

НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК БЕЛАРУСИ  
Физико-технический институт

**А. Г. Анисович, А. А. Андрушевич**

---

МИКРО-  
СТРУКТУРЫ  
**ЧЕРНЫХ  
И ЦВЕТНЫХ  
МЕТАЛЛОВ**

Минск  
«Беларуская навука»  
2015

УДК 669.1/8.017.16:539.24

**Анисович, А. Г.** Микроструктуры черных и цветных металлов / А. Г. Анисович, А. А. Андрушевич. – Минск: Беларуская навука, 2015. – 131 с. – ISBN 978-985-08-1883-6.

В монографии анализируются микроструктуры черных и цветных металлов и их сплавов, преимущественно выполненные при помощи оптической микроскопии, содержатся материалы для самостоятельного изучения структур железоуглеродистых и цветных сплавов в равновесном и неравновесном состояниях, определения структурных составляющих, методические указания для подготовки и анализа структур на лабораторных работах.

Может быть использована в качестве учебного пособия для студентов технических специальностей высших учебных заведений Республики Беларусь при прохождении теоретического курса и проведении лабораторных занятий по материаловедению.

Табл. 5. Ил. 98. Библиогр.: 17 назв.

**Р е ц е н з е н т ы:**

доктор технических наук, профессор А. А. Шипко,

доктор технических наук, профессор М. Л. Хейфец

**ISBN 978-985-08-1883-6**

© Анисович А. Г., Андрушевич А. А., 2015

© Оформление. РУП «Издательский дом  
«Беларуская навука», 2015

## ПРЕДИСЛОВИЕ

Наибольшее применение в промышленности, науке и быту находят металлические материалы – железоуглеродистые сплавы (*стали и чугуны*), цветные металлы (*алюминий, медь, свинец, сурьма, цинк*) и их сплавы, структура и свойства которых зависят от многих факторов: химического состава, способов получения, термической обработки и т. д. Свойства металлов и сплавов определяются их внутренним строением – *структурой*. Для изучения строения металлов и сплавов используют различные методы исследований: макроструктурный анализ, микроструктурный анализ, рентгеноструктурный анализ и др.

Наиболее распространенным методом является *микроструктурный анализ*, который заключается в исследовании структуры металлов и сплавов при помощи микроскопов с различными увеличениями. Он позволяет увидеть структуру металлических материалов – различные фазы, зерна, неметаллические включения и т. д., а также провести их количественную оценку.

Результаты исследования микроструктуры являются основанием для назначения режимов обработки (термической обработки, обработки давлением, поверхностного упрочнения и т. д.) с целью достижения требуемых физико-химических и эксплуатационных свойств металлов и сплавов.

В связи с этим знание микроструктур черных и цветных металлов и сплавов, их анализ имеют важное теоретическое и практическое значение при изучении дисциплины «Материаловедение».

Монография состоит из 10 глав, которые содержат общие сведения о микроструктурном анализе, изображения микроструктур черных и цветных металлов и их сплавов, описание представленных структур в равновесном состоянии, после термической обработки, а также поверхностного упрочнения. Рассмотрены некоторые практические задачи, решаемые с помощью микроструктурного анализа; кратко представлены вопросы методики пробоподготовки. Особое внимание уделено микроструктурам углеродистых и легированных сталей и чугунов.

Издание предназначено для студентов и магистрантов высших технических учебных заведений при изучении теоретического курса и проведении лабораторных работ по материаловедению и разработано в соответствии с типовой учебной программой дисциплины «Материаловедение. Технология конструкционных материалов».

## ТЕРМИНЫ И ОПРЕДЕЛЕНИЯ

**Азотирование** – диффузионное насыщение поверхности стали азотом.

**Анизотропия** – различие свойств кристалла по различным кристаллографическим направлениям.

**Аустенит** – твердый раствор внедрения углерода (С) в  $\gamma$ -железе ( $Fe_\gamma$ ).

**Аустенитизация** – процесс превращения феррито-цементитной смеси (перлита) в аустенит при нагреве выше критических точек  $A_{C1}$  и  $A_{C3}$ .

**Баббит** – мягкий антифрикционный сплав на основе олова и свинца.

**Бейнит (Б)** – игольчатая микроструктура, представляющая собой мелкодисперсную смесь феррита и цементита, с твердостью 45–55 HRC.

**Борирование** – диффузионное насыщение поверхности стали бором.

**Бронза** – сплав меди со всеми элементами, кроме цинка и никеля.

**Диаграмма изотермического превращения (распада) аустенита** – графическое изображение начала и конца превращения аустенита при различных скоростях охлаждения.

**Диаграмма состояния сплавов** – графическое изображение изменения равновесного состояния сплавов в зависимости от температуры и концентрации.

**Диаграмма состояния сплавов системы «железо–цементит»** – графическое изображение неравновесного (метастабильного) состояния железоуглеродистых сплавов в зависимости от температуры и концентрации углерода.

**Диаграмма состояния сплавов системы «железо–графит»** – графическое изображение равновесного (стабильного) состояния железоуглеродистых сплавов в зависимости от температуры и концентрации углерода.

**Дюралюмин** – деформируемый сплав системы «алюминий–медь–магний».

**Закалка** – операция термической обработки, предназначенная для получения неравновесной структуры мартенсита высокой твердости и заключающаяся в нагреве стали выше критической температуры, выдержке при ней и последующем охлаждении со скоростью выше критической.

**Закалка с самоотпуском** – поверхностная закалка изделия с кратковременным охлаждением в закалочной среде и нагревом наружных слоев до температуры отпуска за счет тепла сердцевины.

**Зерно** – кристалл с правильным внутренним строением и искаженной внешней формой в поликристаллическом металле.

**Компонент** – химический элемент, входящий в состав сплава.

**Кривая охлаждения** – зависимость изменения температуры от времени при охлаждении сплава.

**Кристалл** – твердое тело, имеющее упорядоченное взаимное расположение образующих его частиц (атомов, ионов, молекул).

**Кристаллизация** – процесс фазового перехода металла из жидкого в твердое состояние.

**Кристаллит** – монокристалл с неправильной внешней формой.

**Кристаллическая решетка** – присущее веществу в кристаллическом состоянии правильное расположение атомов (ионов, молекул), характеризующееся периодической повторяемостью в трех измерениях.

**Критическая скорость закалки ( $V_{кр}$ )** – наименьшая скорость охлаждения стали, при которой образуется мартенсит.

**Критическая точка (температура)** – температура сплава, при которой изменяется его фазовое состояние.

**Латунь** – сплав меди с цинком.

**Ледебурит (Л)** – эвтектическая смесь аустенита и цементита.

**Макроструктура** – структура металла, наблюдаемая при макроанализе.

**Макрошлиф** – шлифованный и протравленный образец металла для исследования макроструктуры.

**Макроструктурный анализ (макроанализ)** – исследование строения металла невооруженным глазом или при небольших увеличениях (до 30 крат).

**Мартенсит (М)** – пересыщенный твердый раствор углерода в  $\alpha$ -железе ( $Fe_\alpha$ ).

**Мартенситное превращение** – бездиффузионное превращение переохлажденного аустенита в мартенсит при очень быстром охлаждении стали.

**Материаловедение** – наука, изучающая внутреннее строение и свойства материалов и устанавливающая связь между их химическим составом, строением и свойствами.

**Металловедение** – наука, изучающая структуру и свойства металлов и сплавов и устанавливающая взаимосвязь между их химическим составом, структурой и свойствами.

**Металлография** – раздел металлостроения, описывающий изменение структуры металлов и сплавов в зависимости от химического состава и условий обработки.

**Металлизация** – диффузионное насыщение сталей металлами.

**Микроскопия** – изучение структуры материалов с помощью микроскопов.

**Оптическая микроскопия** – изучение структуры материалов с помощью оптических микроскопов.

**Электронная микроскопия** – изучение структуры материалов с помощью электронных микроскопов.

**Микроструктура** – изображение внутреннего строения материала, видимое при помощи микроскопа, представляющее собой взаимное расположение различных фаз, форму и размер кристаллитов.

**Микроструктурный анализ (микроанализ)** – исследование микроструктуры материалов при больших увеличениях с помощью оптических (до 2000 крат) или электронных (до 50 000 крат) микроскопов.

**Микрошлиф** – специально подготовленный образец с плоской зеркально полированной поверхностью для выявления микроструктуры.

**Модифицирование** – процесс регулирования кристаллизации сплава путем введения в него малых добавок элементов (или их соединений) для измельчения структуры и повышения ее однородности.

**Неполная закалка** – закалка, при которой сталь нагревается до температуры выше критической точки  $A_{c1}$  на 30–50 °С, выдерживается при этой температуре и охлаждается со скоростью выше критической.

**Нитроцементация** – одновременное насыщение сталей углеродом и азотом в газовых средах.

**Нормализация** – операция термической обработки, при которой стали, нагретые до определенных температур выше критических, охлаждаются на воздухе.

**Обезуглероживание** – снижение содержания углерода в поверхностных слоях стали при нагреве.

**Объемная закалка** – закалка с нагревом всего объема изделия.

**Отжиг** – операция термической обработки с нагревом до определенных температур, выдержкой и с последующим медленным

охлаждением, предназначенная для снижения твердости, повышения однородности структуры и снятия внутренних напряжений.

**Отпуск** – вид термической обработки, заключающейся в нагреве закаленной стали до температур ниже критической точки  $A_{C1}$ , выдержке и последующем охлаждении.

**Низкий отпуск** – нагрев закаленной стали до температуры 150–200 °С, выдержка при этой температуре с последующим охлаждением на воздухе.

**Средний отпуск** – нагрев закаленной стали до температуры 350–500 °С, выдержка при этой температуре с последующим охлаждением на воздухе.

**Высокий отпуск** – нагрев закаленной стали до температуры 500–650 °С, выдержка при этой температуре с последующим охлаждением на воздухе.

**Перекристаллизация (фазовая)** – нагрев сплава с неравновесной структурой выше температуры фазовых превращений с последующим медленным охлаждением для перевода сплава в более равновесное состояние.

**Перлит (П)** – грубодисперсная эвтектоидная феррито-цементитная структура с твердостью 15–20 HRC.

**Перлитное превращение** – диффузионное превращение переохлажденного аустенита в перлит.

**Полиморфизм (аллотропия)** – способность некоторых веществ в зависимости от температуры и давления существовать в состояниях с различными кристаллическими решетками.

**Полная закалка** – закалка, при которой сталь нагревается до температуры на 30–50 °С выше критической точки  $A_{C3}$ , выдерживается при этой температуре и охлаждается со скоростью выше критической.

**Поверхностная закалка** – закалка только поверхности изделия.

**Прокаливаемость** – способность стали приобретать при закалке мартенситную структуру в слое определенной глубины.

**Раскисление** – процесс удаления из расплавленных металлов растворенных в них газов.

**Самоотпуск** – отпуск за счет тепла, оставшегося в изделии после закалки.

**Силумин** – литейный сплав системы «алюминий–кремний».

**Скорость охлаждения критическая ( $V_{кр}$ )** – минимальная скорость охлаждения, при которой аустенит полностью превращается в мартенсит.

**Сорбит (С)** – эвтектоидная феррито-цементитная структура средней дисперсности с твердостью 30–35 HRC.

**Сплав** – соединение двух или более компонентов, полученное сплавлением (спеканием).

**Сталь** – сплав железа с углеродом, содержащий от 0,02 до 2,14% углерода и постоянные примеси.

**Высококачественная сталь** – сталь с низким содержанием вредных примесей (фосфора – не более 0,025%, серы не более 0,025%).

**Высокоуглеродистая сталь** – сталь, содержащая более 0,7% углерода.

**Инструментальная сталь** – сталь, применяемая для обработки материалов резанием или давлением, а также для изготовления измерительного инструмента.

**Качественная сталь** – сталь с регламентированным содержанием вредных примесей (обычно фосфора и серы не более 0,035% каждого).

**Кипящая сталь** – сталь, раскисленная марганцем.

**Конструкционная сталь** – сталь, предназначенная для изготовления различных деталей машин, механизмов и конструкций в машиностроении, строительстве.

**Легированная сталь** – сталь со специально введенными легирующими элементами (кроме углерода).

**Низколегированная сталь** – легированная сталь, в которой суммарное содержание легирующих элементов не превышает 2,5%.

**Низкоуглеродистая сталь** – углеродистая сталь с содержанием углерода до 0,25%.

**Полуспокойная сталь** – сталь, полученная при раскислении жидкого металла марганцем и алюминием.

**Спокойная сталь** – сталь, раскисленная марганцем, кремнием и алюминием.

**Среднелегированная сталь** – легированная сталь, в которой суммарное содержание легирующих элементов составляет от 2,5 до 10,0%.

**Среднеуглеродистая сталь** – углеродистая сталь, содержащая от 0,25 до 0,7% углерода.

**Углеродистая сталь** – сталь, не содержащая специально введенных легирующих элементов, кроме углерода и постоянных примесей.

**Старение** – технологическая операция, заключающаяся в нагреве закаленного сплава с целью повышения его механических свойств за счет образования упрочняющих фаз.

**Структура** – внутреннее строение металла.

**Структурная составляющая** – часть микроструктуры сплава, характеризующаяся одинаковым средним химическим составом и однообразным расположением и формой зерен образующих ее фаз.

**Термическая обработка (ТО)** – совокупность операций нагрева, выдержки и охлаждения сплавов с целью изменения их структуры и свойств.

**Троостит (Т)** – эвтектоидная тонкодисперсная ферритно-цементитная структура с твердостью 40–45 НРС.

**Фаза** – однородная часть сплава, имеющая одинаковый состав, свойства, кристаллическую решетку, ограниченная поверхностью раздела.

**Феррит (Ф)** – твердый раствор внедрения углерода (С) в  $\alpha$ -железе ( $Fe_\alpha$ ).

**Химико-термическая обработка (ХТО)** – химическое и термическое воздействие на стальное изделие с целью изменения химического состава, структуры и свойств поверхностных слоев.

**Чугун** – сплав железа с углеродом, содержащий более 2,14% углерода и постоянные примеси.

**Белый чугун** – чугун, в котором углерод находится в виде цементита, в связанном состоянии.

**Высокопрочный чугун** – серый чугун, в котором углерод имеет шаровидную форму.

**Ковкий чугун** – серый чугун, в котором графит имеет хлопьевидную форму.

**Половинчатый чугун** – чугун, в котором углерод находится в виде графита и цементита.

**Серый чугун** – чугун, в котором углерод находится в виде графита, в свободном состоянии.

**Цементация (науглероживание)** – насыщение низкоуглеродистых сталей углеродом.

**Цементит (Ц)** – химическое соединение железа с углеродом  $Fe_3C$  (карбид железа) с твердостью до 800 НВ.

**Цианирование** – одновременное насыщение сталей углеродом и азотом в жидких средах.

**Эвтектика** – механическая смесь двух (или более) видов кристаллов, одновременно закристаллизовавшихся из расплава при постоянной минимальной температуре.

**Эвтектоид** – механическая смесь двух (или более) видов кристаллов, образующаяся при охлаждении твердого раствора при постоянной температуре.

## **ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ О МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОМ АНАЛИЗЕ**

### **1.1. Металлография и ее методы**

**Металлография** – часть металлостроения, изучающая влияние химического состава и обработки (термической, химико-термической, давлением и пр.) на структуру металлов и сплавов. Внутреннее строение металлов и сплавов является одним из основных факторов, определяющих физико-химические и эксплуатационные свойства металлических изделий.

Металлография как наука начала развиваться более 200 лет тому назад. Первые опыты предпринял Реомюр (1683–1757). Путем исследования макроструктуры он распознавал различные сорта стали. Тогда же стало известно, что методом травления можно отличить дамасскую сталь от обычной. В России первые металлографические исследования железа и его сплавов были проведены П. П. Аносовым (1799–1851), который впервые применил микроскоп для изучения структуры стали и ее изменений послековки и термообработки и установил существование связи между строением и свойствами стали.

Основы научного металлостроения, в рамках которого существует металлография, были заложены русским металлургом Д. К. Черновым, который открыл зависимость свойств стали от температуры нагрева и охлаждения, выявил взаимосвязь структуры и свойств стали.

Современная металлография – комплекс качественных и количественных методов анализа структуры, использующих современное металлографическое оборудование, средства компьютерной техники и математической обработки экспериментальных данных.

Исследование структуры металлов и сплавов в металлографии осуществляется как прямыми, так и косвенными методами.

К *прямым методам* относятся: исследование структуры невооруженным глазом; исследование структуры при помощи оптических и электронных микроскопов с различным увеличением.

К *косвенным методам* относят дилатометрический, магнитный, термический, электромагнитный и другие физические методы, которые дополняют результаты исследования структуры металлов и сплавов.

Металлография может быть как *качественной*, так и *количественной*. Качественная металлография – это наблюдение и визуальный анализ, фотографирование и описание структуры металла, т. е. того, что мы видим на изображении структуры.

Количественная металлография – это анализ изображения структуры металла, при котором определяются количественные характеристики – размер зерна, количество фаз, пористость, толщина упрочняющих слоев и т. п.

Металлографический анализ подразделяется на микро- и макроструктурный методы.

## 1.2. Макроструктурный и микроструктурный анализы

**Макроструктурный анализ** (макроанализ) заключается в изучении внутреннего строения металлов и сплавов невооруженным глазом или с помощью небольших увеличений (до 50 крат) с помощью лупы. Строение металлов и сплавов, определяемое этим методом, называется *макроструктурой*.

Макроанализ позволяет установить строение образца или изделия «в целом». Например, наличие крупных пор или трещин, усадочных раковин; неоднородность образца, созданную сваркой, литьем, пластической деформацией; характер излома. На рис. 1.1 показана резьба метчика с изломами режущей кромки, на рис. 1.2 – зоны, образовавшиеся при сварке трех разнородных металлов (1, 2 и 3). Внутреннее строение таких зон на фотографии не видно. Макроанализ позволяет установить характер дефектов резьбы метчика, получить представление о виде и количестве повреждений. При исследовании сварного соединения

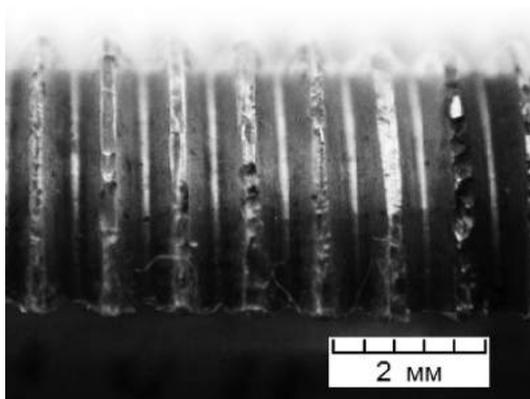


Рис. 1.1. Изломы резьбы метчика из стали P18

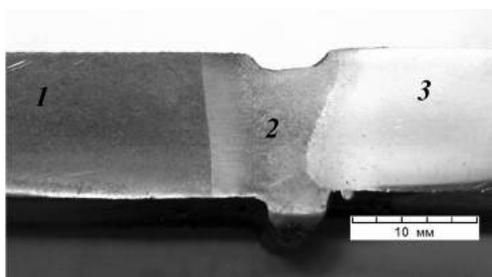
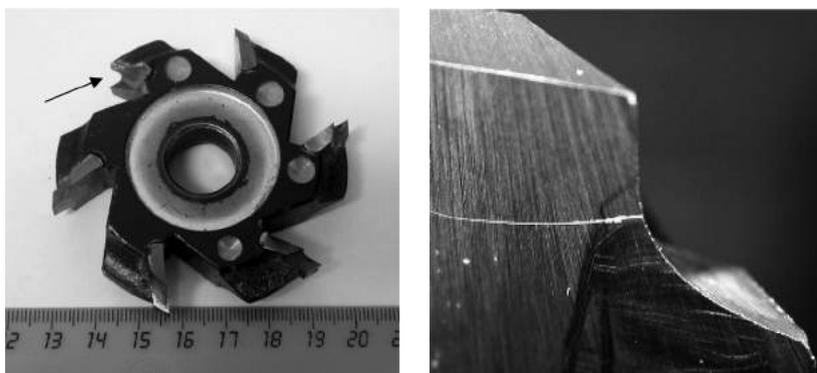


Рис. 1.2. Макроструктура сварного соединения:  
1, 2 и 3 – свариваемые металлы

по макроструктуре возможно видеть ширину зоны сварки, характер и форму границы свариваемых металлов, а также возможные макрокопические дефекты сварного шва.

На рис. 1.3, *а* представлено изделие целиком – фреза с твердосплавными пластинами из сплава ВК8 на режущих поверхностях. Стрелкой показано место облома пластины. На рис. 1.3, *б* показана трещина в пластине.

**Микроструктурный анализ** (микроанализ) заключается в исследовании структуры материалов при больших увеличениях (в 50–50 000 раз) с помощью оптических и электронных микроскопов. Микроскоп – прибор, предназначенный для получения увеличенных изображений, а также измерения объектов или



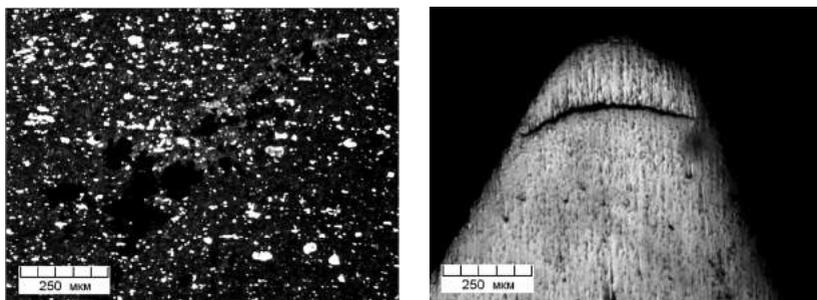
*a*

*б*

Рис. 1.3. Фреза с рабочими элементами из сплава ВК8 (*a*);  
фрагмент пластины с трещиной (*б*)

деталей структуры, невидимых или плохо видимых невооруженным глазом. Применение металлографического (оптического) микроскопа позволяет видеть зерна и дендриты металла, различные фазы, структуру внутри зерна (двойники, включения фаз), а также дефекты микроструктуры – микротрещины (которые невозможно обнаружить при макроструктурном анализе), поры, остеклованные включения, шлаки и т. п. Человеческий глаз различает объекты размером не менее 0,176 мм. Размеры деталей микроструктуры металлов и сплавов значительно меньше этой величины. Для наблюдения и изучения подобных объектов и предназначены оптические микроскопы различных типов.

Самые ранние сведения о микроскопе относят к 1590 г. и городу Мидделбург (Голландия) и связывают с именами Иоанна Липперсгея (он также разработал первый простой оптический телескоп) и Захария Янсена, которые занимались изготовлением очков. В 1624 г. Галилео Галилей представляет свой составной микроскоп. Год спустя Джованни Фабер предложил для нового изобретения термин *микроскоп*. В оптических микроскопах применяется видимый свет. Оптические микроскопы имеют разрешение менее полупериода волны излучения (для видимого диапазона длина волн 0,4–0,7 мкм) с возможным максимальным увеличением в 2000 раз.



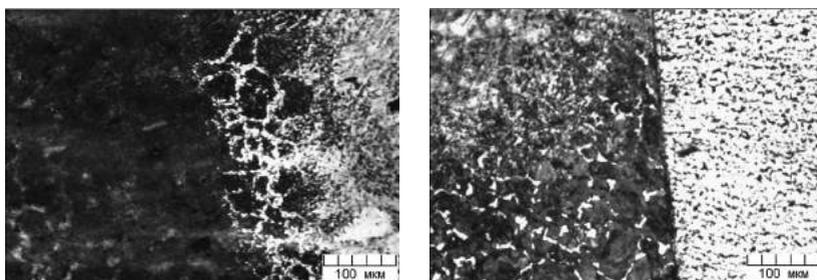
*a*

*б*

Рис. 1.4. Микроструктура стали P18 после травления (*a*); микротрещина зуба резьбы метчика (*б*), без травления

На рис. 1.4, *a* показана микроструктура материала метчика, представленного на рис. 1.1. Белые включения – карбиды быстрорежущей стали P18 в мартенситной матрице, черное – микропоры, которые видны при увеличении  $\times 100$  и выше. Поры окружает зона неоднородности металла по составу – она имеет другой цвет. На рис 1.4, *б* показана микротрещина в резьбе метчика; шлиф не травлен.

На рис. 1.5 показана микроструктура сварных швов, макро-структура которых представлена на рис. 1.2. Микроструктурный анализ позволяет рассмотреть структуру свариваемых металлов, особенности их строения, характер структуры сварного шва и переходных зон.



*a*

*б*

Рис. 1.5. Микроструктура сварных швов на границе зон 1 и 2 (*a*), 2 и 3 (*б*) по рис. 1.2

Микроструктура, полученная с помощью растрового электронного микроскопа, позволяет зафиксировать характер поверхности с еще бóльшим увеличением (см. раздел 1.4). Растровый электронный микроскоп дает возможность рассмотреть поверхность с большими перепадами по высоте, т. е. имеет большую глубину резкости.

**Соотношение макро- и микроструктуры.** На рис. 1.6, *a* показан стык металлов, сформированный сваркой. Этот снимок представляет собой макроструктуру сварной зоны. Микроструктура внутри этих зон вытравилась, но при этом увеличении ( $\times 2$ ) неразличима. Микроструктура в зоне 1 показана на рис. 1.6, *б*, в зоне 2 – на рис. 1.6, *в*, стык зон 2 и 3 – на рис. 1.6, *г*. Микроструктура в зоне 1 – сталь в деформированном состоянии; видно, что зерна разных фаз вытягиваются в направлении деформа-

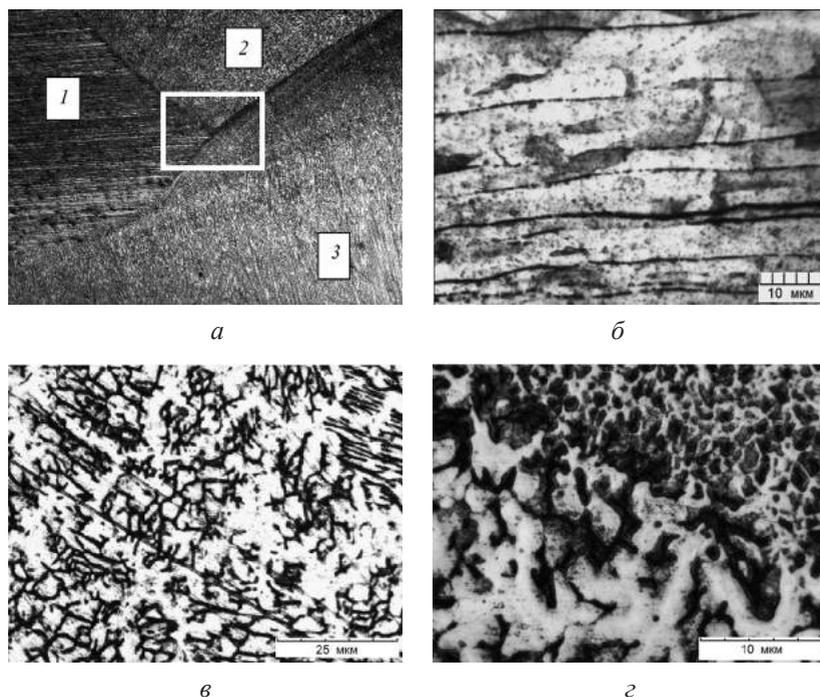


Рис. 1.6. Макроструктура (*a*) и микроструктуры (*б-г*) в зоне сварного шва изделия

ции. В зоне 2 видна структура отожженной стали (недеформированной). В месте соединения зон 2 и 3 показана микроструктура самого шва.

### 1.3. Качественный металлографический анализ

Качественный металлографический анализ помогает установить качество металла на основании наблюдения, а также сравнения образцов разного качества между собой. Например, возможно оценить распределение карбидов в стали. На рис. 1.7, *a*

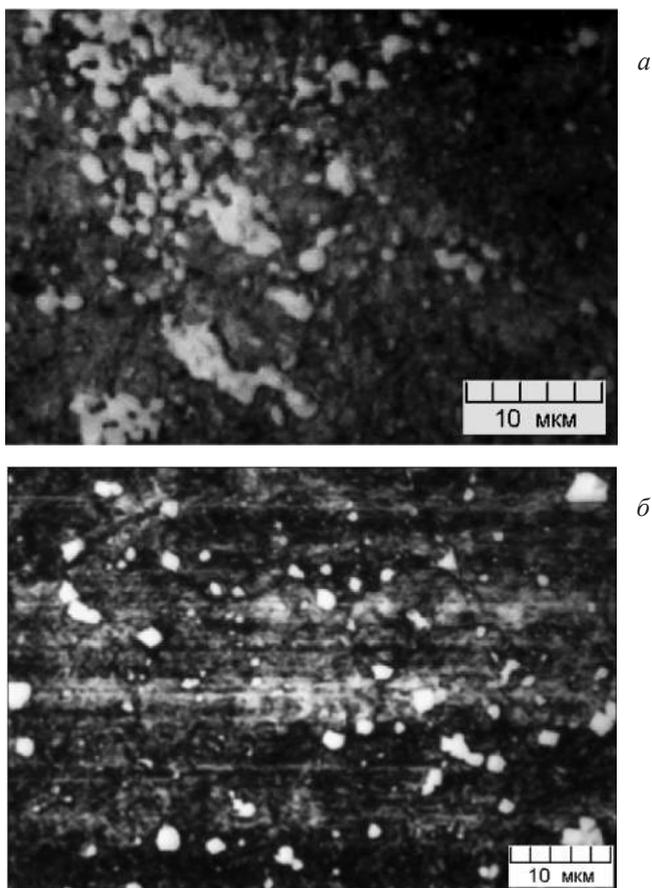


Рис. 1.7. Микроструктура стали P12: неравномерное (*a*) и равномерное (*б*) распределение карбидов в матрице сплава

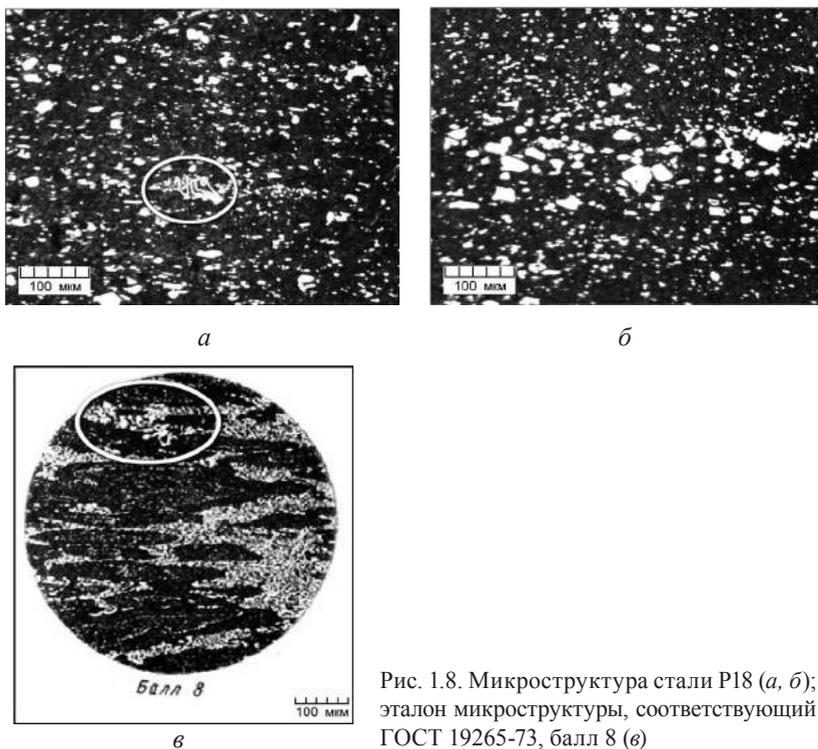


Рис. 1.8. Микроструктура стали P18 (а, б); эталон микроструктуры, соответствующий ГОСТ 19265-73, балл 8 (в)

показана микроструктура стали с неоднородным распределением карбидов в объеме образца. Это брак, такая сталь имеет низкие механические свойства. В структуре, показанной на рис. 1.7, б, карбиды распределены более равномерно. Качественную характеристику металла можно дать простой визуальной оценкой, а также сравнением с эталонами, которые даны в ГОСТах.

