

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации  
Тольяттинский государственный университет  
Институт машиностроения  
Кафедра «Нанотехнологии, материаловедение и механика»

# ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ

**Лабораторный практикум**

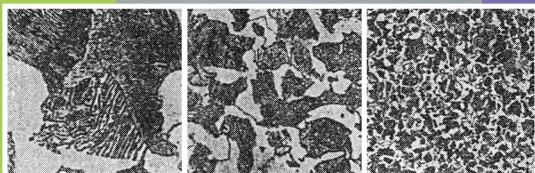
**Составители**

**Н.А. Клевцова, Г.В. Клевцов**



© ФГБОУ ВО  
«Тольяттинский  
государственный  
университет», 2018

ISBN 978-5-8259-1383-4



УДК 621.7

ББК 30.6

Рецензенты:

главный специалист отдела инжиниринга материалов службы  
исполнительного вице-президента по инжинирингу ПАО «АВТОВАЗ»

*А.Н. Крючков;*

д-р физ.-мат. наук, профессор Тольяттинского государственного  
университета *Д.Л. Мерсон.*

**Фазовые равновесия и структурообразование** : лабораторный практикум / сост. Н.А. Клевцова, Г.В. Клевцов. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2018. – 1 оптический диск.

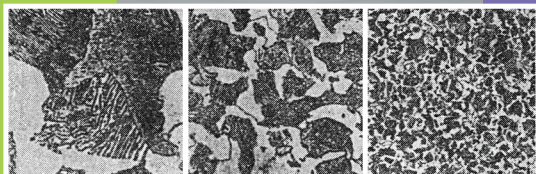
Лабораторный практикум предназначен для выполнения лабораторных работ по курсу «Фазовые равновесия и структурообразование» для подготовки бакалавров по направлению 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов».

Текстовое электронное издание.

Рекомендовано к изданию научно-методическим советом Тольяттинского государственного университета.

Минимальные системные требования: IBM PC-совместимый компьютер: Windows XP/Vista/7/8; ПIII 500 МГц или эквивалент; 128 Мб ОЗУ; SVGA; CD-ROM; Adobe Acrobat Reader.

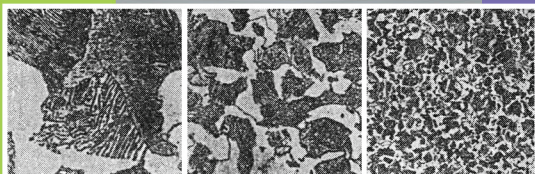
© ФГБОУ ВО «Тольяттинский  
государственный университет», 2018



Редактор *Е.В. Ахмадуллина*  
Технический редактор *Н.П. Крюкова*  
Компьютерная верстка: *И.И. Шишкина*  
Художественное оформление,  
компьютерное проектирование: *И.И. Шишкина*

Дата подписания к использованию 26.10.2018.  
Объем издания 30,4 Мб.  
Комплектация издания:  
компакт-диск, первичная упаковка.  
Заказ № 1-80-17.

Издательство Тольяттинского  
государственного университета  
445020, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14,  
тел. 8 (8482) 53-91-47, [www.tltsu.ru](http://www.tltsu.ru)



## Содержание

ВВЕДЕНИЕ .....	5
Лабораторная работа 1. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ .....	7
Лабораторная работа 2. ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ ТЕРМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ .....	15
Лабораторная работа 3. ИЗУЧЕНИЕ МАКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ .....	21
Лабораторная работа 4. ПРИГОТОВЛЕНИЕ МИКРОШЛИФОВ И РАБОТА С МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИМ МИКРОСКОПОМ .....	35
Лабораторная работа 5. СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ .....	52
Лабораторная работа 6. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА СТАЛИ .....	59
Лабораторная работа 7. ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ТОЧЕК СТАЛИ 40 МЕТОДОМ ПРОБНОЙ ЗАКАЛКИ .....	70
Лабораторная работа 8. СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ: ОТЖИГ, НОРМАЛИЗАЦИЯ, ЗАКАЛКА .....	76
Лабораторная работа 9. ОТПУСК ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ .....	88
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК .....	98

## ВВЕДЕНИЕ

Фазовые равновесия и структурообразование – это наука, изучающая закономерности структурообразования, а также взаимосвязь между фазовым состоянием, структурой и свойствами с применением диаграмм фазового равновесия различных систем. В результате изучения дисциплины (учебного курса) студент формирует и демонстрирует:

- владение основами методов исследования, анализа, диагностики и моделирования свойств веществ (материалов), физических и химических процессов в них и в технологиях получения, обработки и модификации материалов, некоторыми навыками их использования в исследованиях и расчетах;

- владение навыками использования принципов и методик комплексных исследований, испытаний и диагностики материалов, изделий и процессов их производства, обработки и модификации, включая стандартные и сертификационные испытания.

В результате изучения дисциплины (учебного курса) студент должен:

- знать основные закономерности фазовых и структурных превращений;

- уметь выявлять, описывать, анализировать и прогнозировать структуру сплавов, а также выявлять факторы, влияющие на нее;

- владеть методиками приготовления шлифа, исследования структуры, анализа диаграмм фазовых равновесий.

Целью лабораторного практикума по дисциплине «Фазовые равновесия и структурообразование» является закрепление теоретических знаний, полученных из лекционного курса, а также получение практических знаний, умений и навыков, которыми должны обладать бакалавры в ходе изучения вышеуказанной дисциплины.

Лабораторные работы разделены на четыре раздела (части).

Часть 1. Закономерности кристаллизации металлов и сплавов. Макро- и микроструктура.

Часть 2. Построение диаграмм состояния двухкомпонентных сплавов термическим методом.

Часть 3. Структурообразование углеродистых сталей и чугунов.

Часть 4. Структурообразование легированных сталей при различных видах термической обработки.

# Лабораторная работа 1

## КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ

### Цель работы

Ознакомить студентов с закономерностями кристаллизации металлов.

### Приборы, материалы и инструменты

1. Биологический микроскоп с плоским стеклом на столике.
2. Насыщенный раствор одной из солей:  $\text{Pb}(\text{NO}_3)_2$ ,  $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ ,  $\text{NH}_4\text{Cl}$ ,  $\text{NaCl}$ .

### Краткие теоретические сведения

Кристаллизацией называется процесс образования кристаллов как из жидкой фазы (первичная кристаллизация), так и из твердой фазы (вторичная кристаллизация). Первым описал процесс кристаллизации стали из жидкой фазы Д.К. Чернов в 1878 г.

Твердое состояние кристаллических тел, в том числе и металлов, характеризуется геометрически правильным расположением в них атомов, а жидкое – беспорядочным (точнее, относительно беспорядочным).

Кристаллиты (зерна), из которых состоят поликристаллы, характеризуются анизотропией свойств. В целом поликристаллы изотропны. При плавлении кристаллов происходит разрушение кристаллической решетки, представляющей собой совокупность закономерно расположенных атомов, а при кристаллизации – образование кристаллической решетки. Энергетические условия процесса кристаллизации легко объяснить, исходя из известного положения термодинамики, что всякое фазовое превращение сопровождается уменьшением свободной энергии.

Как известно, свободная энергия системы (для жидких и твердых тел) равна

$$F = U - TS,$$

где  $U$  – полная энергия;  $T$  – абсолютная температура;  $S$  – энтропия системы.

На рис. 1.1 приведены кривые, показывающие изменение свободной энергии жидкого и твердого тел в зависимости от температуры. Видно, что при переохлаждении жидкой фазы ниже  $T_0$  (температура плавления, при которой  $F_{тв} = F_{ж}$ ) начинается процесс кристаллизации, так как твердая фаза обладает при этих температурах меньшей свободной энергией. При низких температурах твердое тело является, следовательно, более стабильным.

Под *степенью переохлаждения*  $\Delta T$  понимается разность между теоретической и фактической температурой кристаллизации. Так, теоретическая (равновесная) температура затвердевания сурьмы равна  $631^\circ\text{C}$ . Если жидкость была переохлаждена до  $590^\circ\text{C}$ , то степень переохлаждения  $\Delta T = 41^\circ\text{C}$ .

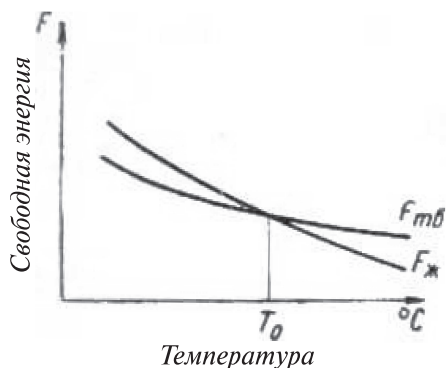


Рис. 1.1. Изменение свободной энергии жидкого и твердого металла в зависимости от температуры

У металлов и сплавов способность к переохлаждению невелика. Она обычно не превышает  $10\text{--}20^\circ\text{C}$  (исключение составляет сурьма). Число возникающих зародышей (ч.з.) чрезвычайно сильно растет с увеличением степени переохлаждения. В 1878 г. Д.К. Чернов показал, что кристаллизация складывается из двух элементарных процессов: зарождения в жидкости мельчайших кристаллических частиц (зародышей твердой фазы) и роста этих частиц. Позднее было установлено, что при данной величине переохлаждения число возникающих зародышей (ч.з.) и скорость роста кристаллов (с.к.)



являются величинами постоянными в течение всего времени процесса кристаллизации. Графическое выражение этой зависимости, характерное для случая кристаллизации металлов, приведено на рис. 1.2.

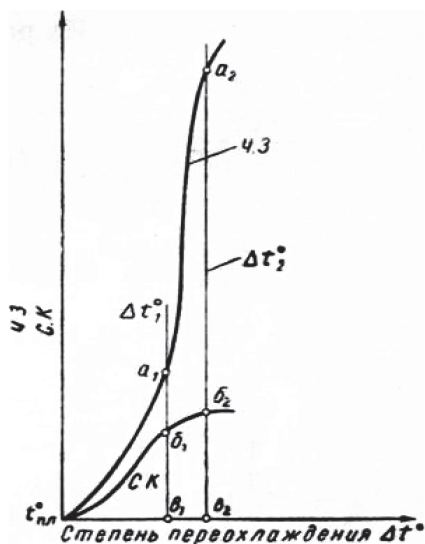


Рис. 1.2. Принципиальная схема зависимости ч.з. и с.к. от степени переохлаждения для случая кристаллизации металлов

*Скорость возникновения зародышей (ч.з.)* определяется числом зародышей, возникающих в единице объема ( $1 \text{ мм}^3$ ) в единицу времени (1 сек.). Зародыши (центры кристаллизации) могут возникать непосредственно в жидкой фазе вследствие неоднородностей в распределении энергии между атомами и наличия флуктуаций плотности (самопроизвольное образование зародышей), а также на поверхностях включений примесей, присутствующих в жидкости в связи с условием ведения плавки или умышленно вводимых (гетерогенное образование центров кристаллизации).

*Скорость роста кристалла (с.к.)* — это линейное перемещение растущей грани кристалла в миллиметрах в единицу времени.

Величина полученных кристаллов  $N$  зависит от соотношений величин с.к. и ч.з. при данной степени переохлаждения и может быть выражена формулой

$$N = a\sqrt{\text{ск}/\text{чз}},$$

где  $a$  – коэффициент пропорциональности.

Например, для степени переохлаждения, равной  $\Delta t_1^\circ$  (рис. 1.2), кристаллы после затвердевания будут крупные, так как ч.з. малó (отрезок  $a_1v_1$ ), а с.к. велика (отрезок  $b_1v_1$ ). При переохлаждении, равном  $\Delta t_2^\circ$ , кристаллы будут мельче, так как почти при том же значении с.к., что и в первом случае (отрезок  $b_2v_2 \approx b_1v_1$ ) ч.з. значительно больше (отрезок  $a_2v_2$ ).

Таким образом, изменяя степень переохлаждения, можно получить зерна различной величины, а от величины зерен зависят свойства сплавов.

Теория *объемной кристаллизации* Таммана, полагающая, что кристаллизация начинается одновременно во всем объеме слитка и что развитие процесса кристаллизации происходит в изотермических условиях в результате переохлаждения металла, справедлива только для очень малых объемов жидкостей, а также и для кристаллизации в твердом состоянии (например, перлитной кристаллизации стали), и ограниченно применима для объяснения процесса кристаллизации реальных слитков большего веса.

В реальных условиях затвердевания больших слитков переохлаждения обнаружить опытами не удастся. Кристаллизация слитка начинается на поверхности изложницы и последовательно продвигается до центра, где объемы металла, затвердевающего с разных сторон, сближаются. Рост кристаллов без переохлаждения возможен только за счет отвода от них теплоты кристаллизации через стенки изложницы и ранее затвердевшие слои, т. е. последовательно. Кроме стенок изложницы, на процесс кристаллизации оказывают огромное влияние твердые взвешенные тугоплавкие частицы примесей, находящихся в жидком сплаве. Эти частицы, являющиеся зародами кристаллизации (гетерогенное образование зародышевых центров), способствуют получению мелкозернистой структуры.

Их роль не учитывается теорией Таммана. Поэтому в действительности число зародышей может не соответствовать кривой ч.з. (рис. 1.2), отвечающей самопроизвольному возникновению центров кристаллизации.

При затвердевании могут получаться кристаллы самых разнообразных форм и размеров. Это зависит от условий охлаждения слитка, а также от того, с какой температурой металл попадает в изложницу, какова была температура перегрева сплава, и от ряда других факторов.

Чаще всего при кристаллизации металлов и солей образуется дендритная структура. Дендрит – древовидный кристалл. На рис. 1.3 показана схема роста дендрита (по Д.К. Чернову). Кристаллизация идет следующим образом: вначале образуется главная ось кристалла (а) – ось первого порядка. Затем перпендикулярно главной оси в стороны отбрасываются ветви (б) – оси второго порядка, от которых, в свою очередь, растут боковые ветви (в) – оси третьего порядка и т. д. В результате образуется древовидный кристалл, представляющий собой (в случае кристаллизации металла с образованием кубической решетки) скелет вытянутого квадратного октаэдра. На рис. 1.4 показан слиток сурьмы, закристаллизовавшийся в виде дендритов.

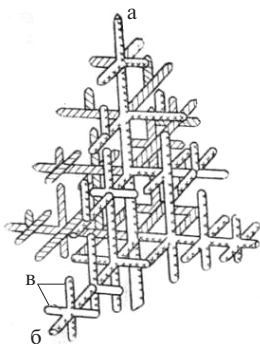


Рис. 1.3. Схема роста дендрита (по Д.К. Чернову)



Рис. 1.4. Слиток сурьмы. Кристаллизация в виде дендритов

Закономерности кристаллизации металлов можно изучать на примере кристаллизации насыщенного раствора азотнокислого свинца или другой соли. По мере испарения жидкости концентрация раствора изменяется, и раствор постепенно приходит к состоянию насыщения. Наибольшее испарение будет у краев капли, откуда и начинается кристаллизация.

Процесс кристаллизации изучаемой капли раствора соли можно условно разделить на три периода.

В течение *первого периода* кристаллизации у краев капли образуется корка, состоящая из мелких кристаллов (А) правильной формы (рис. 1.5), так как сильное переохлаждение способствует образованию большого числа зародышей.

Во *втором периоде* кристаллизации растут крупные, так называемые столбчатые кристаллы (Б). Направление их роста нормально к краям капли. Скорость кристаллизации невелика; число зародышей ограничено.

В *третьем периоде* кристаллизации, когда капля становится тонкой и испарение из середины идет значительно быстрее, возникают новые кристаллы (В), беспорядочно ориентированные и имеющие явно выраженную форму дендритов.

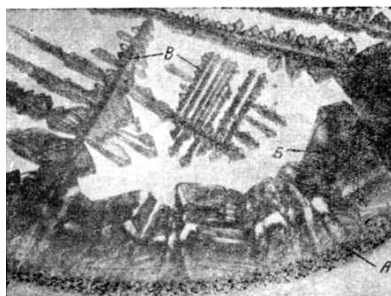


Рис. 1.5. Строение затвердевшей капли раствора соли  $Pb(NO_3)_2$  (x50)

Процесс кристаллизации соли имеет очень много общего с процессом затвердевания металлического слитка. На рис. 1.6, *а* показана макроструктура поперечного сечения слитка сплава инвар; на рис. 1.6, *б* – схема продольного сечения слитка металлического сплава.

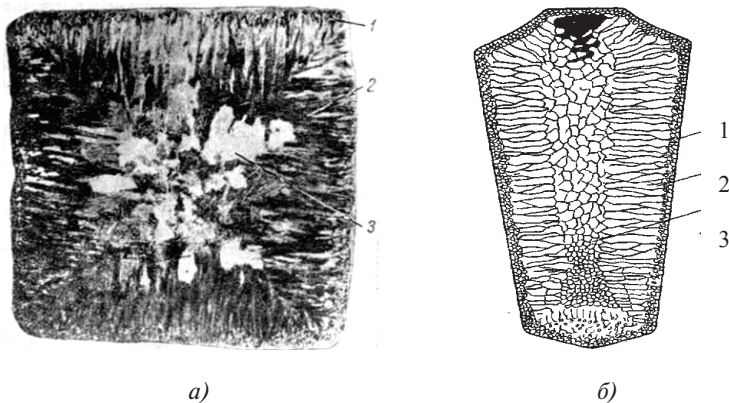


Рис. 1.6. Макроструктура поперечного сечения слитка сплава инвар (а) и схема продольного сечения слитка металлического сплава (б)

У поверхности слитка – небольшой слой мелких равноосных зерен 1, ближе к центральной части слитка расположен слой столбчатых (вытянутых) зерен 2. В центре слитка – крупные зерна округлой формы 3.

### Задание

Изучить и объяснить процесс кристаллизации раствора солей.

### Порядок выполнения работы

1. На стекло нанести, например, каплю насыщенного раствора соли  $\text{Pb}(\text{NO}_3)_2$  или  $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ ,  $\text{NH}_4\text{Cl}$ ,  $\text{NaCl}$ .

2. С помощью биологического микроскопа (рис. 1.7) наблюдать процесс кристаллизации соли. (Рекомендуемое увеличение не более  $100\times$ .)

3. По окончании затвердевания капли следует зарисовывать структуру кристалла.

4. Представить письменный отчет о проделанной работе, в котором должны быть приведены:

- цель и методика проведения работы;
- рисунок структуры затвердевшей капли соли и пояснения к нему;

– рисунки структуры типичных макрошлифов литых металлов (сплавов), имеющихся в лаборатории, и пояснения к ним.

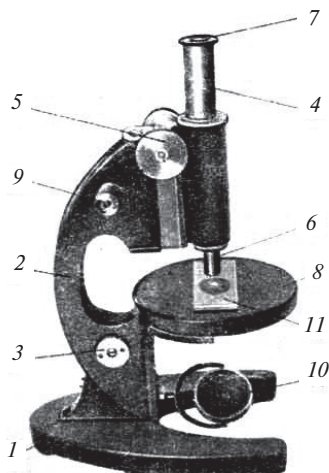


Рис. 1.7. Биологический микроскоп: 1 – основание; 2 – колонка (ручка); 3 – штифт для наклона верхней части микроскопа; 4 – тубус; 5 – винт для перемещения тубуса; 6 – объектив; 7 – окуляр; 8 – предметный столик; 9 – микрометрический винт; 10 – зеркало; 11 – плоское стекло

### Контрольные вопросы

1. Что такое кристаллизация?
2. Что называют движущей силой процесса кристаллизации?
3. Что называют критическим зародышем?
4. Что называют скоростью образования зародышей?
5. Перечислите факторы, определяющие скорость кристаллизации.
6. Что такое степень переохлаждения?
7. Укажите факторы, влияющие на размер зерна.
8. Укажите периоды процесса кристаллизации.
9. Что такое дендрит?
10. Что такое ликвация?
11. Опишите и объясните строение слитка.

# Лабораторная работа 2

## ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ ТЕРМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

### Цель работы

1. Ознакомить студентов с термическим методом построения диаграммы фазового равновесия двухкомпонентной системы.
2. Построить диаграмму состояния двухкомпонентной системы.

### Приборы, материалы и инструменты

1. Тигельные печи.
2. Термометры.
3. Металлы в комплекте: свинец — сурьма или цинк — олово и сплавы с различным количеством данных компонентов.
4. Секундомер.
5. Мерительная линейка.

### Краткие теоретические сведения

Диаграмма состояния (диаграммы фазового равновесия) есть графическое изображение изменения равновесного состояния сплавов в зависимости от температуры и концентрации. Она нужна для теоретических и практических целей при изучении и использовании сплавов. По диаграммам состояния определяют температуру литья того или иного сплава, возможность проведения термической обработки, условия образования тех или иных структур и т. д. Наиболее простым, удобным и точным методом построения диаграмм состояния является термический метод.

*Термический метод* основан на фиксации тепловых эффектов превращений, так как переход из одного агрегатного состояния в другое, а также полиморфные превращения происходят с выделением тепла при охлаждении и поглощением тепла при нагревании металлов и сплавов.

