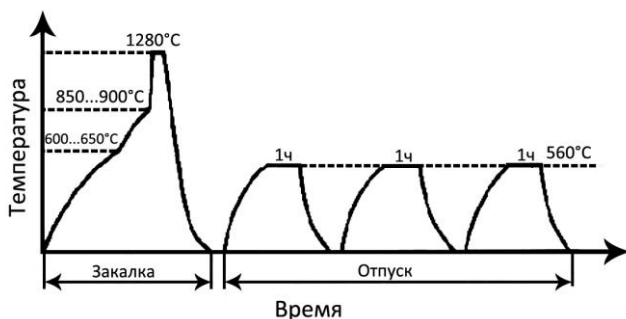


Рис. 6.2. Схема термической обработки быстрорежущей стали

Для снижения остаточного аустенита в стали P18 проводят трехкратный отпуск при температуре 560 °С с охлаждением на воздухе. В результате отпуска наблюдается дополнительное увеличение твердости (вторичная твердость). Это объясняется тем, что при изотермиче-

ской выдержке при 560 °С из легированного остаточного аустенита выделяются мелкодисперсные карбиды, а при охлаждении от температуры отпуска аустенит превращается в мартенсит отпуска. После однократного отпуска количество остаточного аустенита снижается до 10%. Чтобы уменьшить его количество до минимума, отпуск повторяют три раза. Твердость стали P18 после отпуска составляет HRC 64...65. Структура термообработанной стали – мартенсит отпуска + карбиды (рис. 6.3)

Для максимального снижения остаточного аустенита в структуре стали рекомендуют проводить обработку холодом: закаленную быстрорежущую сталь охлаждают до температур – 80...– 100 °С, после чего проводят еще отпуск для снятия напряжений при 560 °С.

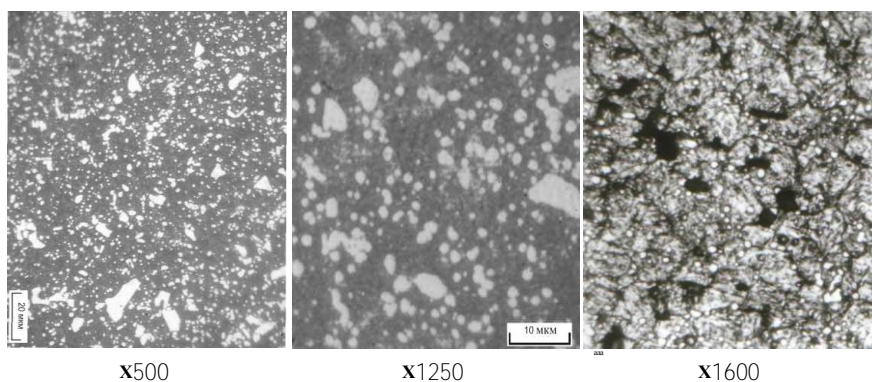


Рис. 6.3 - Микроструктуры термообработанной быстрорежущей стали P18
Режим: ТО: закалка от 1270 °С + отпуск 560 °С, 1 ч., 3 раза

Иногда для повышения износостойкости быстрорежущих сталей применяют низкотемпературное азотирование и цианирование. Основными видами режущих инструментов из быстрорежущих сталей являются резцы, сверла, долбяки, протяжки, метчики, ножи для резки бумаги и др. Из-за высокой стоимости быстрорежущей стали из нее часто изготавливают только рабочую часть режущих инструментов.

Стали для измерительных инструментов

Основными требованиями, предъявляемыми к этим сталям, являются высокая твердость, износостойкость и постоянство размеров в течение длительного времени. Последнее требование обеспечивается минимальным температурным коэффициентом линейного расширения и сведением к минимуму структурных превращений со временем. Термообработка проводится таким образом, чтобы затруднить процесс старения, который проходит в закаленной стали и вызывает объемные изменения. Причинами старения являются частичный распад мартенсита, превращения остаточного аустенита и релаксация напряжений.

Применяют следующие стали:

- высокоуглеродистые и низколегированные стали (У12, X, ХГ, 9ХС, ХВГ) для изготовления большинства мерительного инструмента: пробок, калибров, линейек. Подвергают закалке с более низкой температуры и стабилизирующему отпуску при 120...170 °С в течение 24...48 ч. Инструмент высокой точности после закалки еще обрабатывают холодом. Получают твердость HRC 62...65;
- малоуглеродистые цементуемые стали 15, 20, 15Х, 20Х или стали 50, 55, закаливаемые ТВЧ, для изготовления плоских инструментов: скоб, линейек, шаблонов;
- азотируемая сталь 38ХМЮА для мерительных инструментов большого размера и сложной формы

Штамповые стали

Различают стали для штампов холодного и горячего деформирования в зависимости от температуры обработки металлов давлением.