Пример такого сравнения показан на рис. 1.8. В структуре фиксируются остатки литой структуры (рис. 1.8, а), а также неоднородность распределения карбидов – они располагаются полосами, что является браком стали (рис. 1.8, б). С помощью ГОСТа имеющуюся неоднородность (карбидную) можно отнести к определенному баллу. В данном случае это балл № 8 (рис. 1.8, в). Остатки литой структуры (отмечено на рис. 1.8, а, в) также являются дефектом.

Приведенное выше описание структур представляет собой качественный металлографический анализ. Этого часто недостаточно, поэтому ниже рассмотрим основы количественной металлографии.

#### **1.4. Количественная металлография**

Качественное металлографическое исследование структуры выполняют для определения формы и сравнительного анализа зерна, количества фаз и характера их распределения. На основе этих данных делают выводы относительно природы и полноты протекания предшествующих процессов кристаллизации, того или иного превращения в твердом состоянии, термической обработки или деформации. Эти выводы носят качественный характер.

В большинстве случаев необходимы количественные оценки структуры металлических материалов. Например, размер зерна играет решающую роль при выборе режимов термической обработки, при исследовании возможности различных типов упрочнения. Прочность серого чугуна зависит от среднего размера включений графита. Количественные параметры структуры имеют важное значение как в исследовательских целях, так и на практике при контроле качества металла на различных стадиях его производства.

Количественная металлография основана на измерениях площади, занимаемой фазой или зерном, их поперечного или продольного размера, периметра и некоторых других параметров. Математическим обоснованием для количественной металлографии является стереометрическая металлография, развитая в работах Салтыкова.

Количественная металлография позволяет определить:

- объемную долю фаз;
- размер зерен и частиц;
- среднее расстояние между частицами;
- функцию распределения зерен или фаз по размерам и другим параметрам структуры.

Роль количественной металлографии известна достаточно давно. Как только появилась оптическая микроскопия и исследователи получили возможность сравнивать структуры металлов

и сплавов, стало ясно, что размер и форма зерен, фаз, распределение фаз в объеме и другие характеристики структуры напрямую связаны со свойствами. Поэтому появилась настоятельная необходимость в количественных оценках. В прошлом для определения количественных параметров пользовались простыми приспособлениями. Диаметр зерна измеряли линейкой на изображении. Для определения площадей использовали планиметр.

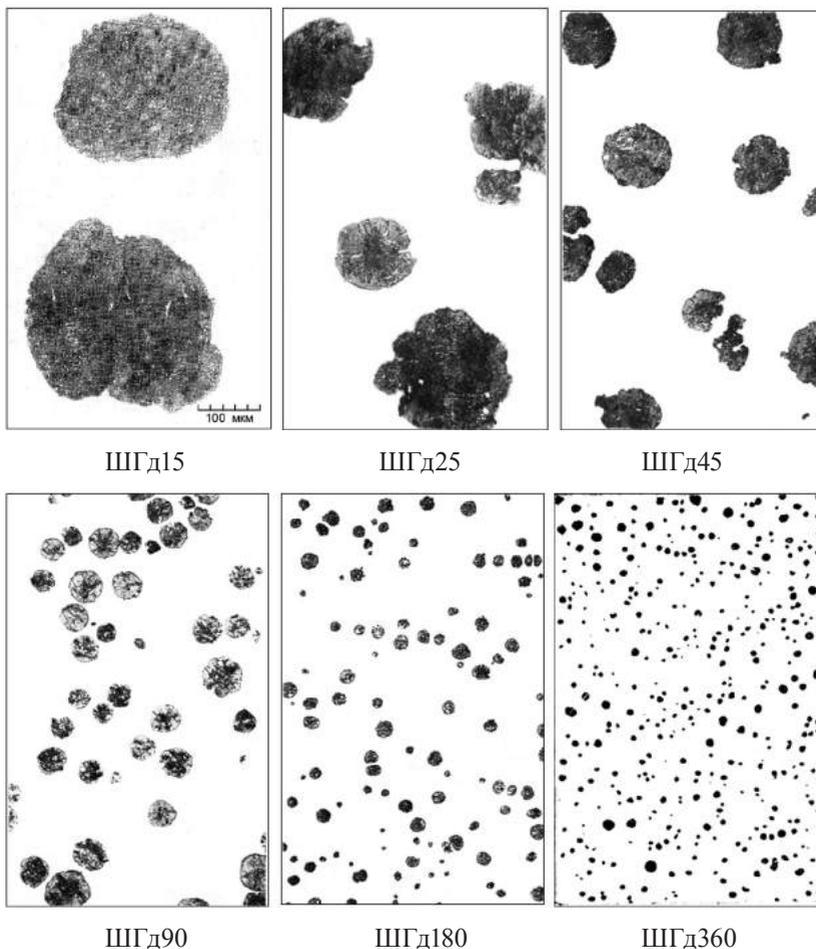


Рис. 1.9. Шкала ЗБ по ГОСТ 3443-87

Часто ограничивались определением средних значений – подсчетом количества зерен на фотографии, после чего определяли средний размер зерна. Для облегчения процесса количественного анализа использовались (и используются в настоящее время) эталоны структур.

Количественный анализ структуры металлов и сплавов можно провести, используя материалы стандартов, где приведены эталонные шкалы микроструктуры. Оценка количественных параметров производится сравнением реального изображения микроструктуры и соответствующего стандартного изображения. Например, для определения величины включений графита в сером чугуна используется ГОСТ 3443-87, где содержатся различные эталоны структур чугуна. На рис. 1.9 приведена шкала № 3 Б, определяющая размер включений шаровидного графита.

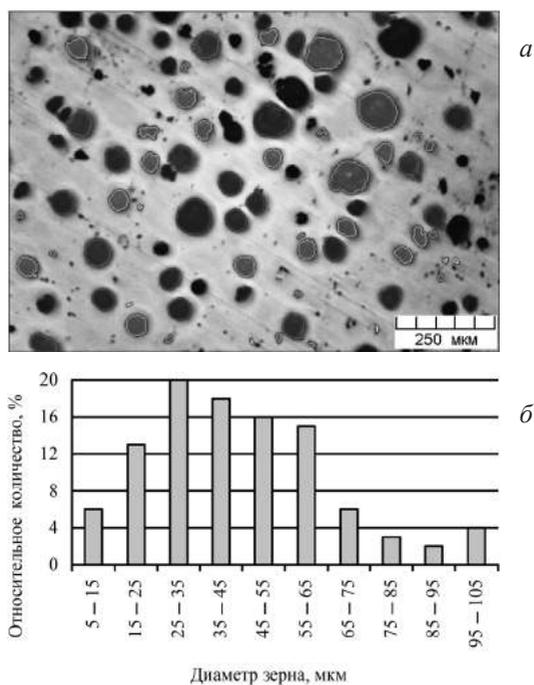


Рис. 1.10. Микроструктура чугуна с шаровидным графитом (а); распределение включений графита по размерам (б)

**Таблица 1.1. Результаты определения размеров включений графита в структуре, приведенной на рис. 1.10, а**

№ п/п	Размерный класс, мкм	Количество включений графита, шт.	Относительное количество включений графита, %
1	5–15	6	5,77
2	15–25	13	12,50
3	25–35	21	20,19
4	35–45	18	17,31
5	45–55	16	15,38
6	55–65	15	14,42
7	65–75	6	5,77
8	75–85	3	2,88
9	85–95	2	1,92
10	95–105	4	3,85

Микроструктура чугуна с шаровидным графитом приведена на рис. 1.10, а. Из сравнения рис. 1.9 и 1.10 следует, что по величине включений графита структура соответствует эталону ШГд45.

В настоящее время в количественной металлографии применяют компьютерную обработку данных в специализированных программах обработки изображений. Такая программа позволяет выделить объекты, подлежащие количественному анализу (рис. 1.10, а), определить их количество и геометрические параметры – площадь, длину, ширину, диаметр (для сферических объектов), периметр, а также рассчитать различные зависимости на основе этих параметров. Программа составляет таблицу результатов (табл. 1.1), на основании которых строит распределение объектов по размерам. Пример такого распределения показан на рис. 1.10, б. Все измерения основаны на использовании растровых изображений, в которых каждому пикселу изображения ставится в соответствие определенный метрический отрезок. Результаты компьютерного анализа структуры чугуна, показанной на рис. 1.10, а, приведены на рис. 1.10, б, а также в табл. 1.1.

### **1.5. Электронная микроскопия**

В отличие от микроанализа с помощью оптического микроскопа использование электронного микроскопа позволяет исследовать структуру с большим увеличением (от  $\times 5000$  до  $\times 50\,000$ ).

Теоретически максимально возможное разрешение в оптическом микроскопе ограничено длиной волны фотонов (видимый свет), используемых для освещения образца, и угловой апертурой оптической системы. Для преодоления ограничений относительно большой длины волны видимого света (400–700 нанометров) было предложено использование электронного пучка. Электроны имеют волновые и корпускулярные свойства (установлено Луи де Бройлем); их волновые свойства означают, что электронный пучок может вести себя подобно лучу электромагнитного излучения.

**Электронный микроскоп (ЭМ)** – прибор, позволяющий получать изображение объектов с максимальным увеличением до  $10^6$  крат благодаря использованию вместо светового потока пучка электронов с энергиями 30÷200 кэВ и более. Разрешающая способность ЭМ в 1000÷10 000 раз превосходит разрешение оптического микроскопа; для лучших современных приборов она может составлять несколько нанометров (1 нанометр =  $10^{-9}$  м). Для получения изображения в электронном микроскопе используются специальные магнитные линзы, управляющие движением электронов.

Появление электронного микроскопа стало возможным после ряда физических открытий конца XIX – начала XX в.: открытие электрона (Дж. Томсон в 1897 г.) и обнаружение его волновых свойств (К. Дэвиссон, Л. Гермер в 1926 г.). В 1926 г. немецкий физик Х. Буш создал магнитную линзу, позволяющую фокусировать электронные лучи, что послужило предпосылкой для создания первого электронного микроскопа.

Наиболее широкое распространение в настоящее время получили просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ) и растровый электронный микроскоп (РЭМ).

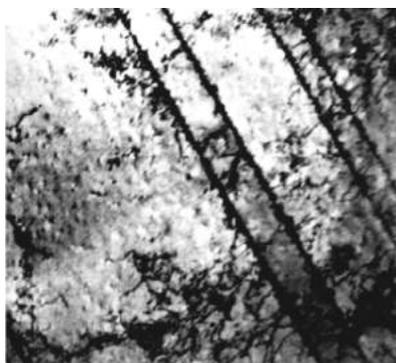
Использование просвечивающего электронного микроскопа для научных исследований было начато в конце 30-х годов XX в. с созданием первого прибора фирмы «Siemens» (Германия).

В конце 1930-х – начале 1940-х гг. появились первые растровые электронные микроскопы, формирующие изображение объекта при последовательном перемещении электронного зонда

малого сечения по объекту. Массовое применение этих приборов в научных исследованиях началось в 60-х годах прошлого века, когда они достигли значительного технического совершенства.

**Просвечивающий электронный микроскоп** (англ. *Transmission Electron Microscope, TEM*) – это прибор, в котором изображение от ультратонкого объекта (толщиной менее 0,1 мкм) формируется в результате взаимодействия пучка электронов с веществом образца с последующим увеличением магнитными линзами (объектив) и регистрацией на флуоресцентном экране.

Электроны эмитируются в электронном микроскопе посредством термоэлектронной эмиссии из нити накаливания (воль-



*a*



*б*



*в*

Рис. 1.11. Изображения субструктур в просвечивающем электронном микроскопе: медь (*a*), сплав АМг1 (*б*), сплав Д16 (*в*);  $\times 13\,000$

фрамовая проволока) как в обычной лампе накаливания, либо посредством полевой эмиссии. Затем электроны ускоряются высокой разностью потенциалов и фокусируются на образце электромагнитными (или реже – электростатическими) линзами. Прошедший через образец луч содержит информацию об электронной плотности, фазе и периодичности, которые используются при формировании изображения. На полученном изображении можно увидеть двойники и отдельные дислокации (рис. 1.11, *a*) границы субзерен (рис. 1.11, *б*), а также упрочняющие фазы (рис. 1.11, *в*) – в дюралюминии это фазы *S* и  $\theta$  ( $Al_2CuMg$  и  $CuAl_2$  соответственно).

**Растровый электронный микроскоп** (англ. *Scanning Electron Microscope, SEM*) – прибор, основанный на принципе взаимодействия электронного пучка с веществом, предназначенный для получения изображения поверхности объекта с высоким пространственным разрешением (несколько нанометров), а также о составе, строении и некоторых других свойствах поверхностных слоев.

Принцип работы РЭМ заключается в сканировании поверхности образца сфокусированным электронным пучком, анализе электронов, отраженных от поверхности, и рентгеновского излучения, возникающего в результате взаимодействия электронов с веществом. Пучок электронов, отраженных поверхностью образца, позволяет получать информацию о рельефе поверхности и структуре поверхностных слоев. Анализ рентгеновского излучения, возникающего в процессе взаимодействия пучка электронов с образцом, дает возможность качественно и количественно охарактеризовать химический состав поверхностных слоев.

Современный РЭМ позволяет работать в широком диапазоне увеличений приблизительно от 10 крат (эквивалентно увеличению сильной ручной линзы) до 1 000 000 крат, что приблизительно в 500 раз превышает предел увеличения лучших оптических микроскопов.

Сегодня возможности растровой электронной микроскопии используются практически во всех областях науки и промышленности, от биологии до наук о материалах. Примеры структуры поверхности различных объектов приведены на рис. 1.12.

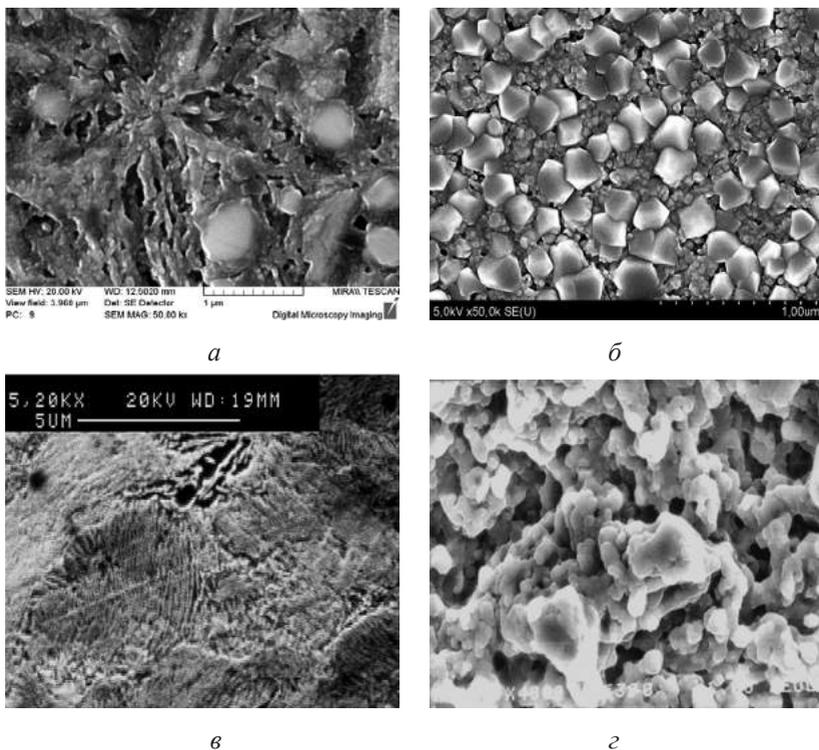


Рис. 1.12. Изображения структур, полученных на РЭМ: мелкоигльчатый мартенсит в закаленной углеродистой стали (а); медное покрытие (б); перлит в стали 70 (в); карбиды в стали ШХ15 (г) при увеличении  $\times 48\ 000$

## 1.6. Подготовка образцов для металлографического анализа

Изучение структуры металлов и сплавов проводят на специально подготовленных плоских и гладких поверхностях образцов – **шлифах**. Приготовление шлифов заключается в шлифовании, полировании и последующем травлении металлического материала. Шлифование образца осуществляют вручную или на шлифовально-полировальном станке. Для полирования применяют в основном механический и электролитический способы.

В практике металлографии широко применяют такой метод макроанализа, как исследование макрошлифов. **Макрошлиф** –

образец с плоской шлифованной и протравленной поверхностью, вырезанный из изучаемого участка детали или заготовки.

Для микроструктурного анализа используют образцы металла со специально подготовленной полированной поверхностью, называемые **микрошлифами**. Требования к микрошлифам выше, чем к макрошлифам, для которых качество поверхности может быть ниже.

**Вырезка образцов.** Для получения представления о структуре контролируемого изделия необходимо правильно выбрать место вырезки образца. *Образец* – часть заготовки или изделия определенного размера, обработанная или необработанная механически и подготовленная для испытаний.

Место вырезки образцов и их количество, а также размеры и форма определяются целями и задачами исследования, в отдельных случаях это указывается в ГОСТе или технических условиях. Образцы отбираются из наиболее характерных зон металлопродукции. Например, для исследования изделия с неоднородной по сечению структурой используют только поперечный шлиф. При изготовлении образцов должны быть предусмотрены все меры, предотвращающие их нагрев и наклеп, которые приводят к искажению структуры и изменению свойств.

**Приготовление микрошлифов.** Подготовка микрошлифа состоит в получении плоского среза в нужном месте поверхности образца металла. Заготовку для микрошлифа отрезают ножовкой или зачищают плоский участок на наждачном круге.

Материалы, обладающие большой твердостью, разрезают вулканитовыми, карборундовыми, алмазными кругами или электроэрозионным способом. При этом образец не должен разогреваться, так как значительный нагрев может вызывать изменение структуры. Поэтому при отрезке применяется охлаждение специальными жидкостями. Затем производится грубая шлифовка в три перехода на наждачных шкурках с номером зерна 63–50, 40–28 и 25–12 (ГОСТ 13344-79).

**Шлифование** образца ведется до удаления следов от предыдущей обработки на обрабатываемой поверхности. Для этого при переходе на шлифовальную шкурку с меньшим номером зерна образец поворачивают на 90°. Тонкая шлифовка ведется

в два перехода последовательно на микрошкурках M28–M20 и M14–M10. После этого образец шлифуют алмазной пастой.

**Полирование** образцов производится на вращающемся фетровом круге. Поверхность фетра периодически смачивается суспензией абразива. В качестве абразива используются оксид хрома или оксид алюминия. Полировка ведется до исчезновения рисок, видимых под микроскопом при увеличении  $\times 100$ .

После полирования микрошлиф промывается в струе проточной воды и обезжиривается спиртом (смачиванием поверхности микрошлифа тампоном). Промытый и обезжиренный микрошлиф сушится фильтровальной бумагой. Полученная поверхность микрошлифа должна быть идеально чистой, без признаков загрязнения и следов влаги.

**Травление микрошлифов.** Для выявления микроструктуры применяют различные методы, позволяющие отличить друг от друга отдельные фазы и их строение. Чаще всего используют химическое травление, позволяющее с помощью специально подобранных кислот и щелочей определенной концентрации на поверхности шлифа обеспечить окисление или растворение отдельных фаз. В результате под микроскопом на микрошлифе выявляются очертания зерен, фаз, имеющих существенные отличия.

При химическом травлении поверхность шлифа подвергается воздействию химических реактивов в течение определенного времени при заданной температуре. Травление может быть общим или избирательным для выявления какой-либо составляющей микроструктуры. После травления производится промывка водой, а затем сушка фильтровальной бумагой. Степень травления определяется визуально до равномерного потускнения поверхности.

Травление микрошлифов сталей и чугунов в основном производится 4%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте погружением или смачиванием тампоном, втиранием. Длительность травления составляет от 5 до 30 с. Основные виды реактивов, применяемых для травления железоуглеродистых сплавов, приведены в табл. 1.2.

**Таблица 1.2. Реактивы для травления микрошлифов железа и его сплавов**

Наименование	Состав	Применение
Спиртовой раствор азотной кислоты	Азотная кислота (плотность 1,4), 1–5 мл; этиловый спирт, 99–95 мл	Выявляет границы зерен феррита, структуры мартенсита и продуктов отпуска, окрашивает перлит в темный цвет, в сталях и чугунах
Царская водка	Соляная кислота (плотность 1,19), 3 части; азотная кислота (плотность 1,4), 1 часть	Выявляет структуры нержавеющих и коррозионно-стойких сталей и сплавов
Спиртовой раствор пикриновой кислоты	Пикриновая кислота кристаллическая, 4 г; этиловый спирт 100 мл	Выявляет структуры азотированной и цементованной стали, чугунов
Раствор азотной и соляной кислот в глицерине	Азотная кислота (плотность 1,4), 10 мл; соляная кислота (плотность 1,19), 20–30мл; глицерин, 30 мл	Выявляет структуры быстрорежущей, высокохромистой и аустенитной марганцовистой сталей после закалки с попеременным травлением и полированием

**Таблица 1.3. Реактивы для травления микрошлифов цветных металлов и сплавов**

Наименование	Состав	Применение
Водный раствор плавиковой кислоты	Плавиковая кислота (плотность 1,6), 1–1,5 мл; этиловый спирт, 100 мл	Выявляет границы зерен $\alpha$ -твердого раствора в алюминиевых сплавах, структуры эвтектического и первичного кремния в силуминах
Раствор хлорида меди в аммиаке	Хлорид меди $\text{CuCl}_2$ , 4 г; аммиак $\text{NH}_4\text{OH}$ , 50 мл	Выявляет границы зерен в медных сплавах
Раствор хлорида железа в соляной кислоте	Хлорное железо $\text{FeCl}_3$ (насыщенный раствор в воде), 15 мл; $\text{H}_2\text{O}$ , 30 мл; соляная кислота $\text{HCl}$ , 30 мл	«
Раствор хромпика в серной кислоте	Хромпик $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ , 2 г; серная кислота $\text{H}_2\text{SO}_4$ , 8 мл; хлористый натрий $\text{NaCl}$ (насыщенный раствор в воде), 4 мл	«
Реактив Келлера	Азотная кислота, 2,5 мл; соляная кислота, 1,5 мл; плавиковая кислота, 1 мл; вода, 95 мл	Выявляет границы зерен и фаз в алюминиевых сплавах

Травление микрошлифов алюминия и его сплавов в основном производится реактивом Келлера погружением или смачиванием тампоном. Длительность травления составляет от 5 до 20 с. Травление микрошлифов меди и ее сплавов производится реактивами на основе различных солей также погружением или смачиванием тампоном. Длительность травления составляет от 5 до 15 с и более. Некоторые составы реактивов, применяемых для травления цветных металлов и их сплавов, приведены в табл. 1.3.

В силу различной интенсивности взаимодействия реактивов с разными фазами создается микрорельеф исследуемой поверхности образца. Наиболее протравившиеся фазы, приграничные зоны зерен выглядят темными в отличие от светлых непротравившихся участков микрошлифа.

**Хранение микрошлифов.** Поверхность микрошлифов следует предохранять от возможного окисления сразу, уже при полировании и промывке путем применения пассивирующих растворов и тщательной сушки. Затем микрошлифы помещают в эксикаторы – герметичные сосуды с гигроскопичными веществами для поглощения влаги.

## МИКРОСТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ

### 2.1. Структурные составляющие

В железоуглеродистых сплавах в твердом состоянии при нагревании и охлаждении образуются следующие структурные составляющие: твердые растворы, химические соединения и механические смеси. Основные структурные составляющие в углеродистых сталях: феррит, аустенит, цементит, перлит.

С помощью диаграммы состояния Fe–Fe<sub>3</sub>C (рис. 2.1) объясняют превращения в углеродистых сталях и белых чугунах и осуществляют выбор оптимальных режимов термической обработки.

#### *Твердые растворы*

**Феррит (Ф)** – твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железе; имеет объемноцентрированную кубическую решетку. Максимальное содержание углерода в  $\alpha$ -железе – 0,02% при температуре 727 °С. При комнатной температуре содержание углерода в феррите – 0,006%.

Микроструктура феррита состоит из светлых зерен различной величины (рис. 2.2). Феррит – мягкая, пластичная структура со следующими механическими свойствами: предел прочности  $\sigma_b = 250$  МПа; твердость по Бринеллю НВ = 800–1000 МПа; относительное удлинение  $\delta = 40\%$ ; относительное сужение  $\psi = 80\%$ .

**Аустенит (А)** – твердый раствор внедрения углерода в  $\gamma$ -железе; имеет гранецентрированную кубическую решетку. Максимальное содержание углерода в  $\gamma$ -железе – 2,14% при температуре 1147 °С. Аустенит существует только выше температуры 727 °С; при этой температуре концентрация углерода в аустените составляет 0,8%. Ниже 727 °С аустенит распадается на механическую смесь феррита и цементита. Микроструктура аустенита состоит

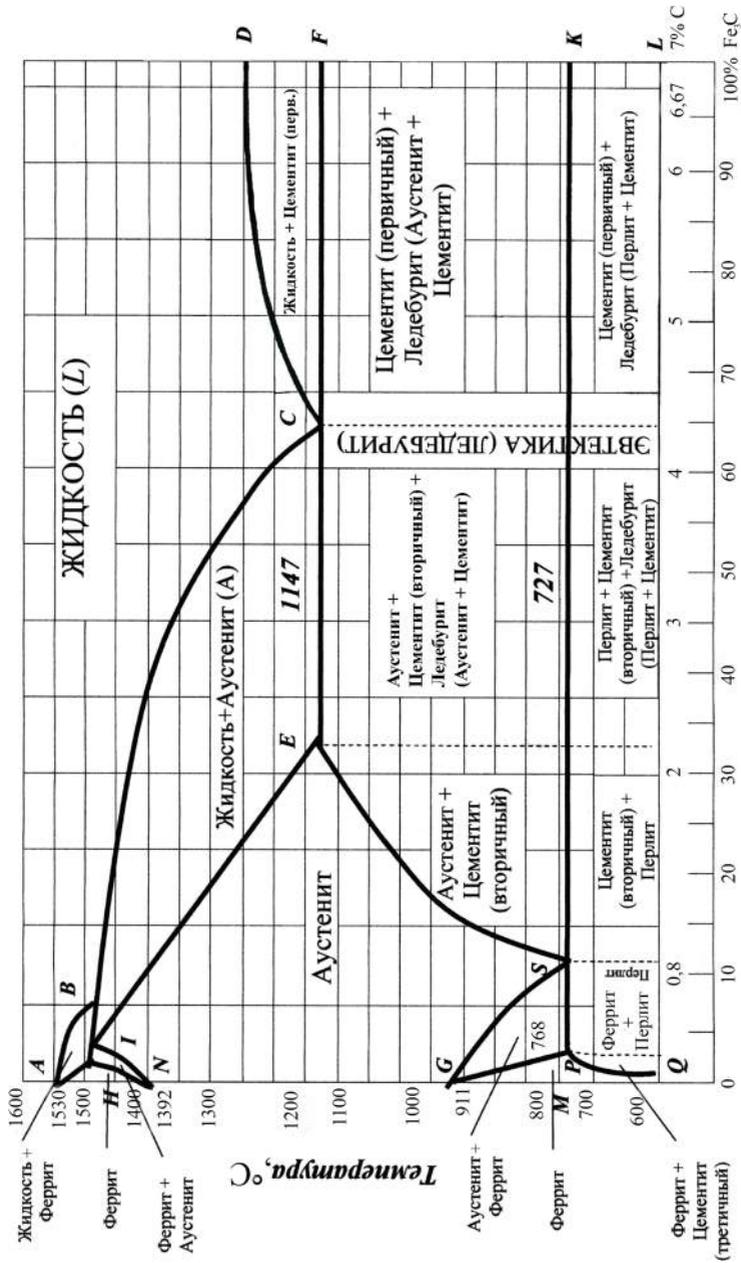


Рис. 2.1. Диаграмма состояния сплавов системы «железо—цементит»

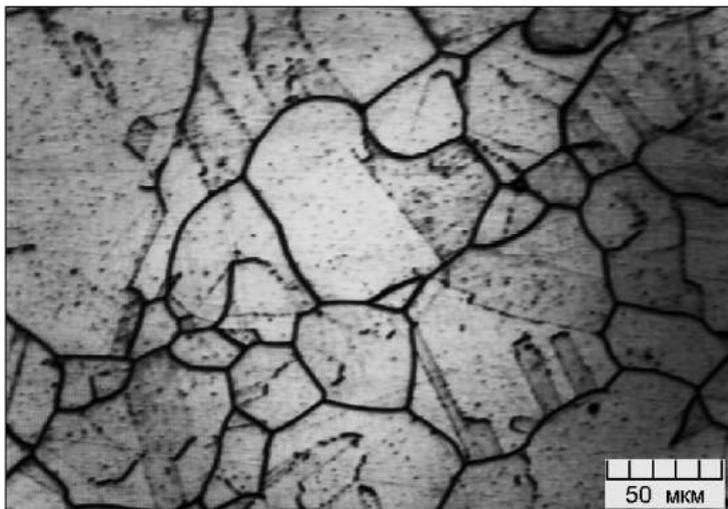


Рис. 2.2. Микроструктура феррита в технически чистом железе

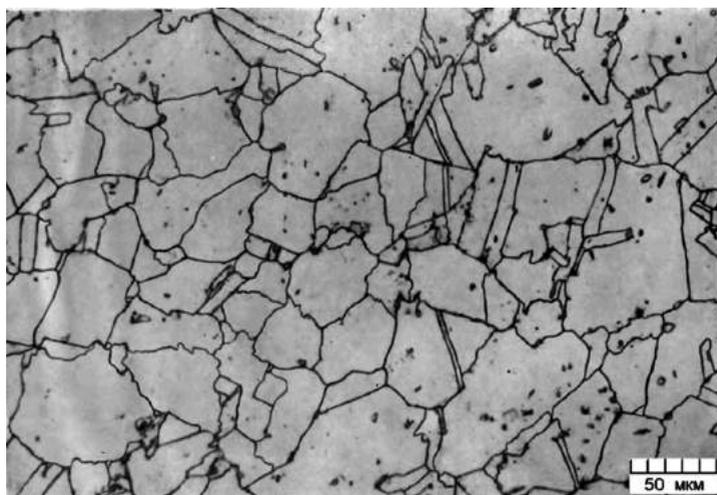


Рис. 2.3. Микроструктура аустенита в легированной стали

из светлых зерен многоугольной формы с характерными двойниками внутри (рис. 2.3). Аустенит тверже и прочнее феррита,  $\sigma_s = 600$  МПа; НВ = 1800–2000 МПа. Аустенит весьма пластичен,  $\delta = 40\text{--}50\%$ .

### *Химическое соединение*

**Цементит (Ц)** – химическое соединение  $\text{Fe}_3\text{C}$  (карбид железа) со сложной ромбической кристаллической решеткой. Цементит содержит 6,67% углерода. Цементит имеет белый цвет и при травлении обычным реактивом слабо вытравливается ввиду большей химической стойкости, чем у феррита. Наблюдается в виде пластинок, располагающихся вокруг зерен феррита, в виде игл или в форме отдельных включений (например, в белых чугунах, см. рис. 3.2–3.4). Эта фаза очень твердая и хрупкая:  $\text{HV} = 8000$  МПа;  $\delta = 0\%$ . В зависимости от происхождения различают цементит первичный ( $\text{Ц}_I$ ), вторичный ( $\text{Ц}_{II}$ ) и третичный ( $\text{Ц}_{III}$ ). Первичный цементит образуется при кристаллизации из расплава. Вторичный образуется при охлаждении аустенита (ниже линии  $SE$  на диаграмме состояния «железо–углерод», рис. 2.1). Третичный – при охлаждении феррита (ниже линии  $QP$  на диаграмме состояния «железо–углерод», рис. 2.1). Наиболее крупными являются частицы  $\text{Ц}_I$ , наиболее мелкими – частицы  $\text{Ц}_{III}$ .