Сначала чистые компоненты и сплавы заданного химического состава переводят в жидкое состояние (расплавляют в электропечи),

затем тигель с расплавом переносят на установку, вводят в защитный чехол термометр или горячий спай термопары и подвергают медленному охлаждению. Во время охлаждения расплава периодически (через равные промежутки времени) замеряют температуру. На основании полученных результатов строят термические кривые (кривые охлаждения) в координатах «температура (ось ординат) – время охлаждения (ось абсцисс)». Тепловые эффекты фазовых превращений с течением времени отражаются на монотонности хода кривой охлаждения: на кривой появляется либо перегиб (точка перегиба), либо температурная остановка в охлаждении (горизонтальная площадка) (рис. 2.1).

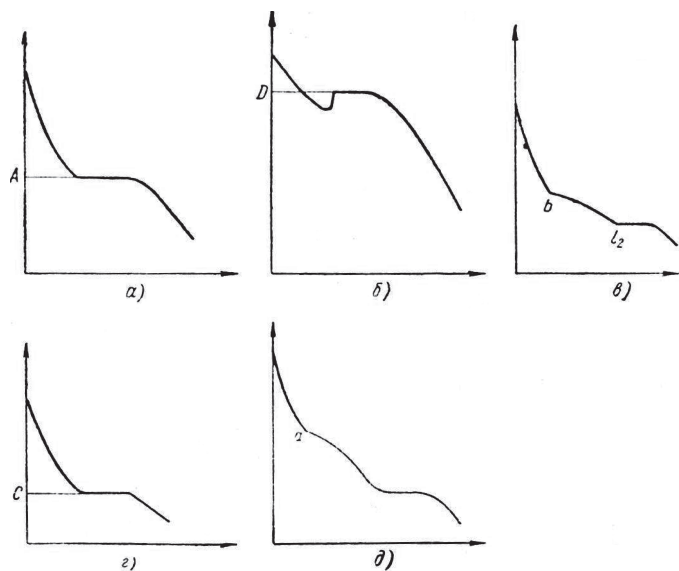


Рис. 2.1. Характерный вид кривых охлаждения температура – время охлаждения: *a, б* – чистых компонентов; *в* – доэвтектического сплава; *г* – эвтектического сплава; *д* – заэвтектического сплава.

*A, D* – температура кристаллизации чистых компонентов;

*a, b* – температура начала кристаллизации сплавов;

*C, l<sub>1</sub>, l<sub>2</sub>* – температура эвтектического превращения

Спроецировав точки перегибов и температурных остановок на ось ординат, определяют температуры начала и конца всех фазовых превращений, которые происходят в исследуемом сплаве.



Для примера на рис. 2.2 показана диаграмма состояния свинец – сурьма (построенная по кривым охлаждения).

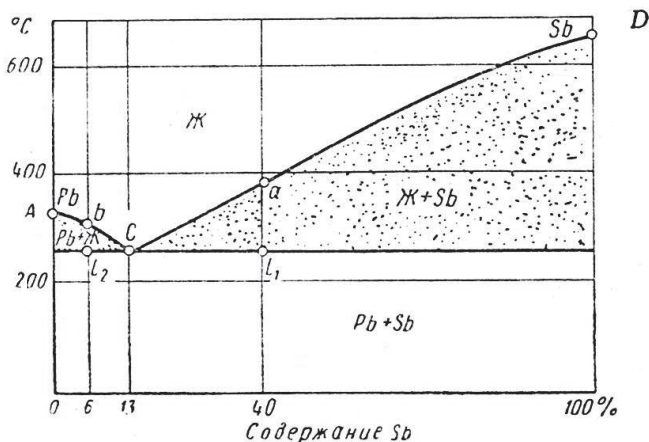


Рис. 2.2. Диаграмма состояния свинец – сурьма

На примере системы свинец – сурьма рассмотрим микроструктуру сплавов после окончательного их затвердевания. На рис. 2.3, а показана структура чистых металлов. Структура доэвтектического сплава (6 % Sb + 94 % Pb) состоит из зерен твердого раствора на базе свинца (почти чистого свинца) – темные зерна и эвтектики (Pb + Sb), расположенной по границам зерен (рис. 2.3, б). Структура эвтектического сплава (13 % Sb + 87 % Pb) – это 100 % эвтектики, представляющей собой механическую смесь мелких кристаллов твердого раствора на базе сурьмы (почти чистой сурьмы) – светлые участки и твердого раствора на базе свинца (почти чистого свинца) – темные участки (рис. 2.3, в). Структура заэвтектического сплава (40 % Sb + 60 % Pb) состоит из кристаллов почти чистой сурьмы (светлый фон), окруженных эвтектикой (рис. 2.3, г).

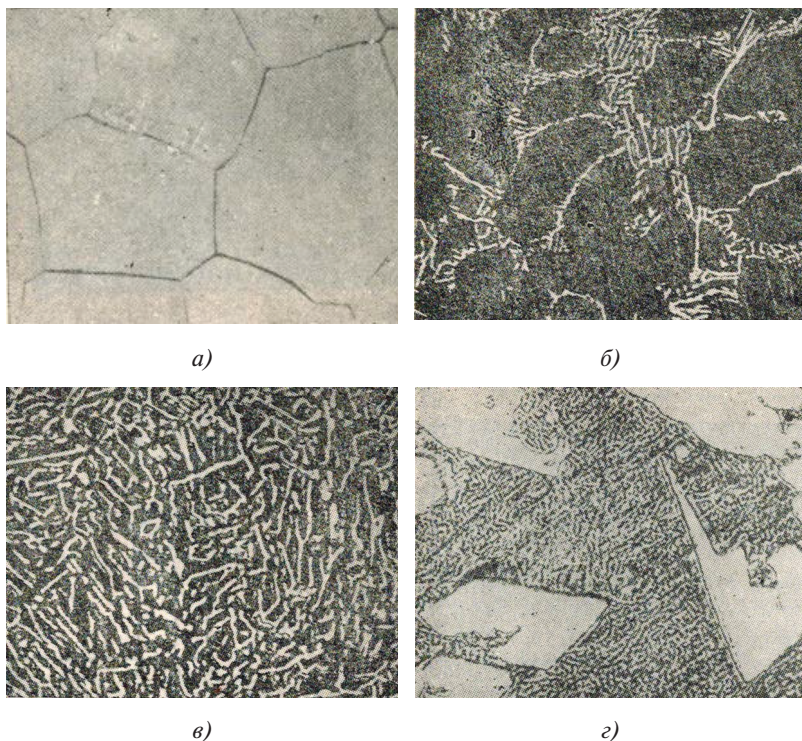


Рис. 2.3. Микроструктура системы свинец – сурьма:  
*a* – чистые компоненты; *б* – доэвтектический; *в* – эвтектический;  
*г* – заэвтектический сплавы

### Задание

1. Изучить методику определения температур кристаллизации чистых металлов и сплавов.
2. Провести наблюдение за процессом охлаждения сплавов свинец – сурьма или цинк – олово. Результаты наблюдения занести в протокол испытания (табл. 2.1).
3. Построить кривые охлаждения данных металлов и сплавов.
4. Построить соответствующую диаграмму состояния.

## Порядок выполнения работы

Температуру кристаллизации металлов и сплавов определяют с использованием установки, схема которой изображена на рис. 2.4.

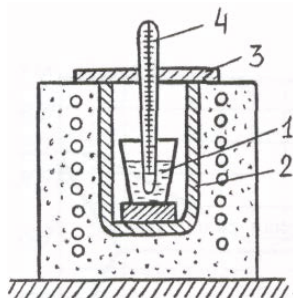


Рис. 2.4. Схема установки для определения температур кристаллизации металлов и сплавов

### *Последовательность определения температуры кристаллизации*

1. Подготовленное количество (150–200 г) чистого металла или сплава определенного состава поместить в тигель 1 (рис. 2.1), установленный в тигельную электропечь 2.

2. Включить печи и расплавить в тигле металл или сплав.

3. Закрыть тигель крышкой 3; через отверстие крышки в расплавленный металл (сплав) поместить термометр 4 (или термопару).

4. Печи выключить и через каждые 20 с записывать показания термометра 4; запись прекратить через 15 мин после полного затвердевания металла.

5. По полученным критическим точкам построить кривые охлаждения в координатах температура – время охлаждения для чистых металлов и каждого сплава.

6. Определить температуру кристаллизации, которая соответствует горизонтальному участку кривой охлаждения для чистых металлов и эвтектического сплава или точкам перегиба кривой, соответствующих температурам начала и конца кристаллизации (для всех сплавов, кроме эвтектического).

Таблица 2.1

*Протокол испытания*

Соотношение компонентов, %									
Температуры фазовых превращений, °С									

**Контрольные вопросы**

1. В чем сущность определения температур кристаллизации металлов и сплавов термическим методом?
2. Опишите установку и методику определения температур кристаллизации металлов и сплавов.
3. Опишите методику построения диаграммы состояния.
4. По кривым охлаждения опишите процессы кристаллизации чистых компонентов, доэвтектических, эвтектического и заэвтектических сплавов.

# Лабораторная работа 3

## ИЗУЧЕНИЕ МАКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

### Цель работы

Освоить методы макроанализа металлов и сплавов.

### Приборы, материалы и инструменты

1. Образцы с дефектами, нарушающими сплошность металла; образцы литой стали и стали с волокнистостью; образцы стали с неравномерным распределением серы и фосфора.
2. Шлифовальная бумага.
3. Вытяжной шкаф, фарфоровая ванна, щипцы, лупа, фильтровальная бумага, резиновый валик, глянцевая фотобумага.
4. Реактивы для травления макрошлифов.

### Краткие теоретические сведения

Макроструктурой называют строение металлов и сплавов, наблюдаемое визуально (без увеличения) или при небольшом увеличении (до 50 крат). Метод изучения макроструктуры называется макроанализом. Макроанализ является первой обязательной стадией любых исследований структуры металлов и сплавов.

Можно выделить два основных направления макроанализа:

1. Макроанализ поверхности изделий.
2. Макроанализ шлифа.

Макроанализ поверхности изделия служит для выявления макрорезультатов (например, пор, раковин, трещин и т. д.) и других особенностей строения металла на поверхности изделий после различных видов обработки (литья, ОМД, термообработки и т. д.).

Для изучения макроструктуры металла внутри образца или изделия используют макроанализ шлифа. Образец металла (темплет), предназначенный для рассмотрения его строения невооруженным глазом или с помощью лупы, называется *макрошлифом*. Изучаемая поверхность макрошлифа должна быть плоской и гладкой.

Обычно проводят ее шлифование, полирование поверхности макрошлифа не проводят.

Методы изучения макрошлифов подразделяют на три основные группы: глубокого травления, поверхностного травления и отпечатков.

*Глубокое травление* позволяет выявить различного рода несплошности металла (поры, трещины и т. д.), обезуглероженный слой, науглероженные и азотированные слои, сегрегации вредных примесей, дендритную структуру. Некоторые реактивы, применяемые при глубоком травлении, представлены в табл. 3.1.

Таблица 3.1

*Некоторые реактивы для глубокого травления сталей*

Назначение реактива	Количество кислоты в см <sup>3</sup>			Количество воды в см <sup>3</sup>	Режим травления
	HCl	HNO <sub>3</sub>	H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>		
Для углеродистой стали	—	—	20	100	До 2 ч при 60 °С
Для углеродистой стали	50	—	—	50	10–45 мин при 60–70 °С
Для углеродистой стали	—	50	—	50	1–2 ч при 70–80 °С
Для легированной стали	100	—	200	300	20–60 мин при 100 °С
Для легированной стали	500	—	70	200	20–120 мин при 90–100 °С

*Поверхностное травление* позволяет лучше выявить отдельные детали структуры, а также проводить последующее исследование при более высоком увеличении. Для поверхностного травления могут быть использованы те же реактивы, что для глубокого травления, но менее концентрированные.

*Метод отпечатков* состоит в том, что изображение макроструктуры появляется не на макрошлифе, а на фотобумаге, пленке или другом материале. Для этого материал с нанесенным на него реактивом плотно прижимается к поверхности макрошлифа. Реактивы

реагируют с определенными структурными составляющими, образуя характерное окрашивание структуры.

### **Дефекты макроструктуры**

Вид и величину дефектов макроструктуры определяют путем сравнения натурального вида свежеприготовленных образцов с эталонами шкал, приводимых в стандартах или литературе. Шкалы могут быть составлены по баллам, и тогда, в соответствии с документацией, оговаривается допустимый балл для каждого дефекта. Наиболее характерные дефекты макроструктуры представлены на рис. 3.1–3.3.

**Усадочная раковина** (рис. 3.1, а) – полость, возникающая в прибыльной части слитка вследствие усадки стали. При неполном удалении прибыли остатки усадочной раковины и подусадочная рыхлость переходят в прокат. Выявляются в изломе в виде темных полос, расслоений, стенки которых содержат неметаллические и шлаковые включения.

**Пузыри** (рис. 3.1, б) представляют собой грубые поры, которые могут быть групповыми и одиночными, располагаться по всему сечению, в центре или у поверхности слитка или заготовки.

**Пористость по оси** (рис. 3.1, в) – мелкие пустоты, не заварившиеся при горячей механической обработке слитка. На макрошлифе пористость выявляется в виде темных точек различного размера. Развитие дефекта определяется количеством, размерами отдельных пор и площадью образца. Пористость оценивается соответствующим баллом.

**Пористость по сечению** (рис. 3.1, г) – мелкие травящиеся точки, расположенные по всему сечению макрошлифа, за исключением краевой зоны. В закаленном продольном изломе пористость иногда обнаруживается в виде полосок с более светлой кристаллической структурой. Пористость по сечению оценивается соответствующим баллом.

**Подкорковые пузыри** (рис. 3.1, д) представляют собой внешний контур газовых раковин, характерных для кипящих сталей. Расположены

очень близко к поверхности и обнаруживаются при нагреве слитка и последующего проката в виде дефектов округлой или овальной формы. Развитие дефекта зависит от количества пор в плоскости темплета и глубины их залегания от поверхности. Оценивается соответствующим баллом.

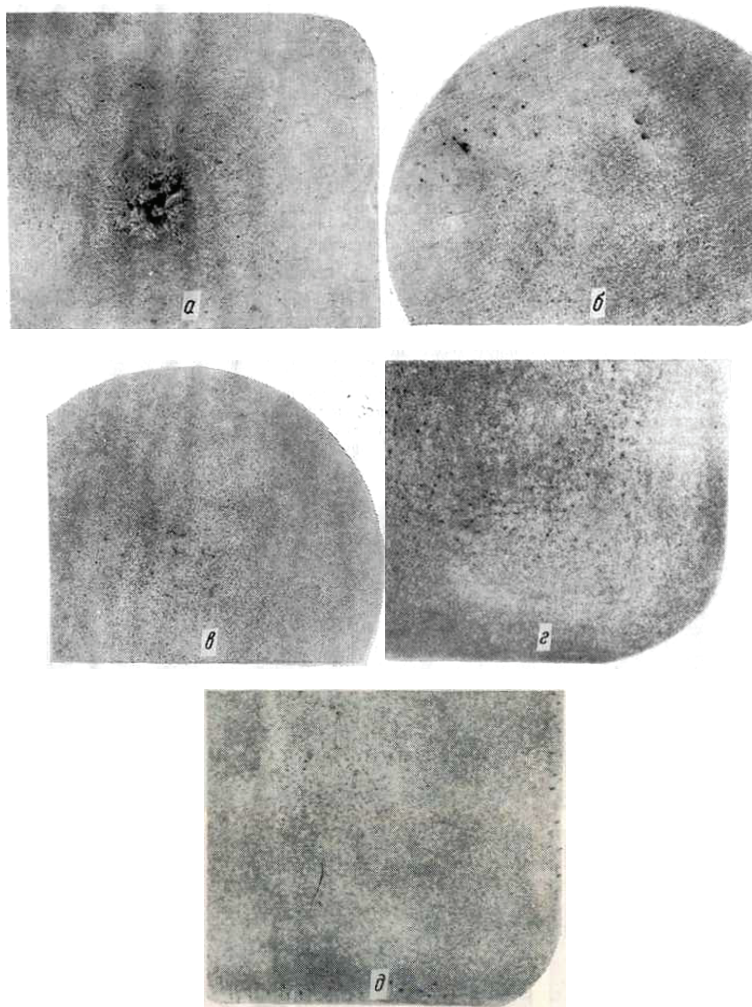


Рис. 3.1. Рыхлаы в прокате: *а* – усадочная раковина; *б* – пузыри; *в* – пористость по оси; *г* – пористость по сечению; *д* – подкорковые пузыри



**Пустоты**, называемые скворечниками (рис. 3.2, а), различной величины и формы, чаще одиночные, образуются вследствие раскрытия и неполной заварки термических трещин. Они могут не обнаруживаться при внешнем осмотре поверхности заготовки. Вокруг дефекта отсутствуют ликвация углерода, серы и фосфора, а также неметаллические включения.

Скворечники следует отличать от внутренних разрывов, образующихся при неправильном режиме горячей пластической деформации. Такие разрывы оказываются неодиночными и имеют меньшие размеры, чем скворечник. Неверный режимковки может вызвать появление ковочных трещин, которые появляются внутри заготовки около осевой зоны в виде трещин по диагоналям (ковочного креста) либо нескольких трещин, направленных от оси заготовки в стороны.

**Трещины от рвани** (рис. 3.2, б) представляют собой нерегулярно расположенные надрывы (расслоения) преимущественно у ребер проката, но могут встречаться и по всей поверхности. Имеют различную глубину. Тонкие сетки трещин часто являются началом общего растрескивания. Характер поверхности излома может быть кристаллическим, волокнистым или шиферным.

**Осевые интеркристаллитные и межкристаллитные трещины** (рис. 3.2, в) в отличие от ковочных более прямолинейные и широкие. Они располагаются произвольно по оси слитка. В изломе межкристаллитные трещины имеют вид грубых окисленных расслоений.

**Явления внутреннего пережога** (рис. 3.2, г) возникают вследствие чрезмерного локального повышения температуры, вызывающего диффузию кислорода вдоль границ зерен. На темплете пережог выглядит в виде сильно разветвленных трещин, часто расположенных в виде сетки. Поверхность заготовки может казаться чешуйчатой. При пережоге может произойти разрушение внутренней зоны под действием горячей пластической деформации. Такой вид дефекта называется черновиной, которая на макрошлифе выявляется в виде рыхлой, сильно травящейся зоны или пятен и участков. В продольном изломе пережог проявляется в виде нарушения сплошности металла, а при малой степени развития – в виде крупнозернистых полос с надрывами.

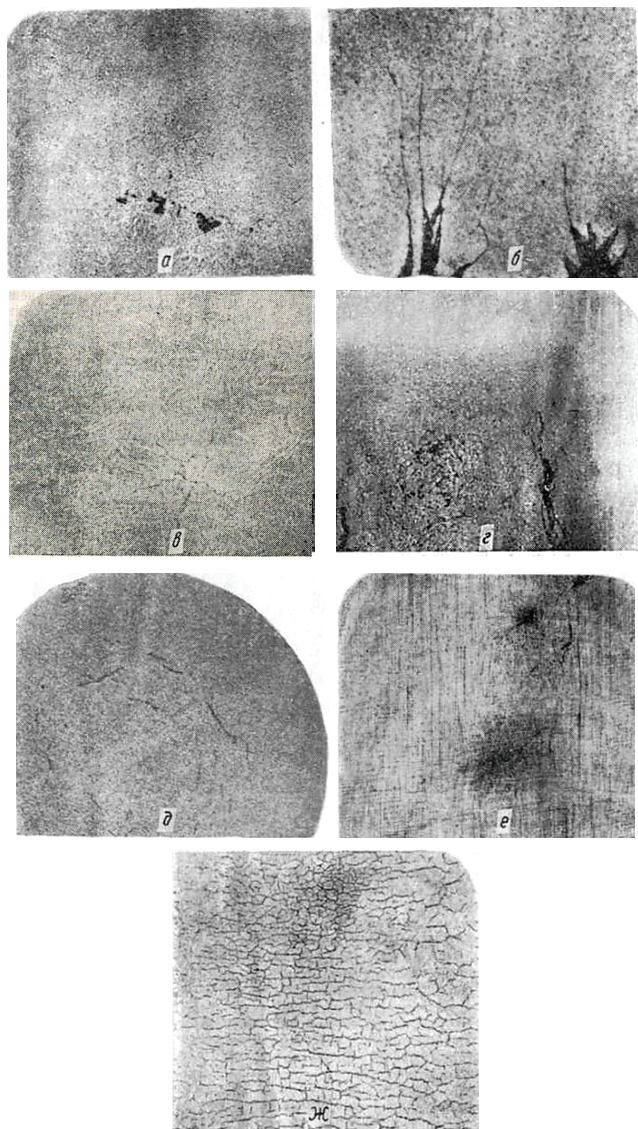


Рис. 3.2. Трещины в прокате: *a* – пустоты, называемые скворечниками; *б* – трещины от рвантин; *в* – осевые интеркристаллитные и межкристаллитные трещины; *г* – явление внутреннего пережога; *д* – флокены; *е* – скворечник от флокена; *жс* – шлифовочно-травильные трещины

**Флокены** (рис. 3.2, *д*) – тонкие извилистые трещины длиной до 30 мм и более. В поперечном сечении на травленных темплетях флокены ориентированы беспорядочно. Для правильной классификации дефекта темплет после травления контролируется по виду излома. В изломе флокены выявляются в виде округлых или эллиптических пятен серебристого или светлого оттенка. Цвет и блеск флокена могут изменяться в зависимости от химического состава стали.