Стали для штампов холодного деформирования должны обладать высокой твердостью, износостойкостью, прочностью, вязкостью.

Применяют следующие штамповые стали:

- углеродистые инструментальные стали У10, У11, У12 используют для штампов небольших размеров (до 25 мм). После закалки и низкого отпуска на твердость HRC 57...59 ударные инструменты (молотки, пуансоны, матрицы) становятся износостойкими и вязкими.
- низколегированные полутеплостойкие стали X, Х9,

Х6ВФ, ХВСГ применяют для изготовления более крупных инструментов и сложной формы (высадочных штампов), а стали 4ХС, 6ХС, 4ХВ2С, 5ХВ2С используют для инструментов с повышенными ударными нагрузками: зубил, наконечников отбойных молотков. Такой ударный инструмент подвергают закалке и отпуску на твердость HRC 53...59.

- Высокохромистые стали X12, X12M, X12Ф1 обладают самой глубокой прокаливаемостью (150-200 мм) и лучшей износостойкостью. Из этих сталей изготавливают большинство штампов и накатных роликов. Стали термообработывают на первичную (закалка + низкий отпуск) и вторичную твердость (закалка + высокий отпуск). После обработки на вторичную твердость (HRC 60...62), теплоустойчивость сталей поднимается до 500 °С.

Для повышения износостойкости инструмента после термообработки проводят цианирование или хромирование рабочих поверхностей.

Для уменьшения брака при закалке углеродистых сталей проводят ступенчатое охлаждение (сначала в воде, потом в масле), а легированные стали подвергают изотермической закалке.

Стали для штампов горячего деформирования должны быть термостойкие и окалиностойкие, иметь хорошую теплопроводность для отвода теплоты от рабочих поверхностей штампов и большую прокаливаемость для обеспечения прочности по всему сечению инструмента.

Термостойкость (разгаростойкость) – устойчивость к образованию сетки разгарных трещин, возникающих на рабочей поверхности при циклическом нагреве и охлаждении штампов.

Стали делятся по назначению:

- хромоникелевые среднеуглеродистые стали 5ХНМ, 5ХНВ, 5ХНСВ применяют для изготовления молотовых штампов. Молотовые штампы имеют большие размеры и работают с ударными нагрузками при относительно невысоких температурах (400...500°С). После термической обработки (закалка 760...820 °С + отпуск 460...540 °С), стали имеют структуру: сорбит или троостит + сорбит, а твердость HRC 40...45.
- стали повышенной теплоустойчивости 3Х2В8Ф, 4Х5В2ФС

используют для тяжело нагруженных штампов горячей высадки, протяжки и прессования. Сталь 3Х2В8Ф сохраняет твердость HRC > 45 до температур 650 – 670 °С, но наличие карбидов вольфрама снижает вязкость. Сталь 4Х5В2ФС имеет более высокую вязкость и окалиностойкость. Штампы из этой стали применяют для высокоскоростной штамповки.

Твердые сплавы

Твердые сплавы – керамические материалы, состоящие из высокотвердых тугоплавких карбидов и связующей фазы (кобальта), и которые изготовлены методами порошковой металлургии.

Твердые сплавы имеют очень высокую твердость HRC 87...92 при достаточной прочности. Твердость и прочность зависят от количества связующей фазы и величины зерен карбидов. Чем мельче зерна карбидов, тем выше прочность. Увеличение количества связующего снижает твердость, но повышает прочность и вязкость. Твердые сплавы отличаются большой износостойкостью и теплостойкостью (800 – 1000 °С).

Твердыми сплавами делятся на три основные группы: *ВК* (WC + Co), *ТК* (WC + TiC + Co) и *ТТК* (WC + TiC + TaC + Co). *Сплавы группы ВК* марок ВК3, ВК6, ВК8, ВК20 используют для режущего инструмента при обработке чугунов, фарфора, керамики, а также для бурильного и штампового инструментов. Маркируются буквами ВК и цифрами, где число указывает содержание Co в %, остальное – карбиды WC. *Сплавы группы ТК* марок Т15К6, Т30К6, Т14К8 применяют для средне- и высокоскоростного резания сталей. Эти сплавы, по сравнению с первой группой, обладают большей твердостью, износостойкостью и жаростойкостью, но меньшей пластичностью. Маркируют буквами ТК и цифрами, где первое

число указывает содержание карбидов TiC в %, а второе – содержание Co в %. *Сплавы группы ТТК* марок ТТ17К2, ТТ10К8, ТТ20К9 используют для наиболее тяжелых условий резания: при черновой обработке стальных отливок. От предыдущей группы отличаются большей прочностью и лучшей сопротивляемостью вибрациям. Маркируют буквами ТТК и цифрами, где первые числа указывают суммарное содержание карбидов

TiC + TaC в %, а последнее – содержание Со в %. Микроструктуры типичных твердых сплавов представлены на рис. 6.4.