### *Механическая смесь*

**Перлит (П)** – механическая эвтектоидная смесь феррита и цементита ( $\text{Ф} + \text{Ц}$ ), которая формируется в результате эвтектоидного распада аустенита при постоянной температуре  $727^\circ\text{C}$ . Содержание углерода в перлите – 0,8%. Эта структурная составляющая наблюдается при небольших увеличениях ( $\times 200$ ) в виде темных пятен. Различают пластинчатый перлит, представляющий собой пластинки феррита и цементита (рис. 2.4), и зернистый перлит – округлые зернышки цементита в зернах феррита (рис. 2.9). В зависимости от строения механические свойства перлита различаются. Для зернистого перлита:  $\sigma_s = 650$  МПа;  $\text{HV} = 2000$  МПа;  $\delta = 16\text{--}20\%$ . Для пластинчатого перлита:  $\sigma_s = 860$  МПа;  $\text{HV} = 1900\text{--}2300$  МПа;  $\delta = 12\text{--}15\%$ . Зернистый перлит более пластичен и менее прочен.

## **2.2. Микроструктуры углеродистых сталей**

Классификация микроструктур технически чистого железа и углеродистых сталей в равновесном состоянии проводится

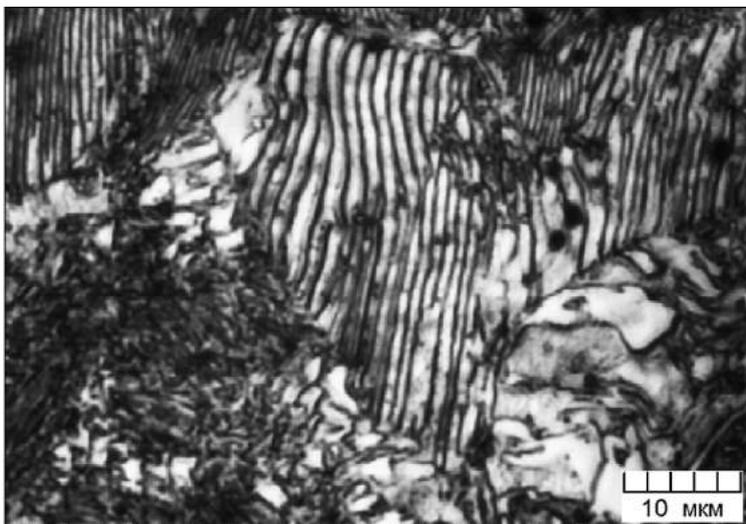


Рис. 2.4. Микроструктура пластинчатого перлита в стали с содержанием 0,8% углерода

в соответствии с диаграммой состояния сплавов системы «железо–цементит» (рис. 2.1). Сплавы с содержанием до 0,02% углерода относятся к технически чистому железу, от 0,02 до 0,8% С – к *доэвтектоидным* сталям, с содержанием 0,8% С – к *эвтектоидной* стали, и с содержанием от 0,8 до 2,14% С – к *заэвтектоидным* сталям.

Микроструктура технического железа состоит из зерен феррита (рис. 2.2).

Микроструктура доэвтектоидной стали в равновесном состоянии состоит из феррита и перлита (рис. 2.5–2.8). В доэвтектоидной стали после травления феррит выявляется в виде светлых зерен, а перлит – в виде темных зерен полосчатого строения. С увеличением содержания углерода количество перлита возрастает.

Микроструктура эвтектоидной стали состоит только из перлита пластинчатого строения, что хорошо видно при повышенном увеличении (рис. 2.4).

Заэвтектоидная сталь имеет микроструктуру, состоящую из перлита и вторичного цементита (рис. 2.10). В результате

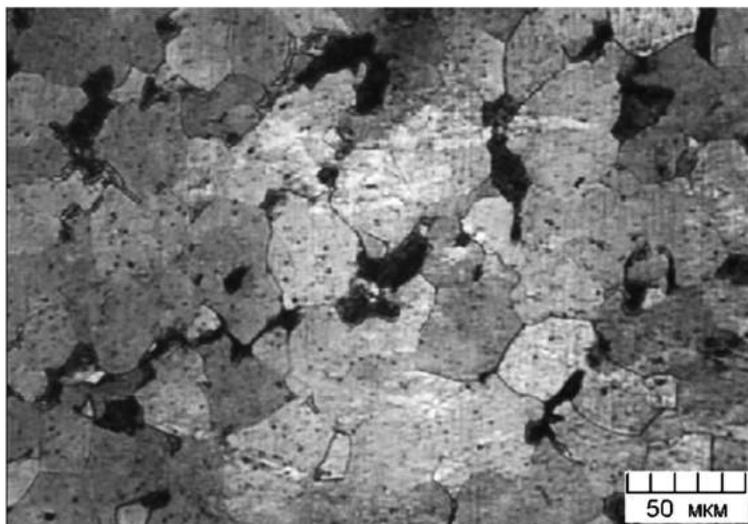


Рис. 2.5. Микроструктура доэвтектоидной стали 15 с содержанием углерода 0,15%: феррит – светлые участки; перлит – темные участки

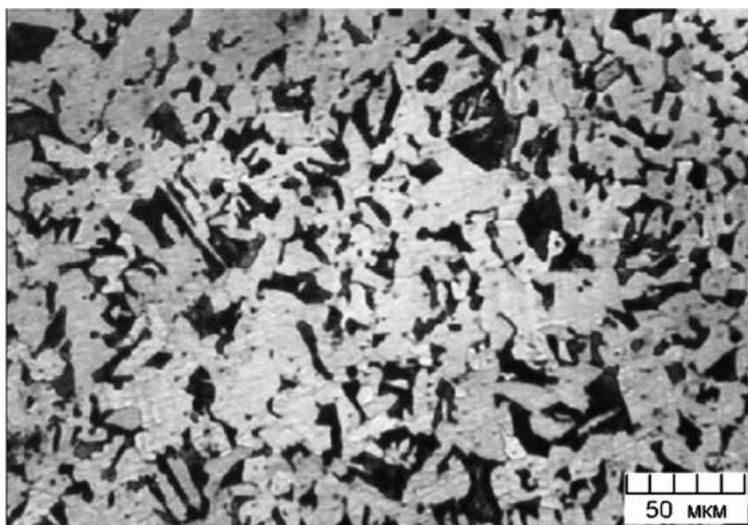


Рис. 2.6. Микроструктура доэвтектоидной стали 30 с содержанием углерода 0,30%: феррит – светлые участки; перлит – темные участки

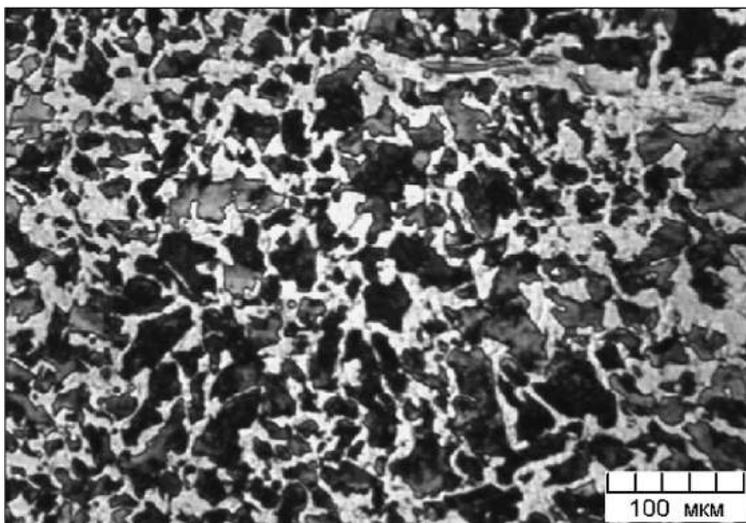


Рис. 2.7. Микроструктура доэвтектоидной стали 45 с содержанием углерода 0,45%: феррит – светлые участки; перлит – темные участки

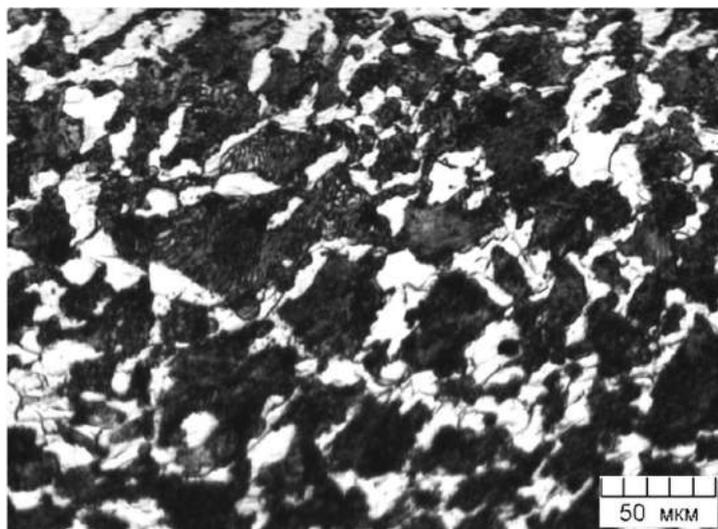


Рис. 2.8. Микроструктура доэвтектоидной стали 60 с содержанием углерода 0,60%: феррит – светлые участки; перлит – темные участки

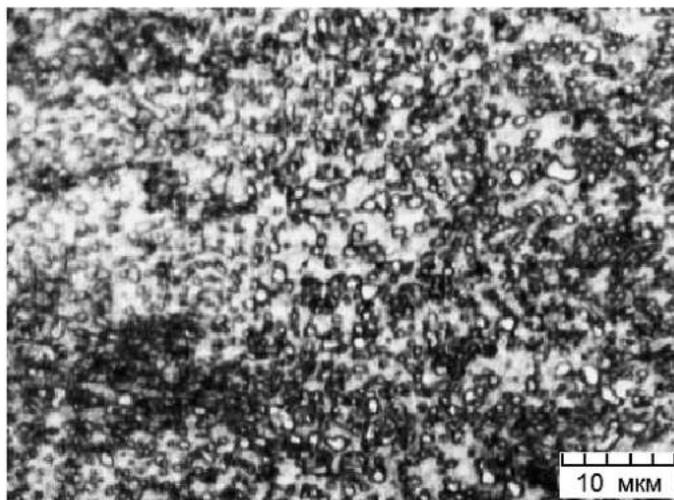


Рис. 2.9. Микроструктура эвтектоидной стали У8 с содержанием углерода 0,8% после отжига: зернистый перлит, светлые зерна – цементит, матрица – феррит

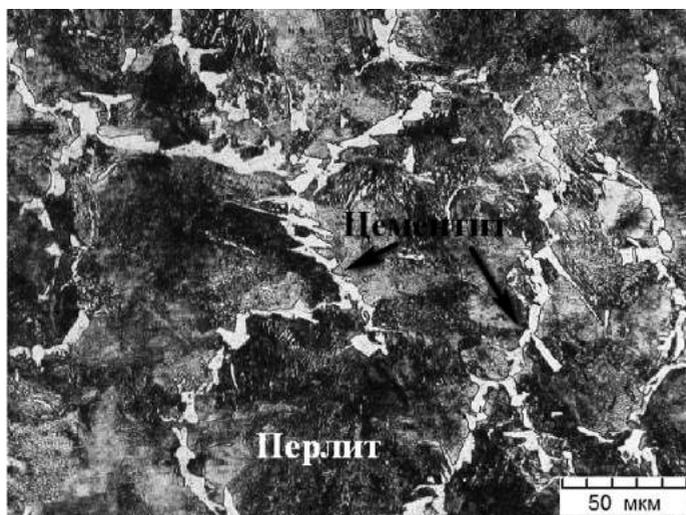


Рис. 2.10. Микроструктура заэвтектоидной стали У10 с содержанием углерода 1,0% после нормализации: перлит пластинчатый и цементит вторичный в виде тонкой сетки

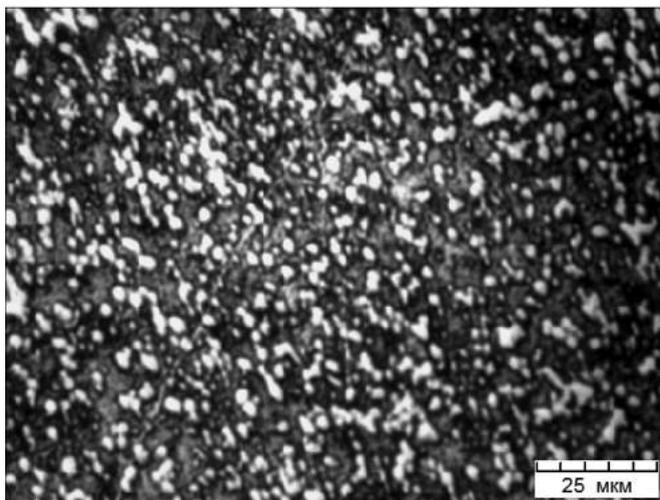


Рис. 2.11. Микроструктура заэвтектоидной стали У10 с содержанием углерода 1,0% после отжига: феррито-карбидная смесь; светлые зерна – карбиды, темная матрица – легированный феррит

медленного охлаждения образуются темные зерна перлита и светлая блестящая сетка цементита вокруг перлитных зерен. Чем больше углерода в заэвтектоидной стали, тем более широкой получается цементитная сетка.

Механические свойства стали зависят от формы и размера цементитных включений. Можно добиться образования зернистого перлита специальным отжигом (рис. 2.9). Структура, подобная зернистому перлиту, может быть получена и для заэвтектоидной стали (рис. 2.11). Она представляет собой феррито-карбидную смесь, поскольку углерода в такой структуре больше, чем в перлите, и называться перлитом не может.

## МИКРОСТРУКТУРЫ ЧУГУНОВ В РАВНОВЕСНОМ СОСТОЯНИИ

### 3.1. Структурные составляющие чугунов

**Чугуны** в зависимости от того, в каком виде присутствует углерод, подразделяются на: **белые** – углерод находится в связанном состоянии (в виде химического соединения цементита  $\text{Fe}_3\text{C}$ ); **серые** – углерод находится в свободном состоянии (в виде элементарного графита); **половинчатые** (отбеленные) – углерод может быть в виде графита и цементита.

В белых чугунах существуют те же структурные составляющие, что и в углеродистых сталях (аустенит, феррит, цементит, перлит), приведенных в главе 2, и ледебурит. Для их описания также используется метастабильная диаграмма состояния «железо–цементит».

Серые чугуны характеризуются стабильной диаграммой состояния «железо–углерод». Их основные структурные составляющие при комнатной температуре: феррит, графит, перлит и ледебурит.

На структурообразование чугуна влияет скорость охлаждения и количество легирующих элементов, способствующих **графитизации** – процессу образования графитных включений.

**Графит (Гр)** – кристаллическая модификация углерода, имеющая гексагональную кристаллическую решетку. Графит обладает очень низкой твердостью ( $\text{HV} = 30$  МПа), прочностью, пластичностью. Плотность –  $2,2$  г/см<sup>3</sup>, температура плавления –  $3800$  °С. Он образуется в высокоуглеродистых сплавах при малых скоростях охлаждения.

Графит может иметь пластинчатую (лепестковую), вермикулярную, шаровидную или хлопьевидную форму (рис. 3.1). Са-

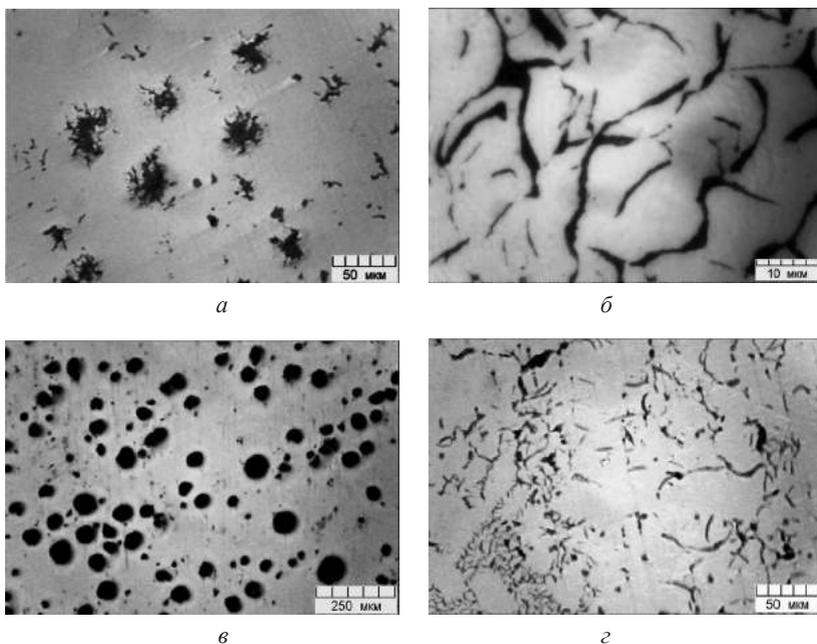


Рис. 3.1. Форма графита (темные включения) в серых чугунах:  
*а* – хлопьевидная, *б* – пластинчатая, *в* – шаровидная, *г* – вермикулярная

мые низкие механические свойства у чугунов с пластинчатой формой графита.

Серые чугуны по форме включений графита подразделяют на *серый* обычный с пластинчатым графитом (СЧ), высокопрочный с шаровидным графитом (ВЧ), *ковкий* с хлопьевидным графитом (КЧ) и чугун с вермикулярным графитом (ЧВГ).

### *Механические смеси*

**Перлит (П)** – механическая смесь феррита и цементита или феррита и графита, в зависимости от состояния углерода.

Первый тип перлита – механическая эвтектоидная смесь феррита и цементита (Ф+Ц), которая формируется в результате эвтектоидного распада аустенита при постоянной температуре 727°C, содержание углерода в перлите – 0,8%. Характерен для сталей и белых чугунов.

Второй тип перлита – механическая эвтектоидная смесь феррита и графита (Ф+Гр) – кристаллизуется из аустенита при постоянной температуре 738 °С, содержание углерода в которой 0,7%. Микроструктура представляет собой равномерно распределенные включения графита в ферритной основе серого цвета.

**Ледебурит (Л)** – механическая смесь аустенита и цементита или аустенита и графита, в зависимости от состояния углерода.

Первый тип ледебурита – механическая смесь аустенита и цементита (А+Ц), которая кристаллизуется из жидкого сплава с концентрацией 4,3% углерода при постоянной температуре 1147 °С. Она состоит из аустенита и цементита при температуре выше  $A_1$  и из перлита и цементита – ниже  $A_1$  (рис. 3.2). Ледебурит имеет грубую структуру, в которой на светлом поле цементита расположены серые зерна перлита овальной формы. Ледебурит – эвтектическая смесь, твердая и хрупкая:  $HV = 5000-6000$  МПа;  $\delta = 1-2\%$ .

Второй тип ледебурита – графитная эвтектика, т. е. механическая смесь аустенита и графита (А+Гр), которая кристаллизу-

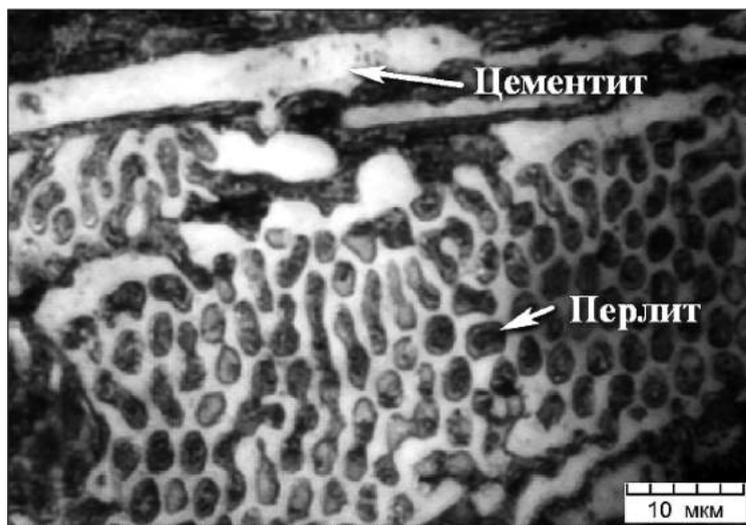


Рис. 3.2. Микроструктура эвтектического белого чугуна: ледебурит

ется из жидкого сплава с концентрацией 4,26% при постоянной температуре 1153 °С. Она состоит из аустенита и графита при температуре выше  $A_1$  и из перлита и графита – ниже  $A_1$ , имеет более высокую прочность, чем перлит. На микроструктуре выявляется в форме зерен, у которых на светлом поле феррита расположены серые включения зерен перлита.

### 3.2. Микроструктуры чугунов

Белые чугуны по структуре подразделяются на доэвтектические (рис. 3.3, перлит + вторичный цементит + ледебурит), эвтектические (рис. 3.2, ледебурит), заэвтектические (рис. 3.4, цементит + ледебурит). Процесс структурообразования при кристаллизации эвтектического и заэвтектического чугуна начинается с формирования крупных пластин первичного цементита.

В серых чугунах графитовые включения находятся в металлической основе (матрице) и их можно рассмотреть до травления

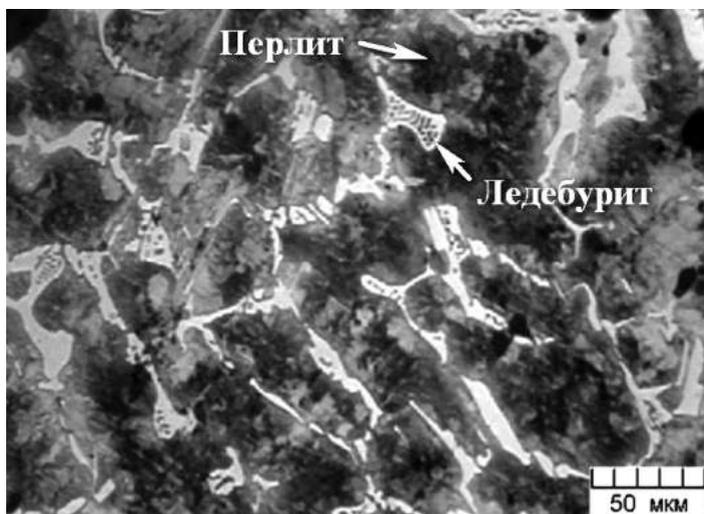


Рис. 3.3. Микроструктура доэвтектического белого чугуна:  
перлит – темные включения; вторичный цементит – светлые включения;  
ледебурит – зерна в крапинку

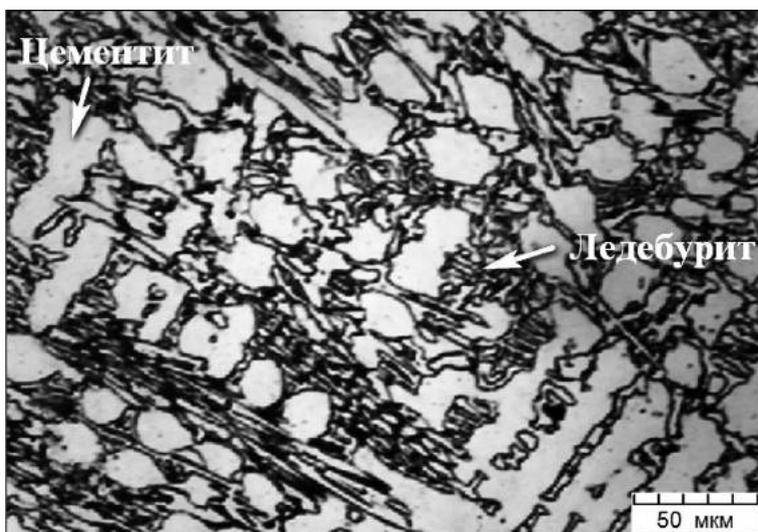


Рис. 3.4. Микроструктура заэвтектического белого чугуна:  
дендриты первичного цементита и ледебурит

микрошлифов (рис. 3.1). После травления микроструктура матрицы может быть ферритной, ферритно-перлитной, перлитной в зависимости от содержания углерода и условий кристаллизации отливок (рис. 3.5 и 3.6).

Серый обычный чугун имеет графитные включения пластинчатой формы. Из-за меньшей в сравнении со сталью температуры плавления и наличием в структуре графита он обладает лучшими литейными свойствами. Имеет хорошую жидкотекучесть и малую усадку.

Механические свойства чугуна определяются количественным соотношением структурных составляющих – главным образом феррита, перлита и графита. Значительную роль играют количество, форма, размеры и характер распределения включений графита. Включения графита снижают прочность чугуна за счет уменьшения эффективной площади поперечного сечения. Кроме того, они играют роль внутренних концентраторов напряжений. Наряду с этим наличие графита в структуре чугуна обеспечивает такие его качества, как высокую циклическую

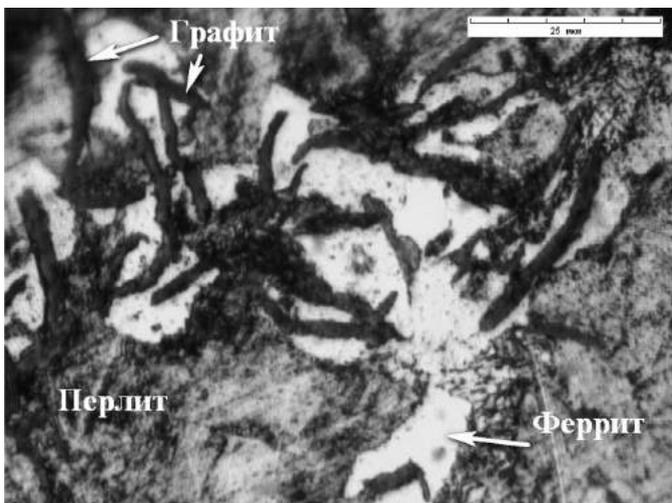


Рис. 3.5. Микроструктура серого ферритно-перлитного чугуна СЧ20 после травления: графит – серые пластинки; перлит – серые зерна и феррит – светлые зерна

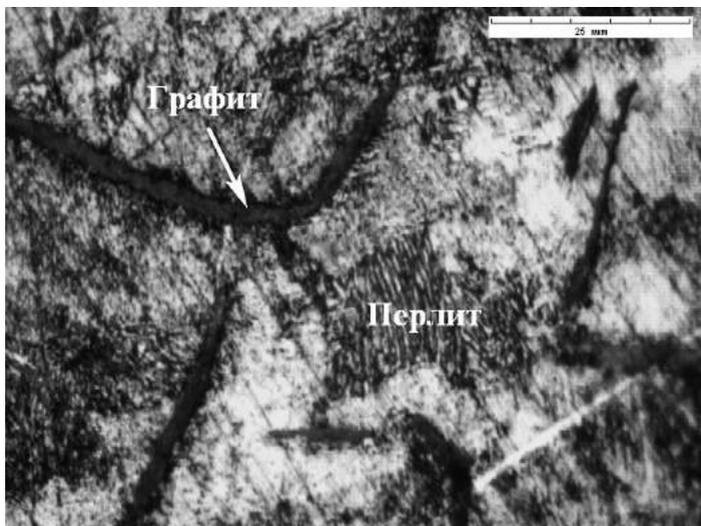


Рис. 3.6. Микроструктура перлитного серого чугуна СЧ30 после травления: графит – серые пластинки на фоне перлита

вязкость и низкую чувствительность к внешним надразам. Серый чугун с пластинчатым графитом имеет очень низкую пластичность, которая практически не зависит от характера металлической основы. Чугун с перлитной основой (рис. 3.5) более прочен и износостойчив. Феррит несколько снижает механические свойства серого чугуна, особенно его твердость и износостойкость.

Серый обычный чугун является основным конструкционным материалом для изготовления базовых отливок, работающих в условиях знакопеременных нагрузок и вибраций.

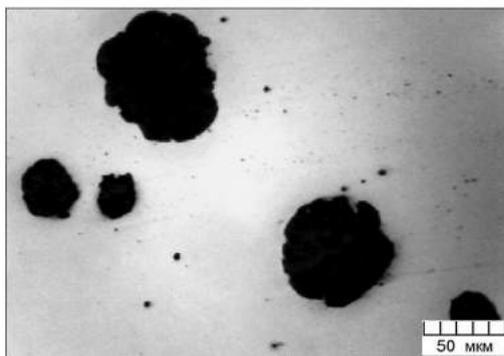
В структуре серого чугуна возможно образование большого количества мелких, очень твердых включений цементита (рис. 3.7), которые снижают его обрабатываемость резанием. Крупные выделения цементита делают чугун еще более твердым и препятствуют обработке резанием. Такие чугуны называют *половинчатыми*.

Высокопрочным является чугун с шаровидной формой графита (рис. 3.8). Его получают введением в жидкий расплав обычного чугуна модификаторов (Mg, Ce, Li и др.). Матрица высоко-



Рис. 3.7. Микроструктура половинчатого чугуна после травления: вермикулярный графит, перлит и цементит – белые пластины

Рис. 3.8. Микроструктура высокопрочного чугуна до травления: графит шаровидный и металлическая основа



прочного чугуна может быть ферритной, ферритно-перлитной и перлитной (рис. 3.9, 3.10).

Ферритные чугуны характеризуются умеренной прочностью и высокой пластичностью. Феррито-перлитные чугуны имеют более высокую прочность, но существенно меньшую пластичность. Требуемые свойства чугунов этих двух классов получают непосредственно в литом состоянии без термической обработки. Перлитные чугуны имеют более высокую прочность.