**Скворечник от флокена** (рис. 3.2, *е*) образуется в том случае, если при последующей горячей деформации заготовки, имеющей флокены, последние не завариваются. Эти дефекты произвольно расположены по длине и сечению заготовки.

**Шлифовочно-травильные трещины** (рис. 3.2, *ж*) являются результатом слишком сильного прижима металла очень твердым абразивным кругом и недостаточного охлаждения металла при шлифовании. Они имеют вид тонкой сетки, расположенной перпендикулярно к направлению шлифовки. Шлифовально-травильные трещины не принимаются во внимание при оценке макроструктуры. В прокате могут наблюдаться также свищи, представляющие собой крупные газовые включения, располагающиеся отдельно или группами по сечению заготовки, в том числе и в краевой зоне. Выявляются в виде отдельных крупных пустот и пор круглой, овальной или вытянутой формы. Свищи часто расположены несимметрично по сечению заготовки.

Неоднородное строение слитка проявляется при его макроскопическом исследовании. Часто неоднородность слитка переходит в прокат. Неоднородность отдельных участков металла по химическому составу, структуре и неметаллическим включениям называется ликвацией.

Пятнистая неоднородность выявляется в виде отдельных темных пятен различных размеров и формы. В зависимости от расположения пятен на макрошлифе различаются общая и краевая пятнистые неоднородности.

**Общая пятнистая неоднородность** (рис. 3.3, *а*) представляется в виде темных пятен, расположенных по сечению заготовки симметрично к ее оси.

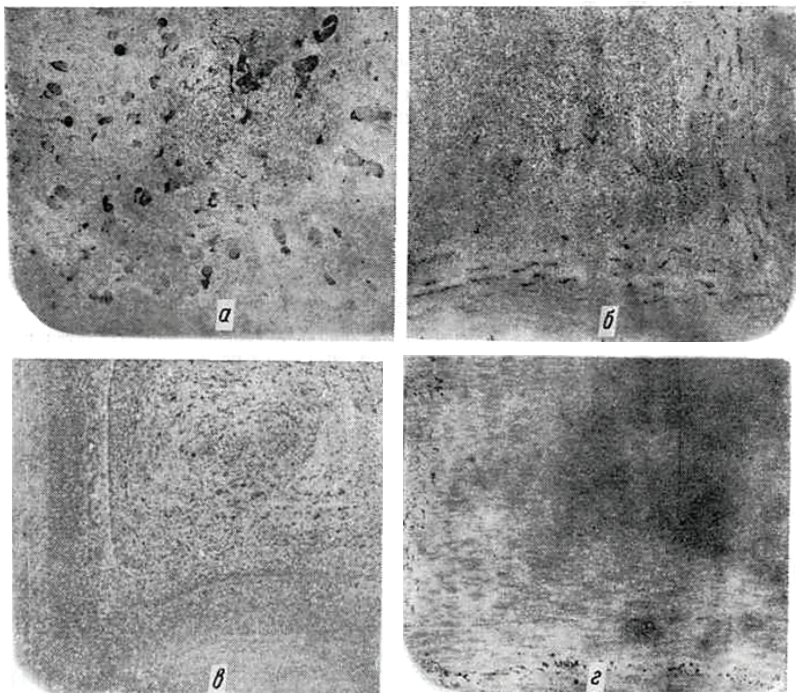


Рис. 3.3. Неоднородность в прокате: *а* – общая пятнистая неоднородность; *б* – краевая пятнистая неоднородность; *в* – ликвационный квадрат; *г* – титановая неоднородность

**Краевая пятнистая неоднородность** (рис. 3.3, *б*) – пятна, ориентированные вдоль граней проката. Развитие дефекта в обоих случаях определяется количеством, размерами пятен и площадью заготовки. Оценивается соответствующим баллом с учетом глубины залегания пятен от поверхности.

**Ликвационный квадрат** (рис. 3.3, *в*) представляет собой контуры ликвации, определяемые конфигурацией слитка. На темплете выглядит в виде полосы металла, травящейся более интенсивно, чем остальная часть макрошлифа. В прокате может также наблюдаться ликвационный круг. Оба вида дефекта оцениваются соответствующим баллом в зависимости от травимости металла в ликвационной полоске и замкнутостью контура полоски.

**Титановая неоднородность** (рис. 3.3, з) проявляется в марках стали, содержащих свыше 0,3 % титана. Имеет вид скоплений неметаллических включений, расположенных в осевой или краевой зоне либо по всему сечению заготовки. При большом развитии обнаруживается также в продольном изломе. Подобная неоднородность бывает в сталях, содержащих избыточное количество циркония, ванадия, ниобия, церия.

**Послойная кристаллизация** — чередующиеся слои металла в виде концентрических светлых или темных полос, расположенных у поверхности (реже — по всему сечению) темплета. Оценивается соответствующим баллом, возрастающим с увеличением травимости полос, их ширины и количества. Повышенная или пониженная травимость осевой зоны, а также отдельных участков темплета обуславливается сочетанием условий кристаллизации и деформации слитка. Она может также возникнуть при неправильном наклепе и рекристаллизации отдельных участков заготовки. Различие в травимости исчезает или уменьшается после высокотемпературной термической обработки.

### Строение литой и волокнистой стали

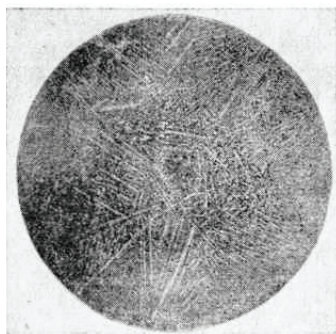


Рис. 3.4. Макроструктура литой стали после травления 15-процентным водным раствором персульфата аммония

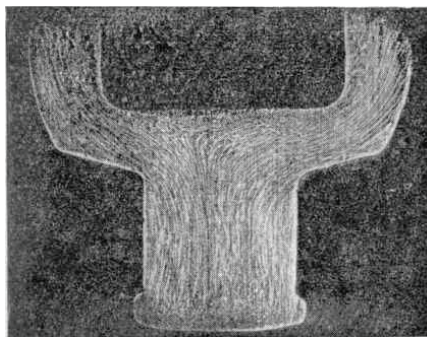


Рис. 3.5. Макроструктура поковки после травления 50-процентной соляной кислотой

Поверхностное травление используют для выявления строения литой стали (дендритной структуры) (рис. 3.4) и волокнистости стали (рис. 3.5), подвергнутой различным видом обработки металлов давлением. Последнее имеет большое практическое значение, так как механические свойства волокнистой стали будут различны в разных направлениях.

### **Задание и порядок выполнения работы**

1. В данной работе студент должен приготовить макрошлиф в предоставленном преподавателем темплете. Затем выполнить одно из заданий:

- а) методом глубокого травления выявить и определить вид дефекта (неплошности) макроструктуры;
- б) методом поверхностного травления выявить строение литой или волокнистой стали;
- в) выявить на макрошлифе ликвацию серы или фосфора. Зарисовать в отчете полученную макроструктуру и сделать вывод.

2. Разделить предоставленные преподавателем изломы образцов или деталей на вязкие, хрупкие, вязко-хрупкие, смешанные и усталостные. При наличии излома детали зарисовать его в отчете и сделать вывод о возможной причине разрушения детали.

**Приготовление макрошлифа.** Поверхность образца, предназначенную для макроанализа, обрабатывают на фрезерном, строгальном или плоскошлифовальном станке. Для получения более гладкой поверхности образец шлифуют с помощью шлифовальной бумаги на вращающемся круге или вручную. Шлифование начинают на шлифовальной бумаге с наиболее грубым абразивным зерном, затем постепенно переходят на все более мелкое зерно. При переходе с одного номера шлифовальной бумаги на другой направление шлифования меняют на  $90^\circ$ . После шлифования образец протирают и подвергают травлению.

**Выявление дефектов, нарушающих сплошность металла.** Для выявления в сталях разного рода несплошностей проводят глубокое травление отшлифованного образца (темплета) водным раствором соляной кислоты ( $50 \text{ см}^3 \text{ HCl}$ ,  $50 \text{ см}^3$  воды).

Работу выполняют в следующей последовательности.

1. Отшлифованную поверхность образца протирают ватой, смоченной спиртом.

2. В водяную баню, установленную в вытяжном шкафу, помещают фарфоровую ванну, наливают в нее реактив и нагревают до температуры 60–70 °С.

3. Образец при помощи щипцов погружают в горячий реактив, выдерживают в нем 10–45 мин, затем вынимают из реактива.

4. Образец промывают водой, затем 10–15-процентным водным раствором азотной кислоты и просушивают.

При глубоком травлении раствором кислоты высокой концентрации происходит растравливание дефектов, нарушающих сплошность металла. Дефекты становятся видимыми невооруженным глазом.

**Выявление строения литой стали.** Строение литой стали (дендритную структуру) выявляют травлением отшлифованного образца в 15-процентном водном растворе персульфата аммония.

Работу выполняют в следующей последовательности.

1. Отшлифованную поверхность образца протирают ватой, смоченной спиртом.

2. В водяную баню помещают фарфоровую ванну, наливают в нее реактив и нагревают до 80–90 °С.

3. Образец при помощи щипцов погружают в горячий реактив и выдерживают в нем 5–10 мин, затем вынимают из реактива.

4. Образец промывают водой и просушивают.

**Выявление волокнистой структуры.** Выявление волокнистости стали производят путем травления отшлифованного образца в реактивах следующего состава:

- а) 85 г хлорной меди, 53 г хлористого аммония в 1000 см<sup>3</sup> воды;
- б) 50 см<sup>3</sup> HCl, 50 см<sup>3</sup> воды. Травление производят по методике выявления дефектов, нарушающих сплошность металла.

Образец промывают водой и просушивают.

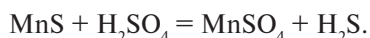
**Выявление неоднородности распределения (ликвации) серы.** Для выявления в стали ликвации серы применяют метод Баумана, заключающийся в следующем.

1. Макрошлиф протирают ватой, смоченной спиртом, и кладут на стол шлифованной поверхностью вверх.

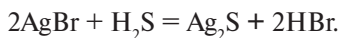
2. Лист глянцевой бромосеребряной фотобумаги вымачивают на свету в течение 5–10 мин в 5-процентном водном растворе серной кислоты, слегка просушивают для удаления избытка раствора и накладывают эмульсионной стороной на макрошлиф. Приглаживают сверху резиновым валиком, чтобы удалить образовавшиеся пузырьки, и выдерживают на макрошлифе в течение 2–3 мин, затем осторожно снимают.

3. Полученный отпечаток промывают в воде, фиксируют в 25-процентном водном растворе гипосульфита, снова промывают в воде и просушивают.

Полученные на фотобумаге участки коричневого цвета указывают на места, обогащенные серой (скопления сульфидов). Если фотобумага имеет равномерную окраску, следовательно, сера распределена равномерно. Появление темных участков в местах, обогащенных серой, объясняется тем, что сначала между серной кислотой, впитанной в фотобумагу, и включениями  $MnS$ , в виде которых сера находится в стали, происходит следующая реакция:



Образующийся сероводород действует на бромистое серебро эмульсионного слоя, в результате получается сернистое серебро, имеющее темно-коричневый цвет:



4. Рассмотреть и зарисовать полученный отпечаток; дать характеристику ликвации серы.

На рис. 3.6 представлена фотография отпечатка, на котором просматривается неравномерное распределение серы в образце рельса.

**Выявление неоднородности распределения (ликвации) фосфора.** Ликвацию фосфора в стали выявляют травлением отшлифованного образца в реактиве: 85 г хлорной меди, 53 г хлористого аммония в 1000 см<sup>3</sup> воды. С этой целью:

1) отшлифованную поверхность образца протирают ватой, смоченной спиртом;



2) образец погружают в указанный реактив и выдерживают в нем 1–2 мин. При выдержке образца в реактиве железо растворяется и вытесняет медь, которая осаждается на поверхности образца;

3) после выдержки образец вынимают из реактива: вся поверхность образца должна быть покрыта медью;

4) струей воды смывают с поверхности слой меди, протирают макрошлиф мокрой ватой и просушивают.

Если макрошлиф протравлен равномерно, то ликвации нет; если же обнаруживаются более темные и более светлые места, это указывает на наличие ликвации фосфора. Более темные (более глубоко протравившиеся) участки – это места, обогащенные фосфором;

5) рассмотреть и зарисовать полученную макроструктуру; дать характеристику ликвации фосфора.

На рис. 3.7 дана фотография макрошлифа образца рельса с неравномерным распределением фосфора.

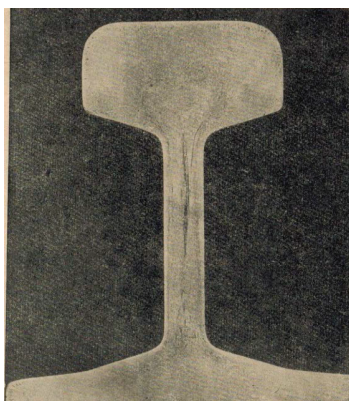


Рис. 3.6. Серный отпечаток.  
Ликвация серы в образце рельса

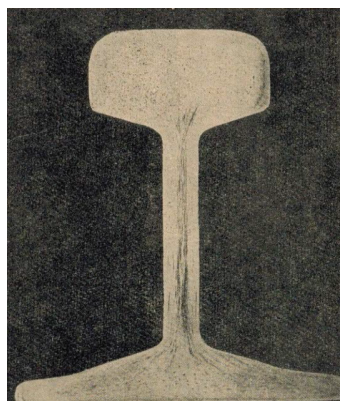


Рис. 3.7. Макрошлиф образца  
рельса с ликвацией фосфора

### Контрольные вопросы

1. Укажите три основных направления макроанализа.
2. Что из себя представляет макрошлиф? Укажите технологию изготовления.

3. Опишите методы изучения макрошлифов.
4. Какие методы травления макрошлифа существуют и в каких случаях они применяются?
5. Что такое усадочная раковина?
6. Что такое пузыри?
7. Что называют пористостью по оси и по сечению?
8. Что такое подкорковые пузыри?
9. Что такое пустоты?
10. Что представляют собой трещины от рванин, межкристаллитные и интеркристаллитные трещины?
11. Опишите явление внутреннего пережога.
12. Что такое флокены?
13. Как появляются и выглядят шлифовочно-травильные трещины?
14. Что такое пятнистая неоднородность?
15. Что такое ликвационный квадрат?
16. Что такое титановая неоднородность?
17. Что понимают под послойной кристаллизацией?
18. Опишите методику приготовления макрошлифа.
19. Опишите методику выявления несплошности металла.
20. Опишите методику выявления строения литой стали.
21. Опишите методику выявления неоднородности распределения (ликвации) серы и фосфора.

# Лабораторная работа 4

## ПРИГОТОВЛЕНИЕ МИКРОШЛИФОВ И РАБОТА С МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИМ МИКРОСКОПОМ

### Цель работы

Освоить методику приготовления микрошлифов и микроскопического анализа.

### Приборы, материалы и инструменты

1. Микроскоп металлографический.
2. Окуляр-микрометр и объект-микрометр.
3. Образцы для микроанализа.
4. Легкоплавкий сплав или эпоксидная смола.
5. Шлифовальная бумага № 60–240; толстое стекло; полировальный станок; полировальная жидкость.
6. Реактивы для травления; спирт; ванна; фильтровальная бумага.

### Краткие теоретические сведения

Под микроанализом понимают изучение строения металлов и сплавов с помощью металлографического микроскопа при увеличении в 50–2000 раз.

Задачами микроанализа являются:

- 1) определение формы и размеров кристаллических зерен поликристаллических металлов или сплавов;
- 2) обнаружение изменений внутреннего строения сплава, происходящих под влиянием различных режимов термической и химико-термической обработки, а также после внешнего механического воздействия на сплав;
- 3) выявление микродефектов металла – микротрещин, раковин и т. д.;
- 4) обнаружение неметаллических включений: сульфидов, оксидов и др.;

5) определение химического состава некоторых структурных составляющих по их характерной форме и характерному окрашиванию специальными реактивами и в некоторых случаях приблизительное определение химического состава изучаемого сплава.

Для микроскопического анализа из испытываемого материала вырезают образец, который путем ряда операций (шлифования, полирования, травления) доводят до состояния, когда при рассмотрении его в металлографический микроскоп выявляются неметаллические включения, мелкие поры, графит в чугуне (после шлифования и полирования) или выявляется микроструктура (после шлифования, полирования и травления).

Подготовленная для исследования под микроскопом поверхность образца называется микрошлифом.

Таким образом, микроскопический анализ состоит из двух этапов:

- 1) приготовление микрошлифов;
- 2) исследование микрошлифов с помощью металлографического микроскопа.

### Приготовление микрошлифов

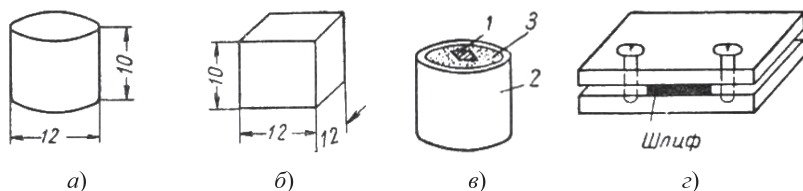


Рис. 4.1. Нормальные размеры металлографических образцов (а, б) и приспособления для закрепления образцов (в, г): 1 – образец; 2 – металлическая трубка; 3 – легкоплавкий сплав или эпоксидная смола

Образец должен быть вырезан из такого места, которое давало бы характеристику внутреннего строения всего исследуемого материала, а не только того места, из которого вырезан образец. Быстрота и удобство подготовки микрошлифа зависят в значительной степени от размеров образца. Чаще всего применяют образцы цилиндрической или прямоугольной формы (рис. 4.1, а, б).

Образцы небольшого сечения (проволока, листы) монтируют заливкой в специальные оправки (рис. 4.1, в, г) или используют зажимы (рис. 4.1, з).

**Шлифование рабочей поверхности образца.** Рабочую поверхность образца шлифуют вручную на наждачной бумаге с зернами абразива различных размеров (номеров), положенной на толстое стекло, или на специальных шлифовальных станках. Шлифование начинают на бумаге с наиболее крупным абразивным зерном № 60, постепенно переходя на шлифовальную бумагу с более мелким абразивным зерном. Заканчивают шлифование на наждачной бумаге № 220–240. При замене бумаги одного номера другим образец протирают и поворачивают на 90°, чтобы риски при последующей обработке получались перпендикулярными к рискам от предыдущей обработки. Шлифование проводят до полного исчезновения рисок, полученных от предыдущей обработки. Механическое шлифование осуществляется на специальных шлифовальных машинах, имеющих несколько кругов диаметром 200–250 мм, приводимых во вращение от электродвигателя. На поверхность кругов надевают или наклеивают шлифовальную бумагу.

**Полирование рабочей поверхности образца.** После окончания шлифования для удаления рисок производят полирование, после которого обрабатываемая поверхность образца получается блестяще-зеркальной. Полирование можно производить механическим и электролитическим способами.

Механическое полирование производят на специальном полировальном станке (рис. 4.2) с кругом 1, обтянутым сукном или фетром. Круг от электродвигателя 2 вращается со скоростью 700–1000 об/мин. Сукно смачивается полировальной жидкостью, поступающей по трубе 3; можно также обрызгивать сукно полировальной жидкостью из пульверизатора. К вращающемуся кругу с сукном прижимают отшлифованной поверхностью образец 4 и в процессе полирования поворачивают. Полирование проводится до полного уничтожения рисок и получения зеркальной поверхности.

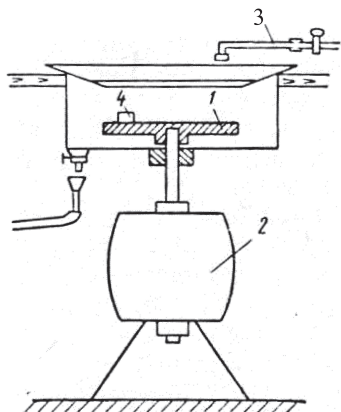


Рис. 4.2. Схема полировального станка

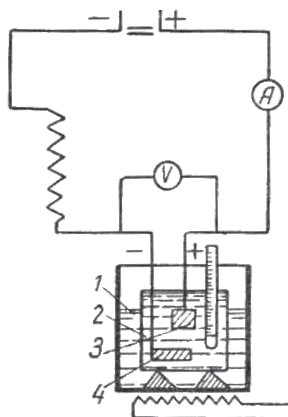


Рис. 4.3. Схема установки для электролитического полирования образцов

Полировальными составами являются взвешенные в воде мелкие порошки окиси алюминия (глинозем), окись хрома, окись железа (крокус) и окись магнезия (магнезия). Чаще для полирования применяются окись хрома и окись алюминия. Полировальную жидкость составляют в следующей пропорции: на 1 л воды 10–15 г окиси хрома или 5 г окиси алюминия.