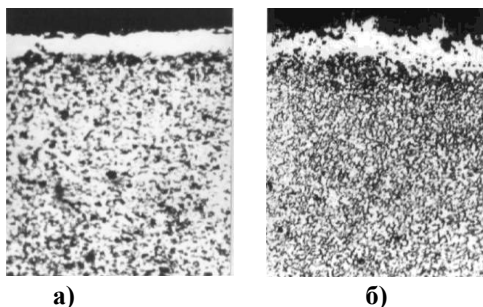


Рис. 6.4. Микроструктуры (x500) твердых сплавов Т15К6 (а) и ВК6 (б) с карбидными покрытиями

Сплавы с малым количеством кобальта обладают повышенной твердостью и износостойкостью, но минимальной прочностью. Поэтому их используют для чистового точения (ВК3, Т30К4). Сплавы с повышенным содержанием кобальта применяют для чернового точения (ВК8, Т14К8). Сплав ВК20 используют для армирования штампов.

Твердые сплавы производят в виде пластин и круглых стержней. Неперетачиваемые пластины – одноразового пользования, их жестко закрепляют на стальной державке винтами (резцы, фрезы, развертки, зенкера, сверла). Перетачиваемые пластины напаивают на стальную державку; они многократно перетачиваются с инструментом (резцы, фрезы, сверла). Из круглых стержней делают цельный твердосплавный инструмент (сверла, червячные фрезы, волокни).

Для повышения износостойкости на поверхность твердых сплавов наносят многофункциональные покрытия ионно-плазменным, вакуумным методами, химико-термической обработкой (рис.6.4) и др.

Порядок проведения и задания работы

6. Просмотреть набор приготовленных шлифов углеродистых, быстрорежущих и штамповых сталей, твердых сплавов при увеличении 250...500.

7. Подробно рассмотреть шлиф закаленной быстрорежущей стали Р18 с целью определения размера зерна при увеличении не менее 500.

8. Схематично зарисовать изученные микроструктуры сталей и

твердых сплавов.

9. Ознакомиться с режимами термообработки рассмотренных сталей, характером влияния на их структуру и свойства.

10. Сделать выводы и составить отчет по работе.

Содержание отчета

1. Название, цель и задачи работы.
2. Классификация инструментальных материалов, их назначение, структурное различие, свойства и маркировка.
3. Зарисовки микроструктур твердых сплавов, быстрорежущих и штамповых сталей. Каждую структуру нужно подписать, а стрелками указать структурные составляющие.
4. Указать области применения, режимы термообработки, свойства изучаемых сталей и сплавов.
5. Выводы по работе.

Контрольные вопросы

27. Какие материалы используют для изготовления инструментов?
28. Какие основные причины выхода из строя инструментов?
29. Что такое теплостойкость и как разделяют все инструментальные материалы по теплостойкости?
30. Что такое прокаливаемость, почему так важно иметь большую прокаливаемость сталей?
31. Как маркируются инструментальные стали и сплавы?
32. Какие группы сталей используют для режущих инструментов, их назначение?
33. Почему быстрорежущие стали надо нагревать до очень высоких температур при закалке и для чего проводят тройной отпуск?
34. Что делают, чтобы достичь постоянства размеров измерительных инструментов со временем?
35. Почему стали для штампов горячего деформирования имеют меньшее содержание углерода, чем другие инструментальные стали?
36. Что такое разгаростойкость, как ее повысить в сталях?
37. На какие три основные группы делятся твердые сплавы?
38. Какой твердый сплав становится более вязким, если в нем больше или меньше содержится кобальта?

СОДЕРЖАНИЕ

Лабораторная работа № 1 Термический метод построения диаграмм состояния двойной системы	3
Лабораторная работа № 2 Диаграмма состояния железо–углерод	13
Лабораторная работа № 3 Микроструктура, свойства и маркировка углеродистых сталей	22
Лабораторная работа № 4 Микроструктура, свойства и маркировка чугунов	30
Лабораторная работа № 5 Микроструктура и свойства покрытий, сформированных химико-термической обработкой	39
Лабораторная работа № 6 Микроструктура, свойства и маркировка инструментальных сплавов	51

Учебное издание

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Лабораторные работы
для студентов специальностей

1-36 20 04 «Вакуумная и компрессорная техника»
и 1-08 01 01 «Профессиональное обучение»

Составитель

ШМАТОВ Александр Анатольевич

Технический редактор *О. В. Песенько*

Подписано в печать 19.07.2012. Формат 60×84¹/₁₆. Бумага офсетная. Ризография.

Усл. печ. л. 3,72. Уч.-изд. л. 2,91. Тираж 100. Заказ 158.

Издатель и полиграфическое исполнение: Белорусский национальный технический университет. ЛИ № 02330/0494349 от 16.03.2009. Пр. Независимости, 65. 220013, г. Минск.