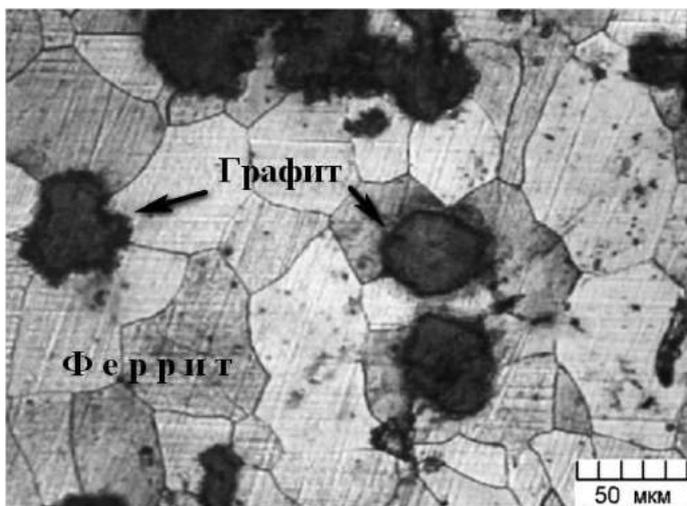


Рис. 3.9. Микроструктура высокопрочного ферритного чугуна ВЧ 45 после травления: графит шаровидный и ферритная матрица

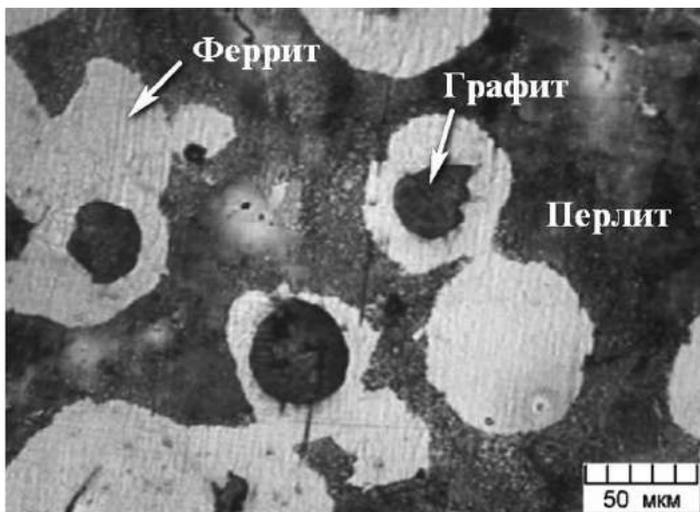


Рис. 3.10. Микроструктура высокопрочного ферритно-перлитного чугуна ВЧ 60 после травления: графит шаровидный, феррит – белая оторочка вокруг графита и темные участки перлита

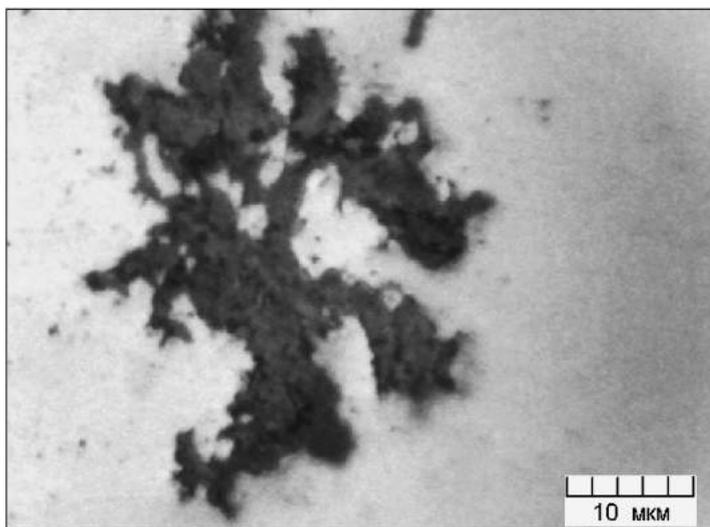


Рис. 3.11. Микроструктура ковкого чугуна до травления: графит хлопьевидный и металлическая основа

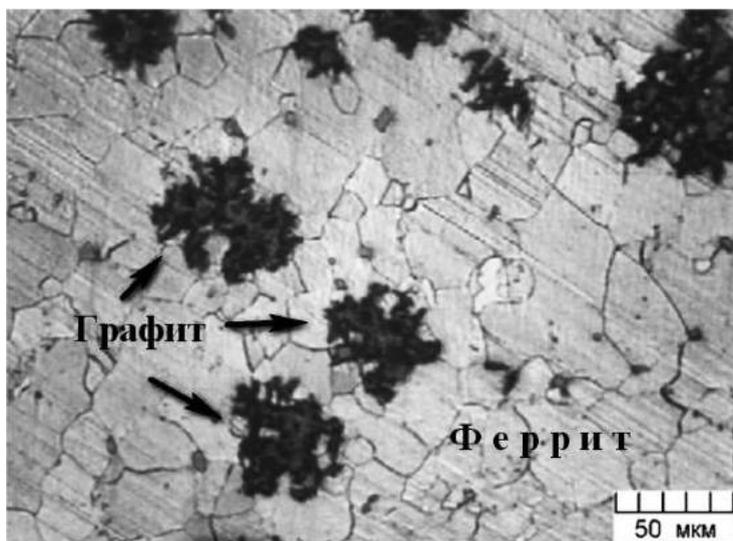


Рис. 3.12. Микроструктура ферритного ковкого чугуна КЧ 30 – 6: графит хлопьевидный – черные включения; феррит – светлые зерна

*Ковкий* чугун с хлопьевидным или компактным графитом (рис. 3.11) получают путем отжига белого чугуна определенного химического состава. Матрица может быть перлитная, ферритная, перлитно-ферритная. Наименьшей прочностью и более высокой пластичностью обладают ковкие чугуны с ферритной основой (рис. 3.12). Рекомендуемый химический состав ковких чугунов отличается пониженным содержанием графитизирующих элементов, углерода (2,4–2,9%) и кремния (1,0–1,6%). Это объясняется необходимостью получения в литом состоянии полностью отбеленного чугуна по всему сечению отливки.

По уровню свойств ковкий чугун занимает промежуточное положение между серым чугуном и высокопрочным чугуном. При этом он выгодно отличается от стали лучшими литейными свойствами, а от серого чугуна более высокой вязкостью и пластичностью. Это обстоятельство послужило причиной для получения названия «ковкий», хотя никаким процессамковки этот чугун не подвергается.

## МИКРОСТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

### 4.1. Структурные составляющие в термически обработанной стали

**Термическая обработка** – совокупность операций теплового воздействия на металлы и сплавы с целью изменения их структуры и свойств. Цель термической обработки стали – изменение ее структуры, приводящее к изменению свойств в заданном направлении (твердости, прочности, пластичности, износостойкости, обрабатываемости резанием и т. д.). Основными видами термической обработки сталей являются: отжиг, закалка, отпуск.

Феррито-перлитная структура в доэвтектоидной, перлитная – в эвтектоидной и перлитно-цементитная в заэвтектоидной углеродистых сталях образуются при их достаточно медленном охлаждении, от температур выше критических  $A_{c3}$  и  $A_{cm}$  (см. рис. 2.4–2.8). Условия превращения (распада) аустенита при отжиге или нормализации близки к равновесным.

При больших скоростях охлаждения фазовые превращения совершаются при более низких температурах с формированием структур, отличных от равновесных. Если скорости охлаждения не превышают критической, то стали после термической обработки будут иметь структуры **перлита**, **сорбита**, **троостита**, т. е. эвтектоидную структуру различной степени дисперсности.

**Пластинчатый перлит** (см. рис. 2.4) образуется при достаточно медленном охлаждении углеродистой стали вместе с печью. Образование **сорбита** в сталях происходит при охлаждении на воздухе при небольших степенях переохлаждения с изотермической выдержкой (рис. 4.1). Еще большая степень дисперсности феррито-цементитной смеси достигается при охлаждении в масле.

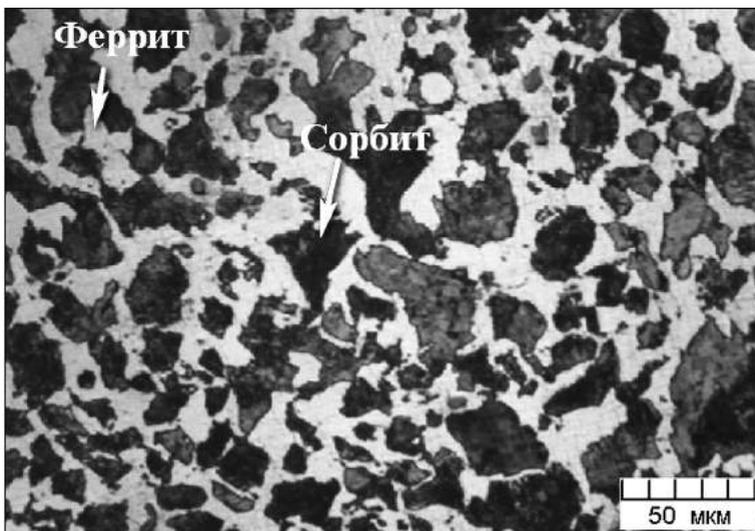


Рис. 4.1. Микроструктура стали 45 после охлаждения на воздухе: феррит и сорбит

При этом аустенит превратится в мартенсит частично и структура будет состоять из мартенсита и троостита (рис. 4.2).

**Бейнит** – микроструктура стали в виде феррито-цементитной смеси игольчатого типа, получаемая в результате промежуточного превращения при достаточно большой степени переохлаждения аустенита до 450–550 °С (рис. 4.3).

При скорости охлаждения, равной или выше критической, сталь приобретает структуру **мартенсита** с некоторым количеством остаточного **аустенита** (рис. 4.4). Его количество зависит от содержания углерода в углеродистых сталях (остаточного аустенита тем больше, чем выше содержание углерода) и количества легирующих элементов.

**Мартенсит закалки** – микроструктура закаленной стали, представляющая собой пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железе с тетрагональной кристаллической решеткой. Под микроскопом мартенсит наблюдается в виде игл, располагающихся под углом 60 или 120° (рис. 4.4); светлые поля – остаточный аустенит. Содержание углерода в мартенсите

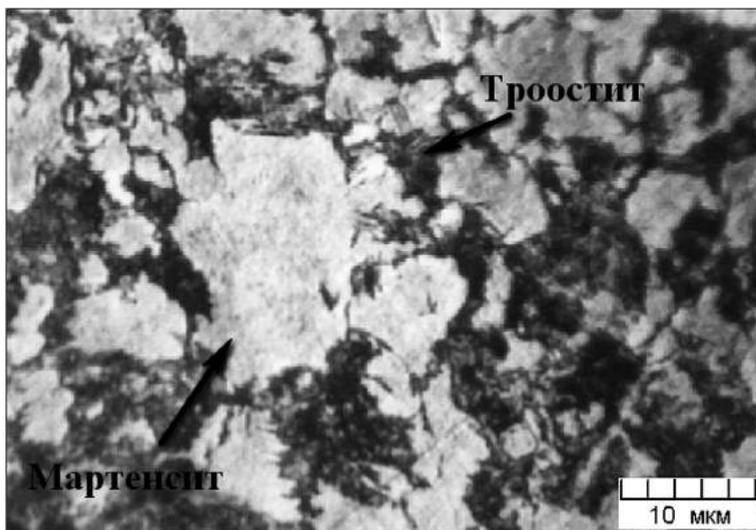


Рис. 4.2. Микроструктура стали 45 после охлаждения в масле: троостит и мартенсит

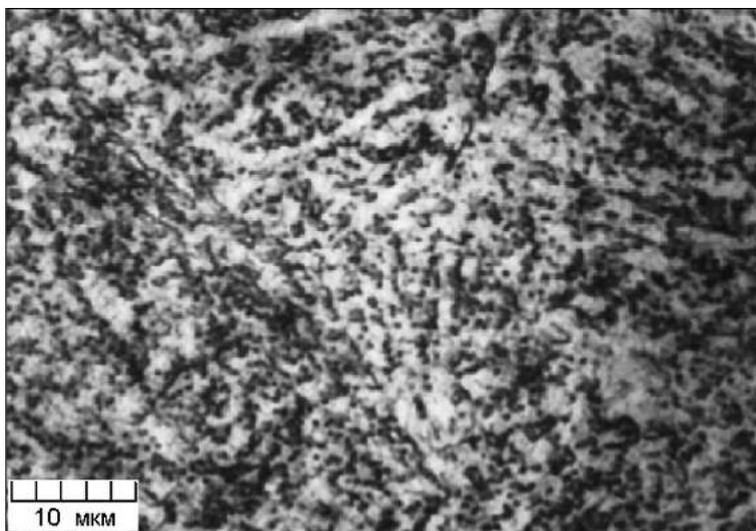


Рис. 4.3. Микроструктура стали 45 после охлаждения с высокой степенью переохлаждения до 450–550 °С: бейнит

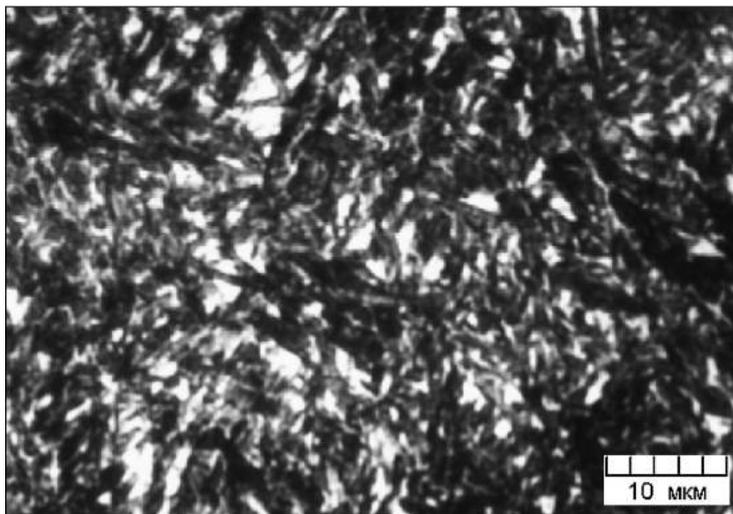


Рис. 4.4. Микроструктура стали 45 после полной закалки:  
мартенсит и остаточный аустенит

такое же, как и в аустените, и может достигать 2,14%. Чем мельче иглы мартенсита, тем выше механические свойства стали.

**Мартенсит отпуска.** Микроструктура мартенсита, получаемая при низком отпуске при 150–200 °С, похожа на его микроструктуру до отпуска. Однако в нем игольчатость кристаллов мартенсита проявляется не так сильно (рис. 4.5). В отличие от мартенсита закалки она представляет собой смесь малоуглеродистого мартенсита и мелких частиц карбидов (см. рис.1.7, б), которая является *отпущенным мартенситом* или *мартенситом отпуска*. Твердость стали сохраняется максимальной, такой, которая получилась при закалке.

**Троостит отпуска** – микроструктура, получаемая в результате среднего отпуска мартенсита при нагреве закаленной стали от 350 до 500 °С. Это механическая смесь, состоящая из мелких округлых зерен или коротких пластинок карбида в ферритной основе (рис. 4.6). Для троостита характерны достаточно высокая твердость и сохранение остатков игольчатости.

**Сорбит отпуска** – механическая смесь, состоящая из феррита и цементита средней степени дисперсности (рис. 4.7). Эта

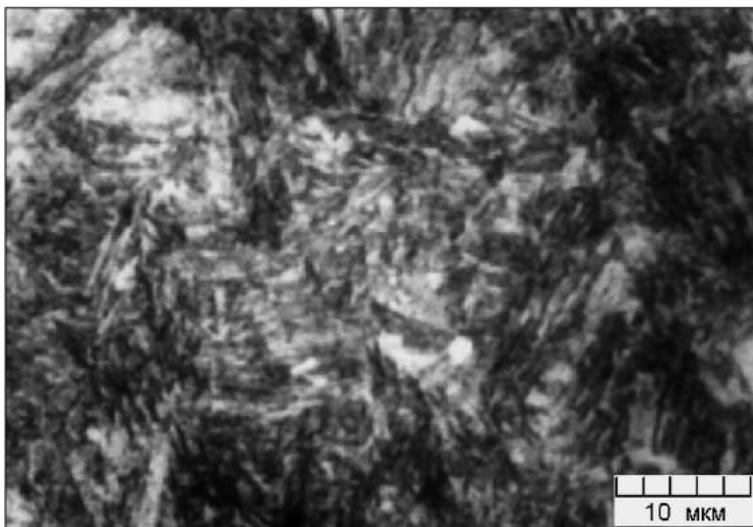


Рис. 4.5. Микроструктура стали 45 после закалки и низкого отпуска:  
мартенсит и карбиды

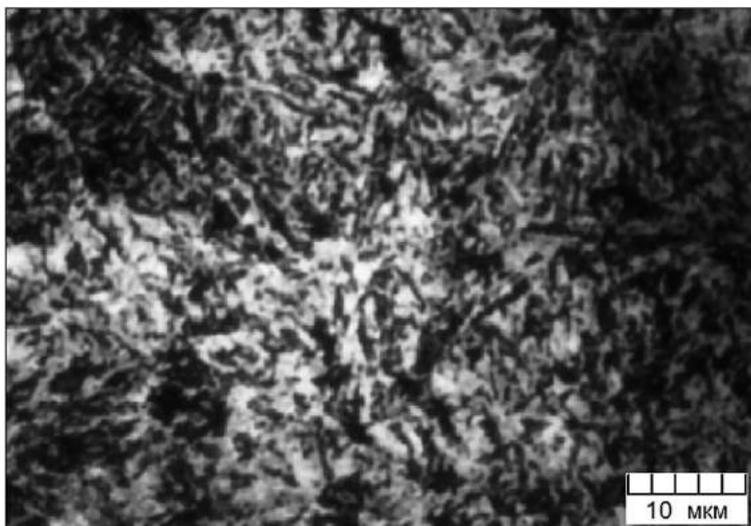


Рис. 4.6. Микроструктура стали 45 после закалки и среднего отпуска:  
троостит отпуска

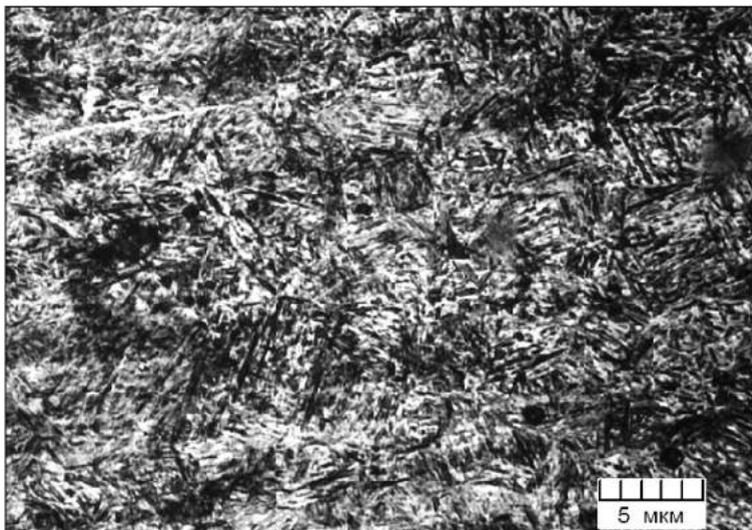


Рис. 4.7. Микроструктура стали 45 после закалки и высокого отпуска: сорбит отпуска

структура образуется в результате отпуска мартенсита при 500–600 °С. Она характеризуется меньшей твердостью, но более высокой пластичностью, чем троостит отпуска.

**Аустенит остаточный.** В микроструктуре высокоуглеродистой стали после закалки остаточный аустенит проявляется в виде светлых участков небольших размеров на фоне мартенсита (темных участков игольчатого типа).

#### 4.2. Микроструктуры углеродистых сталей после термической обработки

Микроструктура углеродистой стали после полной закалки состоит из мартенсита и остаточного аустенита. На рис. 4.4 показана структура конструкционной стали 45 после закалки в воду с 840 °С.

Микроструктура доэвтектоидной углеродистой стали 45, нагретой выше критической точки  $A_{c1}$ , но ниже  $A_{c3}$ , когда феррит не полностью превратился в аустенит, после неполной закалки,

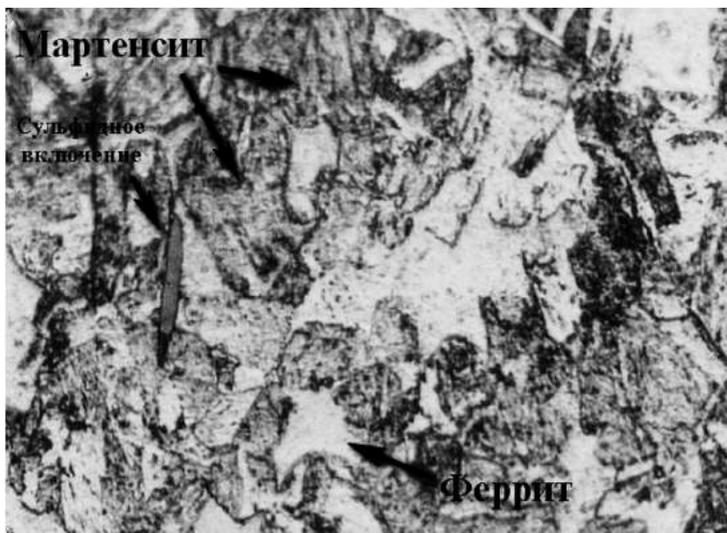


Рис. 4.8. Микроструктура стали 45 после неполной закалки: мартенсит и феррит

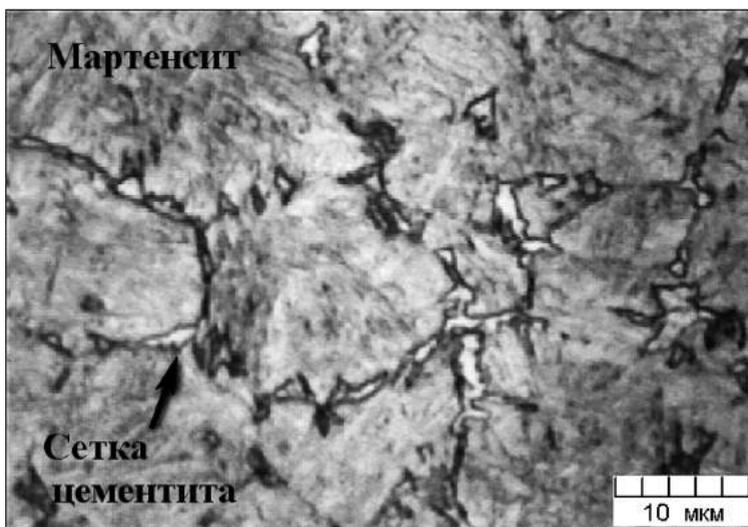


Рис. 4.9. Микроструктура заэвтектоидной стали после неполной закалки: мартенсит и прерывистая сетка цементита

состоит из мартенсита (темных участков игольчатого типа) и светлых участков феррита (рис. 4.8).

Заэвтектоидная углеродистая сталь, нагретая под закалку выше критической точки  $A_{c1}$ , но ниже  $A_{cm}$ , после быстрого охлаждения имеет в структуре, кроме мартенсита, белую прерывистую сетку цементита (рис. 4.9).

Микроструктура углеродистой стали 45 после изотермической закалки или со скоростью охлаждения, несколько меньшей критической, состоит из темных полей троостита и светлых полей мелкоигольчатого мартенсита (рис. 4.2). При больших увеличениях (при рассмотрении под электронным микроскопом) троостит имеет ясно выраженную структуру тонкодисперсного пластинчатого перлита; это показано для стали 70 на рис. 1.12, в.

Микроструктуры углеродистой конструкционной стали 45 после закалки в воду от  $840\text{ }^{\circ}\text{C}$  с последующим низким, средним и высоким отпуском представлены соответственно на рис. 4.5–4.7.

Низкий отпуск закаленной стали 45 обеспечивает получение игольчатой структуры отпущенного мартенсита и карбидов (рис. 4.5). Средний отпуск обеспечивает структуру троостита и отдельных игл мартенсита (рис. 4.6). После высокого отпуска формируется сорбит отпуска (рис. 4.7).

Следует также помнить, что структуры типа троостит, сорбит, бейнит ввиду их высокой дисперсности лучше рассматривать при больших увеличениях в электронном микроскопе. Доказывать наличие таких структур лучше всего с помощью измерения твердости.

## МИКРОСТРУКТУРЫ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

### 5.1. Классификация легированных сталей

Легированные стали по равновесной структуре подразделяют на следующие классы:

1) доэвтектоидные стали, содержащие избыточный (менее 0,8% С) феррит;

2) эвтектоидные стали, содержащие (0,8% С) перлит;

3) заэвтектоидные стали, содержащие избыточные (вторичные) карбиды (от 0,8 до 2,0% С).

4) ледебуритные (карбидные) стали, содержащие первичные карбиды (кристаллизующиеся из жидкого расплава) (более 2,0% С).

Кроме четырех вышеперечисленных классов могут быть еще легированные стали ферритного и аустенитного классов.

По структуре, получаемой после охлаждения на спокойном воздухе образцов небольшой толщины, выделяют три основных класса сталей: 1) перлитный; 2) мартенситный; 3) аустенитный.

Стали перлитного класса содержат небольшое количество легирующих элементов, мартенситного – более значительное. Стали аустенитного класса имеют высокое содержание легирующих элементов.

В сталях перлитного класса после охлаждения на воздухе различают основные структуры – перлит, сорбит, троостит. В мартенситных сталях – мартенсит.

У сталей аустенитного класса температура мартенситного превращения лежит в области отрицательных температур и при комнатной температуре их структура – аустенит.

По химическому составу стали подразделяют на низколегированные (содержание легирующих элементов  $< 2,5\%$ ), среднелегированные (содержание легирующих элементов от  $2,5$  до  $10\%$ ) и высоколегированные (содержание легирующих элементов  $>10\%$ ). По наличию тех или иных легирующих элементов стали подразделяют на никелевые, хромистые, хромоникелевые, хромоникельмолибденовые и др.

По назначению легированные стали классифицируют на конструкционные, инструментальные и специального назначения.

Конструкционные легированные стали, идущие на изготовление деталей и механизмов машин, разделяют на машиностроительные (детали машин) и строительные (металлоконструкции). Они должны обладать высоким комплексом механических свойств. Машиностроительные стали, как правило, подвергают термической обработке. Для обеспечения поверхностного упрочнения при сохранении вязкой сердцевины цементуемые (низкоуглеродистые,  $0,10-0,25\%$  С) стали используют после химико-термической обработки, закалки и низкого отпуска. Улучшаемые (среднеуглеродистые,  $0,25-0,70\%$  С) легированные стали используют для деталей, работающих при высоких нагрузках, после закалки и высокого отпуска.

К конструкционным легированным сталям также относят пружинные стали с особыми упругими свойствами и шарикоподшипниковые стали высокой прочности и износостойкости.

Инструментальные легированные стали, идущие на изготовление различных типов инструмента, классифицируют по двум основным признакам: назначению и технологическим свойствам, в основном по прокаливаемости и теплостойкости. Эти стали обладают повышенной прокаливаемостью, являются теплостойкими и предназначены для изготовления режущих и измерительных инструментов, штампов холодного и горячего деформирования средне- и крупногабаритных размеров.

Легированные стали и сплавы специального назначения характеризуются особыми резко выраженными свойствами: нержавеющие, износостойкие, жаростойкие, с особыми электромагнитными свойствами и др.

## 5.2. Микроструктуры легированных сталей и сплавов

**Конструкционные легированные стали** машиностроительного назначения. К цементуемым машиностроительным сталям относят высокопрочную сталь 12ХН3А (рис. 5.1), значительно упрочняемую при термической обработке (после цементации закалка в масло от 800 °С и низкий отпуск при 200 °С). Структура стали – малоуглеродистый мартенсит с отдельными включениями карбидов.

Улучшаемые стали (перлитного класса) содержат 0,3–0,4% С и разное количество легирующих элементов. Микроструктура типичного представителя – стали 40Х после обычной термической обработки – закалки в масло и высокого отпуска при 550–600 °С представлена на рис. 5.2. Конструкционные легированные стали имеют приблизительно одинаковую структуру, состоящую из сорбита и отдельных включений троостита.

**Пружинные стали.** Предназначены для изготовления пружин, рессор, упругих элементов и имеют высокие пределы упру-

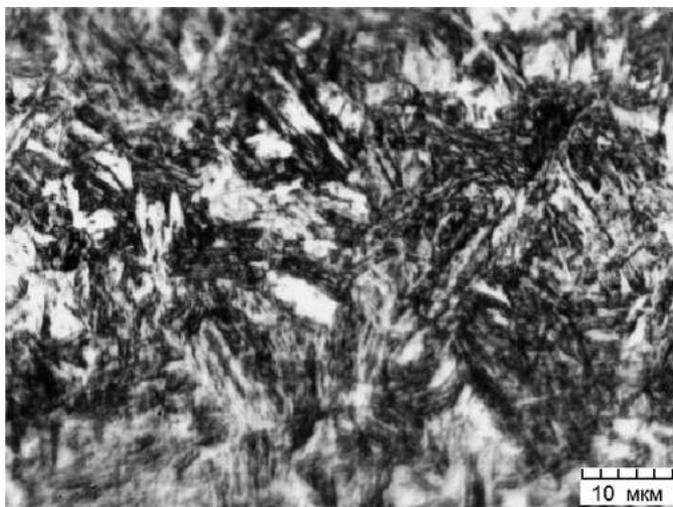


Рис. 5.1. Микроструктура конструкционной стали 12ХН3А после закалки и низкого отпуска: малоуглеродистый мартенсит отпуска и включения карбидов

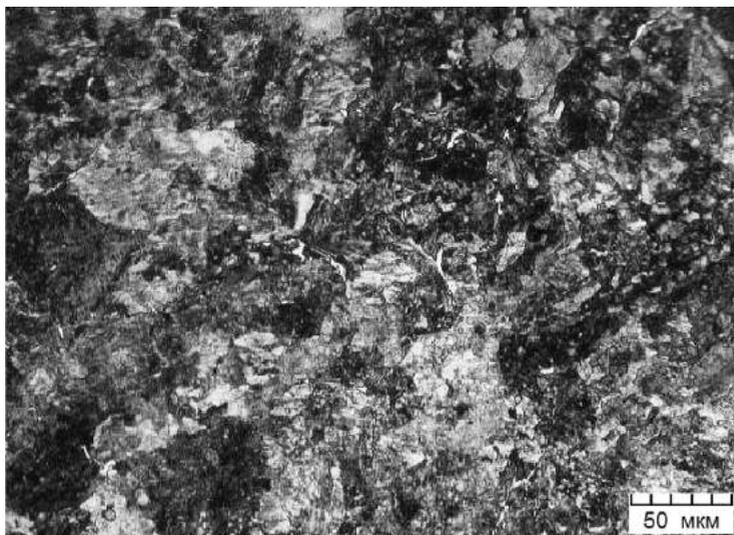


Рис. 5.2. Микроструктура стали 40X после закалки и высокого отпуска: троостит (отдельные светлые включения) и сорбит отпуска (темные включения)

гости, выносливости и релаксационной стойкости. В них при больших нагрузках не допускается остаточная деформация. Этим требованиям отвечают стали перлитного класса с повышенным содержанием углерода (0,5–0,7% C), которые подвергаются закалке и среднему отпуску при температуре 400–500 °С. Получаемая структура троостита отличается стабильностью и обеспечивает релаксационную стойкость. На рис. 5.3 представлена микроструктура стали 65Г после закалки от 830 °С в масло с последующим отпуском при 450 °С, которая вследствие низкой прокаливаемости применяется для пружин небольшого сечения. Легированная пружинная сталь 50ХГФА после закалки в масло с 870 °С и отпуска при 520 °С приобретает структуру мелкозернистого троостита (рис. 5.4), что обеспечивает ее повышенную теплостойкость и вязкость. Она используется для пружин ответственного назначения при эксплуатации до 300 °С.

**Шарикоподшипниковые стали.** Предназначены для изготовления деталей подшипников – шариков, роликов, колец,

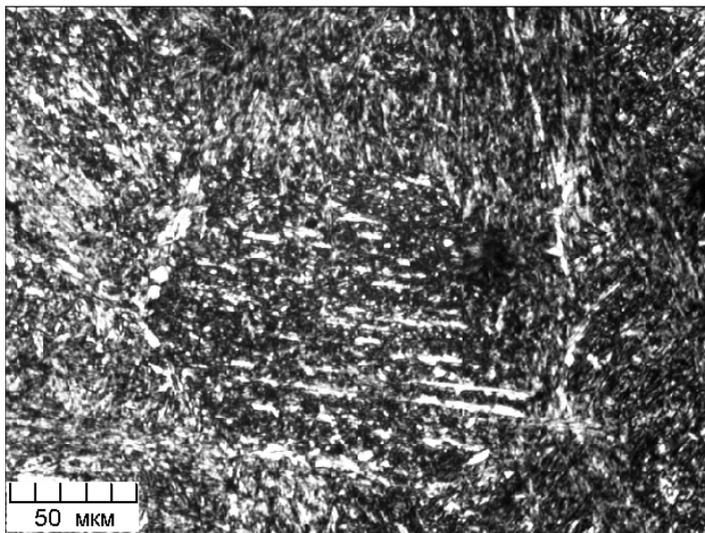


Рис. 5.3. Микроструктура пружинной стали 65Г после закалки и среднего отпуска: зернистый троостит

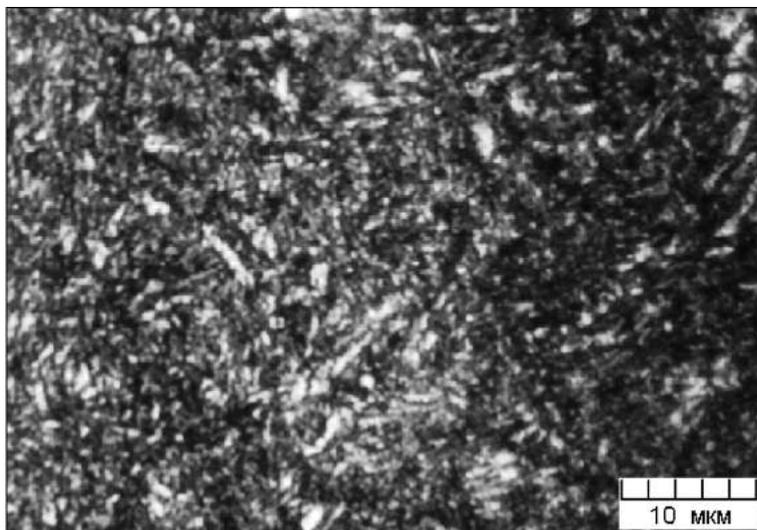


Рис. 5.4. Микроструктура легированной пружинной стали 50 ХГФА после закалки и среднего отпуска: троостит отпуска

работающих в условиях интенсивного изнашивания при высоких контактных нагрузках. Повышенное содержание углерода (до 1%) и легирование хромом обеспечивают прокаливаемость стали и после термической обработки высокую равномерную твердость, устойчивость против истирания и достаточную вязкость. Микроструктура шарикоподшипниковой стали ШХ15 после закалки в масло с 830–840 °С и низкого отпуска при 150–160 °С показана на рис. 5.5. Структура представляет собой отпущенный мелкоигльчатый мартенсит с равномерно распределенными избыточными карбидами. Она обеспечивает твердость не менее 62 HRC.