После полирования образец промывают водой, полированную поверхность протирают спиртом, а затем просушивают прикладыванием фильтровальной бумаги или легким протиранием сухой салфеткой. Чтобы предохранить полированную поверхность от окисления, образцы хранят в эксикаторе с хлористым кальцием.

Кроме механического полирования, применяется также электролитическое полирование. Схема установки для электролитического полирования представлена на рис. 4.3. В ванне с водой 1 помещен сосуд с электролитом 2, в который погружают полируемый образец 3, являющийся анодом, и катод 4 из нержавеющей стали. Для электролитического полирования различных сталей, чугунов и сплавов цветных металлов применяются различного состава электролиты и различные режимы (табл. 4.1).

При электролитическом полировании под действием тока в процессе электролиза происходит более энергичное растворение выступов, и в результате поверхность образца выравнивается. При этом поверхность образца получается без деформационного наклепа металла и, следовательно, без искажения структуры в поверхностном слое, что возможно при механическом полировании образца.

Таблица 4.1

*Некоторые составы электролитов и режимы электрополирования*

Полируемый сплав	Состав электролита	Плотность тока, а/см <sup>2</sup>	Температура, °С
Углеродистая сталь	48 % ортофосфорной кислоты, 40 % серной кислоты, 12 % воды	0,1–0,6	35–50
Нержавеющая сталь	38 % ортофосфорной кислоты, 53 % глицерина, 9 % воды	0,2–2,0	20–115
Медь, латунь	7,2 % хромового ангидрида, 21,7 % двуххромовокислого натрия, 7 % уксусной кислоты, 5,8 % серной кислоты, 58,3 % воды	2–4	60–75
Алюминиевые сплавы	38 % серной кислоты, 48 % ортофосфорной кислоты, 14 % воды	7,5	95

**Травление рабочей поверхности образца.** Получающаяся после полирования зеркальная поверхность не позволяет судить о строении сплава. Только неметаллические включения (сульфиды, оксиды, графит в сером чугуне) вследствие их окрашенности в различные цвета резко выделяются на светлом фоне полированного микрошлифа.

Для выявления микроструктуры полированную поверхность образца подвергают травлению, т. е. действию растворов кислот, щелочей, солей. При травлении неоднородные участки металла или сплава становятся видимыми под микроскопом. Сущность процесса выявления структуры металлов и сплавов травлением заключается в различной степени растворения или окрашивания отдельных

структурных составляющих – зерен чистых металлов, твердых растворов, химических соединений.

Поверхность шлифа сплава, погруженного в реактив (электролит), представляет собой многоэлектродный гальванический элемент, состоящий из большого числа микроскопических электродов. Структурные элементы сплава, которые имеют наиболее электроотрицательный электродный потенциал, играют роль микроскопических анодов и растворяются, образуя впадины на поверхности шлифа, а участки, являющиеся катодами, остаются неизменными. Таким образом, в результате травления на поверхности шлифа образуются выступы и впадины, характеризующие микроструктуру сплава. Для травления микрошлифов применяют различные реактивы (табл. 4.2).

Таблица 4.2

*Некоторые реактивы для травления стали, чугуна  
и сплавов цветных металлов*

Материал микрошлифа	Состав реактива
Сталь, чугун	5-процентный раствор $\text{HNO}_3$ в этиловом спирте
	4-процентный раствор пикриновой кислоты в спирте
	Пикрат натрия (пикриновая кислота и едкий натр) (реактив применяется для того, чтобы отличить цементит от феррита)
	20 см <sup>3</sup> концентрированной $\text{HCl}$ , 5 г $\text{CuSO}_4$ , 20 см <sup>3</sup> $\text{H}_2\text{O}$ (для травления жаропрочных сплавов)
	3 части $\text{HCl}$ и 1 часть $\text{HNO}$ – реактивом пользуются через 24 часа после приготовления (для травления нержавеющей сталей)
Алюминиевые сплавы	0,5-процентный раствор фтористой кислоты в воде
	Смесь кислот: 1 % $\text{HF}$ , 2,5 % $\text{HNO}_3$ , 1,5 % $\text{HCl}$ , 9,5 % $\text{H}_2\text{O}$
Медные сплавы	8-процентный аммиачный раствор $\text{CuCl}_2$
	3-процентный раствор $\text{FeCl}_3$ в 10-процентном растворе $\text{HCl}$
Баббиты и магниевые сплавы	2–4-процентный раствор $\text{HNO}_3$ в спирте
	20 % уксусной кислоты, 60 % этилен-гликоля, 1 % концентрированной $\text{HNO}_3$ и 19 % воды (применяется для магниевых сплавов), травитель наносится на поверхность микрошлифа на 5–30 с



В настоящее время широко применяют электролитическое травление шлифов (например, для жаропрочных сплавов на никелевой основе и сталей аустенитного класса), основанное на различной скорости электролитического растворения отдельных структурных составляющих сплава.

После травления шлиф промывают сначала водой, затем спиртом и сушат прикладыванием к фильтровальной бумаге. Рассматривая протравленный шлиф под микроскопом, определяют, достаточно ли выявлена структура. Если структура выявлена неотчетливо, шлиф травят дополнительно.

### Работа с металлографическим микроскопом

Металлографические микроскопы предназначены для изучения микроструктуры металлов и сплавов в отраженном свете. Качество микроскопа характеризуется возможным увеличением, совершенством изображения и разрешающей способностью микроскопа.

*Увеличение микроскопа* равно произведению увеличений объектива и окуляра. Объектив увеличивает рассматриваемый объект, а окуляр увеличивает лишь изображение, получаемое от объектива, и не добавляет к нему никаких новых особенностей строения структуры, если они не выявлены объективом.

Увеличение объектива  $N_{об}$  равно

$$N_{об} = \frac{l}{f_{об}},$$

где  $l$  — оптическая длина тубуса, т. е. расстояние между соседними фокусами  $F_1$  и  $F_2$  (для микроскопов МИМ-7 и МИМ-8 равно 250 мм);  $f$  — фокусное расстояние объектива.

Увеличение окуляра  $N_{ок}$  равно

$$N_{ок} = \frac{250}{f_{ок}},$$

где  $f_{ок}$  — фокусное расстояние окуляра.

Таким образом, общее увеличение микроскопа  $N_{м}$  равно

$$N_{м} = N_{об} \cdot N_{ок} = \frac{l}{f_{об}} \cdot \frac{250}{f_{ок}}.$$

**Совершенство изображения**, его резкость и чистота зависят от степени устранения объективом оптических недостатков – сферической и хроматической aberrации.

**Сферическая aberrация** заключается в неодинаковом преломлении краем линзы и центральной ее части лучей, исходящих из одной точки  $I$  (рис. 4.4, а). Лучи не сходятся в одной точке, и на экране получается несколько изображений  $I'$  точки  $I$ . В результате изображение получается нечетким. Уменьшение сферической aberrации достигается комбинацией двух линз – выпуклой и вогнутой (рис. 4.4, б), имеющих одинаковую, но различно направленную сферическую aberrацию.

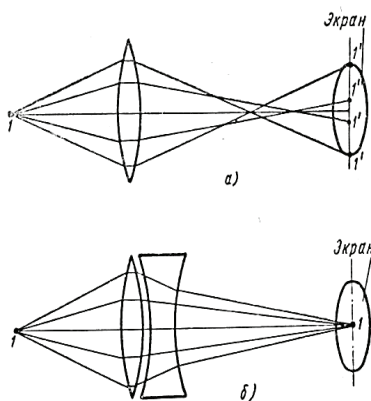


Рис. 4.4. Схема возникновения (а) и исправления (б) сферической aberrации

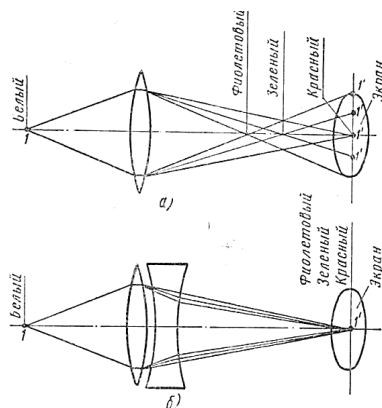


Рис. 4.5. Схема возникновения (а) и исправления (б) хроматической aberrации

**Хроматическая aberrация** заключается в неодинаковом преломлении линзой лучей различного цвета (различной длины волн), возникающих при разложении луча белого света (рис. 4.5, а). Лучи не сходятся в одной точке, и на экране получается несколько изображений  $I'$  точки  $I$ . В результате изображение получается нечетким. Уменьшение хроматической aberrации достигается комбинацией линз из различных сортов стекла с различными показателями преломления (рис. 4.5, б).

**Разрешающая способность микроскопа  $d$**  — способность различать мельчайшие детали предмета — характеризуется уравнением

$$d = \frac{\lambda}{A},$$

где  $\lambda$  — длина волны света в ангстремах;  $A$  — числовая апертура объектива.

Чем короче длина волны света и чем больше апертура объектива, тем более мелкие детали будут различимы в микроскопе. Числовая апертура линзы объектива определяется уравнением

$$A = n \sin \varphi,$$

где  $n$  — коэффициент преломления среды между предметом и объективом;  $\varphi$  — половина отверстиеного угла объектива.

Отверстным углом объектива называется угол  $AB$  (рис. 4.6), образованный краевыми лучами  $OA$  и  $OB$ .

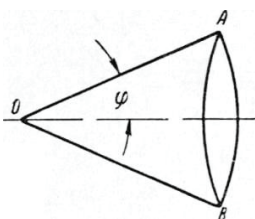


Рис. 4.6. Отверстный угол объектива

Обычно в микроскопе между объективом и предметом находится воздух и применяются так называемые сухие объективы. Для получения больших увеличений между объективом и предметом создают среду с коэффициентом преломления большим, чем у воздуха. Например, при применении кедрового масла с коэффициентом преломления  $n = 1,51$  наибольшее значение числовой апертуры будет равно

$$A = n \sin \varphi = 1,51 \cdot 0,95 = 1,43.$$

Вещество, которым заполняется пространство между объективом и предметом, называется иммерсией, а объективы, пригодные для работы в такой среде, — иммерсионными объективами.

Обычно для освещения предмета применяется белый свет, длина волны которого  $\lambda = 0,60$  мкм. При применении иммерсионного объектива с числовой апертурой  $A = 1,43$  разрешающая способность микроскопа будет равна

$$d = \lambda/A = 0,60/1,43 = 0,4 \text{ мкм.}$$

**Металлографический микроскоп МИМ-7.** Микроскоп МИМ-7 состоит из осветителя *I*, корпуса *II* и верхней части *III* (рис. 4.7). Осветитель содержит фонарь *1*, внутри кожуха которого находятся лампа и центровочные винты *2*, служащие для совмещения центра нити лампы с оптической осью коллектора.

Корпус микроскопа содержит узел апертурной диафрагмы, укрепленной под оправой осветительной лупы *3*, и систему, позволяющую производить фотографирование микроструктуры на фотопластинку, помещенную в посадочное устройство *4*. Верхняя часть микроскопа включает: иллюминаторный тубус *5*, в верхней части которого устанавливается объектив *6*; визуальный тубус *7*, в отверстие которого вставляется окуляр *8*. Предметный столик *9* можно перемещать при помощи винтов *10* в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

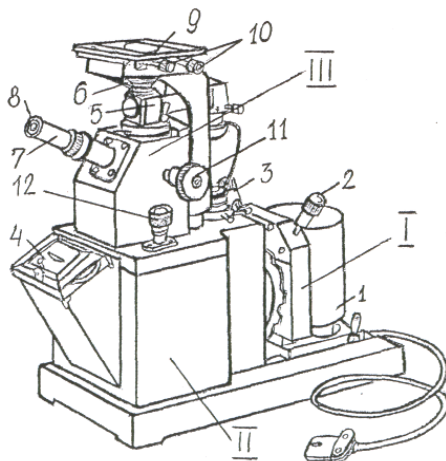


Рис. 4.7. Металлографический микроскоп МИМ-7

В центре предметного столика имеется отверстие для наблюдения микрошлифа. Микрометрический винт *11* служит для перемещения предметного столика *9* в вертикальном направлении, и этим производится грубая наводка на фокус. Положение предметного столика, исключающее самопроизвольное его опускание, фиксируется специальным зажимным винтом, расположенным на левой верхней части микроскопа (на рис. 4.7 не показано), микрометрический винт *12* служит для перемещения объектива в вертикальном направлении и точной наводки на фокус.

Таблица 4.3

*Таблица увеличений микроскопов МИМ-7 при визуальном наблюдении*

Объективы	Окуляры			
	7	10	15	20
8,6 ( $F = 23,20; A = 0,17$ )	60	90	130	170
14,4 ( $F = 13,89; A = 0,30$ )	100	140	200	300
24,5 ( $F = 8,16; A = 0,37$ )	170	240	360	500
32,5 ( $F = 6,16; A = 0,65$ )	250	320	500	650

**Металлографический микроскоп МИМ-8.** Микроскоп МИМ-8 имеет аналогичное строение, однако системы подсветки и фотографирования у него расположены горизонтально (рис. 4.8). Оптическая система микроскопа позволяет получать увеличение до 1350 раз при зрительном наблюдении и до 3000 раз при фотографировании.

Таблица 4.4

*Таблица увеличений микроскопов МИМ-8 при визуальном наблюдении*

Характеристика объектива	Окуляры					
	x3	x5	x7	x10	x15	x20
$F = 15,7; A = 0,30$	45	75	105	150	225	300
$F = 8,37; A = 0,65$	90	150	210	300	450	600
$F = 4,30; A = 0,95$	180	300	420	600	900	1200
$F = 2,79; A = 1,30$	270	450	630	900	1350	
$F = 2,77; A = 1,00$	270	450	630	900	—	—

*Примечание.*  $F$  – фокусное расстояние в мм;  $A$  – числовая апертура.

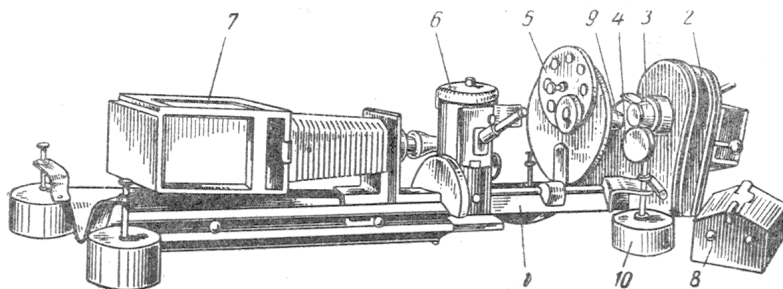


Рис. 4.8. Общий вид микроскопа МИМ-8: 1 – оптическая скамья, на которой смонтированы все основные части микроскопа; 2 – дуговая лампа для фотосъемки; 3 – тепловой фильтр; 4 – откидная линза; 5 – светофильтры; 6 – собственно микроскоп; 7 – фотокамера с принадлежностями; 8 – реостат; 9 – электрическая откидная лампа для визуального просмотра; 10 – пружинные амортизаторы, поглощающие сотрясения

### ***Визуальное наблюдение микроструктуры на микроскопе МИМ-7***

1. Выбрать увеличение микроскопа (объектив и окуляр), пользуясь данными табл. 4.3. Начинать надо с меньших увеличений, переходя к большим.

2. В отверстие визуального тубуса 7 (рис. 4.7) вставить окуляр 8.

3. Вращением макрометрического винта 11 поднять предметный столик 9 и вставить объектив 6 в посадочное отверстие, расположенное в верхней части иллюминаторного тубуса 5. Предметный столик опустить.

4. При помощи винтов 10 установить предметный столик 9 в таком положении, чтобы объектив был в центре отверстия предметного столика.

5. Поместить шлиф полированной и протравленной поверхностью вниз на предметный столик 9 над объективом 6 (шлиф должен быть просушен).

6. Наблюдая в окуляр 8, вращением макрометрического винта 11 произвести грубую наводку на фокус. Закрепить предметный столик в установленном положении зажимным винтом.

7. Наблюдая в окуляр 8, вращением макрометрического винта 12 произвести точную наводку на фокус.

8. Наблюдая в окуляр 8, при помощи винтов 10 передвигать предметный столик 9 и просматривать структуру в разных местах шлифа (водить шлифом по предметному столику нельзя).

### **Измерение микроскопических объектов при помощи окулярных и объективных микрометров**

Величину зерна, глубину азотированного или цементируемого слоя можно определить под микроскопом при помощи объект-микрометра и окуляр-микрометра.

*Объект-микрометр* представляет собой небольшую полированную линейку, на которой нанесен 1 мм, разделенный на 100 частей.

*Окуляр-микрометр* – это обыкновенный окуляр, но в который вставлено круглое стеклышко с нанесенными на нем делениями через 0,1 мм.

Перед тем как начать измерение объекта, надо сначала определить цену деления окуляр-микрометра для данного объектива.

**Определение цены деления окуляр-микрометра.** Окуляр-микрометр ставят на предметный столик микроскопа вместо шлифа. Полученное изображение делений объект-микрометра устанавливается так, чтобы шкала окуляр-микрометра совпала со шкалой объект-микрометра. Пусть, например, при данном объективе 50 делений окуляр-микрометра, видимых в поле зрения микроскопа, покрывают 91 деление шкалы объект-микрометра (рис. 4.9). Это значит, что цена одного деления окуляр-микрометра будет равна  $0,91 : 50 = 0,0182$  мм.

**Измерение микроскопических объектов при помощи окуляр-микрометра.** Для измерения микроскопического объекта необходимо:

- 1) настроить микроскоп на заданный микроскопический объект (например, зерно, включение и т. д.);
- 2) передвигая предметный столик, совместить исследуемый микроскопический объект со шкалой окуляр-микрометра;
- 3) измерить объект, т. е. сосчитать, сколько делений шкалы окуляр-микрометра занимает объект;

4) определить величину измеряемого объекта. Для этого полученное число делений шкалы окуляр-микрометра, которое занимает объект, умножить на цену деления окуляр-микрометра.

*Пример.* Допустим, что объект занимает 10 делений окуляр-микрометра. Это число делений умножают на найденную цену деления окуляр-микрометра. Полученное произведение и есть искомая величина объекта, т. е. в нашем случае величина измеряемого объекта будет равна  $10 \cdot 0,0182 = 0,182$  мм.

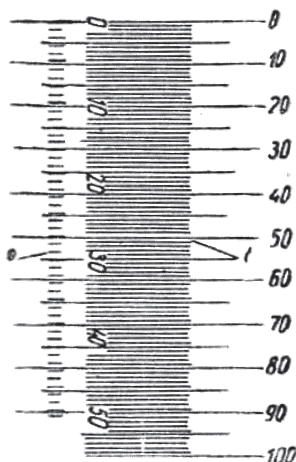


Рис. 4.9. Совмещение в поле зрения микроскопа шкал окуляр-микрометра (а) и объект-микрометра (б)

**Определение увеличения микроскопа при фотографировании.** С помощью объект-микрометра можно также определить увеличение микроскопа при фотографировании. Для этого нужно изображение шкалы объект-микрометра спроецировать на матовое стекло фотокамеры; тогда увеличение микроскопа  $V_m$ , полученное на матовом стекле, можно определить по формуле

$$V_m = \frac{a}{b \cdot 0,01},$$

где  $a$  – увеличение микроскопа, полученное на матовом стекле при данном растяжении фотокамеры; расстояние между определенным



числом делений объект-микрометра на матовом стекле, измеренное с помощью масштабной линейки, в мм;  $b$  – число делений объект-микрометра, соответствующее измеренному расстоянию  $a$ ; 0,01 мм – величина одного деления объект-микрометра.

**Определение размера зерна при помощи окуляр-микрометра.** Метод заключается в следующем. Сначала подсчитывают линейный размер зерна в горизонтальном направлении, пользуясь формулой

$$l_{\text{гор}} = \frac{kc}{M_{\text{гор}}},$$

где  $k$  – число делений окуляр-микрометра;  $c$  – цена делений окуляр-микрометра для данного объекта;  $M$  – число зерен, приходящихся на  $k$  делений окуляр-микрометра.

Определив тем же методом линейный размер зерна в вертикальном направлении  $l_{\text{вер}}$ , находим средний размер зерна  $l_{\text{ср}}$ :

$$l_{\text{ср}} = \frac{l_{\text{гор}} + l_{\text{вер}}}{2}.$$

Зная средний размер зерна, можно определить стандартный балл зерна. Для этого примем, что для равноосных зерен найденный средний линейный размер зерна равен (приблизительно) среднему диаметру зерна  $l_{\text{ср}} \approx d_{\text{ср}}$ . Тогда средняя площадь зерна  $a_{\text{ср}}$ :

$$a_{\text{ср}} = \frac{\pi l_{\text{ср}}^2}{4}.$$

Определив среднюю площадь зерна  $a_{\text{ср}}$  в мкм<sup>2</sup>, *стандартный балл зерна*  $N$  определяют по табл. 4.5, составленной в соответствии с нижеприведенными формулами, положенными в основу составления стандартной шкалы балла зерна:

$$a_{\text{ср}} = 500 \cdot 2^{8-N},$$

$$n = 2^{N-1},$$

где  $a$  – натуральная (истинная) площадь зерна в мкм<sup>2</sup>;  $N$  – стандартный балл зерна;  $n$  – число зерен, приходящихся на площадь 6,25 см<sup>2</sup> при увеличении в 100 крат.