**Износостойкие стали.** Примером таких сталей является аустенитная марганцовистая сталь Г13 (сталь Гадфильда, С – 1,28–1,30%, Mn – 12–13%), которая обладает высокой износостойкостью при низкой твердости. Термообработка: закалка в воде с 1100 °С. Ее структура представляет собой однофазный аустенит с двойниками (рис. 5.6). Выделение цементита только начинается на границах зерен.

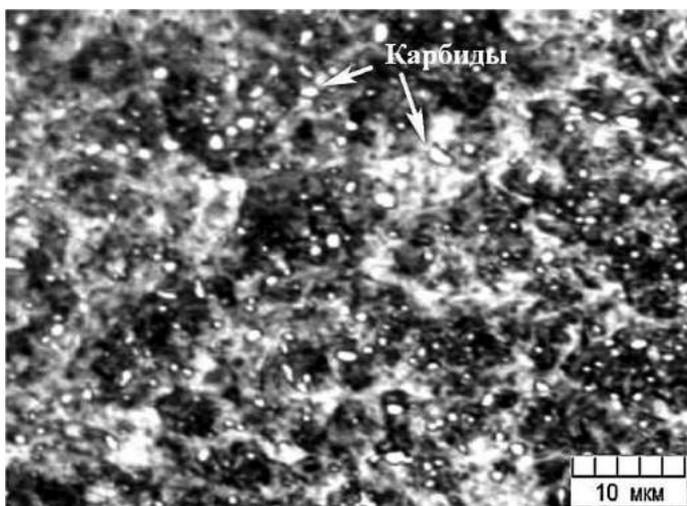


Рис. 5.5. Микроструктура шарикоподшипниковой стали ШХ15 после закалки и низкого отпуска: мартенсит мелкоигльчатый и частицы карбидов (светлые включения)



Рис. 5.6. Микроструктура аустенитной марганцевистой стали Г13 после закалки в воду с 1100 °С: аустенит с двойниками

**Инструментальные легированные стали.** Инструментальные стали повышенной прокаливаемости содержат 1–3% легирующих элементов, но являются полутеплостойкими и должны обеспечивать высокую твердость. Применяются для измерительного и режущего инструмента, штампов холодного деформирования. Повышение твердости и износостойкости достигается путем сочетания закалки и низкого отпуска. На рис. 5.7 представлена структура инструментальной стали ХГТ (С – 1,3–1,5%, Mn – 0,7–1,0%, Ti – 0,8–1,5%) после закалки в масло с 820–830 °С и низкого отпуска при 150–160 °С для получения твердости 61–64 HRC. Структура стали состоит из мартенсита отпуска с включениями светлой карбидной фазы (цементита, легированного хромом, марганцем, титаном).

**Быстрорежущие стали.** Предназначены для режущего инструмента, работающего при высоких скоростях резания, и обладают высокой теплостойкостью. Микроструктура таких сталей после отжига состоит из карбидов хрома, вольфрама, ванадия (до 25%), равномерно распределенных по легированному

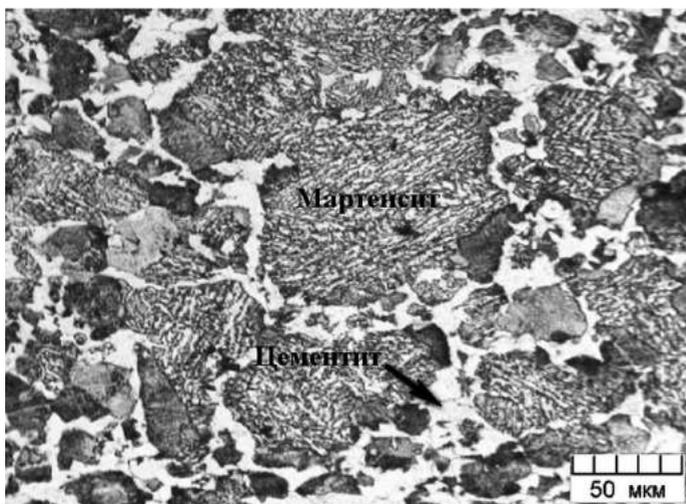


Рис. 5.7. Микроструктура инструментальной стали ХГТ после закалки и низкого отпуска: мартенсит отпуска и легированный цементит (светлая сетка)

ферриту (структура типа зернистого перлита). Относятся к карбидному классу. Для придания быстрорежущей стали наилучших режущих характеристик необходимо обеспечить перевод большего количества легирующих элементов из карбидов в аустенит, что достигается при нагреве под закалку. После закалки структура быстрорежущей стали состоит из мартенсита, карбидов и остаточного аустенита (до 20–30%). Такая сталь непригодна для эксплуатации без отпуска, поскольку разогрев инструмента до 300–500 °С приводит к снижению твердости и преждевременному выходу из строя. С целью превращения остаточного аустенита в мартенсит отпуска и повышения теплоустойчивости быстрорежущую сталь подвергают двух- или трехкратному отпуску.

После однократного отпуска при оптимальной температуре 560 °С для быстрорежущей стали Р18 (рис. 5.8) (W – 17, 5–19,0%, Mo – 0,98%, V – 1,0–4,0%, Cr – 3,8–4,4%, C – 0,7–0,8%) количество остаточного аустенита снижается примерно до 10%. Повторный отпуск уменьшает содержание остаточного аустенита

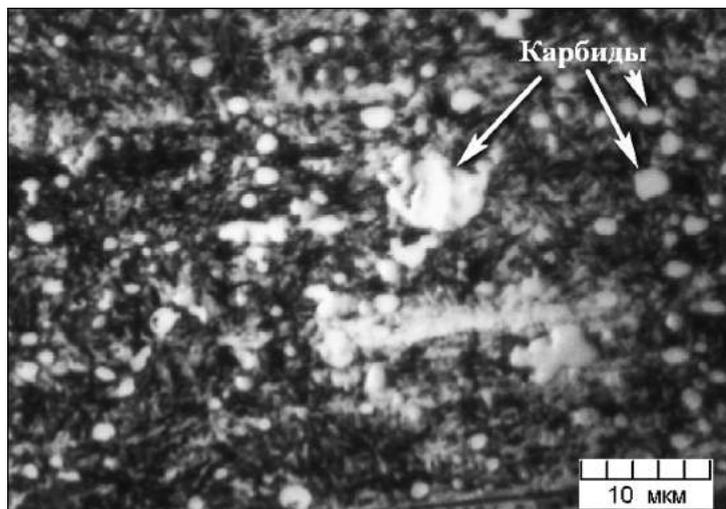


Рис. 5.8. Микроструктура стали P18 после закалки и однократного высокого отпуска: мартенсит отпуска, карбиды (светлые включения)

до 5–7%, а третий – до 2–3%. В результате закалки и трехкратного отпуска твердость стали P18 повышается с 63 до 65 HRC (за счет распада остаточного аустенита и выпадения дисперсных карбидных частиц), теплостойкость повышается до 600 °С.

**Твердые сплавы.** Структура твердых сплавов, получаемых методами порошковой металлургии, представляет собой частицы карбидов вольфрама, титана и тантала, связанные кобальтом. Микроструктура твердого сплава BK15 состоит из светлых частиц карбида вольфрама, темных частиц карбида титана и связующего кобальта по границам карбидов (рис. 5.9). Допустимая скорость резания твердыми сплавами в 3–5 раз выше, чем быстрорежущими сталями.

**Нержавеющие стали.** Нержавеющие (коррозионно-стойкие) стали относят к легированным сталям специального назначения с повышенным содержанием хрома (более 12%), никеля, титана, которые не ржавеют и не окисляются на воздухе, в воде, в ряде кислот, солей, щелочей.

Наибольшее распространение в промышленности, строительстве, изделиях широкого потребления получили хромоникелевые

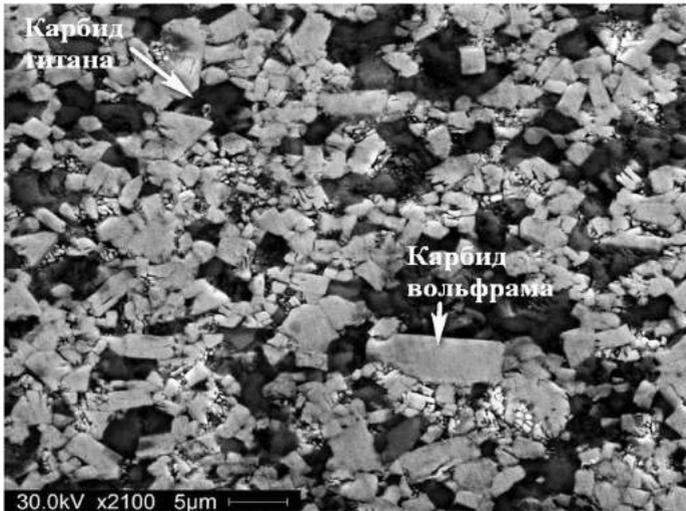


Рис. 5.9. Микроструктура твердого сплава Т5К10: светлые частицы – карбид вольфрама, темные – карбид титана, связующая – кобальт

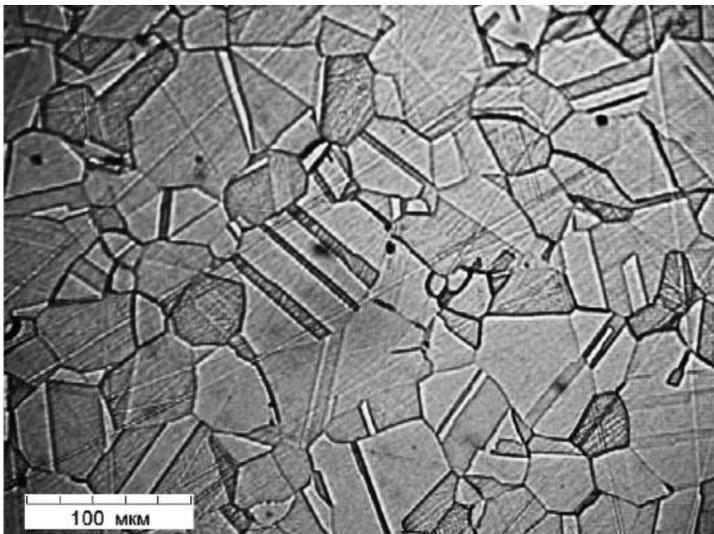


Рис. 5.10. Микроструктура стали 12Х18Н9Т после нормализации: аустенит

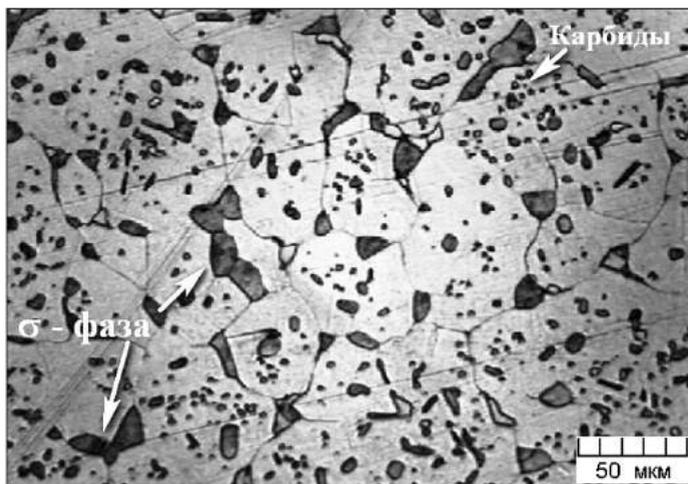


Рис. 5.11. Микроструктура хромоникелевой аустенитной стали 10X23N18 после закалки с 1100 °С в воду и отжига 840 °С: зерна аустенита полигональной формы, мелкие карбиды хрома и крупные включения  $\sigma$ -фазы (FeCr) по границам зерен

стали аустенитного класса. Типичная структура нержавеющей стали 12X18Н9Т (с 0,12% С, 18% Cr, 8–10% Ni, 0,6–0,8% Ti) –  $\gamma$ аустенит, после отжига, приведена на рис. 5.10.

Нержавеющую сталь 10X23N18 подвергают закалке, в воду с 1100 °С (рис. 5.11). Быстрое охлаждение фиксирует пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в аустените (крупные зерна). Нагрев до температур эксплуатации (840 °С) приводит к выделению карбидов и  $\sigma$ -фазы.

## **МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ**

### **6.1. Основные методы поверхностного упрочнения стальных изделий**

Большинство современных конструкций и машин работает под действием статических и динамических нагрузок при обычных и повышенных температурах, вызывающих быстрый износ, коррозию, усталость и разрушение поверхностных слоев деталей.

Для повышения сопротивляемости подобного рода разрушениям при производстве и ремонте стальных изделий необходимо изменить структурное состояние их поверхности, что достигается различными методами упрочнения. Наиболее распространенная классификация методов упрочнения поверхностей предусматривает две основные группы:

1) упрочнение изделия без изменения химического состава поверхности, но с изменением структуры;

2) упрочнение изделия с изменением химического состава поверхностного слоя и его структуры.

Упрочнение методами первой группы достигается поверхностной закалкой, поверхностным пластическим деформированием и другими методами.

Вторая группа упрочнения осуществляется различными методами химико-термической обработки и физическими методами нанесения защитных слоев.

Из методов упрочнения без изменения химического состава поверхности, но с изменением ее структуры наиболее распространены способы поверхностной закалки (ПЗ) и поверхностного пластического деформирования (ППД), а из методов упрочнения с изменением химического состава поверхности и ее структуры – химико-термическая обработка (ХТО).

Сущность любого способа **поверхностной закалки** состоит в том, что поверхностные слои стальной детали быстро нагреваются выше температуры закалки, а затем охлаждаются со скоростью выше критической. В результате слои металла, нагретый выше  $A_{c3}$ , получит полную закалку; слои, нагретый выше  $A_{c1}$ , но ниже  $A_{c3}$ , – неполную закалку, а сердцевина или не нагреется, или нагреется ниже  $A_{c1}$  и закалки не произойдет. Основное назначение ПЗ: повышение твердости, износостойкости и предела выносливости поверхности при сохранении вязкой сердцевины. В промышленности самым распространенным способом поверхностного упрочнения является индукционная закалка с нагревом токами высокой частоты (ТВЧ), имеющая наиболее высокую производительность. Для крупных деталей в основном применяется закалка с газопламенным нагревом. Поверхностную закалку с нагревом ТВЧ широко используют для повышения долговечности осей, пальцев, валов и других деталей цилиндрической формы. Толщина поверхностного слоя определяется условиями работы стальной детали. Когда изделие работает только на износ или в условиях усталости, толщину закаленного слоя чаще принимают 1,5–3,0 мм, в условиях высоких контактных нагрузок и возможной перешлифовки – 4,0–6,0 мм. В случае особо больших контактных нагрузок, например для валков холодной прокатки, толщина закаленного слоя достигает 10,0–15,0 мм и выше. Глубина сечения закаленного слоя должна быть не более 20% всего сечения. Метод поверхностной закалки ТВЧ не эффективен для деталей сложной формы, для которых из-за конструктивных особенностей возможно только местное упрочнение. Этого недостатка не наблюдается при *газопламенной* ПЗ, обеспечивающей для деталей сложной формы равномерное упрочнение.

**Поверхностное пластическое деформирование** – механическое упрочнение поверхности стальных деталей. Основное назначение – повышение усталостной прочности путем наклепа поверхности на глубину 0,2–0,4 мм. Разновидностями ППД являются дробеструйная обработка, обработка роликами, иглофрезерование, накатка рельефа и др.

**Дробеструйная обработка** – обработка дробью поверхности готовых деталей. Применяется для упрочнения деталей, удаления окалины.

При **обработке роликами** деформация осуществляется давлением ролика из твердого металла на поверхность обрабатываемого изделия. При усилиях на ролик, превышающих предел текучести обрабатываемого материала, происходит наклеп на нужную глубину.

**Иглофрезерование** при помощи фрез, на поверхности которых находится от 200 тыс. до 40 млн плотно расположенных игл из высокопрочной стальной проволоки диаметром 0,2–0,8 мм, также позволяет проводить упрочнение поверхности деталей.

**Химико-термическая обработка** заключается в насыщении поверхностного слоя стали различными элементами (С, N, В и др.) путем их диффузии в атомарном состоянии при высокой температуре из насыщающей среды. ХТО сочетает термическое и химическое воздействия с целью изменения состава, структуры и свойств поверхностного слоя стали. В зависимости от насыщающего элемента существуют следующие разновидности химико-термической обработки:

**цементация** – насыщение стали углеродом;

**азотирование** – насыщение стали азотом;

**нитроцементация (цианирование)** – одновременное насыщение стали углеродом и азотом;

**борирование** – насыщение стали бором и т. д.;

**диффузионная металлизация** – насыщение поверхности различными металлами с образованием твердых растворов замещения с железом (**алитирование, хромирование, силицирование** и т. д.).

Практическое значение имеют технологические процессы цементации, азотирования, нитроцементации, борирования, диффузионного хромирования. Наиболее широко используется цементация вследствие экономичности и недефицитности насыщающей среды. Выбор метода поверхностного упрочнения детали зависит от условий ее эксплуатации, формы, размеров, марки выбранной стали и других факторов. Общим для всех

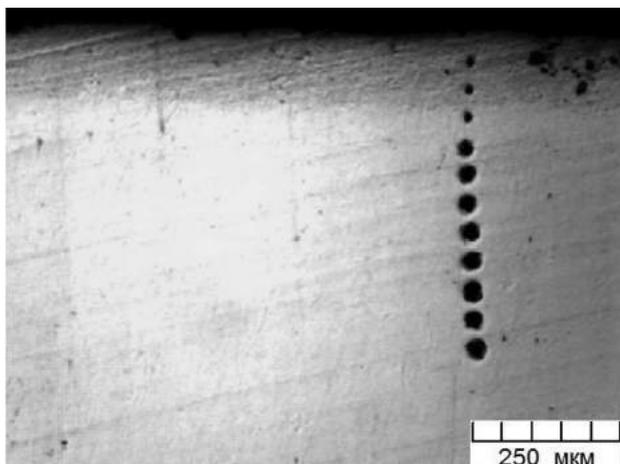


Рис. 6.1. «Дорожка» отпечатков микротвердости;  
стальная деталь после азотирования

видов поверхностного упрочнения является повышение твердости поверхностного слоя. На рис. 6.1 показана серия отпечатков при измерении микротвердости на поперечном шлифе образца. Вверху – упрочненный слой (темная полоса). Диаметр отпечатков снижается по мере приближения к поверхности – там твердость выше.

## **6.2. Микроструктуры сталей после поверхностной закалки**

Для поверхностной закалки применяют обычные углеродистые стали, содержащие 0,4–0,5% углерода (стали 40, 45, 50 и др.), и стали пониженной прокаливаемости с минимальным содержанием примесей (55ПП, 60ПП), а также легированные конструкционные стали с таким же содержанием углерода. В этих сталях при охлаждении после нагрева на поверхности образуется мартенсит (твердость 60 HRC), а в сердцевине, поскольку скорость охлаждения меньше критической, образуется сорбит или троостит (твердость 30–40 HRC). На рис. 6.2 представлен макрошлиф шестерни из стали пониженной прокаливаемости

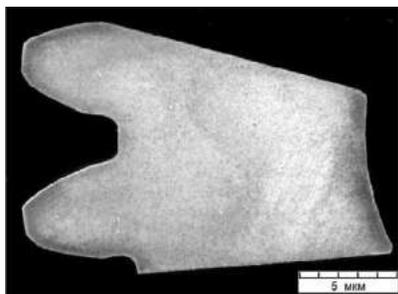


Рис. 6.2. Макроструктура фрагмента шестерни из углеродистой стали 60ПП после индукционной закалки

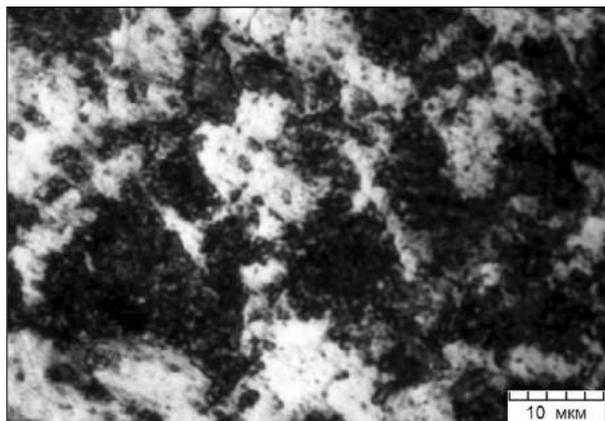
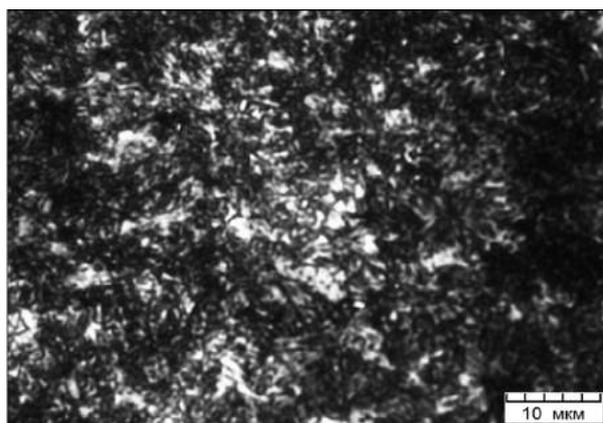


Рис. 6.3. Микроструктура поверхностного закаленного слоя (а) и сердцевины (б) шестерни из углеродистой стали 60ПП после индукционной закалки

60ПП, закаленной после индукционного нагрева. Выше критической точки был нагрет весь зуб и часть основания, которая закалилась только в поверхностном (темном) слое. Видно, что глубина закаленного слоя практически везде одинаковая. Микроструктура поверхностного слоя – мелкоигольчатый мартенсит (рис. 6.3, *а*). Сердцевина осталась без изменения – феррит + перлит (рис. 6.3, *б*). Тонкий белый ободок по контуру формируется за счет небольшого обезуглероживания при нагреве без защитной атмосферы.

### **6.3. Микроструктура сталей после поверхностного пластического деформирования**

Дробеструйной обработке подвергают изделия типа пружин, рессор, звенья цепей, гусениц, гильзы, поршни, зубчатые колеса. В результате обработки происходит изменение структуры поверхностного слоя.

Обработка роликами улучшает микрогеометрию изделия. Создание остаточных напряжений сжатия повышает предел усталости и долговечность изделия. Обкатка роликами применяется при обработке валов, калибровке труб, прутков. На рис. 6.4 показан упрочненный поверхностный слой образца стальной оси железнодорожного вагона. Микроструктура слоя представляет собой деформированные зерна феррита и перлита. Накатка роликом измельчила структуру, в поверхностном слое отдельные зерна неразличимы.

Аналогичный эффект наблюдается при накатке рельефа (канавки) на поверхности пружинной стали (рис. 6.5). Сверху видна светлая упрочненная зона.

Иглофрезерование применяют для обработки плоских и цилиндрических поверхностей, а также для очистки деталей от окалины. При иглофрезеровании образуется упрочненный поверхностный слой (рис. 6.6). В состоянии нормализации упрочненный слой состоит из деформированных зерен феррита и перлита (рис. 6.6, *а*). После закалки и отпуска упрочненный слой представляет собой деформированный мартенсит (рис. 6.6, *б*).

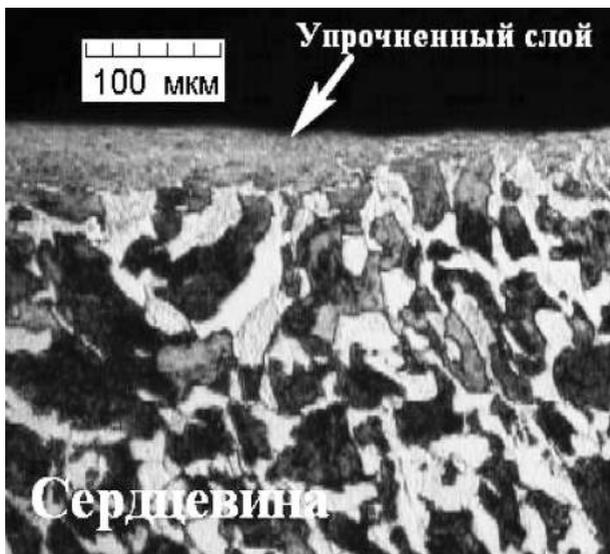


Рис. 6.4. Микроструктура поверхностного слоя стали 45 после накатки роликом

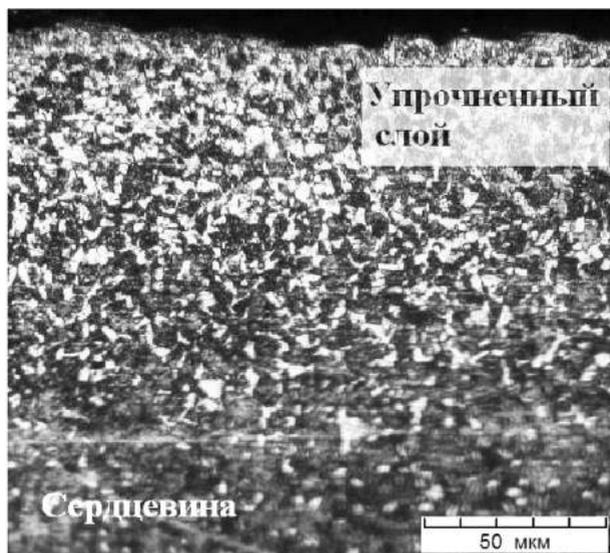
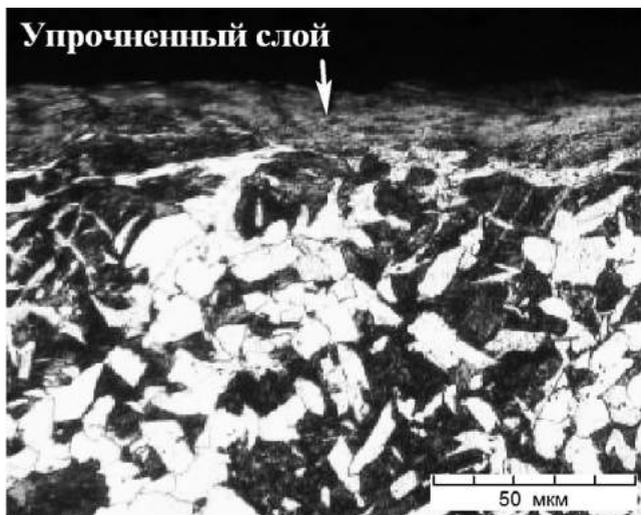
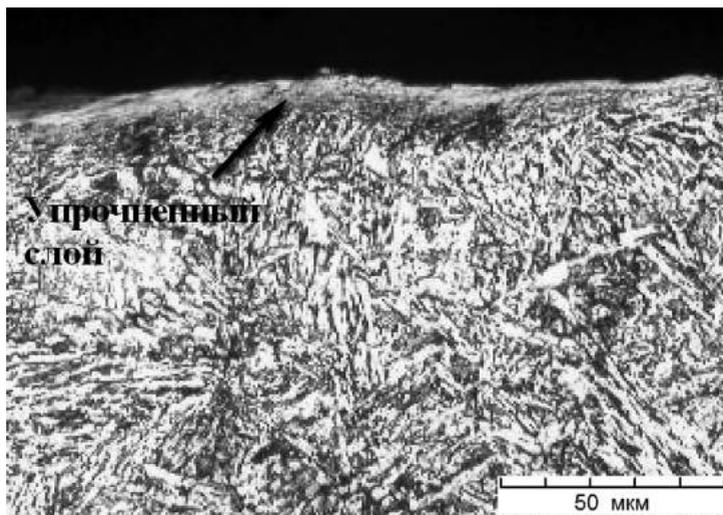


Рис. 6.5. Микроструктура пружинной стали 50ХГФА: накатка канавки;  $\times 200$



*a*



*б*

Рис. 6.6. Микроструктура упрочненного слоя стали 20ХНР (*a*): исходное состояние – нормализация; стали 25ХГМ (*б*): исходное состояние – закалка и отпуск

#### 6.4. Микроструктуры сталей после химико-термической обработки

**Цементация** заключается в диффузионном насыщении стальных деталей углеродом для придания высокой твердости и износостойкости их поверхности при сохранении вязкой и пластичной сердцевины. Окончательные свойства цементированные изделия приобретают после закалки и низкого отпуска. Цементации обычно подвергаются детали, изготовленные из сталей с содержанием углерода 0,10–0,25%, работающие в условиях контактного износа и приложения знакопеременных нагрузок: среднеразмерные зубчатые колеса, втулки, поршневые пальцы, кулачки, валы коробок передач автомобилей, отдельные детали рулевого управления и т. д.

Цементированный слой имеет переменную концентрацию углерода по толщине, уменьшающуюся от поверхности к сердцевине стальной детали. Различают четыре основные зоны стального изделия после цементации (рис. 6.7).

За глубину цементированного слоя  $h$  принимают сумму заэвтектоидной, эвтектоидной и половину доэвтектоидной зоны, где количество феррита и перлита составляет по 50%.

Для изготовления цементуемых деталей, от которых требуется высокая поверхностная твердость и допустима невысокая прочность сердцевины, применяются *углеродистые качественные стали*, содержащие  $\leq 0,25\%$  С (стали 10, 15, 20, 25). Для небольших деталей, работающих на износ в условиях трения, при средних удельных давлениях и скоростях, используются *хромистые конструкционные стали* 15Х, 20Х, 20ХФ. Для изготовления ответственных деталей, работающих при больших скоростях, средних и высоких удельных давлениях, при наличии ударных нагрузок, применяются *хромомарганцевые стали* марок 18ХГТ, 25ХГТ, 20ХГР, дополнительно легированные титаном (Ti), марганцем (Mn), бором (В).

Окончательные свойства стальных деталей достигаются в результате термической обработки, выполняемой после цементации. Этой обработкой можно исправить структуру и измельчить

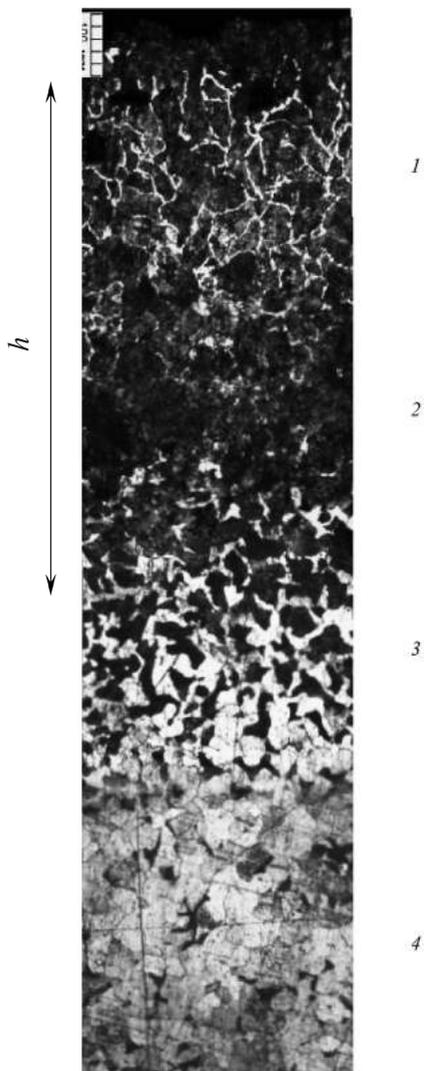


Рис. 6.7. Микроструктура углеродистой доэвтектоидной стали 10 после цементации:  $h$  – глубина цементации; 1 – заэвтектоидная зона, состоящая из перлита и цементитной сетки; 2 – эвтектоидная зона, представляющая собой перлит; 3 – доэвтектоидная зона, в которой по мере приближения к сердцевине уменьшается количество углерода, перлита, а количество феррита возрастает; 4 – исходная, без изменения после ХТО, структура стального изделия

зерно сердцевины и цементированного слоя, получить высокую твердость в поверхностном слое 56–60 HRC и хорошие механические свойства сердцевины 26–40 HRC; устранить цементитную сетку в поверхностном слое, которая может возникнуть при насыщении его углеродом до заэвтектоидной концентрации (рис. 6.8).

При термической обработке наследственно мелкозернистых сталей применяют закалку выше точки  $A_{c3}$  при 820–850 °С. Это обеспечивает измельчение зерна и полную закалку цементированного слоя, частичную перекристаллизацию и измельчение зерна сердцевины. После газовой цементации применяют закалку без повторного нагрева, непосредственно из цементационной печи после подстуживания изделий до 840–860 °С для уменьшения коробления обрабатываемых изделий. Для уменьшения деформации цементированных изделий выполняют также ступенчатую закалку в горячем масле (при 160–180 °С). В результате термической обработки поверхностный слой приобретает структуру мелкоигльчатого мартенсита и изолированных участков остаточного аустенита (не более 15–20 %). Заключительной

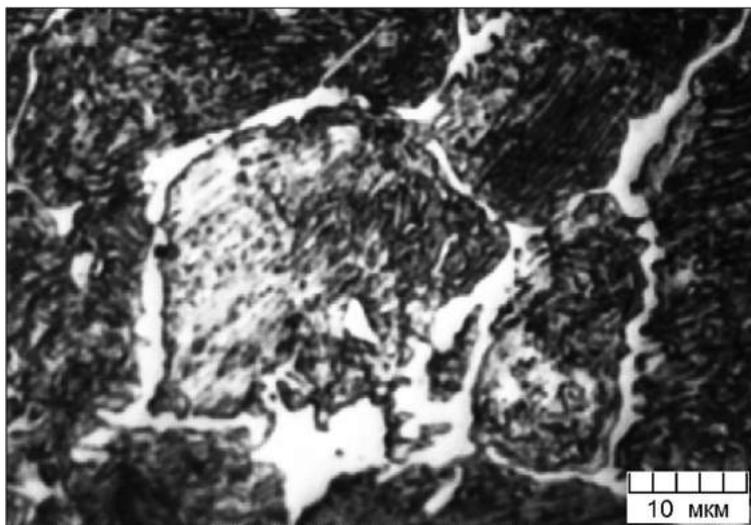


Рис. 6.8. Цементитная сетка в заэвтектоидной зоне при цементации

операцией термической обработки стальных деталей после цементации во всех случаях является низкий отпуск при 160–180 °С, снимающий напряжения и переводящий мартенсит закалки в поверхностном слое в отпущенный мартенсит.

**Азотирование** представляет собой процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали азотом. Чаще всего проводится при температурах 500–600 °С. Азотирование повышает твердость поверхностного слоя деталей, износостойкость, сопротивление коррозии в атмосфере, воде, паре. Микроструктура азотированного слоя представляет собой азотистый мартенсит (рис. 6.9).

Свойства азотированного слоя сохраняются до температур 450–550 °С. Азотированию подвергают легированные стали, содержащие хром, ванадий, молибден и другие элементы (например, 20Х13, 30Х13, 30ХМЮА, 30ХЗМФ1, 35ХМЮА, 38ХМЮА и др.). Их применяют для изготовления шестерен, коленчатых валов, клапанов, гильз цилиндров мощных двигателей, кулачков, втулок, деталей топливной аппаратуры и паровых турбин. Азотируются детали, работающие в условиях трения скольжения, склонные к короблению (деформации) и испытывающие небольшие контактные нагрузки. Азотированию могут подвергаться практически все легированные стали. Износостойкость азотированной стали в 2–4 раза выше износостойкости цементированной стали.

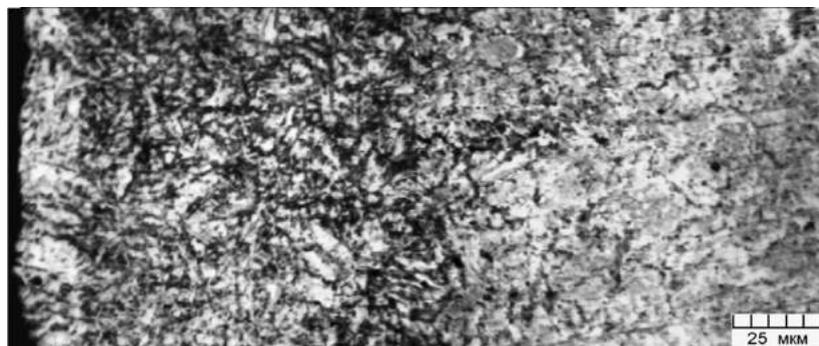


Рис. 6.9. Микроструктура азотированного слоя на стали X18H10T

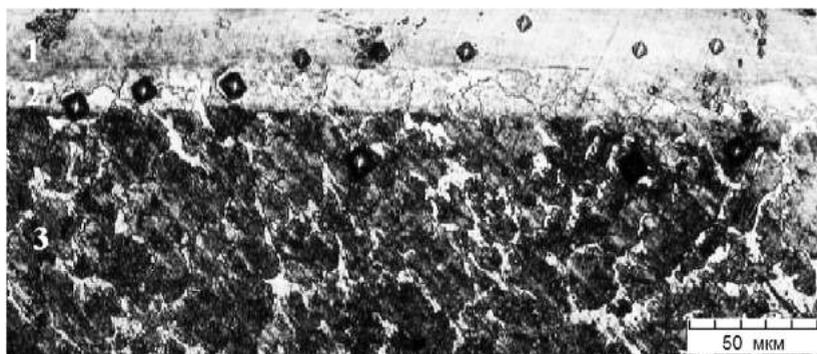
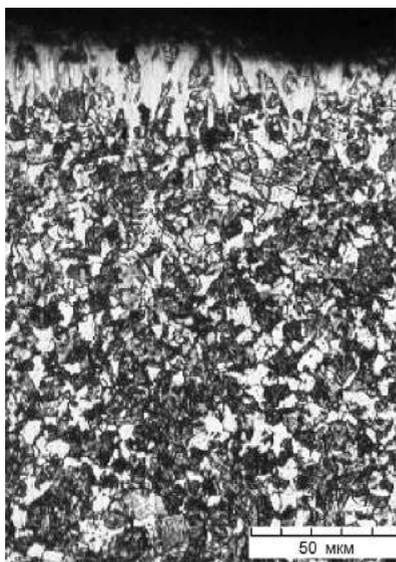


Рис. 6.10. Структура поверхностного слоя после обработки плазмой азота (сталь У8А)

В настоящее время широко применяется плазменное и ионно-плазменное азотирование. Структура поверхностного слоя после такой обработки представляет собой мелкодисперсный мартенсит 1, под которым находится переходная зона 2; глубже располагается не изменившаяся структура 3 (рис. 6.10).

**Нитроцементацией** называют процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали одновременно углеродом и азотом при температуре 840–860 °С в газовой среде, состоящей из науглероживающего газа и аммиака. Продолжительность процесса 4–10 ч. Установлено, что при одновременной диффузии углерода и азота ускоряется диффузия углерода. Процесс проводят при более низкой температуре (840–860 °С вместо 910–930 °С при цементации). После нитроцементации следует закалка непосредственно из печи, реже после повторного нагрева. Применяют также и ступенчатую закалку. После закалки проводят отпуск при 160–180 °С. Структура упрочненного слоя после нитроцементации, как и после цементации, состоит из мелкокристаллического мартенсита и остаточного аустенита, но в ней присутствует небольшое количество дисперсных равномерно распределенных карбонитридов. Твердость слоя после закалки и низкого отпуска составляет 58–60 HRC. Нитроцементации обычно подвергают детали сложной конфигурации, склонные к короблению, в крупносерийном и массовом производствах, например на автомобильных и тракторных заводах.



*a*



*б*



*в*

Рис. 6.11. Структура борированных слоев в сталях 25ХГТ (*a*), 45 (*б*), 40Х (*в*)

**Борирование** – процесс химико-термической обработки, диффузионного насыщения поверхности металлов и сплавов бором при нагреве и выдержке в химически активной среде. Борирование приводит к существенному повышению твердости поверхности и его проводят преимущественно с целью повышения износостойкости (в условиях сухого трения, скольжения со смазкой и без смазки, абразивного изнашивания, фреттинг-коррозии и т. п.). Борирование повышает также коррозионную стойкость железоуглеродистых сплавов во многих агрессивных средах и жаростойкость при температурах ниже 850 °С. Борирование можно проводить всеми известными методами и способами. Промышленное применение получили: борирование в порошковых смесях, электролизное борирование, жидкостное безэлектролизное борирование, ионное борирование и борирование из обмазок (паст). Борирование чаще всего проводят при электролизе расплавленной буры ( $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ ). Изделие служит катодом. Температура насыщения 930–950 °С, выдержка 2–6 ч.

**Структура борированного слоя.** На поверхности образца после борирования формируется плотный белый слой боридов (рис. 6.11). Белый слой состоит из переплетающихся столбчатых кристаллов состава  $\text{FeB}$  и  $\text{Fe}_2\text{B}$ . На строение боридного слоя влияет состав стали. В стали 25ХГТ (рис. 6.11, *а*) и в стали 45 (рис. 6.11, *б*) между кристаллами боридов есть зона твердого раствора. В стали 40Х (рис. 6.11, *в*) слой составляют только протяженные иглы боридов. Между борированным слоем и сердцевиной формируется зигзагообразная граница раздела.

## МИКРОСТРУКТУРЫ МЕДИ И ЕЕ СПЛАВОВ

### 7.1. Классификация медных сплавов

**Медь** обладает ценными техническими и технологическими свойствами: высокими электро- и теплопроводностью, достаточной коррозионной стойкостью, хорошо обрабатывается давлением, сваривается всеми видами сварки, легко поддается пайке, прекрасно полируется. Недостатками меди являются ее высокая стоимость, значительная плотность, большая усадка при литье, горячеломкость, сложность обработки резанием.

Медь – металл красного, а в изломе розового цвета, температура плавления – 1083 °С, плотность 8,9 г/см<sup>3</sup>. Она имеет ГЦК решетку. Промышленностью производятся марки меди с различным содержанием примесей. В электронике применяют бескислородную медь марок М000 (99,99% Cu) и М00 (99,97% Cu), в электротехнике и металлургии М0 (99,95% Cu), М1 (99,9% Cu), М2 (99,7% Cu) и др.

Механические свойства меди в литом состоянии: НВ = 160 МПа,  $\sigma_g = 150$  МПа,  $\delta = 25\%$ ; после деформации и отжига: НВ = 240 МПа,  $\sigma_g = 250\text{--}270$  МПа,  $\delta = 45\%$ .

По характеру взаимодействия с медью легирующие элементы и примеси разделяют на три группы:

1. Элементы (Ag, Al, As, Au, Cd, Fe, Ni, Pt, P, Sb, Sn, Zn), взаимодействуя с медью, образуют твердые растворы. Они повышают ее прочность, но при этом существенно уменьшают тепло- и электропроводность.

2. Элементы (Bi, Pb), практически нерастворимые в меди в твердом состоянии, образуют с ней легкоплавкие эвтектики. Возникновение эвтектик по границам зерен приводит к разрушению

слитков меди в процессе их горячей прокатки (явление красноломкости).

3. Элементы (Se, S, O, Te и др.) образуют с медью хрупкие химические соединения (например,  $\text{Cu}_2\text{O}$ ,  $\text{Cu}_2\text{S}$ ). Увеличение содержания серы в меди, с одной стороны, обеспечивает повышение качества ее механической обработки (резанием), с другой стороны, вызывает хладноломкость меди. Присутствие кислорода в меди является причиной ее «водородной болезни», проявляющейся в образовании микротрещин и разрушении при отжиге (температура выше  $400\text{ }^\circ\text{C}$ ) в водородсодержащей среде. В данном случае водород, активно диффундирующий в металл, отнимает кислород у закиси меди  $\text{Cu}_2\text{O}$  с образованием паров воды. В металле возникают области с высоким давлением, вызывающим разрушение материала.

**Латуни** – сплавы меди с цинком. Они маркируются буквой Л и цифрой, указывающей содержание меди в сплаве в %, остальное – цинк. Если латунь легирована другими элементами, то после буквы Л ставят обозначение этих элементов: С – свинец, О – олово; Ж – железо, А – алюминий, К – кремний, Мц – марганец, Н – никель. Числа после букв показывают содержание легирующих элементов в процентах. Например: Л96 – латунь, которая содержит 96% меди, а остальное – цинк; ЛАН59-3-2 – латунь, содержащая 59% меди, 3% алюминия, 2% никеля, а остальное – цинк.

Латуни бывают деформируемые и литейные. По структуре они подразделяются на однофазные и двухфазные. Практическое применение находят однофазные латуни с содержанием цинка до 39% ( $\alpha$ -латуни) и двухфазные с содержанием цинка от 39 до 45% ( $\alpha + \beta'$ -латуни).

Однофазные латуни пластичны, хорошо паяются, свариваются и обрабатываются давлением (прокатка, волочение, высадка и др.) в горячем и холодном состоянии.

Изделия из двухфазных латуней (проволока, трубы, прутки, листы, ленты) изготавливаются холодной штамповкой и глубокой вытяжкой.

Основным видом термической обработки латуней является смягчающий отжиг перед пластическим деформированием при 600–700 °С с медленным охлаждением. Если требуется повышение твердости и прочности, то охлаждение ведут ускоренно (на воздухе, в воде).

**Бронзы** – сплавы меди со всеми элементами кроме цинка и никеля. В бронзах может находиться цинк, но при наличии других легирующих элементов. Маркируются бронзы буквами Бр, затем следуют буквы, указывающие легирующий элемент и цифры, показывающие содержание этих элементов в процентах. Обозначение элементов в бронзах то же, что и при маркировке латуней: Ф – фосфор, Ц – цинк, Х – хром, Б – бериллий (ГОСТ 613-97). Например: БрОФ6,5-0,4 содержит 6,5% олова, 0,4% фосфора, а остальное – медь.

Бронзы бывают деформируемые и литейные. Различают оловянистые, алюминиевые, бериллиевые, свинцовистые, оловянно-фосфорные и другие бронзы. Фазовый состав их описывается диаграммами состояний двух основных элементов, например для БрОФ 10-1 – диаграммой Cu–Sn. Структура и свойства бронз изменяются в зависимости от скорости охлаждения при кристаллизации, вида термической обработки и характера обработки давлением. Бронзы немагнитны, коррозионно-стойки, имеют высокие коэффициенты тепло- и электропроводности. Для улучшения свойств их подвергают термообработке: отжигу, закалке и старению или пластическому деформированию с целью наклепа.

**Оловянистые бронзы** содержат до 12% олова, с повышением количества которого увеличивается их твердость и прочность. Эти бронзы характеризуются высокими антифрикционными и упругими свойствами. Применяются для изготовления деталей, работающих в коррозионной среде: подшипники, уплотняющие втулки, клапаны.

**Алюминиевые бронзы**, например БрА5, БрА7 и др. (5–11% Al), являются дешевыми заменителями оловянистых. Эти бронзы очень пластичные и их используют для изготовления проката различного профиля и других изделий. Алюминиевые бронзы

пластически деформируются как в холодном, так и горячем состоянии, коррозионно-стойки, обладают высокими механическими свойствами. Они имеют хорошие литейные свойства. Многокомпонентные алюминиевые бронзы упрочняются закалкой с последующим старением, при этом твердость этих бронз повышается в 2 раза. Высокопрочные алюминиевые бронзы применяют для изготовления шестерен, втулок, подшипников, пружин, деталей электрооборудования.

**Свинцовистые бронзы**, например БрС30, содержат 27–33% свинца. Свинец практически не растворяется в меди в жидком состоянии, и после охлаждения наблюдается структура, состоящая из зерен меди и эвтектики Cu + Pb (содержащей 99,98% Pb), расположенной по границам зерен меди в виде крупных скоплений. Эти бронзы используют для изготовления подшипников качения, работающих при высоких удельных нагрузках и больших скоростях.

**Бериллиевые бронзы**, например БрБ2, содержат 1,8–2,5% бериллия. Они обладают высокими упругими свойствами, стойкостью против коррозии, хорошо свариваются. Бериллиевые бронзы упрочняются закалкой с последующим старением, при этом в 3 раза повышается предел прочности. Применяются для деталей точного приборостроения: упругие элементы электронных приборов и устройств, мембраны.

## 7.2. Микроструктуры медных сплавов

Микроструктура меди в литом состоянии приведена на рис. 7.1. Зерна имеют разный цвет, внутри которых хорошо видна дендритная структура.

Микроструктура меди после пластической деформации и рекристаллизационного отжига представлена на рис. 7.2. Она состоит из зерен меди с двойниками внутри.

Микроструктура  $\alpha$ -латуни ( $\alpha$ -твердый раствор Zn в Cu) в литом состоянии имеет дендритное строение. Микроструктура деформированной и отожженной  $\alpha$ -латуни (рис. 7.3) имеет зернистое строение с двойниками. Вследствие различной ориентировки

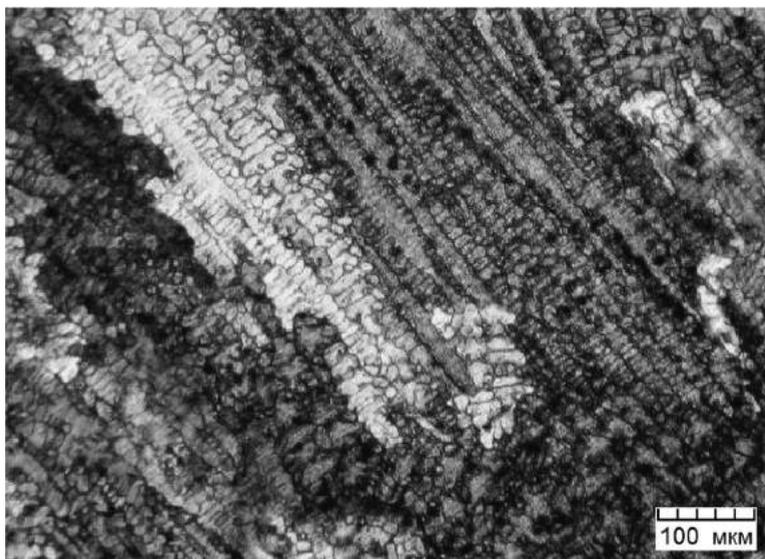


Рис. 7.1. Медь литая: дендритная структура



Рис. 7.2. Медь деформированная после рекристаллизационного отжига

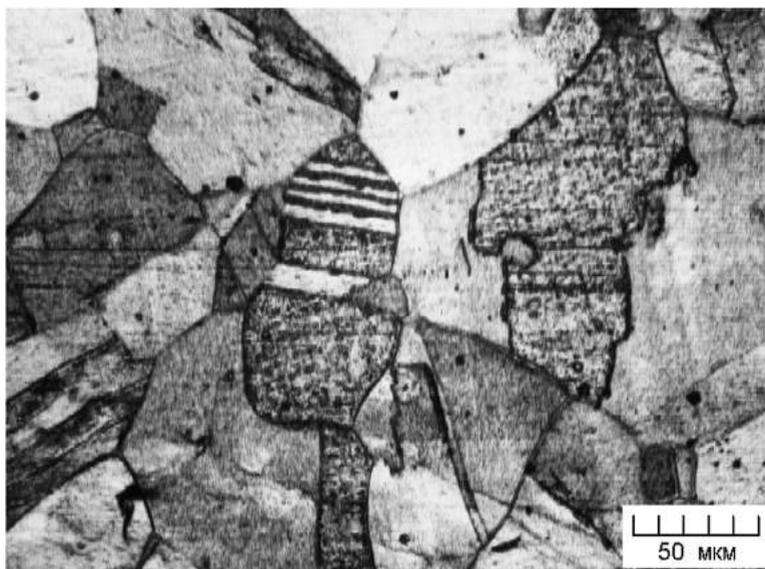


Рис. 7.3. Латунь Л80 деформированная



Рис. 7.4. Латунь ЛС 59-1 деформированная

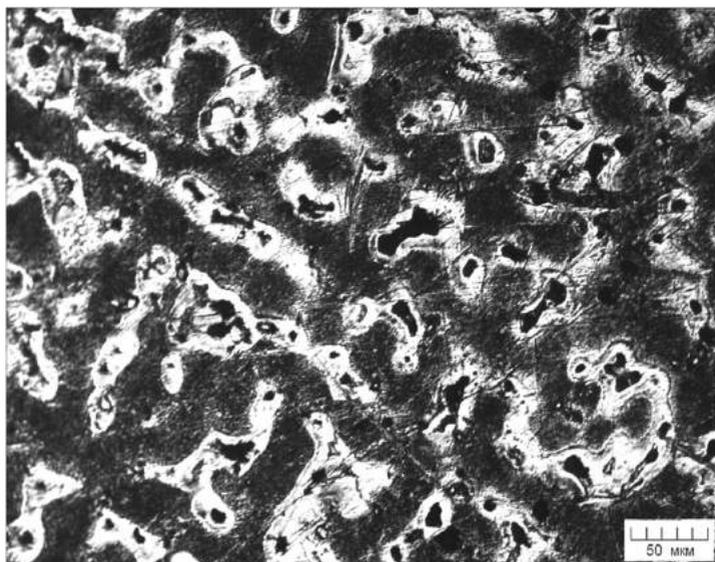


Рис. 7.5. Бронза БрОФ10-1 литая

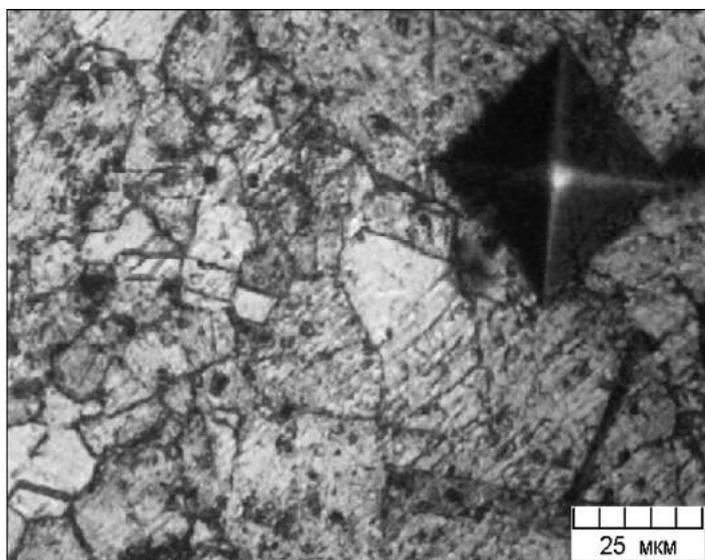


Рис. 7.6. Бронза БрБ2 после горячей деформации

зерен они травятся с разной интенсивностью, поэтому получают различную окраску.

Двухфазные латуни, например ЛС59-1, имеют структуру  $\alpha + \beta'$  (рис. 7.4), где  $\alpha$ -фаза – светлые зерна,  $\beta'$ -фаза – темные. Фаза  $\beta'$  является твердым раствором на базе соединения  $\text{CuZn}$  и имеет упорядоченное строение, что придает ей повышенную хрупкость.

Микроструктура литой бронзы БрОФ10-1 состоит из дендритов неоднородного по составу  $\alpha$ -твердого раствора олова в меди (рис. 7.5) и эвтектоида  $\alpha + \delta$  ( $\alpha$ -твердого раствора и  $\delta$ -фазы состава  $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ ). Микроструктура этой бронзы после деформации и отжига представляет собой однородные по составу зерна твердого  $\alpha$ -раствора.

Микроструктура бериллиевой бронзы (рис. 7.6) после деформации представляет собой однородные по составу зерна  $\alpha$ -твердого раствора. На рис. 7.6 также виден отпечаток индентора микротвердомера.

## МИКРОСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ

### 8.1. Классификация алюминиевых сплавов

**Алюминий** – самый распространенный металл в природе. Он широко применяется в чистом виде, но и является основой многих легких сплавов. Алюминий обладает ценными физико-химическими свойствами. Кристаллическая решетка – ГЦК, температура плавления 660 °С, плотность 2,7 г/см<sup>3</sup>, предел прочности  $\sigma_b = 60$  МПа, НВ = 250–300 МПа,  $\delta = 35$ –40%,  $\psi = 80\%$ . Алюминий характеризуется низкой плотностью, высокой тепло- и электропроводностью, хорошей коррозионной стойкостью во многих средах за счет образования на поверхности металла плотной оксидной пленки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

По ГОСТ 11069-01 алюминий высокой чистоты маркируется А 995 и содержит 99,995% алюминия и 0,005% примесей. Алюминий технической чистоты маркируется, например А8 (99,8% Al), А7 (99,7% Al), А6 (99,6% Al), А5 (99,5% Al), А0 (99,0% Al). Поскольку технический алюминий имеет низкую прочность, как конструкционный материал его не применяют. Но высокая пластичность, коррозионная стойкость и электропроводность позволяют эффективно использовать алюминий для производства изделий штамповкой и вытяжкой (например, фольги, проволоки), а также для защиты от коррозии и производства коррозионно-стойких изделий.

Технический отожженный алюминий АДМ (М – мягкий;  $\sigma_b = 80$  МПа,  $\delta = 35\%$ ) упрочняется холодной пластической деформацией. Алюминий после деформации и отжига имеет однородную зернистую структуру с отдельными темными включениями в виде соединения FeAl<sub>3</sub>.

Сплавы на основе алюминия широко применяют в машиностроительном и агропромышленном комплексе при изготовлении различных видов техники.

**Основные легирующие элементы в алюминиевых сплавах.** Более высокими механическими и технологическими свойствами обладают сплавы на основе алюминия. Cu, Zn, Mg, Ni, Si, Mn – элементы, формирующие упрочняющие зоны и фазы. Марганец одновременно повышает коррозионную стойкость. Кремний является основным легирующим элементом в ряде литейных алюминиевых сплавов (силуминов).

Ni, Ti, Cr повышают жаропрочность сплавов, затормаживая процессы диффузии и образуя стабильные сложнлегированные упрочняющие фазы. Литий в сплавах способствует возрастанию их модуля упругости. Вместе с тем магний и марганец снижают тепло- и электропроводность алюминия. Железо является вредной примесью в алюминиевых сплавах.

На основании диаграмм состояния алюминиевые сплавы условно разделяют на *деформируемые* и *литейные*, где границей между ними является предел насыщения твердого раствора алюминия другими компонентами при температуре эвтектического превращения.

Сплавы с содержанием компонента меньше предела растворимости обладают наибольшей пластичностью и наименьшей прочностью, хорошо обрабатываются горячей обработкой и давлением. Деформируемые сплавы упрочняются термической обработкой.

Наличие эвтектической составляющей резко уменьшает пластичность, способность прессоваться, коваться, прокатываться, и обычно при некотором содержании эвтектики такая обработка уже неосуществима.

Сплавы, кристаллизующиеся при постоянной температуре (эвтектические сплавы), обладают наилучшей *жидкотекучестью*. При переходе за пределы растворимости жидкотекучесть резко возрастает. Вместе с тем литейные сплавы не должны содержать много эвтектики (больше 25%) во избежание ухудшения механических и технологических свойств. Все литейные сплавы

могут упрочняться в результате термической обработки, но степень упрочнения тем меньше, чем больше сплав легирован, т. е. чем больше в структуре эвтектики.

## 8.2. Микроструктуры алюминиевых сплавов

**Деформируемые алюминиевые сплавы** (ГОСТ 4784-97). Из них самыми распространенными являются **дюралюмины** – сплавы системы Al–Cu–Mg с добавками марганца (Д1, Д16, Д18, Д19, ВД17 и др.). Они упрочняются термической обработкой, хорошо свариваются точечной сваркой, удовлетворительно обрабатываются резанием (в термоупрочненном состоянии); однако склонны к межкристаллитной коррозии после нагрева (особенно Д1, Д16 и В65). В авиации дюралюмины применяют для изготовления лопастей воздушных винтов (Д1), элементов конструкций самолетов (Д16, Д19), заклепок (В65, Д18) и др. Структуру сплавов определяют согласно тройной диаграмме состояния Al–Cu–Mg. Микроструктура дюралюминов характеризуется слож-

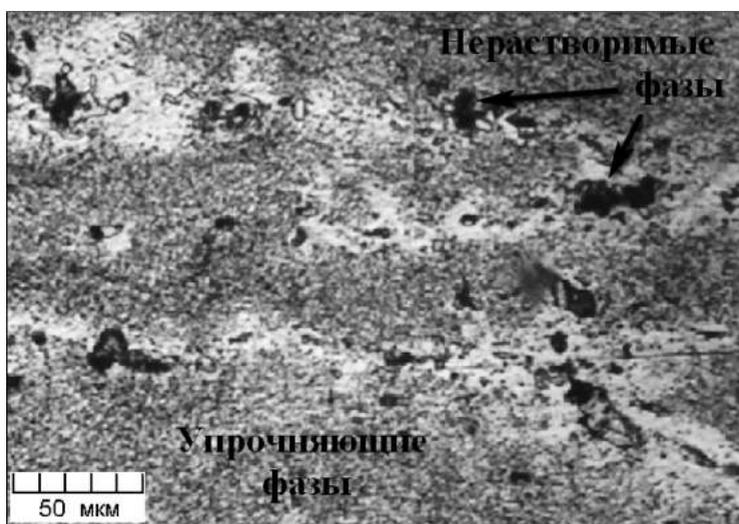


Рис. 8.1. Микроструктура дюралюмина Д16:  $\alpha$ -твердый раствор, включения упрочняющих фаз  $\text{CuAl}_2$  и  $\text{Al}_2\text{MgCu}$ , нерастворившихся частиц соединений железа, марганца и кремния

ным фазовым составом. Нерастворимые химические соединения обычно являются марганцовистыми и железосодержащими фазами.

Структура дюралюмина после отжига состоит из зерен  $\alpha$ -твердого раствора легирующих элементов в алюминии, растворимых упрочняющих фаз  $\text{CuAl}_2$  ( $\theta$ -фаза) и  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  ( $S$ -фаза) по телу зерна и нерастворимых темных частиц марганцовистых и железосодержащих фаз (рис. 8.1) по границам зерен. Обе фазы обладают высокой твердостью, прочностью и упрочняют дюралюминий.