Определение стандартного балла зерна

Балл зерна ( $N$ )	Истинная площадь зерна $a_{cp}$ в $\mu\text{км}^2$			Число зерен на площади $6,25 \text{ см}^2$ при увеличении в 100 крат		
	наименьшая	средняя	наибольшая	наименьшее	среднее	наибольшее
1	40 000	64 000	80 000	0,75	1	1,5
2	20 000	32 000	40 000	1,5	2	3
3	10 000	16 000	20 000	3	4	6
4	5000	8000	10 000	6	8	12
5	2500	4000	5000	12	16	24
6	1200	2000	2500	24	32	48
7	600	1000	1200	48	64	96
8	300	500	600	96	128	192

Приведенный метод определения величины зерна применяется для литых и отожженных металлов, так как он исходит из предположения, что зерна по размерам близки друг к другу (равноосные) и форма их приближается к шару.

Стандартный балл зерна  $N$  приближенно можно также определить путем сравнения микроструктуры при 100-кратном увеличении со стандартными микрофотографиями (см. атлас микроструктур). Шкала стандартных баллов зерна состоит из восьми номеров. Зерна № 1–4 считаются крупными, а свыше № 6 – мелкими.

### Задание

1. Ознакомиться с методикой приготовления и травления микрошлифов, а также с общим устройством металлографических микроскопов и основными правилами пользования ими; с методикой измерения микроскопических объектов при помощи окуляр-микрометра.

2. Приготовить микрошлиф стали.

3. Выбрать травитель для исследуемой стали.

4. Выбрать увеличение и просмотреть на металлографическом микроскопе микроструктуру стали до и после травления. Зарисовать микроструктуру в отчете.

5. Определить величину зерна в заданном образце с помощью окуляр-микрометра.

### **Контрольные вопросы**

1. Что является объектом микроанализа?
2. Что называют микроанализом, микроструктурой, микрошлифом?
3. Каково назначение микроанализа?
4. Какова методика приготовления микрошлифа?
5. Какие способы полировки микрошлифа могут быть использованы?
6. Что используют при механическом полировании поверхности шлифа?
7. Для чего производят травление микрошлифа?
8. Приведите примеры травителей, используемых для выявления микроструктуры стали, чугуна и сплавов цветных металлов.
9. Опишите устройство металлографического микроскопа МИМ-7 (МИМ-8).
10. Как установить требуемое увеличение микроскопа?
11. Дайте определение разрешающей способности микроскопа.
12. Что понимают под действительным и природным (наследственным) зерном стали?
13. Опишите методику измерения микроскопических объектов при помощи окулярных и объективных микрометров.
14. Как определить цену деления окуляр-микрометра?
15. Как провести измерение микроскопических объектов при помощи окуляр-микрометра?
16. Как определить увеличение микроскопа при фотографировании?
17. Как определить размер зерна при помощи окуляр-микрометра?

# **Лабораторная работа 5**

## **СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ**

### **Цель работы**

Изучить процессы структурообразования в углеродистых сталях в равновесном состоянии.

### **Приборы, материалы и инструменты**

1. Металлографический микроскоп.
2. Набор микрошлифов технического железа и углеродистых сталей с различным количеством углерода.
3. Шлифовальная бумага № 60–240, толстое стекло, полировальный станок и паста.
4. Реактивы для травления сталей, спирт, фильтровальная бумага.

### **Краткие теоретические сведения**

Под равновесным состоянием железо-углеродистого сплава при комнатной температуре понимают состояние, при котором все фазовые превращения в сплаве полностью завершились и структура сплава соответствует диаграмме железо – углерод (рис. 5.1). Такое состояние наступает только при очень медленном охлаждении стали из аустенитной области, т. е. в процессе полного отжига.

Структура сплава в равновесном состоянии зависит от массовой доли углерода. Сплавы с содержанием до 0,02 % С называются техническим железом или АРМКО-железом, от 0,02 до 0,8 % С – доэвтектоидными сталями. Сплав с содержанием 0,8 % С называется эвтектоидной сталью; сплавы с содержанием от 0,8 до 2,14 % С – заэвтектоидными сталями.

Рассмотрим процессы структурообразования на примере сплавов 1–5 (рис. 5.1). В результате первичной кристаллизации, независимо от содержания углерода, формируется однородная

структура *аустенит* (А). При дальнейшем охлаждении сплавов (ниже линий GS и SE) (рис. 5.1) происходят процессы перекристаллизации.

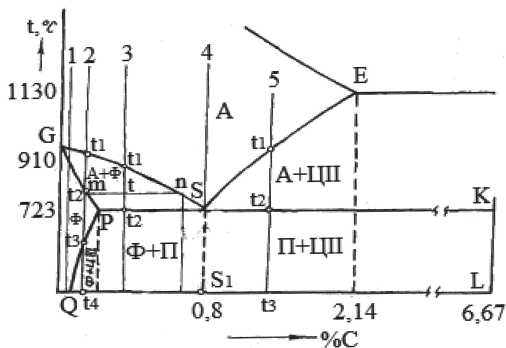


Рис. 5.1. Нижняя левая часть диаграммы железо – углерод

Микроструктура *технического железа* (рис. 5.1, сплавы 1 и 2). Ниже линии GS начинается процесс полиморфного превращения аустенита в феррит. В процессе полиморфного превращения содержание углерода в аустените изменяется по линии GS, а в феррите – по линии GP. При температурах, соответствующих линии GP, полиморфное превращение заканчивается, и структура сплавов 1 и 2 состоит из зерен феррита. Растворимость углерода в  $\alpha$ -Fe зависит от температуры и изменяется согласно линии PQ (рис. 5.1). С понижением температуры растворимость углерода уменьшается от 0,02 % C (при 727 °C) до 0,006 % C (при 20 °C).

Сплавы железа с содержанием углерода менее 0,006 % (рис. 5.1, сплав 1) имеют однофазную структуру феррита (Ф) (рис. 5.2, а). При глубоком травлении микрошлифа раствором персульфата аммония зерна феррита получают вследствие анизотропии различных оттенков – от светлых до темных (рис. 5.2, б).

В сплавах с содержанием углерода от 0,006 % до 0,02 % C (рис. 5.1, сплав 2) в связи с понижением растворимости углерода в  $\alpha$ -Fe, при понижении температуры из феррита по границам зерен феррита выделяется третичный цементит (ЦIII) (рис. 5.3).

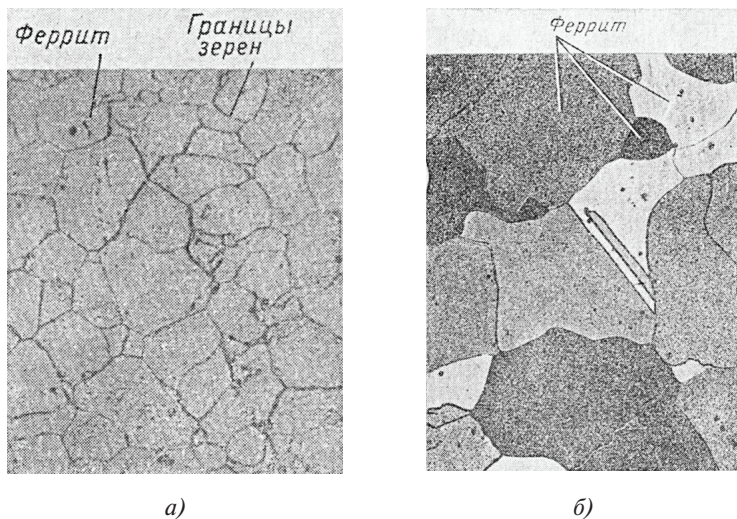


Рис. 5.2. Микроструктура феррита после травления:  
*a* – 4-процентным спиртовым раствором азотной кислоты (x200);  
*б* – раствором персульфата аммония (x150)



Рис. 5.3. Микроструктура сплава с 0,015 % С (феррит + третичный цементит) после травления 4-процентным спиртовым раствором азотной кислоты (x200)

Объемная доля третичного цементита вычисляется по формуле

$$Q = \frac{Qt_4}{QL} \cdot 100 \%$$

Микроструктура *доэвтектоидной стали* (от 0,02 до 0,8 % С) (рис. 5.1, сплав 3). Ниже линии GS начинается полиморфное превращение аустенита в феррит. При этом содержание углерода в аустените изменяется по линии GS, то есть при температуре сплава  $t$  содержание углерода в феррите и в аустените определяется соответственно точками  $m$  и  $n$ , а объемная доля феррита и аустенита вычисляется по формулам

$$Q_{\Phi} = \frac{tn}{mn} \cdot 100 \%, \quad Q_A = \frac{mt}{mn} \cdot 100 \%$$

При охлаждении до температуры 727 °С (линия PSK) объемная доля выделившегося феррита состава точки P определяется по формуле

$$Q_{\Phi} = \frac{t_2S}{PS} \cdot 100 \%,$$

а объемная доля оставшегося аустенита по формуле

$$Q_A = \frac{Pt_2}{PS} \cdot 100 \%$$

Аустенит имеет эвтектоидный состав, соответствующий точке S. При температуре 727 °С аустенит превращается в перлит. Если пренебречь массовой долей углерода, содержащегося в феррите, ввиду его малости по сравнению с содержанием в перлите, то содержание углерода в доэвтектоидной стали приблизительно можно определить по формуле

$$\% C = \frac{0,8 \cdot \Pi}{100}, \quad (5.1)$$

где  $\Pi$ , % – площадь, занимаемая перлитом в структуре стали.

Например, 30 % площади шлифа занято ферритом, 70 % – перлитом. Тогда содержание углерода в стали будет равно 0,56 %.

При большом увеличении (x1200) травленного шлифа отчетливо видно пластинчатое строение перлита (рис. 5.4, а). При меньших увеличениях феррит выявляется в виде светлых полей, а перлит – в виде темных полей (рис. 5.4, б, в). Количество перлита и феррита

в доэвтектоидной стали зависит от содержания углерода. С увеличением содержания углерода количество феррита уменьшается, а количество перлита увеличивается.

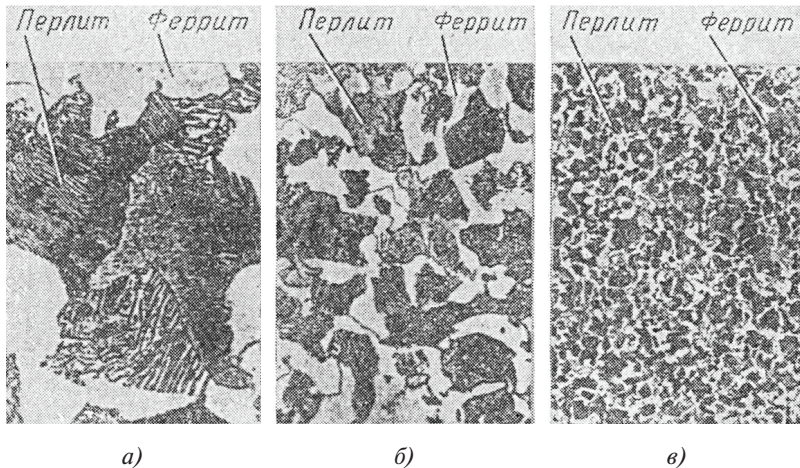


Рис. 5.4. Микроструктура доэвтектоидной стали с 0,5 % С (феррит + перлит) после травления 4-процентным спиртовым раствором азотной кислоты: а –  $\times 1200$ ; б –  $\times 600$ ; в –  $\times 150$

Микроструктура *эвтектоидной стали* (0,8 % С) (рис. 5.1, сплав 4). Из диаграммы Fe – С видно, что при температурах выше точки S сплав состоит из аустенита, а ниже точки S – из феррита состава точки P и цементита состава точки K. Это значит, что при температуре 727 °С (точка S) происходит распад аустенита по реакции  $A_S \rightarrow \Phi_P + \Pi_K$ . Образующаяся смесь феррита и цементита, как уже отмечалось, называется перлитом, а превращение аустенита в перлит называется эвтектоидным или перлитным превращением. После окончания перлитного превращения сплав будет охлаждаться далее; содержание углерода в пластинках феррита будет уменьшаться согласно линии PQ. При температуре 20 °С перлит будет состоять из пластинок феррита с содержанием углерода 0,006 % (точка Q) и пластинок цементита с содержанием углерода 6,67 % (точка L). На травленном шлифе (рис. 5.5, а) феррит выглядит светлым, а выступающие пластины цементита – темными из-за образующихся теней.



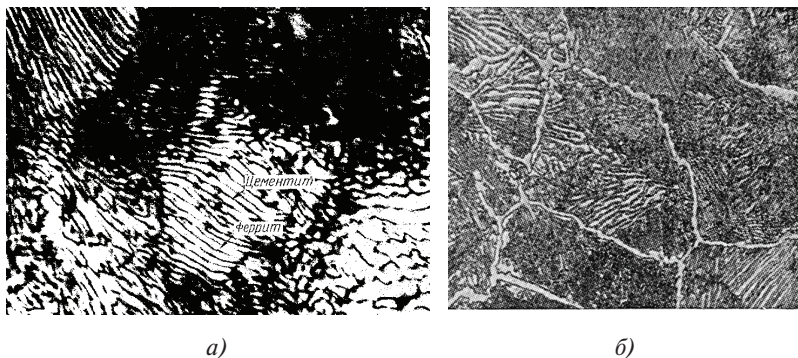


Рис. 5.5. Микроструктура эвтектоидной стали с 0,8 % С (перлит) (а) и заэвтектоидной стали с 1,2 % С (перлит + цементит вторичный) (б) после травления 4-процентным спиртовым раствором азотной кислоты: а –  $\times 2000$ ; б –  $\times 450$

Микроструктура *заэвтектоидной стали* (от 0,8 до 2,14 % С) (рис. 5.1, сплав 5). Ниже температуры  $t_1$  предельная растворимость углерода в аустените уменьшается согласно линии SE; лишний углерод из внутренних областей зерен аустенита диффундирует на поверхность зерен и образует по границам зерен аустенита сетку цементита вторичного. Когда сплав охладится до температуры эвтектоидного превращения (линия PSK), зерна аустенита будут иметь эвтектоидный состав точки S и превратятся в перлит. Таким образом, микроструктура заэвтектоидной стали состоит из перлита и вторичного цементита. Вторичный цементит выделяется в виде сетки по границам зерен (рис. 5.5, б). Количество выделившегося вторичного цементита определяется по формуле

$$Q_{\text{ц}} = \frac{St_2}{SK} \cdot 100 \%$$

Очевидно, что с увеличением содержания углерода в сплаве возрастает количество образовавшегося вторичного цементита.

### Задание

1. Изучить структуру технического железа и углеродистых сталей, содержащих различное количество углерода.

2. Определить массовую долю углерода в доэвтектоидной стали по относительной площади на шлифе, занимаемой перлитом (см. формулу 5.1).

### **Контрольные вопросы**

1. Как подразделяются Fe – C сплавы в зависимости от содержания углерода?
2. Какие фазы и структуры образуются в сталях в зависимости от содержания углерода? Охарактеризуйте их.
3. Какую микроструктуру имеют техническое железо, доэвтектоидная, эвтектоидная и заэвтектоидная стали в равновесном состоянии?
4. Объясните причину выделения вторичного цементита из аустенита при охлаждении заэвтектоидных сплавов.
5. Как металлографически определить массовую долю углерода в сплаве?

# Лабораторная работа 6

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА СТАЛИ

### Цель работы

Научиться выявлять действительное и природное (наследственное) зерно стали и определять величину зерна под микроскопом.

### Приборы, материалы и инструменты

1. Образцы мало-, средне- и высокоуглеродистой стали.
2. Цементационный ящик.
3. Карбюризатор.
4. Муфельная печь.
5. Наждачное точило; шлифовальная бумага № 60–240.
6. Полировальный станок, полировальная жидкость.
7. Четырехпроцентный раствор азотной кислоты в спирте, раствор пикрата натрия, спирт.
8. Металлографический микроскоп МИМ-6.
9. Пятнадцатипроцентный раствор соляной кислоты в спирте.
10. Окуляр-микрометр.

### Краткие теоретические сведения

Зерно стали разделяют на действительное и природное (наследственное) аустенитное.

*Действительным* называют зерно, которое получается в стали после различной обработки (термической, горячей, механической и др.).

*Под природным* (наследственным) зерном подразумевают склонность аустенитного зерна к росту при повышении температуры (рис. 6.1). О склонности аустенитного зерна к росту можно судить по размеру зерна аустенита, которое получается в стали при нагревании ее до температуры, значительно превышающей критическую точку  $A_{c1}$ . В зависимости от величины зерна аустенита, образующегося при нагревании, стали разделяются на наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые.

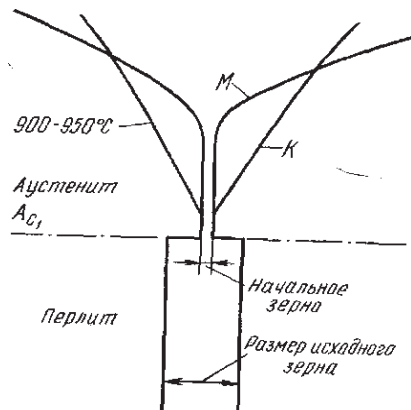


Рис. 6.1. Схема роста зерна в наследственно крупнозернистой (К) и мелкозернистой (М) стали

В наследственно мелкозернистой стали при нагреве до высоких температур (1000–1050 °С) зерно растет незначительно, однако при более высоком нагреве наступает бурный рост зерна. В наследственно крупнозернистой стали, наоборот, сильный рост зерна наблюдается даже при незначительном перегреве выше  $A_{c1}$  (рис. 6.1).

### Подготовка образцов для определения величины действительного зерна

Целесообразно использовать цилиндрические образцы диаметром 10–20 мм и высотой 0,7–0,8 мм или прямоугольные с площадью основания 12×12 мм и высотой 10 мм. Образцы не должны подвергаться дополнительному нагреву. Для исследования из образца обычным методом (шлифование, полирование, травление) изготавливают микрошлиф.

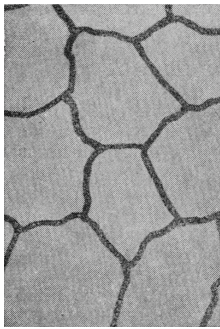
### Определение величины зерна под микроскопом

Определение величины зерна под микроскопом производится следующими методами:

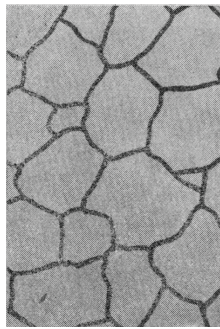
- а) путем сравнения видимых на микрошлифе зерен с эталонными изображениями, предусмотренными стандартной восьмибальной шкалой размеров зерен (рис. 6.2);

б) при помощи окуляр-микрометра;

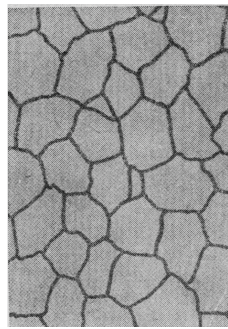
в) методом подсчета пересечений границ зерен (методом секущей).



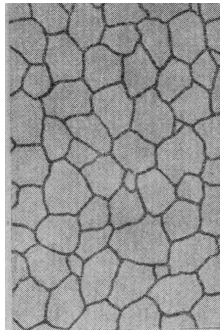
Зерно № 1



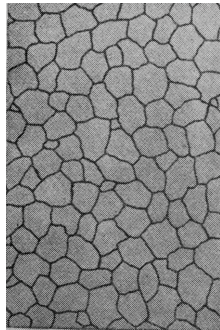
Зерно № 2



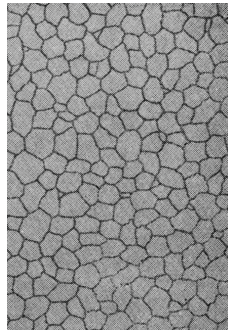
Зерно № 3



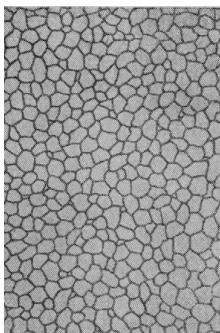
Зерно № 4



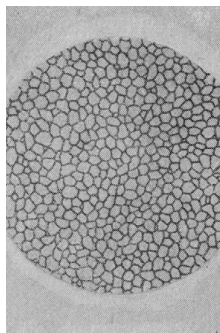
Зерно № 5



Зерно № 6



Зерно № 7



Зерно № 8

Рис. 6.2. Стандартная шкала для оценки величины зерна (x100)

### *Методика определения величины зерна путем сравнения*

1. Микрошлиф рассматривают в микроскоп при увеличении  $\times 100$ .
2. Сравнивают полученное зерно со стандартной шкалой для оценки величины зерна (рис. 6.2) и определяют размер (номер) зерна. Зерна до № 5 считаются крупными, а зерна большего номера – мелкими.
3. При наличии одновременно зерен двух номеров величину зерна обозначают двумя номерами, указывая (ориентировочно), какую площадь (в процентах) занимают те и другие зерна, например, № 3 – 25 %, № 6 – 75 % (рис. 6.3). Если один из размеров зерен занимает площадь менее 10 %, то такие зерна во внимание не принимают и величину зерна обозначают одним номером.