Деформируемые сплавы системы  $\text{Al-Mg-Mn-Cu}$  (АВ, АК6 и АК8) – **авиали** обладают высокой пластичностью при горячей обработке давлением, удовлетворительно свариваются, хорошо обрабатываются резанием. Из этих сплавов изготавливают ковкой и штамповкой детали самолетов, работающие под нагрузкой (рамы, пояса лонжеронов, крепежные детали). Микроструктура сплава АВ представлена на рис. 8.2. Она состоит из вытянутых

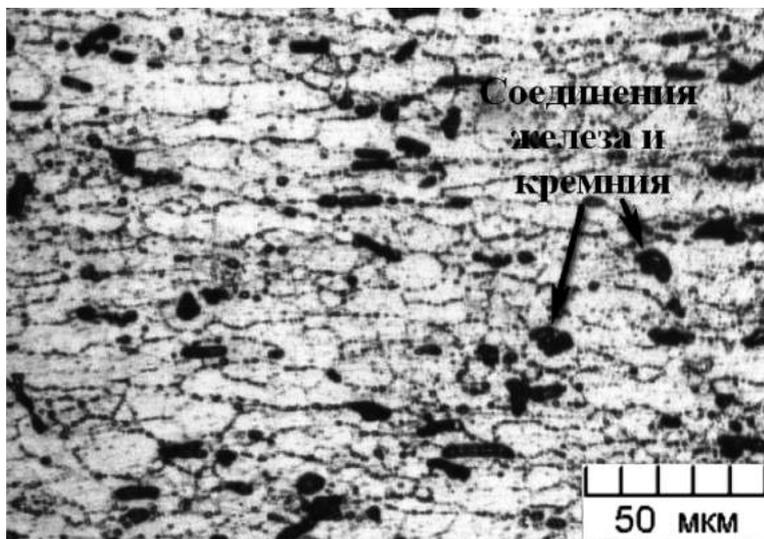


Рис. 8.2. Микроструктура сплава авиаль АВ:  $\alpha$ -твердый раствор (светлые вытянутые зерна); включения фаз  $\text{AlMg}$  и нерастворившиеся темные частицы соединений железа и кремния

светлых зерен твердого раствора магния и кремния в алюминии и нерастворившихся темных включений железосодержащих фаз.

**Литейные алюминиевые сплавы** (ГОСТ 1583-93). Основные требования, предъявляемые к этим сплавам – это сочетание хороших литейных свойств (высокой жидкотекучести, небольшой усадки, малой склонности к образованию горячих трещин и пористости) с оптимальными механическими и химическими свойствами. Лучшими литейными свойствами обладают сплавы эвтектического состава. Больше всего распространены сплавы на основе систем Al–Si, Al–Si–Cu, Al–Cu и др. (5 основных групп).

**Силумины** – конструкционные сплавы на основе систем Al–Si (АК12) и Al–Si–Mg (АК9ч, АК8л, АК7ч). Сплав АК12 близок к эвтектическому составу (10–13% Si) и обладает высокими литейными свойствами, коррозионной стойкостью, большой плотностью отливок.

Микроструктура сплава АК12 в литом состоянии представляет собой отдельные включения кристаллов первичного крем-



Рис. 8.3. Микроструктура литого силумина АК12: грубая игольчатая эвтектика Al+Si с отдельными кристаллами избыточного кремния

ния на фоне грубой эвтектики, состоящей из  $\alpha$ -твердого раствора и кремния игольчатого строения (рис. 8.3). Такая структура не обеспечивает требуемых механических свойств. Повышение пластичности сплава за счет изменения структуры (измельчение эвтектики, появление избыточных кристаллов  $\alpha$ -твердого раствора вместо кремния) достигается модифицированием АК12 натрием (0,065%) посредством введения в расплав смеси солей (67% NaF + 33% NaCl) (рис. 8.4). Термической обработкой сплав АК12 не упрочняется. Легированные силумины упрочняются термической обработкой. Сплав АК12 используют для изготовления мелких, а АК9ч и АК7ч – средних и крупных литых деталей (корпусов компрессоров, картеров двигателей внутреннего сгорания). Сплав АК8л применяется для отливок, получаемых литьем под давлением (блоков цилиндров двигателей), и отличается хорошим комплексом технологических свойств.

Для изготовления поршней, работающих при повышенных температурах и в условиях интенсивного износа, применяют заэвтектические двойные силумины, например АК18. Микроструктура

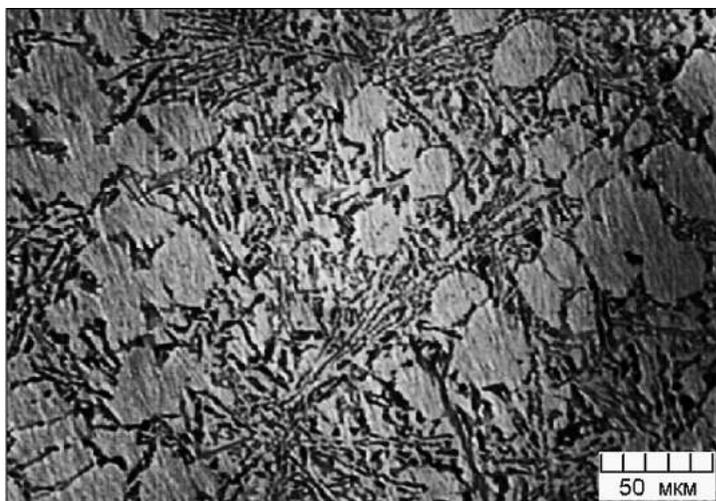


Рис. 8.4. Микроструктура силумина АК12 после модифицирования: дисперсная эвтектика и включения первичных дендритов  $\alpha$ -твердого раствора (светлые зерна)

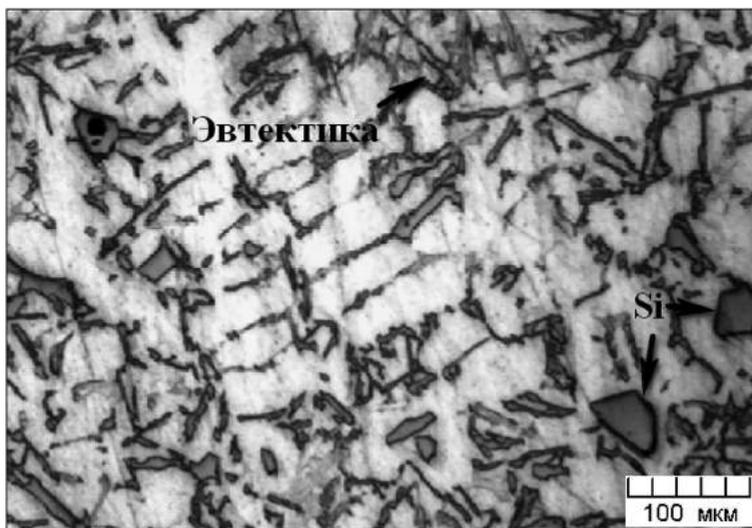


Рис. 8.5. Микроструктура литейного сплава АК18 в литом состоянии: грубая игольчатая эвтектика  $\alpha$ -Si с кристаллами первичного кремния

литейного сплава АК18 в исходном литом состоянии до модифицирования состоит из грубой игольчатой эвтектики  $\alpha$ -Si с включениями кристаллов избыточного первичного кремния (рис. 8.5).

**Высокопрочные и жаропрочные литейные сплавы.** В эту группу входят сплавы систем Al–Cu–Mn (АМ5), Al–Si–Cu–Mg (АК5М2, АК5М) и Al–Cu–Mn–Ni (АК6МцН).

Сплав АМ5 широко используется для литья крупногабаритных отливок в песчаные формы, он упрочняется термообработкой. В литом состоянии микроструктура сплава состоит из зерен твердого раствора, представляющих ветви дендритов, по границам которых расположены ободки хрупких интерметаллидов эвтектической фазы  $\text{CuAl}_2$  (рис. 8.6). Они обуславливают пониженную пластичность этих сплавов, которая устраняется путем гомогенизирующего отжига (рис. 8.7).

Сплавы АК5М2 и АК6МцН используются для изготовления корпусов приборов, головок цилиндров двигателей, работающих при повышенных температурах (250–270 °С). Микроструктуры

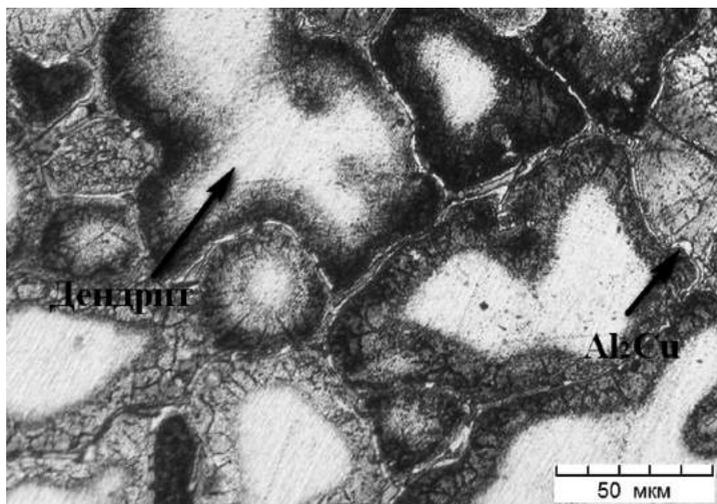


Рис. 8.6. Микроструктура литого сплава AM5: зерна твердого раствора-ветви дендритов, по границам ободки хрупких интерметаллидов эвтектической фазы  $Al_2Cu$

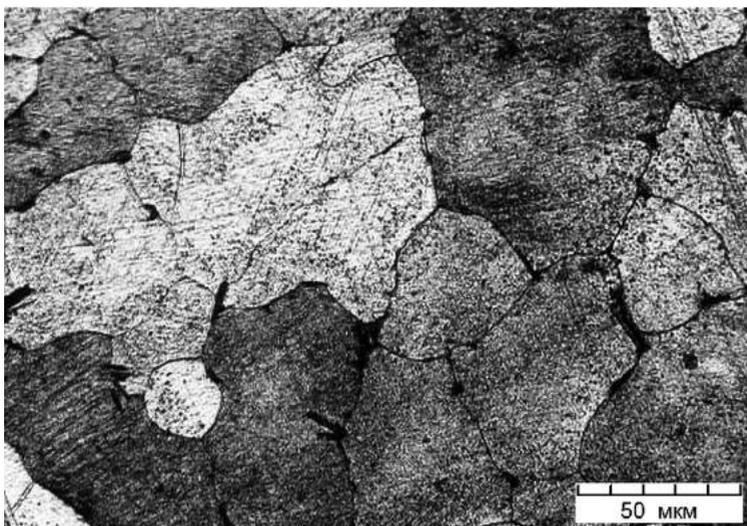


Рис. 8.7. Микроструктура литого сплава AM5 после гомогенизации: зерна твердого раствора, по телу зерна включения фазы  $Al_2Cu$

сплава АК5М2 в исходном литом состоянии (литье в кокиль) и после модифицирующей обработки приведены на рис. 8.8 и 8.9. До модифицирования она представляет собой дендриты легированного твердого раствора на основе алюминия с небольшим количеством игольчатой эвтектики (рис. 8.8). После модифицирования эвтектика измельчается (рис. 8.9).

Особую группу литейных алюминиевых сплавов представляют заэвтектические легированные силумины, отличающиеся высокой жаропрочностью и износостойкостью, низким коэффициентом термического расширения. Это обуславливает их применение для поршней форсированных двигателей с рабочей температурой 300–320 °С. Микроструктура заэвтектических легированных силуминов, например сплава АК21М2,5Н2,5, характеризуется наличием первичных кристаллов кремния (рис. 8.10, 8.11). Эти кристаллы могут быть больших размеров, что сильно снижает прочностные и технологические свойства сплава (рис. 8.10). Размеры включений первичного кремния уменьшаются после специальной модифицирующей обработки

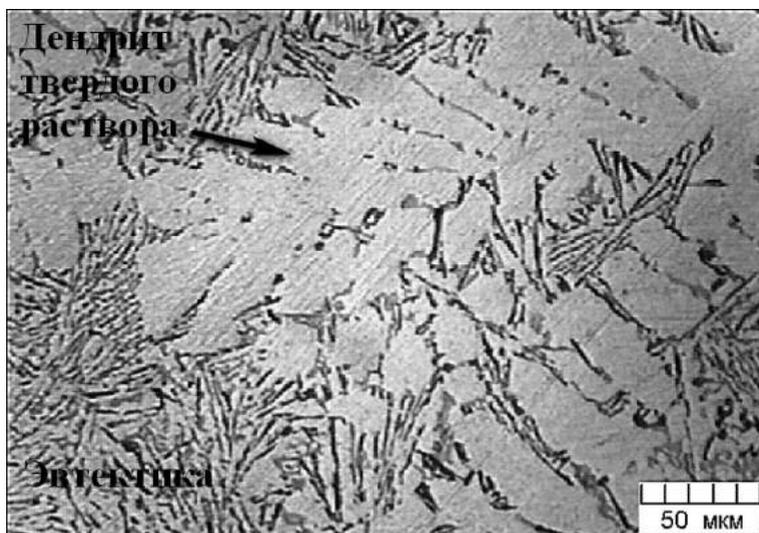


Рис. 8.8. Микроструктура литого силумина АК5М2 в исходном состоянии: эвтектика и дендриты  $\alpha$ -твердого раствора (светлые зерна)

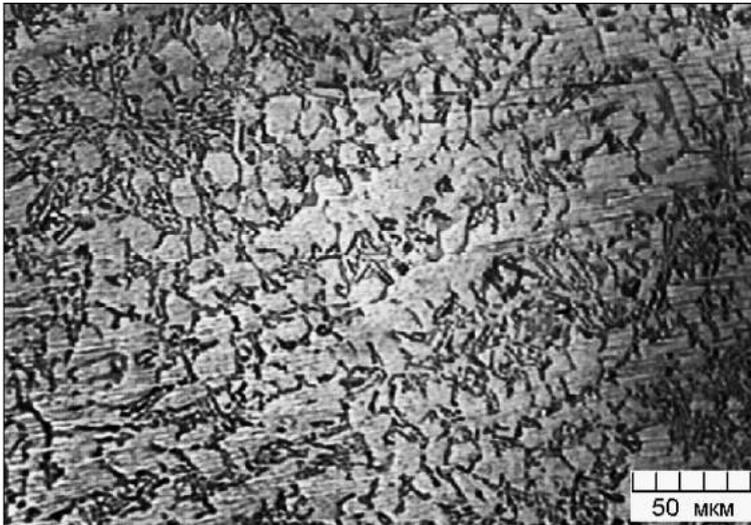


Рис. 8.9. Микроструктура силимина АК5М2 после модифицирования: дисперсная эвтектика и дендриты  $\alpha$ -твердого раствора (светлые зерна)

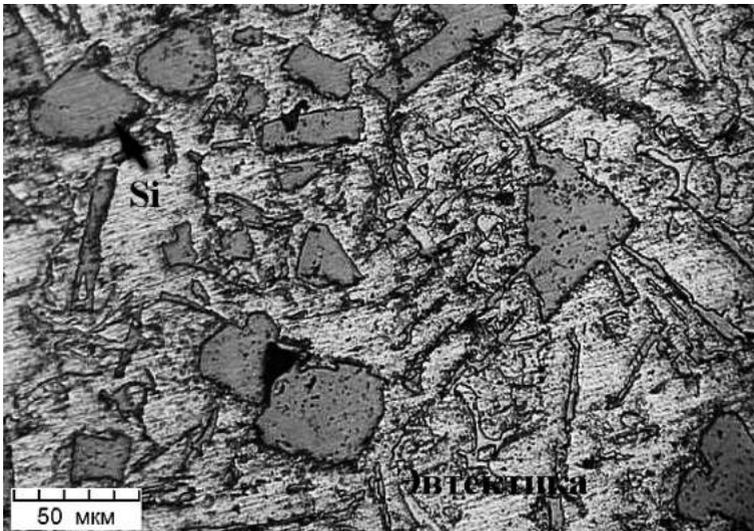


Рис. 8.10. Микроструктура литого силимина АК21М2,5Н2,5: эвтектика и крупные частицы первичного кремния

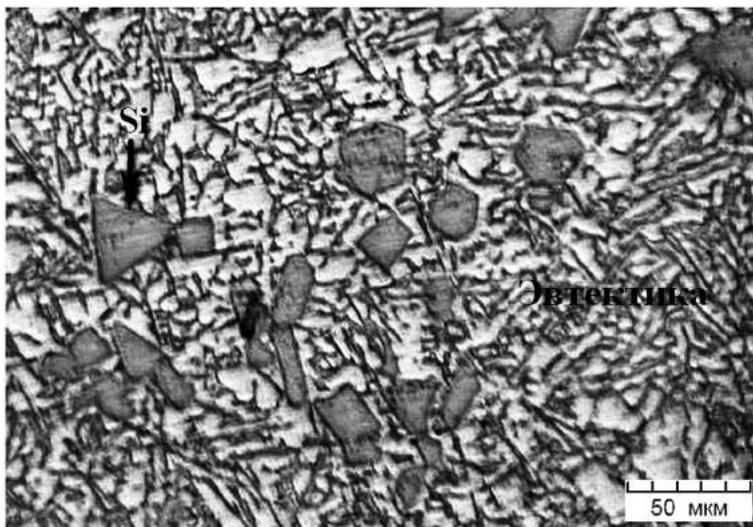


Рис. 8.11. Микроструктура силумина АК21М2,5Н2,5 после модифицирования: эвтектика и мелкие включения кристаллов первичного кремния

расплава фосфористой медью (рис. 8.11). Заэвтектические силумины с повышенным содержанием меди и никеля имеют в структуре значительное количество сложных интерметаллических соединений, преимущественно алюминидов и силицидов, приводящих к увеличению жаропрочности.

## МИКРОСТРУКТУРЫ ПОДШИПНИКОВЫХ СПЛАВОВ

### 9.1. Общие сведения о подшипниковых сплавах

В машиностроении для изготовления подшипников скольжения широкое применение получили *антифрикционные материалы* – сплавы на основе алюминия, меди, свинца, олова, которые называют *подшипниковыми сплавами*.

*Антифрикционность* – способность материала обеспечивать низкие потери на трение и коэффициент трения скольжения, невысокую скорость изнашивания. Антифрикционные материалы должны обеспечивать следующее: достаточную твердость, пластичность, удержание смазки, малый коэффициент трения, хорошую теплопроводность, невысокую температуру плавления, устойчивость против коррозии. Для создания необходимых свойств подшипниковые сплавы должны иметь гетерогенную структуру, состоящую из мягкой и пластичной основы с твердыми включениями фаз.

**Баббиты.** Легкоплавкие мягкие сплавы на основе свинца, сурьмы, олова, цинка или алюминия (твердость до 30НВ), применяемые для изготовления подшипников скольжения, называют баббитами. Из подшипниковых сплавов применяют баббиты систем Pb–Sb, Sb–Sn, Pb–Sn–Sb, а также сплавы на основе цинка (с добавками меди и алюминия) и алюминия (с добавками меди, никеля, сурьмы). Они обладают хорошими антифрикционными свойствами, хорошо прирабатываются, но имеют низкое сопротивление усталости. Распространенными баббитами на основе олова являются сплавы Б83, Б89. Применяются в подшипниках турбонасосов, тяжело нагруженных машин. Свинцовые баббиты Б16, БН, БС6 используются в машинах средней нагруженности.

## 9.2. Микроструктуры баббитов

Микроструктура оловянистых баббитов состоит из мягкой основы (раствора сурьмы в олове) и равномерно распределенных в ней кубических кристаллов химического соединения SnSb (рис. 9.1). Сурьма упрочняет мягкую основу баббитов и создает

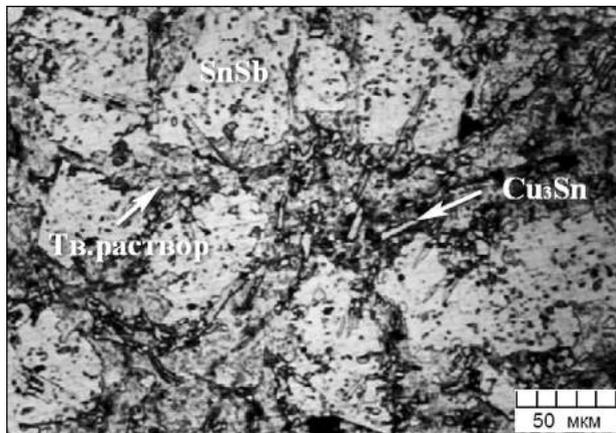


Рис. 9.1. Микроструктура баббита Б83: мягкая темная основа (раствор сурьмы в олове), крупные светлые твердые включения химического соединения SnSb, мелкие включения Cu<sub>3</sub>Sn

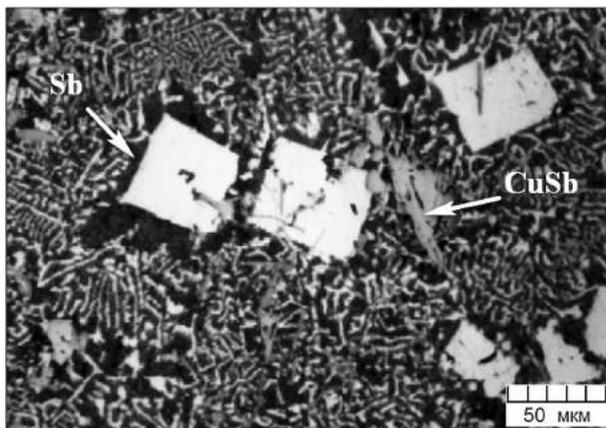


Рис. 9.2. Микроструктура баббита БС: основа – эвтектика, белые включения сурьмы, кристаллы SnSb, игольчатые кристаллы CuSb

включения высокой твердости. Добавка меди дополнительно увеличивает твердость оловянистых баббитов за счет образования включений  $Cu_3Sn$  игольчатой формы. Микроструктура свинцовосурьмянистых баббитов состоит из эвтектической основы (87% Pb + 13% Sb), крупных кубических кристаллов сурьмы, более мелких кристаллов химического соединения SnSb, а также иглообразных кристаллов CuSb (рис. 9.2).

## ПРАКТИЧЕСКИЕ ЗАДАЧИ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Изучение микроструктуры черных и цветных металлов и их сплавов предполагает выполнение ряда практических задач микроструктурного анализа (определение характера обработки металла, величины зерна, количества углерода, выявление включений примесей и т. д.).

### 10.1. Определение характера обработки металлов

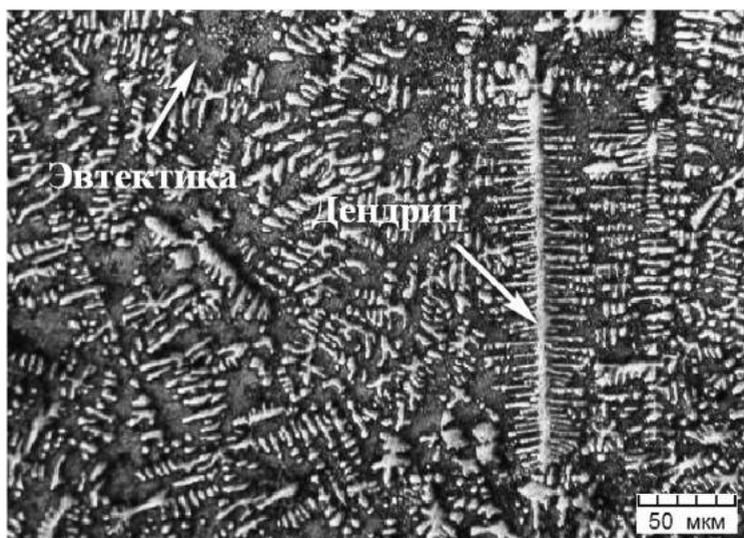
Способ обработки металлов значительно влияет на их структуру и свойства. Во многих случаях микроструктурный анализ проводят одновременно с макроструктурным анализом. Последний характеризует строение сплава на больших участках, а микроанализ выявляет подробности изучаемой структуры. Посредством металлографического анализа можно определить, каким образом получен изучаемый сплав (или деталь), какой предварительной или окончательной обработке подвергался. В частности, он позволяет выявить, находится ли сплав в литом состоянии или подвергался обработке давлением, термической обработке.

В литом состоянии технически чистые металлы и твердые растворы имеют характерную дендритную структуру (рис. 10.1, *а*).

Многофазные сплавы, например двухфазные, имеют более сложную структуру, состоящую из различного сочетания фаз в виде эвтектика и дендритов твердого раствора; в частности структура сплава АК12 – дендриты твердого раствора алюминия в кремнии и эвтектика (рис. 10.1, *б*). В сплавах, не соответствующих по химическому составу эвтектической концентрации, появляются избыточные фазы (см. рис. 8.11).



*a*



*б*

Рис. 10.1. Микроструктура литого состояния: *a* – висмут; *б* – силумин АК 12

В отожженном состоянии зерна перлита и феррита имеют форму, близкую к округлой (рис. 10.2, *a*). В том случае, когда участки перлита и феррита оказываются вытянутыми, сплав

подвергался пластической деформации (рис. 10.2, б). После пластической деформации и последующего отжига микроструктура состоит из одинаковых по форме зерен (равноосных полиэдров, например однофазные аустенитные стали, см. рис. 2.3).

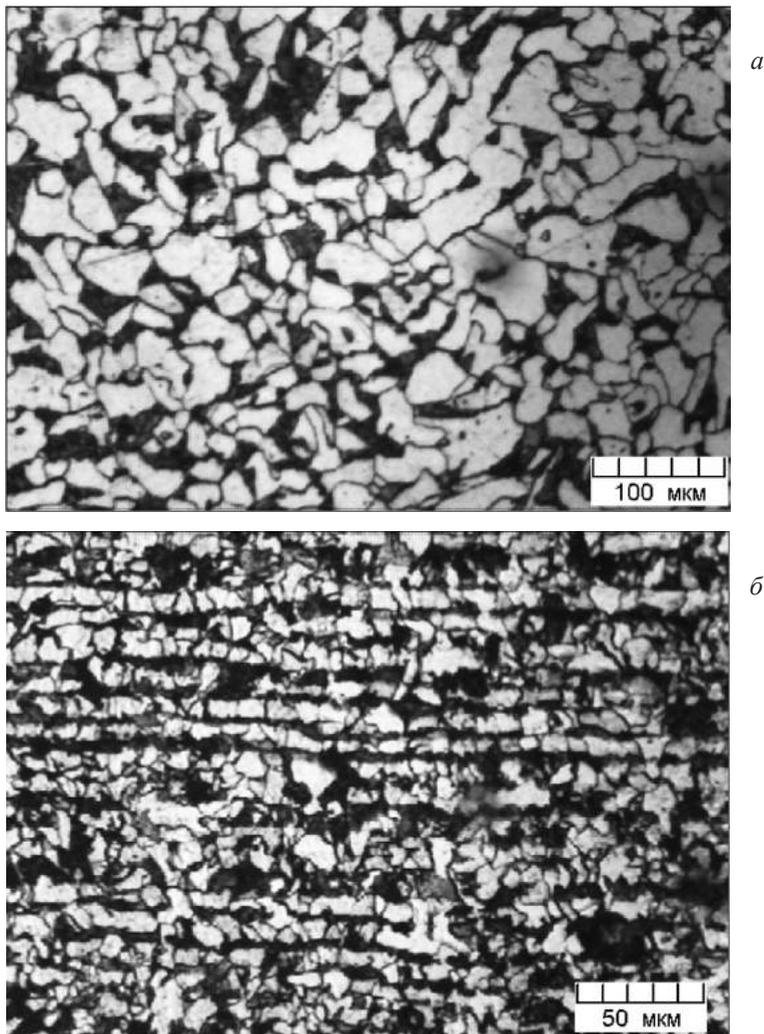


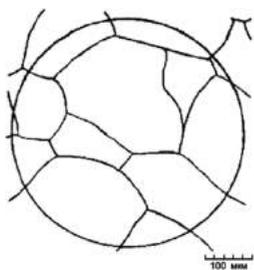
Рис. 10.2. Микроструктура углеродистой конструкционной стали 15:  
*а* – в равновесном отожженном состоянии; *б* – после деформации

При помощи микроанализа во многих случаях можно определить, какой термической обработке подвергался сплав. Для этого сравнивают изучаемую микроструктуру с той, которой он должен обладать согласно равновесной диаграмме состояния. Если сплав подвергали дополнительной термической обработке, то у него будет структура, отличающаяся от равновесной. Например, после закалки формируется мартенсит, который имеет характерное строение (см. рис. 5.3, 5.4), отличное от структуры в отожженном состоянии (рис. 10.2, *a*). Повышение температуры нагрева стали под закалку приводит к росту аустенитного зерна. Это вызывает увеличение размеров кристаллов мартенсита. Металлографический анализ позволяет контролировать процессы термической обработки. В частности, по образующейся структуре можно оценить скорость охлаждения при закалке и температуру отпуска сталей (см. рис. 4.1–4.7).

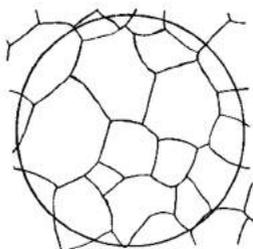
В промышленности широко применяются процессы химико-термической обработки, изменяющие химический состав поверхностного слоя стали путем насыщения его углеродом (цементация), азотом (азотирование) или металлами (диффузионная металлизация). Микроанализ позволяет определить глубину диффузионного слоя (см. рис. 6.1, 6.9) при ХТО и примерную концентрацию насыщающего элемента в отдельных слоях (см. рис. 6.7); ширину упрочненной зоны в процессах поверхностной закалки (см. рис. 6.2) и ППД (см. рис. 6.4–6.6).

## **10.2. Определение величины зерна металлов и сплавов**

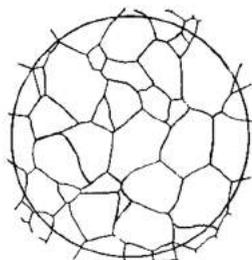
Сплавы, имеющие более мелкие зерна, обладают лучшими механическими свойствами: прочностью, твердостью, пластичностью и вязкостью. Размеры зерна зависят от состава и технологических процессов изготовления сплава (условий выплавки, разливки, обработки давлением, термической обработки и т. п.) и могут отличаться даже в разных плавках одного и того же химического состава. Поэтому размер зерна необходимо контролировать.



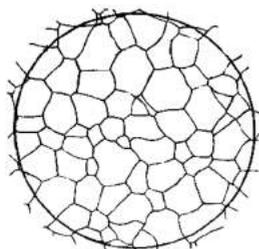
Балл № 1



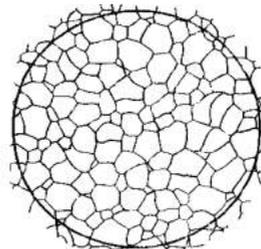
Балл № 2



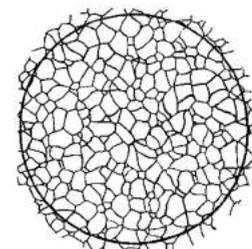
Балл № 3



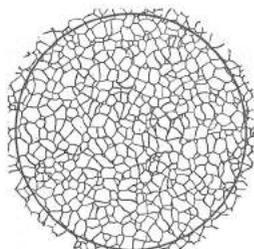
Балл № 4



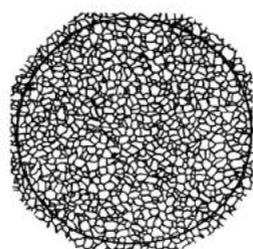
Балл № 5



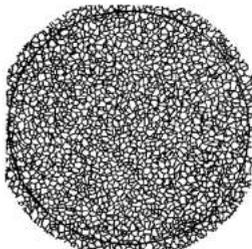
Балл № 6



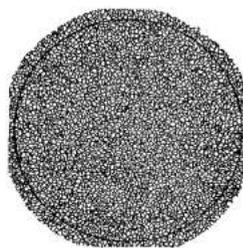
Балл № 7



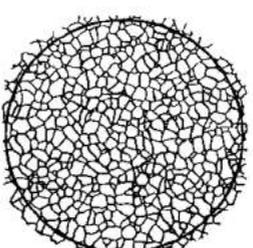
Балл № 8



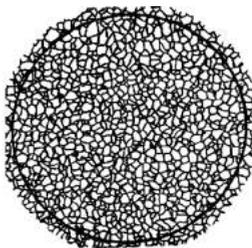
Балл № 9



Балл № 10



Балл № 11



Балл № 12

Рис. 10.3. Стандартные шкалы ГОСТ 5639-82  
«Методы выявления и определения величины зерна» (уменьшено)

Величину зерна исследуемого образца можно определить методом сравнения с эталонными структурами ГОСТ 5639-82 «Методы выявления и определения величины зерна». После просмотра всей площади шлифа выбирают несколько типичных мест и визуально сравнивают с эталонами. При сравнении определяют номер балла зерна, который однозначно определяет среднюю величину зерна. Эталоны приведены в виде круга диаметром 79,8 мм, что соответствует площади 5000 мм<sup>2</sup> или натуральной площади на шлифе 0,5 мм<sup>2</sup>. Указанный метод применяется для оценки величины зерна, имеющего форму, близкую к равноосной. Шкалы ГОСТ 5639-82 используются для оценки величины зерна во всех сталях и сплавах. Для баллов зерна № 1–10 величину зерна определяют при ×100; для баллов № 11, 12 – при ×400 (рис. 10.3), № 13–14 – при ×800.