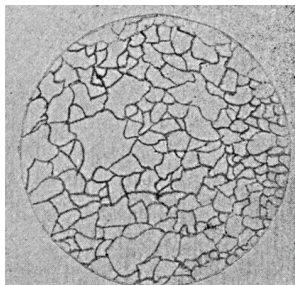


Рис. 6.3. Микроструктура стали со смешанным зерном № 3–6

### *Методика определения величины зерна при помощи окуляр-микрометра*

1. Определяют цену деления шкалы окуляр-микрометра.

С этой целью:

- вместо окуляра вставить в металлографический микроскоп окуляр-микрометр, а на предметный столик поместить объектив-микрометр;
- вращением окуляра совместить шкалы окуляр-микрометра и объектив-микрометра;
- подсчитать, в какое число делений окуляр-микрометра укладывается шкала объектив-микрометра или определенное количество его делений;
- определить цену деления шкалы окуляр-микрометра  $\Pi_{ок}$  по формуле

$$\Pi_{\text{ок}} = \frac{\Pi_{\text{об}} \cdot A_{\text{об}}}{A_{\text{ок}}} \text{ мм},$$

где  $\Pi_{\text{об}}$  – цена деления шкалы объектив-микрометра, равная 0,01 мм;  $A_{\text{об}}$  – число совмещенных делений объектив-микрометра;  $A_{\text{ок}}$  – число совмещенных делений окуляр-микрометра.

2. Рассматривая микрошлиф в микроскоп, подсчитывают, сколько зерен приходится на определенное число делений окуляр-микрометра (шкалу окуляр-микрометра располагают при этом горизонтально).

3. Подсчитывают размер зерна в горизонтальном направлении  $L_{\Gamma}$ :

$$L_{\Gamma} = \frac{A_{\text{ок}} \cdot \Pi_{\text{ок}}}{K},$$

где  $A_{\text{ок}}$  – число делений окуляр-микрометра;  $\Pi_{\text{ок}}$  – цена деления окуляр-микрометра;  $K$  – количество зерен, приходящихся на число делений окуляр-микрометра  $A_{\text{ок}}$ .

4. Вращением окуляра перемещают шкалу в вертикальное положение и подсчитывают, сколько зерен приходится на определенное число делений окуляр-микрометра.

5. Подсчитывают размер зерна в вертикальном положении  $L_{\text{в}}$ :

$$L_{\text{в}} = \frac{A_{\text{ок}} \cdot \Pi_{\text{ок}}}{K}.$$

6. Определяют средний размер зерна  $L_{\text{ср}}$ :

$$L_{\text{ср}} = \frac{L_{\Gamma} + L_{\text{в}}}{2}.$$

7. Определяют площадь зерна  $F$ , считая, что полученный средний размер зерна равен среднему диаметру зерна:

$$F = \frac{\pi L_{\text{ср}}^2}{4} \text{ мкм}^2.$$

8. По полученной площади в мкм<sup>2</sup> определяют номер зерна, пользуясь для этого данными, представленными в табл. 6.1.

Таблица 6.1

*Геометрические параметры зерен различных номеров*

Но- мер зерна	Средняя пло- щадь зерна в мкм <sup>2</sup>	Число зерен на площади 1 мм <sup>2</sup>	Число зерен в 1 мм <sup>3</sup>	Среднее число зерен, видимых под микроско- пом при увеличении $\times 100$ на площади 10 см <sup>2</sup>
1	64 000	16	45	1,5
2	32 000	32	128	3,0
3	16 000	64	360	6,0
4	8000	128	1020	12,0
5	4000	256	2900	24,0
6	2000	512	8200	48,0
7	1000	1024	23 000	96,0
8	500	2048	65 000	192,0

**Определение величины зерна  
путем подсчета пересечений границ зерен**

Метод состоит в подсчете зерен, пересеченных отрезком прямой, и определении среднего условного диаметра в случае равноосных зерен или количества зерен в 1 мм<sup>3</sup> в случае неравноосных зерен.

*Методика определения величины зерна*

1. Подсчет пересечений зерен проводят на матовом стекле микроскопа или микрофотографиях, на которых проводят несколько отрезков произвольной длины (например, 80 или 100 мм при увеличении  $\times 100$ , что соответствует длине 0,8 или 1 мм на шлифе).

2. Длину отрезков выбирают с таким расчетом, чтобы каждый из них пересекал не менее 10 зерен. При этом увеличение подбирают так, чтобы на исследуемой поверхности было не менее 50 зерен.

3. Подсчитывают точки пересечений отрезков прямых линий с границами зерен. Зерна на концах прямой, не пересеченные ею целиком, принимают за одно зерно.

4. Определяют суммарную длину отрезков  $L$ , выраженную в миллиметрах, и суммарное число пересеченных зерен  $N$ .

5. Измерения проводят не менее чем в пяти характерных местах шлифа. Допускаемые расхождения результатов пяти определений при подсчете пересечений должны быть не более 50 %.



6. Подсчет количества пересечений равноосных зерен проводят на двух взаимно перпендикулярных отрезках прямых, проведенных в каждом из пяти мест шлифа (табл. 6.2).

Таблица 6.2

*Пример расчета среднего условного диаметра равноосного зерна*

Количество полей зрения	Общая длина отрезков при $l = 0,6$ мм	Число пересечений в каждом поле зрения на двух прямых					Общее число пересечений	Средний условный диаметр $d_L$ , мм	Номер зерна по баллу
		1	2	3	4	5			
5	$5 \cdot 2 \cdot 0,6 = 6,0$	35	37	39	37	41	188	$6,0/188 = 0,0319$	7

7. Средний условный диаметр зерна ( $d_L$ ), мм вычисляют по формуле

$$d_L = \frac{L}{N},$$

где  $L$  – суммарная длина отрезков, мм;  $N$  – общее число зерен, пересеченных отрезками длиной  $L$ .

8. Число неравноосных зерен в  $1 \text{ мм}^3$  шлифа определяют на шлифах, изготовленных вдоль и поперек главной оси симметрии. В этом случае отрезки прямых проводят параллельно осям симметрии (рис. 6.4).

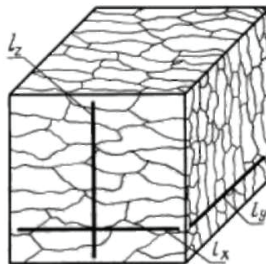


Рис. 6.4. Схема проведения прямых линий по трем направлениям на двух шлифах

9. Среднее число неравноосных зерен ( $N_l$ ) в  $1 \text{ мм}^3$  объема шлифа вычисляют по формуле

$$N_l = 0,7 \cdot N_x N_y N_z,$$

где 0,7 – коэффициент, учитывающий неравноосность зерен;  $N_x$  – количество пересечений границ зерен на 1 мм длины в продольном направлении (вдоль оси вытянутых зерен);  $N_y$  – количество пересечений границ зерен на 1 мм длины в поперечном направлении;  $N_z$  – количество пересечений границ зерен на 1 мм длины в перпендикулярном направлении.

Запись результатов подсчета числа пересечений зерен в пяти наиболее характерных участках шлифа при увеличении  $\times 100$  приведена в табл. 6.3. Длина линий составляет 50 мм, что соответствует длине на шлифе 0,5 мм.

Если подсчет ведется при увеличении, отличающемся от  $\times 100$ , то длину отрезка делят на применяемое увеличение; остальной расчет ведется, как при увеличении  $\times 100$ .

Таблица 6.3

*Пример расчета количества зерен в  $1 \text{ мм}^3$*

Номер поля зрения	Число пересечений границ на 1 мм			Количество зерен в $1 \text{ мм}^3$ , $N_l$	Номер зерна
	$N_x$	$N_y$	$N_z$		
1	16	30	24	8064	—
2	14	28	22	6036,8	—
3	16	30	22	7392	—
4	14	26	20	5096	—
5	16	32	24	8601,6	—
Среднее из 5	15,2	29,2	22,4	6959,41	5

### **Подготовка образцов для определения величины природного (наследственного) зерна**

Для определения величины аустенитного зерна, необходимого для оценки природной наследственности зерна, используют образцы тех же размеров, что и для определения величины действительного

зерна. Для выявления аустенитного зерна применяются следующие методы обработки образцов: цементация, окисление, нагревание.

### ***Выявление аустенитного зерна методом цементации***

Этот метод применяется для выявления зерна аустенита в доэвтектоидных, главным образом малоуглеродистых цементуемых сталях марок: сталь 10, 15, 20. Зерно по этому методу выявляется по карбидной сетке в заэвтектоидной зоне образца.

#### ***Методика выявления зерна***

1. Очищенные от окалины образцы помещают в цементационный ящик и засыпают карбюризатором. Расстояние между образцами должно быть не менее 20 мм. Карбюризатор применяют энергично действующий, например, состава: 40 %  $\text{BaCO}_3$  + 60 % березового угля или 30 %  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  + 70 % березового угля.

2. Ящик закрывают крышкой и обмазывают огнеупорной глиной.

3. Ящик с упакованными в нем в карбюризаторе образцами помещают в печь, нагретую до  $930 \pm 10$  °С.

4. После полного прогрева ящика его выдерживают при 930 °С в течение 8 часов.

5. Ящик с образцами охлаждают вместе с печью до 600 °С со скоростью не более 100 град/ч для углеродистой стали и не более 50 град/ч для легированной стали.

6. После охлаждения до 600 °С ящик распаковывают, образцы из ящика вынимают и охлаждают на воздухе.

7. Приготавливают микрошлиф. При зачистке образцов необходимо снять поверхностный слой на глубину не менее 2 мм.

Травление образцов производят 4-процентным раствором азотной кислоты в спирте для получения светлой карбидной сетки на темном фоне или кипящим раствором пикрата натрия для получения темной карбидной сетки на светлом фоне.

### ***Выявление аустенитного зерна методом окисления***

Этот метод применяется для выявления зерна аустенита в средне- и высокоуглеродистых сталях. Зерно по этому методу выявляется по сетке окислов.

### *Методика выявления зерна*

1. Образцы шлифуют с обоих торцов на наждачной бумаге до № 240.  
2. Образцы помещают в печь, нагретую до 930 °С, располагая их на полу печи цилиндрической поверхностью (но не ставят на торец) с целью равномерного окисления обоих торцов.

3. Образцы выдерживают при 930 °С в течение 3 часов (время выдержки регламентирует ГОСТ 5639-51). При проведении лабораторной работы время выдержки может быть сокращено до 30–60 мин. В процессе выдержки при 930 °С происходит окисление поверхности образцов, причем окисление неравномерное, более глубокое по границам зерен аустенита.

4. После выдержки образцы охлаждают в воде.

5. Приготавливают микрошлиф. Шлифовать необходимо до удаления окислов с торцевой поверхности образца, но сетка окислов, окаймляющих бывшие зерна аустенита, должна остаться. Поэтому шлифовать нужно осторожно и в процессе шлифования периодически просматривать микрошлиф под микроскопом. После шлифования образцы полируют и для лучшего выявления сетки окислов травят 15-процентным раствором соляной кислоты в спирте в течение 2–10 мин. Если микрошлиф получился неудовлетворительным, используется второй торец, на котором также приготавливается микрошлиф.

### ***Выявление аустенитного зерна методом нагревания образцов до 930 °С***

Этот метод применяется для выявления зерна аустенита в доэвтектоидной среднеуглеродистой стали (0,3–0,6 % С) и в заэвтектоидной стали. Зерно по этому методу выявляется по сетке феррита в доэвтектоидной стали и по карбидной сетке в заэвтектоидной стали.

### *Методика выявления зерна*

1. Образцы помещают в печь, нагретую до 930 °С, и выдерживают при этой температуре 30–60 мин.

2. Образцы из доэвтектоидной стали охлаждают на воздухе; образцы из заэвтектоидной стали охлаждают вместе с печью от 930 °С до 600 °С со скоростью 80–100 град/ч, а далее – на воздухе.

3. Приготавливают микрошлиф. Травление образцов доэвтектоидной и заэвтектоидной стали производят 4-процентным раствором азотной кислоты в спирте для получения светлой ферритной сетки на темном фоне в доэвтектоидной стали и светлой карбидной сетки на темном фоне в заэвтектоидной стали. При травлении образцов заэвтектоидной стали кипящим раствором пикрата натрия получается темная карбидная сетка на светлом фоне.

### **Задание**

1. Выявить действительное зерно стали.
2. Выявить природное (наследственное) аустенитное зерно в малоуглеродистой стали методом цементации; в средне- и высокоуглеродистых сталях методом окисления; в среднеуглеродистой стали методом нагревания.
3. Определить величину зерна под микроскопом путем сравнения при помощи окуляр-микрометра или путем подсчета пересечений границ зерен.
4. Составить отчет о работе.

### **Контрольные вопросы**

1. Что понимают под действительным и природным (наследственным) зерном?
2. Какие методы существуют для выявления аустенитного зерна в малоуглеродистых, среднеуглеродистых и высокоуглеродистых сталях?
3. Какие методы существуют для определения величины зерна стали?
4. Для чего определяют природное (наследственное) зерно стали?

# Лабораторная работа 7

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ КРИТИЧЕСКИХ ТОЧЕК СТАЛИ 40 МЕТОДОМ ПРОБНОЙ ЗАКАЛКИ

### Цель работы

Освоить методику определения критических точек стали методом пробной закалки.

### Приборы, материалы и инструменты

1. Муфельная печь, клещи.
2. Закалочные ванны с водой и маслом.
3. Твердомер Роквелла.
4. Образцы углеродистой стали 40.

### Краткие теоретические сведения

Критические точки, т. е. температуры фазовых превращений в сплаве, можно определить по результатам термического анализа: по перегибам и остановкам (горизонтальным площадкам) на кривых охлаждения.

В системе железо – углерод критические точки впервые определил и описал в 1868 г. русский металлург Д.К. Чернов.

На диаграмме железо – углерод для сталей нижним критическим точкам  $A_1$  (или  $A_{c1}$  – при нагреве) соответствует линия PSK – превращение перлита в аустенит, а верхним критическим точкам  $A_3$  (или  $A_{c3}$  – при нагреве) соответствует линия GS – завершение растворения феррита в аустените в доэвтектоидных сталях и линия SE ( $A_{cm}$ ) – завершение растворения цементита в аустените при нагреве заэвтектоидных сталей (рис. 7.1).

Для определения критических точек в настоящее время применяют различные методы: пробных закалок, dilatометрический, дифференциальный, термический, измерения электросопротивления, из которых метод пробных закалок является наиболее простым.

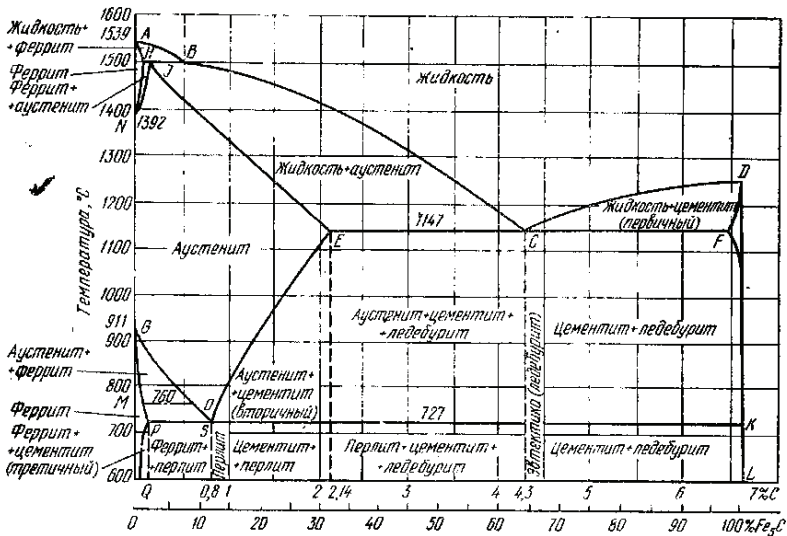


Рис. 7.1. Диаграмма состояния Fe – C

Рассмотрим сущность этого метода на примере пробных за-  
калок образцов из стали 40. Из стали 40 изготавливают образцы  
диаметром 15–20 мм и высотой 15–20 мм. Образцы нагревают  
до различных температур, охлаждают в воде или масле и измеря-  
ют твердость.

Если температура нагрева образцов из стали 40 была ниже  $A_{c1}$ ,  
то твердость их после охлаждения не повысится, так как не прои-  
зойдет структурных изменений, структура так и останется феррит  
+ перлит.

При нагреве образцов выше  $A_{c1}$  структура будет состоять из  
феррита и аустенита. В результате быстрого охлаждения аустенит  
превратится в мартенсит и структура стали будет феррит + мар-  
тенсит. Образование мартенсита повышает твердость. Нагрев до  
более высоких температур вызывает увеличение твердости, так  
как с повышением температуры возрастает количество аустенита  
и уменьшается количество феррита, а после быстрого охлажде-  
ния увеличивается соответственно количество мартенсита. По-  
вышение твердости будет продолжаться до тех пор, пока сталь

не нагреют до температуры выше  $A_{c3}$ . При таком нагреве получают структуру аустенит, а в результате быстрого охлаждения – мартенсит.

Дальнейшее повышение температуры под закалку не изменит структуру стали и ее твердость в закаленном состоянии.

По результатам измерения твердости строят график зависимости «температура – твердость стали» (рис. 7.2). По точкам перегиба на построенной кривой определяют критические температуры  $A_1$  и  $A_3$  стали 40.

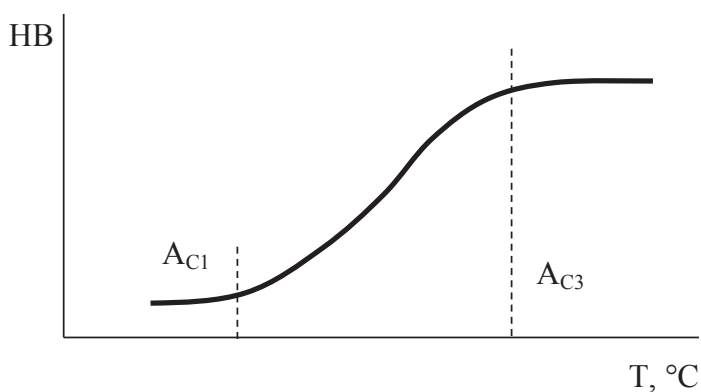


Рис. 7.2. Зависимость твердости от температуры закалки стали 40

Поскольку твердость стали после нагрева до различных температур и закалки может отличаться очень сильно, в данном случае для определения твердости используют различные методы (шкалы). Для перевода значений твердости используют табл. 7.1.



Таблица 7.1

Таблица значений твердости, определяемой различными методами

Твердость НВ		Твердость HR			Твердость НВ		Твердость HR		
диаметр отпечатка, мм	число твердости	шкалы			диаметр отпечатка, мм	число твердости	шкалы		
		С	А	В			С	А	В
2,05	898				4,05	223	20	61	96
2,10	857				4,10	217	18	60	96
2,15	817				4,15	212	17	60	95
2,20	780	76	84		4,20	207	16	59	94
2,25	745	68	82		4,25	202	15	59	93
2,30	712	66	81		4,30	197	13	58	92
2,35	682	64	80		4,35	192	12	58	91
2,40	653	62	79		4,40	187	10	57	90
2,45	627	60	78		4,45	183	9	57	89
2,50	601	58	78		4,50	179	8	56	88
2,55	578	57	77		4,55	174	7	56	87
2,60	555	55	76	120	4,60	170	6	55	86
2,65	534	53	76	119	4,65	166	5	55	85
2,70	514	52	75	119	4,70	163	3	54	84
2,75	495	50	74	117	4,75	159	2	53	83
2,80	477	49	74	117	4,80	156	1	53	82
2,85	461	47	73	116	4,85	153	0	52	81
2,90	444	46	73	115	4,90	149			80
2,95	429	45	72	115	4,95	146			79
3,00	415	44	72	114	5,00	143			78
3,05	401	42	71	113	5,05	140			77
3,10	398	41	71	112	5,10	137			76
3,15	375	40	70	112	5,15	134			74
3,20	363	38	69	110	5,20	131			73
3,25	352	37	69	110	5,25	128			72
3,30	341	36	68	109	5,30	126			71
3,35	331	35	67	109	5,35	124			70
3,40	321	34	67	108	5,40	121			69
3,45	311	33	67	108	5,45	118			68
3,50	302	32	66	107	5,50	116			67
3,55	293	31	66	106	5,55	114			66
3,60	285	30	65	105	5,60	112			65
3,65	277	29	65	104	5,65	109			64
3,70	269	28	64	103	5,70	107			62
3,75	262	26	63	102	5,75	105			61
3,80	255	25	63	102	5,80	103			60
3,85	248	24	62	100	5,85	101			59
3,90	241	23	62	99	5,90	99			58
3,95	235	22	62	98	5,95	97			57
4,00	229	21	61	97	6,00	95			56

## Задание

Определить критические точки  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$  для стали 40 методом пробной закалки.

### Порядок выполнения работы

1. Образцы из стали 40 нагреть до следующих температур: 650, 700, 720, 740, 760, 780, 800, 820, 840 °С.
2. После выдержки в печи в течение 10–15 мин при данной температуре образцы закалить в воде.
3. После охлаждения в воде с торцовых поверхностей образцов удалить окалину наждачным кругом.
4. Твердость образцов, нагревавшихся до 720 °С, измерить на твердомере Бринелля или на твердомере Роквелла по шкале В, а твердость остальных образцов – на твердомере Роквелла по шкале С.
5. Перевести показания твердости в единую шкалу (например, HRВ или HRC), пользуясь табл. 7.1.
6. Результаты исследования записать в табл. 7.2.
7. Построить график изменения твердости стали 40 в зависимости от температуры нагрева.
8. По кривой температура – твердость стали определить критические точки  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$  для стали 40.

Таблица 7.2

### Протокол испытаний

Температура нагрева, °С	650	700	700	740	760	780	800	820	840
Твердость стали, HRB									

### Контрольные вопросы

1. Что называется критической точкой на диаграммах состояния сплавов?
2. Укажите на диаграмме состояния железо – углерод линию, соответствующую критическим точкам  $A_1$ .

3. Укажите на диаграмме состояния железо – углерод линию, соответствующую критическим точкам  $A_3$ .
4. Как изменяется критическая точка  $A_3$  с увеличением массовой доли углерода в стали?
5. Какие методы в настоящее время применяют для определения критических точек?
6. Опишите метод пробной закалки для определения критических точек. Его преимущества перед другими методами?
7. Объясните причину изменения твердости после закалки стали 40 от разных температур.

# **Лабораторная работа 8 СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ: ОТЖИГ, НОРМАЛИЗАЦИЯ, ЗАКАЛКА**

## **Цель работы**

Изучить влияние легирующих элементов на режимы термической обработки сталей, формирование структуры и механические свойства после отжига, нормализации и закалки.

## **Приборы, материалы и инструменты**

1. Муфельная печь, клещи.
2. Закалочные ванны с водой и маслом.
3. Твердомеры Роквелла и Бринелля.
4. Образцы цилиндрической формы диаметром 15–20 мм и высотой 12–15 мм из легированных сталей: 40X, 12X18H9T, 30X13, P6M5.

## **Краткие теоретические сведения**

Стали, в которые для получения требуемых свойств специально вводят легирующие элементы, называют легированными сталями.

Как и для углеродистых сталей, основными параметрами режимов термической обработки легированных сталей являются: скорость нагрева, температура нагрева, время выдержки, скорость охлаждения.

Легирующие элементы и их концентрация могут вносить существенные изменения в количественные показатели этих параметров при термообработке легированных сталей.

Теплопроводность легированных сталей ниже, чем углеродистых, и уменьшается с увеличением содержания в ней легирующих элементов, особенно карбидообразующих. Снижение теплопроводности приводит к увеличению разности температур наружных слоев и внутренних объемов стальных деталей, особенно при высо-

ких скоростях нагрева, что может привести к образованию трещин. Поэтому при термообработке деталей из легированных сталей следует учитывать их размеры и форму, способ нагрева, а в случае высоколегированных сталей нагрев следует проводить более медленно, чем для углеродистых или низколегированных сталей, стремясь к уменьшению разницы температуры на поверхности и в объеме детали. Для этого применяют одно- или многоступенчатый нагрев стали. На последней ступени нагревают до температуры, несколько превышающей критическую  $A_{c3}$ , чтобы уменьшить температурные напряжения в момент структурного превращения. Затем нагрев осуществляется до требуемой температуры быстро.

Назначение температуры нагрева легированных сталей при термообработках, так же, как и углеродистых, зависит от критических температур  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ , которые изменяются не только от содержания углерода в стали, но и от содержания легирующих элементов. Например, легирующие элементы Cr, Mo, V и др. повышают критические точки  $A_{c1}$  и  $A_{c3}$ , а Ni и Mn понижают эти критические точки. Следует иметь в виду, что практически все легирующие элементы (за исключением Mn) и особенно Mo, Ti и V уменьшают скорость роста зерна аустенита при нагреве и измельчают зерно в стали.

Время выдержки легированных сталей в большинстве случаев превышает время выдержки углеродистых, поскольку диффузионная подвижность легирующих элементов в стали мала и их равномерное распределение в объеме изделия требует большого времени и определяет в значительной степени свойства изделия после термообработки.

Кроме того, при назначении времени выдержки следует учитывать, в какой среде происходит нагрев, каковы условия теплопередачи на границе среда – деталь. При воздушной атмосфере печи выдержка длительная, нагрев – медленный. В жидких средах нагрев осуществляется значительно быстрее, чем на воздухе, а выдержка назначается короче.

Скорость охлаждения стали при термообработке зависит от вида термообработки, структурного класса, химического состава стали

и механических свойств, которые в результате этой термообработки требуется получить.

Основное влияние на структуру и свойства сталей оказывают легирующие элементы, образующие твердые растворы с железом, или сложные и специальные карбиды.

В зависимости от природы легирующих элементов, их концентрации и соотношения могут изменяться температурный интервал существования аллотропических модификаций  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железа, положение точек E и S на диаграмме Fe – Fe<sub>3</sub>C, устойчивость переохлажденного аустенита, температурный интервал мартенситного превращения.

С учетом специфики влияния легирующих элементов на структуру стали подразделяют на перлитные, мартенситные, аустенитные, карбидные (ледебуритные).

В данной лабораторной работе в качестве представителей указанных структурных классов используются стали марок 40X, 30X13, 12X18H9T, P6M5 соответственно. Химический состав этих сталей и значения их критических температур приведены в табл. 8.1 и 8.2.

Таблица 8.1

*Химический состав сталей*

Марка стали	Содержание элементов, %						
	C	Cr	Ni	W	Mo	Ti	Mn
40	0,37–0,44	0,25	–	–	–	–	0,5–0,8
40X	0,36–0,44	0,8–1,1	–	–	–	–	0,5–0,8
10	0,07–0,13	–	–	–	–	–	–
12X28H9T	0,06–0,12	17,0–19,0	8,0–10,0	–	–	0,4–0,8	–
30	0,27–0,34	0,25	–	–	–	–	0,5–0,8
30X13	0,26–0,34	12,0–14,0	0,5	–	–	–	–
У7	0,67–0,75	–	–	–	–	–	0,2–0,4
P6M5	0,7–0,8	3,8–4,4	–	6,0–6,5	5,0–5,4	–	–

Для сравнения в табл. 8.1 и 8.2 приведен химический состав и значения критических температур углеродистых сталей с содержанием углерода, соответствующим легированным сталям.

Таблица 8.2

*Значения критических температур исследуемых сталей*

Марка стали	40	40X	30	30X13	10	12X18H9T	У7	Р6М5
$A_{c1}, ^\circ\text{C}$	730	743	730	810	730	800	730	820
$A_{c3}, ^\circ\text{C}$	790	815	813	813	875	1000	750	890
Смещение $A_{c3}$	+25		+125		+47		+140	

Для легированных сталей перлитного класса (как и для углеродистых) вектор скорости охлаждения на воздухе пересекает линии начала и окончания диффузионного распада аустенита на С-образной диаграмме изотермического распада аустенита (рис. 8.1, а). В результате такого охлаждения формируются структуры из феррита и цементита, содержащие перлит, сорбит или троостит.

Все легирующие элементы (за исключением кобальта и алюминия) повышают устойчивость переохлажденного аустенита, т. е. сдвигают вправо кривые изотермического распада аустенита и снижают температуру начала мартенситного превращения. Карбидообразующие элементы (Cr, W, Mo, Ti, V) повышают устойчивость аустенита в том случае, если карбиды этих элементов переведены при нагреве в  $\gamma$ -твердый раствор.

Повышая устойчивость переохлажденного аустенита, легирующие элементы уменьшают критическую скорость охлаждения и в результате повышают прокаливаемость стали, т. е. глубину проникновения закаленной зоны.

Понижая температуру начала мартенситного превращения, легирующие элементы способствуют увеличению количества аустенита в структуре закаленной стали.

В результате отжига перлитной стали 40X с нагревом до температуры 860 °С получается структура перлита и мелкодисперсного феррита. После нормализации – смесь сорбита и феррита, а после закалки – мартенсит.

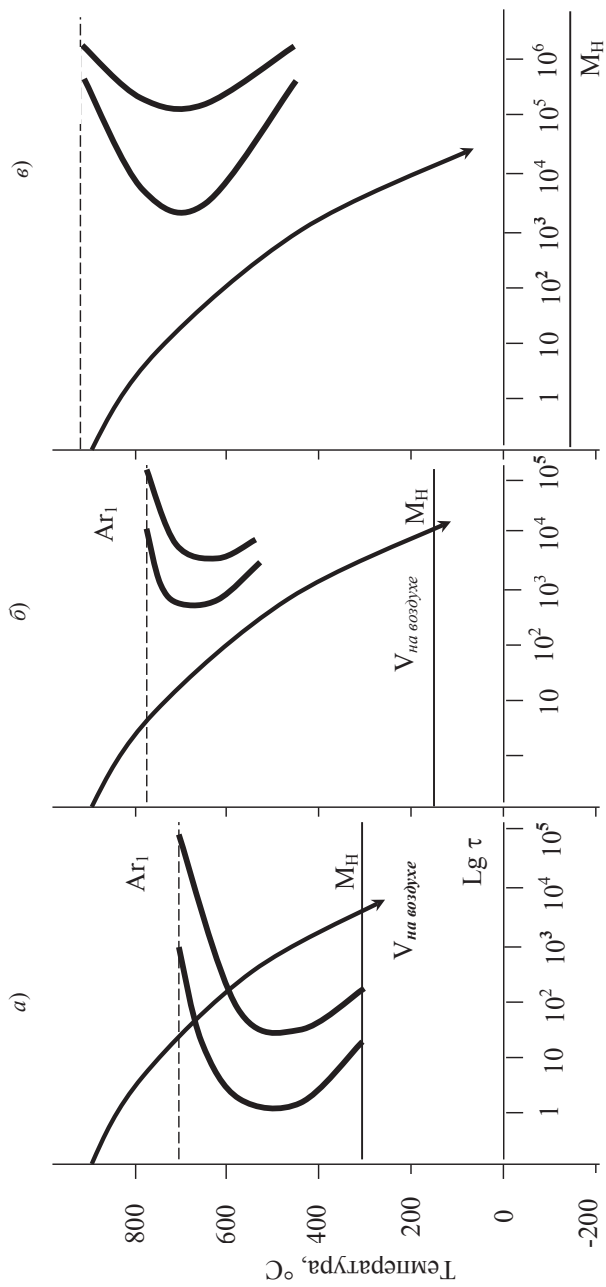


Рис. 8.1. Диаграммы изотермического распада аустенита в стали:  
 а — перлитного класса; б — мартенситного класса; в — аустенитного класса



У сталей мартенситного класса (рис. 8.1, б) область диффузионного распада аустенита сдвинута вправо настолько, что вектор скорости охлаждения на воздухе не пересекает ее. Поэтому аустенит переохлаждается без распада до температуры начала мартенситного превращения и превращается в мартенсит, т. е. для сталей мартенситного класса закалка реализуется не только при охлаждении в воде или масле, но и на воздухе.

Отжиг стали 30X13 проводят при температуре 840 °С, получая структуру феррита с карбидами легирующих элементов (хрома), не растворившихся в аустените при нагреве. Закалка проводится охлаждением на воздухе, в масле или в воде с температурой 1000–1050 °С. Выбор высокой температуры нагрева при закалке связан с необходимостью полнее растворить легированные карбиды и получить более высокую твердость мартенсита. После закалки стали 30X13 структура состоит из бесструктурного мартенсита с карбидами.

Некоторые легирующие элементы (Ni, Mn) с увеличением их содержания в стали не только значительно сдвигают вправо область диффузионного распада аустенита, но и снижают точки начала мартенситного превращения в область отрицательных температур. В связи с этим охлажденная на воздухе до нормальной температуры сталь сохранит аустенитное состояние (рис. 8.1, в).

В аустенитных сталях, к которым относится сталь 12X18H9T, наиболее равновесное состояние достигается при отжиге от температуры около 850 °С, так называемом стабилизирующем отжиге, в результате которого карбиды полностью выделяются из раствора и присутствуют в коагулированном виде, а хром равномерно распределен по объему зерен аустенита.

На практике термообработка коррозионностойких сталей аустенитного класса заключается в закалке в воде от температуры 1050 °С. Нагрев до этих температур вызывает растворение карбидов хрома типа  $Me_{23}C_6$ , а быстрое охлаждение фиксирует состояние аустенита. В результате такой закалки твердость не повышается, а снижается. С уменьшением скорости охлаждения (в масле,

на воздухе) возможно выделение карбидов, приводящее к ухудшению пластичности стали и коррозионной стойкости.

Многие легирующие элементы влияют на положение критических точек на диаграмме Fe – Fe<sub>3</sub>C. На рис. 8.2 показано влияние некоторых легирующих элементов на положение критических точек E и S. При повышенном содержании и определенном соотношении таких элементов в структуре стали появляются первичные карбиды, поэтому стали, в структуре которых присутствует эвтектика, называются *ледебуритными* или *карбидными*.

Легирующие карбидных сталей, к которым относится и используемая в данной работе быстрорежущая сталь Р6М5, карбидообразующими элементами в таком количестве, чтобы они связывали почти весь углерод в специальные карбиды типа M<sub>6</sub>C, содержащие хром, молибден, вольфрам и ванадий, обеспечивает повышение красностойкости, т. е. способности устойчиво сохранять твердость в нагретом состоянии.

Отжиг быстрорежущих сталей проводят при температуре 840 °С в течение 4 часов и затем охлаждают вместе с печью. При этом образуется структура зернистого сорбита с включениями первичных и вторичных карбидов.

Для стали Р6М5 применяют также отжиг с нагревом до температуры 860–900 °С, выдержкой при этой температуре, охлаждением до 700–750 °С, выдержкой 1,5–2 часа при этой температуре и последующим медленным охлаждением. Выдержка при 700–750 °С обеспечивает завершение наиболее полного диффузионного распада аустенита.

Для закалки сталь Р6М5 нагревают до температуры 1280 °С ступенчато, как правило, в солевых ваннах и охлаждают в масле или на воздухе (рис. 8.3). При этом получают структуру, состоящую из мартенсита, остаточного аустенита и карбидов твердостью НВ 6380 МПа. Охлаждение на воздухе приводит к выделению карбидов при более высоких температурах, снижению твердости стали и режущих свойств инструмента.

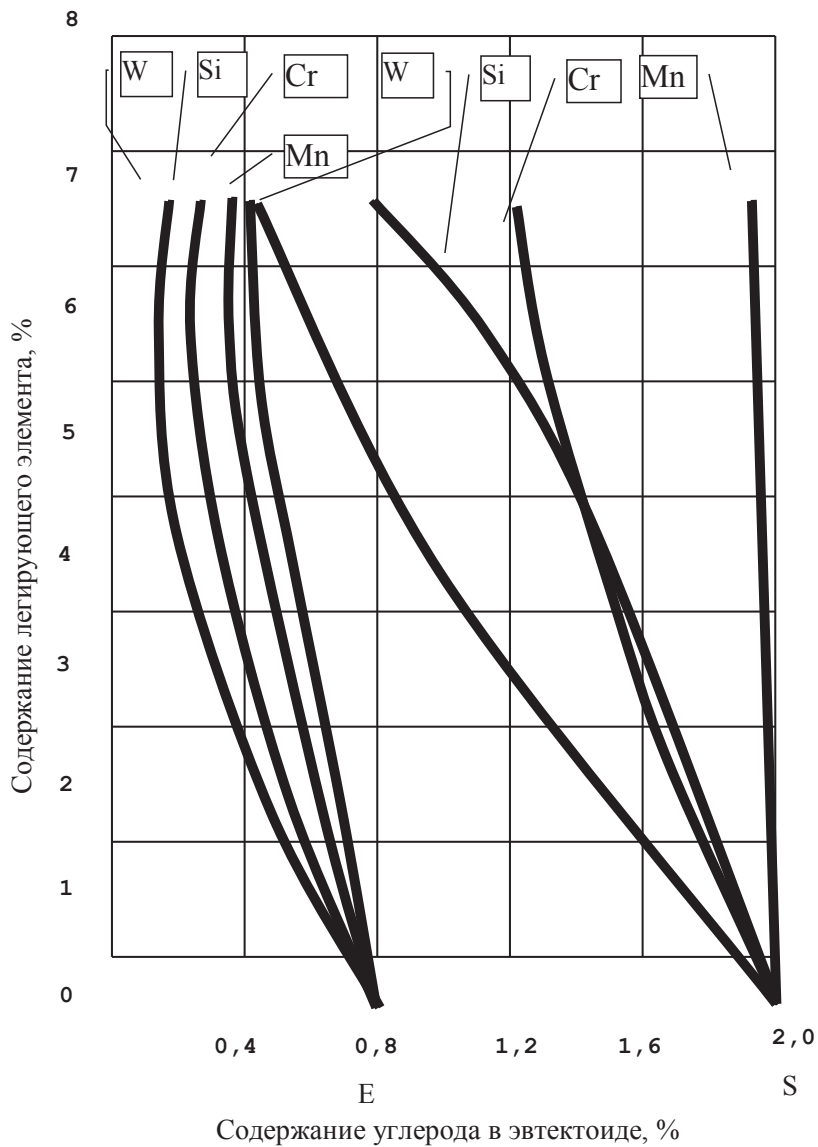


Рис. 8.2. Влияние легирующих элементов на положение точек S и E диаграммы Fe – Fe<sub>3</sub>C

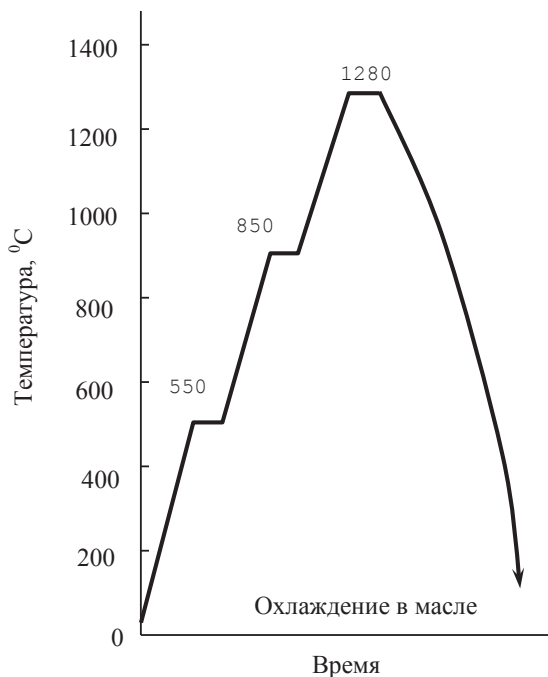


Рис. 8.3. Режим закалки быстрорежущей стали Р6М5

При закалке в масле от температур, несколько превышающих  $A_{c3}$ , получают мартенсит, остаточный аустенит и карбиды, однако твердость стали Р6М5 после такой закалки составляет порядка НВ 5900 МПа, поскольку в этом случае карбидообразующие элементы не растворились в аустените при нагреве и мартенсит получился низколегированным и менее твердым.

Особенностью стали Р6М5 является то, что при охлаждении со скоростью выше критической от 860–900 °С мартенсит не образуется, поскольку низколегированный вследствие недогрева аустенит менее устойчив при охлаждении. Поэтому после такого нагрева сталь Р6М5 ведет себя как перлитная, образуя сорбит с крупными включениями карбидов, и имеет более низкую твердость, чем после охлаждения на воздухе от 1280 °С.

## Задание

1. Ознакомиться с особенностями структурно-фазовых превращений в легированных сталях при нагреве, выдержке и охлаждении.
2. Провести отжиг, нормализацию и закалку образцов из легированных сталей различных структурных классов и измерить их твердость.
3. Построить графики зависимостей твердости легированных сталей 40X, 30X13, 12X18H9T, P6M5 от скорости охлаждения.
4. Определить магнитные свойства сталей 40X, 30X13, 12X18H9T, P6M5 в состоянии поставки и в условиях охлаждения на воздухе от температур нагрева при термообработке.
5. Проанализировать полученные результаты, обозначив взаимосвязь твердости сталей после различных видов термообработки со структурой.

## Порядок выполнения работы

Для лабораторных испытаний используют образцы цилиндрической формы диаметром 15–20 мм и высотой 12–15 мм из легированных сталей четырех структурных классов: перлитная – 40X, аустенитная – 12X18H9T, мартенситная – 30X13, карбидная (ледебуритная) – P6M5.

1. Температура нагрева образцов назначается в зависимости от марки стали: для стали 40X – 860 °С, 12X18H9T – 1050 °С, 30X13 – 1050 °С, P6M5 – 860 и 1280 °С. Для каждой стали и температуры нагрева используют по 4 образца.

2. Охлаждение образцов после нагрева и выдержки в печи проводят с печью, на воздухе, в масле и в воде (по одному образцу каждой марки стали и температуры нагрева при указанных условиях охлаждения соответственно).

3. Охлажденные образцы зачищают с обоих торцов на наждачном камне (круге) для снятия окалины и получения плоскопараллельных торцов.

4. Твердость термообработанных сталей измеряют на приборах Бринелля и Роквелла (по указанию преподавателя). Результаты измерений записывают в протокол испытаний (табл. 8.3).

Таблица 8.3

*Протокол испытаний*

Марка стали	Температура нагрева, °С	Способ охлаждения	Диаметр отпечатка, мм	Твердость	
				НВ	HRC
40X	860	С печью На воздухе В масле В воде			
12X18H9T	1050	С печью На воздухе В масле В воде			
30X13	1050	С печью На воздухе В масле В воде			
P6M5	860	С печью На воздухе В масле В воде			
P6M5	1280	С печью На воздухе В масле В воде			

5. Наличие магнитных свойств сталей оценивают путем испытания на притяжение постоянным магнитом образцов исследуемых сталей перед нагревом, после нагревания и в процессе охлаждения на воздухе.

Результаты испытаний записывают в табл. 8.4.

Таблица 8.4

*Магнитные свойства исследуемых сталей*

Условия испытаний	Марки сталей				
	40X	30X13	12X18H9T	P6M5	
				нагрев до 860 °С	нагрев до 1280 °С
В исходном состоянии					
После нагревания					
В процессе охлаждения					

### Контрольные вопросы

1. Какова цель легирования?
2. Как влияют легирующие элементы на критические точки?
3. Какова цель отжига?
4. В чем отличие отжига 1-го рода от отжига 2-го рода?
5. Назовите разновидности 1-го и 2-го родов отжигов.
6. Какие структурные изменения происходят в наклепанном металле при прохождении процессов возврата?
7. Как изменяются структура и свойства деформированного металла после рекристаллизации?
8. Чему равна температура рекристаллизации? Какие факторы определяют температуру рекристаллизации?
9. Какие структура и свойства стали получаются после нормализации по сравнению с полным отжигом?
10. С помощью С-образной диаграммы изотермического распада аустенита опишите процессы структурообразования в легированных сталях перлитного класса.
11. С помощью С-образной диаграммы изотермического распада аустенита опишите процессы структурообразования в легированных сталях мартенситного класса.
12. С помощью С-образной диаграммы изотермического распада аустенита опишите процессы структурообразования в легированных сталях аустенитного класса.

# Лабораторная работа 9

## ОТПУСК ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

### Цель работы

Изучить влияние температуры отпуска на структурные превращения и механические свойства легированных сталей.

### Приборы, материалы и инструменты

1. Муфельная печь, клещи.
2. Закалочные ванны с водой и маслом.
3. Твердомеры Роквелла и Бринелля.
4. Образцы из сталей 40X, 12X18H9T, 30X13, P6M5.

### Краткие теоретические сведения

Отпуск легированных сталей, как и углеродистых, проводится вслед за закалкой. Легирующие элементы вносят некоторые изменения в механизм и кинетику превращений при отпуске сталей. Основное влияние оказывают карбиды легирующих элементов и повышенная устойчивость легированного мартенсита к распаду при нагреве.

Закаленные легированные стали перлитного, аустенитного, мартенситного и карбидного классов, представителями которых являются соответственно стали 40X, 12X18H9T, 30X13, P6M5, после закалки имеют различные структуры и свойства:

- в стали 40X перлитного класса в результате закалки образуется мартенсит и остаточный аустенит (5–8 %), твердость 53–58 HRC;
- структура стали 12X18H9T аустенитного класса после закалки состоит из легированного аустенита, твердость HV 1500 МПа;
- после закалки стали 30X13 мартенситного класса образуется структура мартенсита с карбидами, твердость 55–58 HRC;
- сталь P18 карбидного класса после правильно выбранного режима закалки имеет структуру мартенсита с большим количеством остаточного аустенита и мелкими зернами карбидов (HV 8200).



В легированных сталях, по сравнению с углеродистыми, вторая и третья стадии отпуска происходят при более высоких температурах, так как почти все легирующие элементы (Cr, Mn, Si, W, Mo, Co и др.) увеличивают силы связи в твердых растворах и затрудняют диффузионное перераспределение элементов.

Кроме того, карбидообразующие элементы, имеющие большое химическое сродство к углероду (Ti, Nb, V, W, Mo, Cr), уменьшают скорость диффузии углерода и замедляют образование карбидов.

В легированных сталях распад мартенсита завершается при 450–500 °С.

Тип карбидов, образующихся в легированных сталях при отпуске, зависит от температуры. При температурах  $\leq 400$  °С диффузия легирующих элементов затруднена. При этих температурах преимущественно образуются карбиды железа, при более высоких – специальные карбиды  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ ,  $MC$ , в состав которых входят легирующие элементы. В сталях, содержащих примерно 1 % Cr, выделение специальных карбидов происходит при температурах 500–525 °С; в сталях, легированных молибденом ( $\approx 0,8$  %), – при 575–600 °С. В легированных сталях замедлена и коагуляция специальных карбидов, поэтому указанный процесс протекает при более высоких температурах (600–680 °С).

Превращение остаточного аустенита при отпуске легированных сталей также замедляется и смещается в область более высоких температур (400–550 °С). Кроме того, в сталях с высоким содержанием карбидообразующих легирующих элементов при распаде аустенита выделяется не цементит, а специальные карбиды. Аустенит обедняется легирующими элементами и поэтому при последующем его охлаждении может претерпеть мартенситное превращение.

### **Влияние отпуска на механические свойства сталей**

Описанные выше изменения структуры сталей при отпуске приводят к значительному изменению их механических свойств. Общей тенденцией изменения свойств стали при отпуске является снижение ее прочностных характеристик (твердости HB,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$ ) и повышение

пластических ( $\delta$ ,  $\Psi$ ). Причем при всех видах отпуска суммарное изменение механических свойств обусловлено рядом структурных факторов, действующих часто в противоположных направлениях. Так, снижение тетрагональности мартенсита приводит к снижению прочностных характеристик и увеличению пластических. Однако выделение мелкодисперсных карбидов или образование вместо однофазного остаточного аустенита, областей с гетерогенной феррито-карбидной в углеродистых или мартенситно-карбидной структурой в легированных сталях повышает прочностные и снижает пластические характеристики. Конечный результат зависит от соотношения вкладов действующих факторов.

В легированных сталях, содержащих значительное количество карбидообразующих элементов, при температурах 500–550 °С твердость не только не снижается, но даже растет, что обусловлено выделением специальных карбидов. Для легированных так же, как и для углеродистых сталей, на практике применяют низкий отпуск (с нагревом до 250 °С), средний (350–500 °С) и высокий (550–680 °С). Каждый из этих видов отпуска устраняет частично или полностью остаточные напряжения, возникшие при закалке. Для полного снятия напряжений рекомендуется применять высокий отпуск.

Несмотря на то что пластические характеристики легированных сталей  $\delta$  и  $\Psi$  с повышением температуры отпуска растут, ударная вязкость (KCV) с ростом температуры отпуска изменяется не монотонно. Для многих легированных конструкционных сталей имеется два температурных интервала, в которых с ростом температуры отпуска ударная вязкость не растет, а падает. Первый интервал соответствует температурам 250–350 °С, а второй – температурам 500–550 °С. Явление снижения ударной вязкости при отпуске получило название отпускной хрупкости. Отпускная хрупкость I рода (необратимая) наблюдается при 250–350 °С и повторным нагревом не устраняется. Для ее устранения требуется нагрев до температур выше 400 °С. Хрупкость при отпуске в интервале 250–350 °С связана с неоднородным по объему распадом мартенсита.

Обратимая отпускная хрупкость II рода наблюдается при отпуске ряда легированных сталей при их длительном пребывании в интервале температур 500–550 °С. Если охлаждение после отпуска проводить быстро, то отпускная хрупкость не появляется.

Наиболее вероятной причиной появления обратимой отпускной хрупкости является образование карбидов по границам зерен и повышенное содержание на границах зерен фосфора и других элементов, приводящие к более легкому зарождению трещин.

Обратимая отпускная хрупкость может быть устранена повторным нагревом до 600–650 °С и быстрым охлаждением.

### **Структурные превращения стали 40X**

Легированные конструкционные стали перлитного класса, закаленные на мартенсит, при отпуске испытывают те же превращения, что и углеродистые стали.

От 80 до 200 °С происходит уменьшение степени тетрагональности мартенсита за счет выделения избыточного углерода из  $\alpha$ -твердого раствора; образуется отпущенный мартенсит, незначительно уменьшается твердость.

От 200 до 300 °С идет превращение остаточного аустенита в отпущенный мартенсит.

При дальнейшем нагреве до 400–450 °С снижаются структурные напряжения и формируются карбиды на основе выделяющегося из мартенсита избыточного углерода. Образуется мелкодисперсная смесь феррита и цементита. Образующаяся структура называется троостит отпуска, а укрупнение зерна при дальнейшем повышении температуры отпуска приводит к образованию структуры сорбит отпуска.

В стали 40X могут возникать два вида отпускной хрупкости: I и II рода (рис. 9.1). Среднеуглеродистые (0,3–0,5 % C) легированные стали, к которым относится сталь 40X, приобретают эффективный комплекс механических свойств после улучшения – закалки и высокого отпуска (500–650 °С). Улучшение этих сталей, в отличие от нормализации, обеспечивает повышенный предел текучести в сочетании с хорошей пластичностью и вязкостью, высоким сопротивле-

нием развитию трещины. Кроме того, улучшение заметно снижает порог хладноломкости, который в этих сталях, в отличие от низкоуглеродистых, лежит при более высоких температурах. Улучшаемые легированные стали применяют для большой группы деталей машин, работающих в условиях циклических и ударных нагрузок (валы, штоки, шатуны и др.), концентрации напряжений, а в некоторых случаях и при пониженных температурах. При выборе стали, кроме предела текучести, вязкости разрушения, чувствительности к надрезу, большое значение могут иметь также величины верхнего и нижнего порогов хладноломкости, сопротивление усталости.

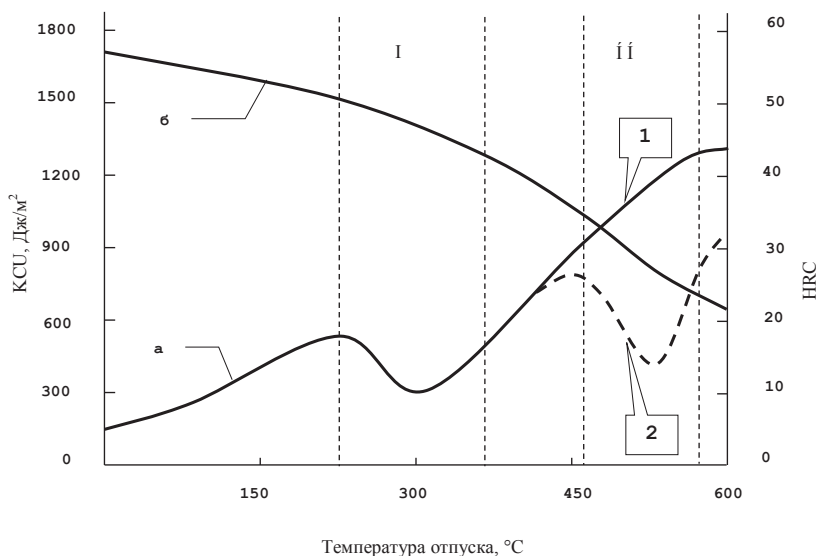


Рис. 9.1. Влияние температуры отпуска стали 40X на ударную вязкость (КСУ) (а) и твердость (HRC) (б); 1 — быстрое охлаждение; 2 — медленное охлаждение

Хромистая сталь 40X относится к дешевым конструкционным материалам с достаточно высокими механическими свойствами (табл. 9.1).

Таблица 9.1

## Термическая обработка и механические свойства стали 40X

Сталь	Температура заковки, °С	Охлаждающая среда	Отпуск		$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	КCU, МДж/м <sup>2</sup>
			температура, °С	среда охлаждения	МПа		%		
					Не менее				
40X	860	Масло	500 °С	Вода, масло	1000	800	10	45	0,6

## Структурные превращения стали 12X18H9T

Аустенит заковки в стали 12X18H9T неустойчив, так как согласно диаграмме состояния (рис. 9.2) в равновесном состоянии в этой стали помимо аустенита должны содержаться феррит и карбиды типа  $M_{23}C_6$ .

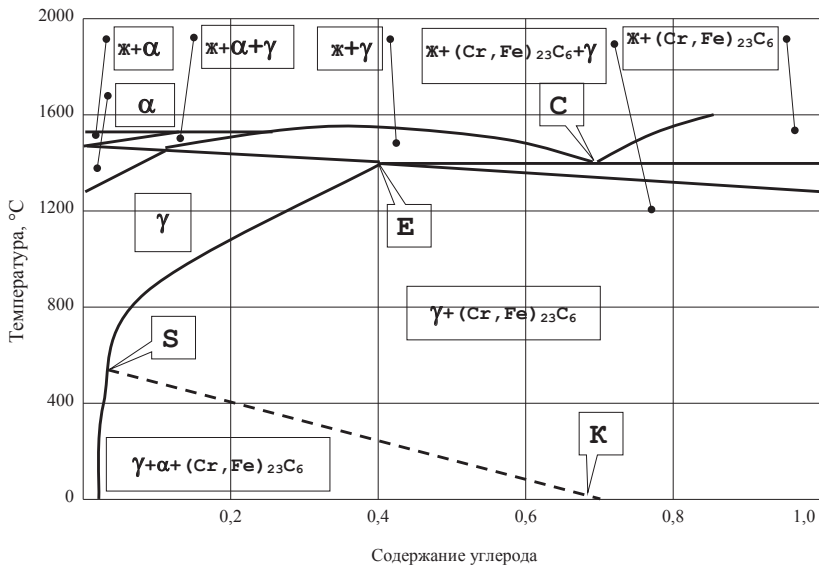


Рис. 9.2. Псевдобинарная диаграмма состояния системы Fe – Cr – Ni – C

При нагреве закаленной стали аустенит остается устойчивым до температур порядка 400 °С. С дальнейшим ростом температуры отпуска происходит образование мелкодисперсных карбидов хрома на границах зерен аустенита. При этом приграничные области аустенита обедняются хромом.

Основным результатом карбидообразования является увеличение твердости стали (дисперсионное твердение). Однако при этом коррозионная стойкость и ударная вязкость стали уменьшаются. Снижение коррозионной стойкости стали происходит из-за связывания значительного количества хрома в карбидах и снижения его концентрации в аустените вдоль границ зерен наименьшего значения содержания хрома, обеспечивающего коррозионную стойкость, т. е. 12 %, что способствует развитию коррозии.

### **Структурные превращения стали 30X13**

Мартенсит, получающийся в стали 30X13 после закалки, очень устойчив при нагреве, если температура нагрева при закалке была подобрана так, что хром практически полностью растворился в аустените. В этом случае хром при охлаждении остается в составе мартенсита, обеспечивая его устойчивость.

При низком отпуске хрупкость закаленной стали уменьшается вследствие частичной релаксации напряжений. Высокое содержание хрома в стали является причиной того, что распад легированного мартенсита при отпуске начинается при 400 °С. Поэтому при отпуске до температур 450 °С твердость стали 30X13 практически не изменяется. За счет выделения дисперсных карбидов хрома при температурах отпуска 450–500 °С твердость повышается, обеспечивая эффект так называемой вторичной твердости. Такой режим обуславливает выгодное сочетание предела пропорциональности и ударной вязкости. Поэтому для пружин рекомендуется после закалки с 1000–1050 °С в масле отпуск при 450 °С в течение 1 ч с охлаждением на воздухе.

Важнейшим свойством инструмента является его твердость. Высокая твердость обеспечивается после закалки осуществлением

низкого отпуска (180–200 °С) в течение 1 часа (HRC 56–60) с последующей обработкой холодом (HRC 58–60).

Сталь 30X13 применяют для изготовления игл карбюраторных клапанов и жиклеров, пружин, хирургических инструментов, деталей газонефтепромыслового оборудования, подверженных одновременно большим динамическим, ударным нагрузкам и коррозионному воздействию. Это детали газлифтных клапанов, клапаны глубинных штанговых насосов, подшипники.

### **Структурные превращения стали Р6М5 при отпуске**

Отпуск быстрорежущей стали после закалки проводят главным образом для того, чтобы полностью разложить в ней остаточный аустенит, снижающий твердость и режущие свойства инструмента. После закалки в структуре стали содержится до 30 % аустенита.

При нагреве закаленной стали до 250 °С наблюдается незначительное превращение остаточного аустенита в отпущенный мартенсит. В этом интервале температур происходит некоторое понижение твердости (1–3 HRC). При температуре 350 °С происходит снижение закалочных напряжений, частичное выделение избыточного углерода из мартенсита с образованием карбида цементитного типа. При температуре 450 °С выделяются тонкодисперсные карбиды легирующих элементов из мартенсита и аустенита, что несколько увеличивает твердость. При этом аустенит обедняется легирующими элементами, которые обеспечивают его устойчивость, и при охлаждении он частично превращается в мартенсит.

Большая часть аустенита превращается в мартенсит отпуска при температурах 500–580 °С. Твердость быстрорежущей стали повышается.

При нагреве стали Р6М5 выше 600 °С отпущенный мартенсит превращается в феррито-цементитную смесь с карбидами легирующих элементов. Зерна этой смеси с увеличением температуры растут, а твердость падает. Практически это означает, что эксплуатировать инструмент из быстрорежущей стали можно только в том случае, если температура на контакте с деталью не превышает 600 °С. При больших температурах режущие свойства резко ухудшаются.

Таким образом, сталь Р6М5 после закалки со ступенчатым нагревом до 1280 °С подвергают отпуску на максимальную твердость при 560–580 °С в течение часа. Для более полного превращения остаточного аустенита в отпущенный мартенсит на практике применяют трехкратный отпуск по часу при температуре 560–580 °С. При этом достигается твердость 65–66 HRC (HV 8630–8820 МПа).

### Задание

1. Построить графики зависимости твердости от температуры отпуска для легированных сталей 40Х, 12Х18Н9Т, 30Х13, Р18.
2. Провести анализ структурных превращений легированных сталей при отпуске в интервале температур 200–700 °С.

### Порядок выполнения работы

1. Отожженные образцы (по 6 шт. каждой марки) подвергают предварительно закалке со следующих температур нагрева: 40Х – 860 °С; 30Х13 и 12Х18Н9Т – 1050 °С; Р6М5 – 1280 °С.
2. Закаленные образцы подвергают отпуску при температурах: 200, 300, 400, 500, 600, 700 °С. Выдержка при отпуске 30 мин. Охлаждение проводят на воздухе.
3. Замеряют твердость всех образцов по Бринеллю или Роквеллу в зависимости от марки стали и температуры отпуска.
4. Результаты измерений записывают в табл. 9.2.

Таблица 9.2

*Влияние температуры отпуска на твердость сталей*

Температура отпуска, °С	Марка стали							
	40Х		12Х18Н9Т		30Х13		Р6М5	
	Твердость HRC							
	HB	HRC	HB	HRC	HB	HRC	HB	HRC
Без отпуска								
200								
300								
400								
500								
600								
700								



### **Контрольные вопросы**

1. Опишите структуры после закалки легированных сталей различного класса.
2. Что такое закалочные напряжения?
3. Почему закалка не служит окончательной термической обработкой для легированных сталей?
4. Опишите структурные превращения при отпуске закаленной стали перлитного класса.
5. Опишите структурные превращения при отпуске закаленной стали мартенситного класса.
6. Опишите структурные превращения при отпуске закаленной стали аустенитного класса.
7. Укажите цель отпуска быстрорежущей стали. Опишите структуры, получаемые при отпуске быстрорежущей стали.
8. Что такое отпускная хрупкость? Какие виды отпускной хрупкости вы знаете?
9. Как предотвратить появление отпускной хрупкости стали?
10. Опишите изменения механических свойств легированных сталей после отпуска.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лилеев, А.С. Фазовые равновесия и структурообразование. Превращения в твердом состоянии в металлах и сплавах : курс лекций / А.С. Лилеев, Е.С. Малютина, А.С. Старикова. – М. : НИТУ МИСиС, 2016. – 88 с.
2. Малютина, Е.С. Фазовые равновесия и структурообразование. Диаграмма фазового равновесия Fe – C [Электронный ресурс] : сборник задач / Е.С. Малютина. – Электрон. текстовые данные. – М. : ИД МИСиС, 2016. – 53 с. – Режим доступа : <http://www.iprbookshop.ru/64208.html>
3. Гуляев, А.П. Металловедение / А.П. Гуляев, А.А. Гуляев. – М. : Альянс, 2012. – 644 с.