Для примера на рис. 10.4 приведено визуальное сравнение образцов стали ферритного класса со шкалой ГОСТ 5639-82. Для этого представлена структура образцов при ×100 и фрагменты шкал ГОСТа в натуральную величину. В табл. 10.1 приведены результаты определения балла зерна в исследуемой стали, полученные методом визуального сравнения.

**Таблица 10.1. Баллы зерна образцов стали ферритного класса, полученные методом визуального сравнения**

Номер образца	Номер балла зерна стали	Средний диаметр зерна, мм
1	8	0,022
2	7	0,031
3	5	0,062
4	3	0,125
5	1	0,250

Для автоматизации определения количества зерен и их размеров применяют специальные микроскопы (например, металлографический микроскоп «Микро-200»), оснащенные цифровыми видео- и фотокамерами и компьютерными программами обработки изображений, позволяющими в автоматическом режиме выполнять необходимые расчеты и получать соответствующую информацию в виде графических зависимостей и (или) таблиц.

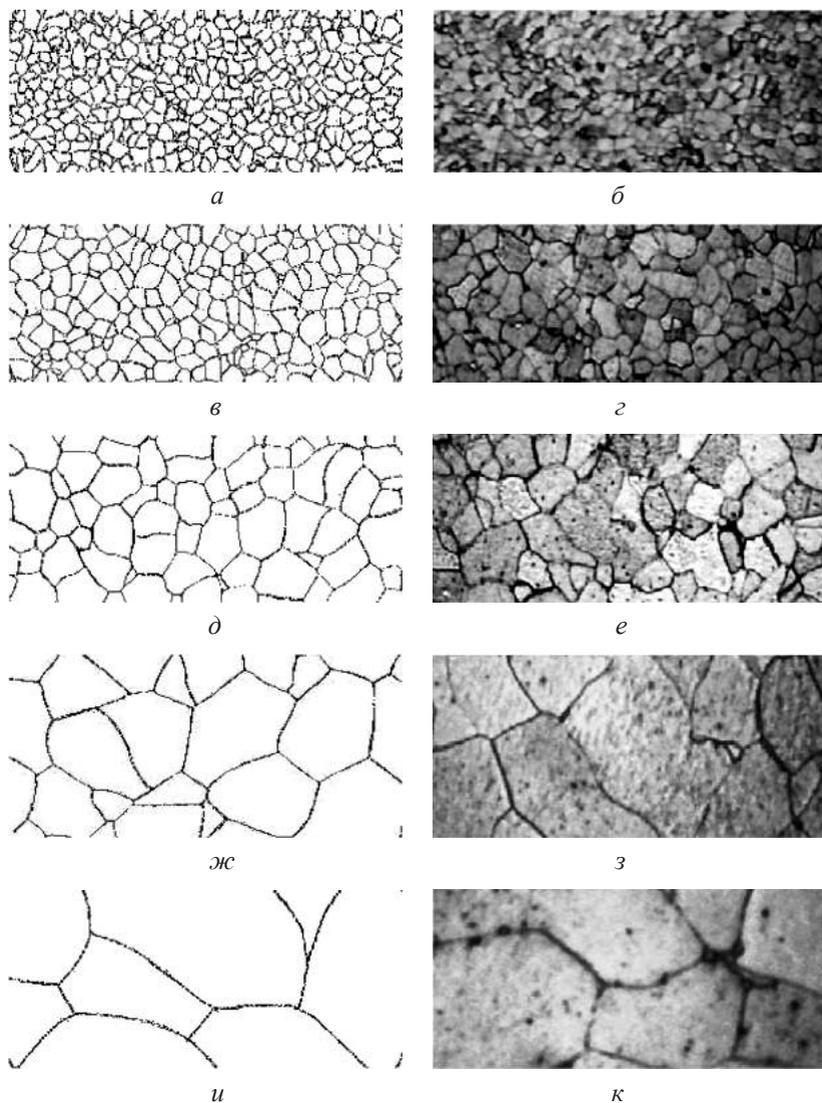


Рис. 10.4. Сравнение с эталонной шкалой феррита: *а, в, д, ж, и* – шкалы по ГОСТ 5639-82; *б, г, е, з, к* – микроструктура образцов стали;  $\times 100$

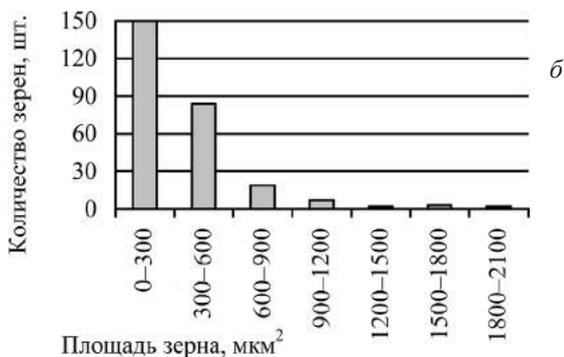
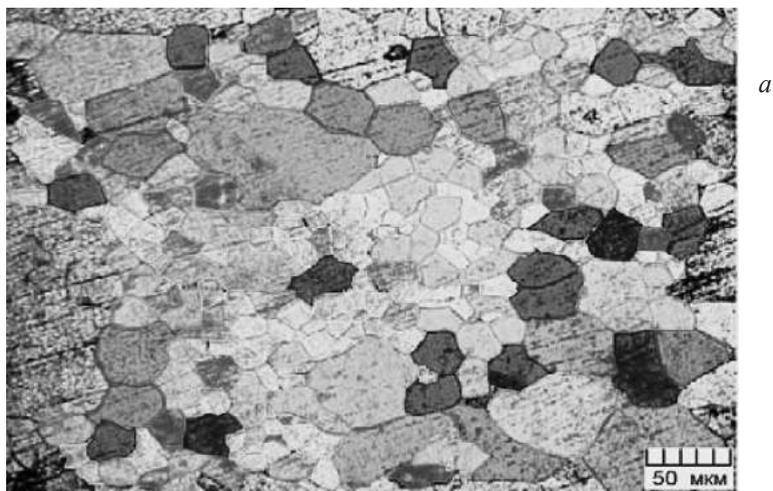


Рис. 10.5. Компьютерный анализ микроструктуры стали 08Ю: *а* – выделение зерен, подлежащих анализу; *б* – распределение зерен по площадям

Зерна, размер которых надо определить, автоматически выделяются в программе обработки изображений каждое своим цветом (в зависимости от величины), рис.10.5, *а*. После этого программа определяет для каждого зерна площадь, длину, ширину, периметр и т. д. Результаты количественного компьютерного определения размера и количества зерен в стали 08Ю приведены в табл. 10.2. В таких программах можно также построить распределение зерен по размерам. На рис. 10.5, *б* показана гистограмма распределения зерен по площадям.

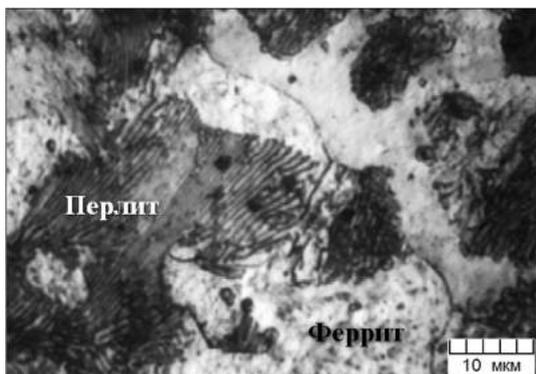
Таблица 10.2. Количественный анализ структуры стали 08Ю

Номер п/п	Размерный класс, мкм	Количество зерен, шт.	Количество зерен, %
1	0–300	150	55,31
2	300–600	84	30,77
3	600–900	19	6,96
4	900–1200	7	2,56
5	1200–1500	2	0,73
6	1500–1800	3	1,10
7	1800–2100	2	0,73

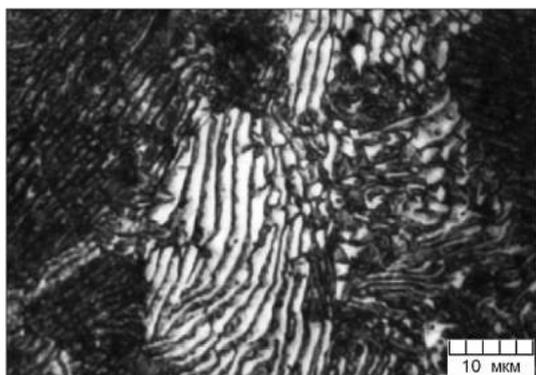
### 10.3. Изучение структуры и фазового состава сталей и чугунов

С помощью микроструктурного анализа, как отмечалось ранее, можно определить, в равновесном или в неравновесном состоянии находится железоуглеродистый сплав. Равновесная структура сталей и белых чугунов определяется содержанием углерода согласно диаграмме состояния сплавов системы «железо–цементит» (см. рис. 2.1). При содержании углерода в железоуглеродистых сплавах до 0,025% микроструктура представляет собой феррит (технически чистое железо) в виде светлых зерен с темными границами (см. рис. 2.2). При содержании углерода свыше 0,025% в стали образуется перлит (см. рис. 2.4, 10.6, а). Количество перлита возрастает пропорционально повышению содержания углерода, а количество феррита уменьшается (см. рис. 2.1, 2.5–2.8). При воздействии травящего реактива на поверхность микрошлифа зерна перлита травятся интенсивнее, чем зерна феррита. Поэтому перлит имеет вид темных зерен неоднородного строения. Вследствие значительной дисперсности строения пластинчатого перлита можно различить при увеличении более чем в  $\times 500$  (рис. 10.6, б).

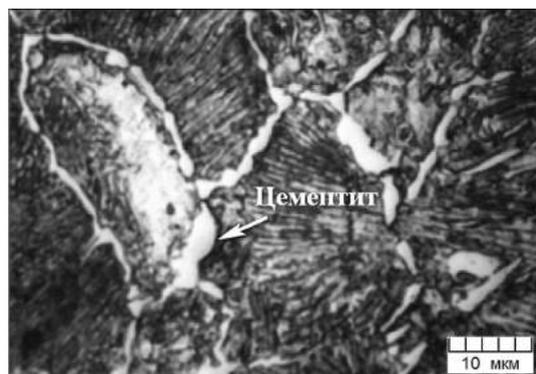
В стали перлит в основном имеет пластинчатое строение с цементитом в виде пластинок (см. рис. 2.4). Существует перлит зернистого строения (цементит в виде округлых зерен), получаемый в результате специального отжига стали (см. рис. 2.9). При содержании углерода свыше 0,8% структура стали состоит из перлита и цементита (см. рис. 2.9, 10.6, в).



*a*



*б*



*в*

Рис. 10.6. Микроструктура углеродистых сталей в равновесном отожженном состоянии: *a* – доэвтектоидная, 0,3% С; *б* – эвтектоидная, 0,8% С; *в* – заэвтектоидная, 1,0% С

В белых чугунах при содержании углерода свыше 2,14% С в соответствии с диаграммой состояния (см. рис. 2.1) структура после окончания кристаллизации состоит из первичных образований аустенита или цементита и ледебуритной эвтектики. Микроструктура доэвтектического чугуна при температуре ниже 727 °С, состоящая из перлита, ледебурита и вторичного цементита, показана на рис. 3.2. Микроструктура эвтектического чугуна, представляющая смесь цементита и перлита, при содержании 4,3% С показана на рис. 3.3. Дальнейшее повышение содержания углерода приводит к образованию структур заэвтектических белых чугунов, состоящих из первичного цементита (большие протяженные светлые пластины) и ледебурита (см. рис. 3.4).

Структура серых чугунов характеризуется наличием графита, количество, форма и размеры которого изменяются в широких пределах. В их микроструктуре различают графитные включения и металлическую основу. Графит в чугунах может быть в четырех основных формах: пластинчатой, хлопьевидной, шаровидной и вермикулярной. Форма и размеры графитных включений рассматриваются на микрошлифах в нетравленном состоянии (см. рис. 3.1, 3.8, 3.11). Пример определения размера включений шаровидного графита по ГОСТ 3443-87 (см. рис. 1.9) приведен в главе 1. После травления выявляют строение металлической основы чугунов, которая подразделяется на три вида: ферритную, феррито-перлитную и перлитную. Примеры микроструктур серых чугунов с различной основой приведены на рис. 3.5–3.7, 3.9, 3.10, 3.12.

Микроанализ также выявляет структуры сплавов и в неравновесном состоянии. С помощью этого метода отчетливо фиксируются структурные составляющие, образующиеся в результате фазовых превращений, например сталей при нагреве выше критических температур и быстром охлаждении (см. рис. 4.2–4.4). Для выявления после закалки в структуре сталей мелко- и крупнокристаллического мартенсита необходимы большие увеличения (от  $\times 1000$  и более). При изучении микроструктур выбор увеличения производится в зависимости от конкретной структуры железоуглеродистых сплавов. Если в стали присутствуют мел-

кие карбиды, просмотр микроструктуры при увеличении  $\times 100$  дает отчетливое представление только о характере их распределения (карбидной полосчатости, см. рис. 1.8). Увеличение до  $\times 500$  и выше позволяет определить размеры и форму отдельных карбидных включений (см. рис. 1.7, 5.5, 5.8).

#### **10.4. Определение количества углерода в углеродистых сталях и чугунах**

Определение содержания углерода в углеродистых сталях проводят путем исследования микроструктуры на металлографическом микроскопе при заданном увеличении на микрошлифах после травления.

Метод основан на том, что в соответствии с равновесной диаграммой состояния сплавов «железо–углерод» содержание углерода при комнатной температуре в феррите составляет только 0,006%, а в перлите – 0,8%. Практически весь углерод находится в перлите. В эвтектоидной стали структура на 100% состоит из перлита, в доэвтектоидной стали – из перлита и феррита. Если определить, какую площадь на шлифе от всей площади в процентах занимает перлит, то можно вычислить количество углерода в данном образце стали.

Микроструктура доэвтектоидной стали приведена на рис. 10.7, *a*, ее схематическое изображение – на рис. 10.7, *б*.

Для анализа структуры на рис. 10.7, *a* необходимо определить:

$S$  – площадь фотографии (кадра);

$S_1$  – суммарную площадь всех участков перлита.

Тогда доля площади ( $\Pi$ ), которую занимает перлит в структуре стали, определяется из пропорции:

$$\begin{aligned} S & - 100\%, \\ S_1 & - \Pi\%. \end{aligned}$$

Откуда:

$$\Pi = \frac{S_1}{S} \cdot 100\%. \quad (10.1)$$

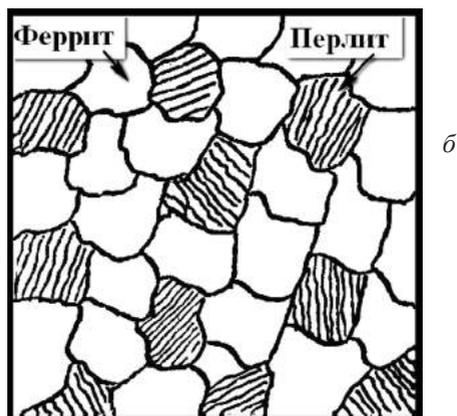
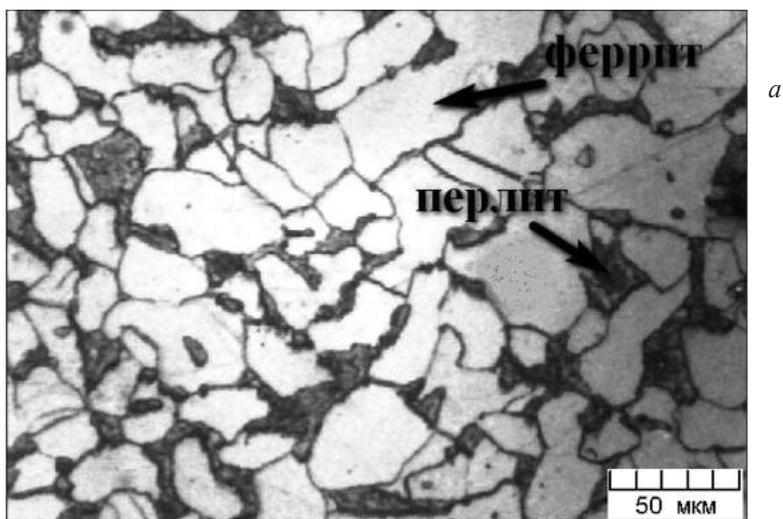


Рис. 10.7. Микроструктура углеродистой доэвтектоидной стали  $\times 400$  (*a*) и ее схематическое изображение (*б*)

Для структуры на рис. 10.7, *a*  $P = 20\%$ , т. е. 20% структуры на данной фотографии занято перлитом.

Если бы доля перлита составляла 100%, то концентрация углерода была бы 0,8%. Следовательно, зная долю площади, занятой перлитом, содержание углерода в стали можно определить из пропорции:

Перлит 100% – 0,8% С,  
перлит П% – X% С.

Тогда:

$$X = \frac{0,8 \cdot П}{100}, \%С. \quad (10.2)$$

Для структуры на рис. 10.7, а:  $X = \frac{0,8 \cdot 20}{100} = 0,16\%$ , что соответствует марке углеродистой конструкционной качественной стали 15.

Аналогичным образом с учетом содержания углерода в цементите (6,67% С) по относительному количеству площадей, занимаемых перлитом (П) и цементитом (Ц), в процентах определяют содержание углерода в заэвтектоидной стали, а также в белом чугуе:

$$\%С = \frac{0,8 \cdot П}{100} + \frac{6,67 \cdot Ц}{100}. \quad (10.3)$$

Эти уравнения позволяют решить и обратную задачу – определить содержание структурных составляющих, если известно содержание углерода. При этом сумма площадей структурных составляющих, занимаемых ферритом, перлитом, цементитом (в процентах соответственно к общей площади микрошлифа), принимается равной 100%.

Количество углерода можно установить также методом сравнения с эталонными шкалами по ГОСТ 8233-56. Эти шкалы показаны на рис. 10.8. Из них можно определить величину П, а потом, пользуясь соотношением (10.2), определить количество углерода.

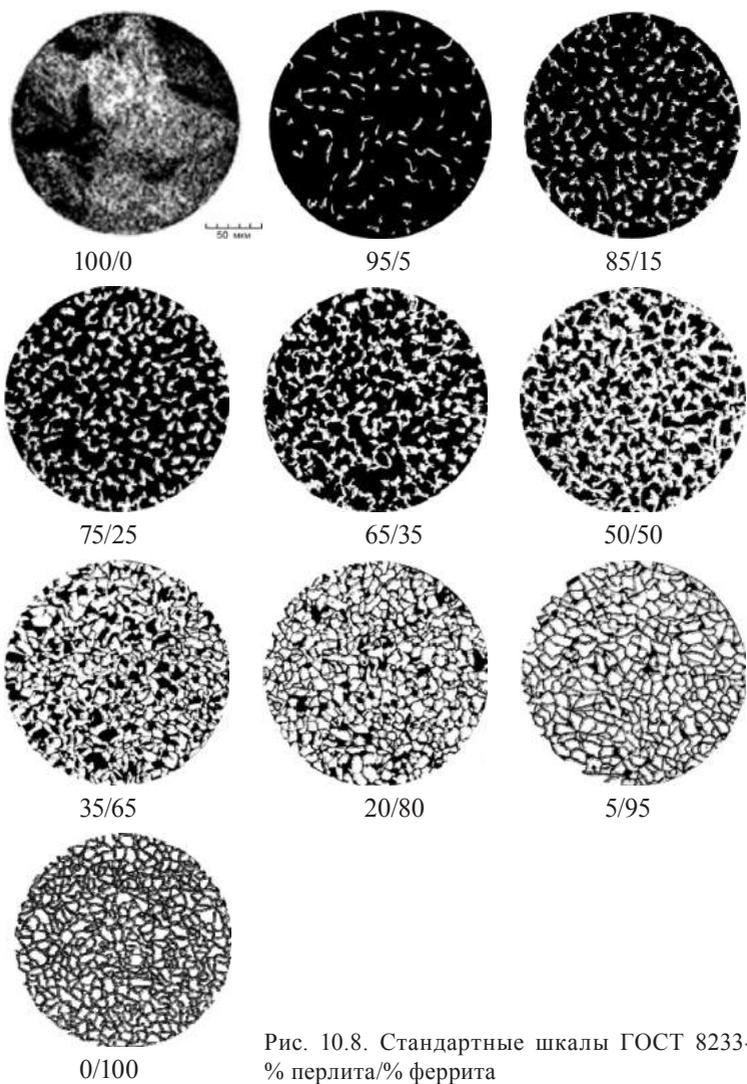


Рис. 10.8. Стандартные шкалы ГОСТ 8233-56:  
% перлита/% феррита

## 10.5. Определение количества кислорода в меди

Любые примеси в меди ухудшают ее характеристики. Неметаллические примеси, особенно кислород, оказывают большое влияние на уровень физико-механических свойств изделий, поэтому содержание их в меди ограничено. Определение содержания кислорода в меди является важным, так как это один из основных показателей качества металла.

Кислород растворим в жидкой меди, образуя с ней химическое соединение  $\text{Cu}_2\text{O}$  (закись меди или куприт). В процессе кристаллизации меди, содержащей кислород, в ней образуется эвтектика  $\text{Cu} + \text{Cu}_2\text{O}$ , содержащая 0,39% O. В литой кислородной меди эвтектика имеет точечное строение и располагается по границам дендритов меди (рис. 10.9). Весь кислород сосредоточен в эвтектике, поэтому определение концентрации кислорода в меди аналогично тому, как определяется содержание углерода в доэвтектоидной стали.

Определение содержания кислорода в меди проводят путем исследования микроструктуры при заданном увеличении на нетравленных микрошлифах. Метод является очень точным, так как медь не дает твердых растворов с закисью меди. На рис. 10.9 показано, что этот метод может «отличить» очень малые количества кислорода (до сотых долей процента). В настоящее время существование компьютерных программ обработки изображений делает доступным определение площади структурных составляющих с высокой точностью и малой трудоемкостью.

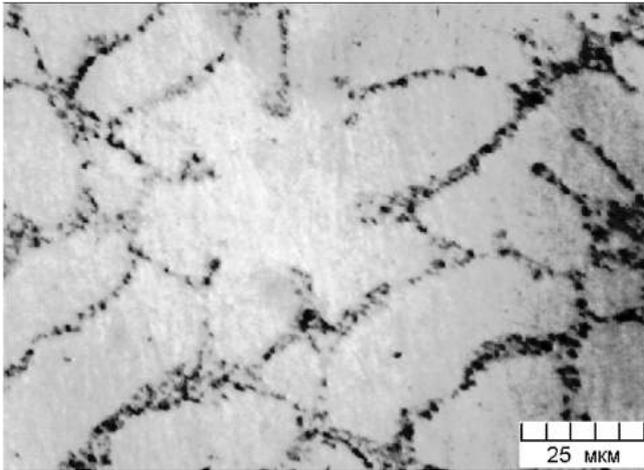
Пример определения площади, занимаемой эвтектикой, приведен на рис. 10.10, где представлены микрофотография структуры (рис. 10.10, *a*) и участок, выделенный для количественного анализа (при  $\times 2000$  для лучшей наглядности). На фотографии микроструктуры определяют площадь, занимаемую эвтектикой (рис. 10.10, *b*), а также площадь всего изображения, после чего определяют долю площади ( $F$ ), занимаемую эвтектикой в %.

Зная долю площади эвтектики, вычисляют содержание кислорода в меди из пропорции:

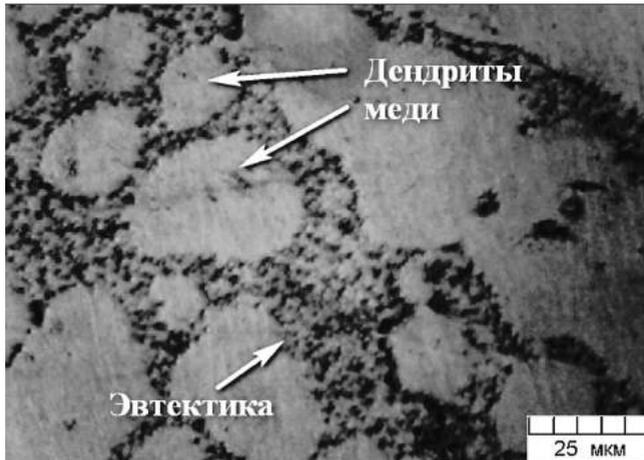
Эвтектика 100% – 0,39% O,  
эвтектика  $F\%$  –  $X\%$  O.

Тогда

$$X = \frac{0,39 \cdot F}{100\%}, \%. \quad (10.4)$$

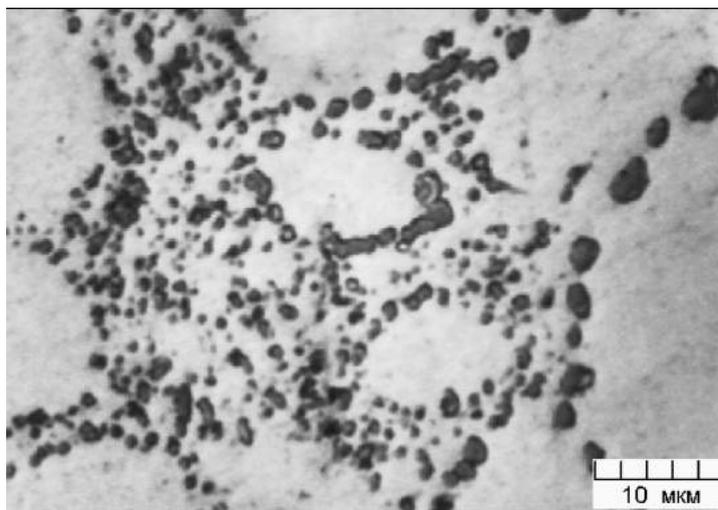


*a*

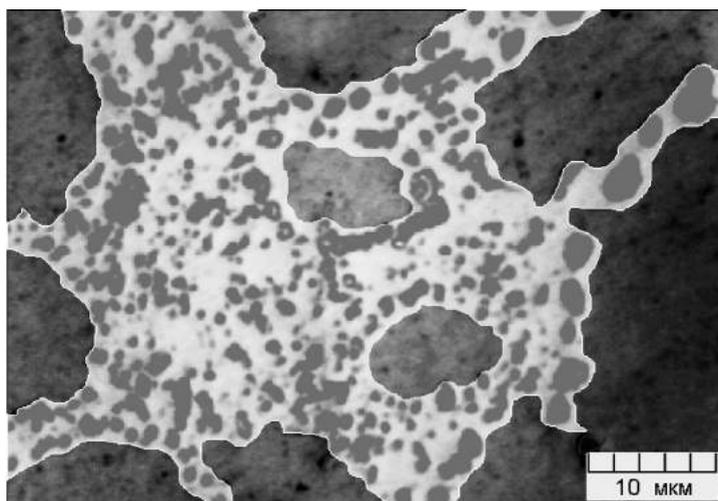


*б*

Рис. 10.9. Микроструктура литой кислородной меди:  
*a* – с 0,08% кислорода; *б* – с 0,11% кислорода



*a*



*б*

Рис. 10.10. Микроструктура исследуемого образца меди (*a*);  
выделенный участок эвтектики (*б*)

Количество кислорода в меди можно определить также методом сравнения изучаемой микроструктуры с эталонными шкалами по ГОСТ 13938.13-93. Эти шкалы приведены на рис. 10.11.

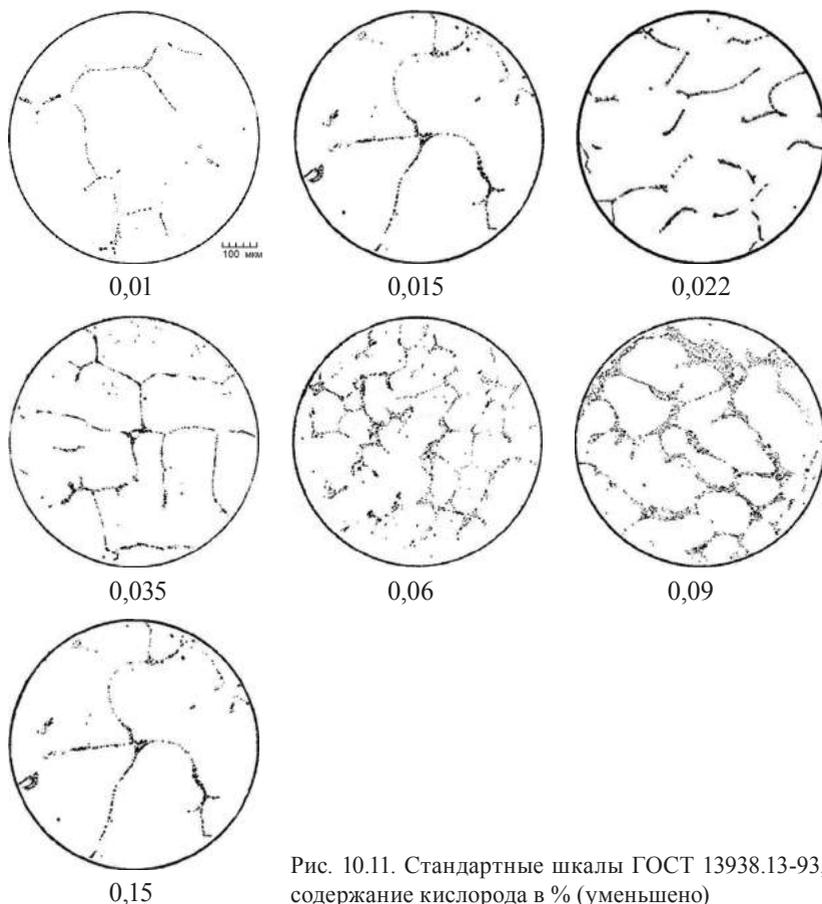


Рис. 10.11. Стандартные шкалы ГОСТ 13938.13-93, содержание кислорода в % (уменьшено)

### 10.6. Выявление включений серы в сталях

Сера, как и фосфор, является вредной примесью, попадая в сталь в процессе выплавки (из руды и при сгорании органического топлива). Обычно содержание серы в высококачественной стали ограничено и не превышает 0,02–0,03%. В углеродистой стали обычного качества – не более 0,03–0,04%. При обработке жидкого металла синтетическими шлаками содержание серы можно снизить до 0,005%.

Сера нерастворима в железе, и любое ее количество образует с железом нерастворимое соединение – сульфид железа FeS, который входит в состав эвтектики состава Fe + FeS, образующейся при 988 °С. Наличие легкоплавкой и хрупкой эвтектики, расположенной, как правило, по границам зерен (рис. 10.12), делает сталь очень хрупкой при 800 °С и выше, т. е. при температуре

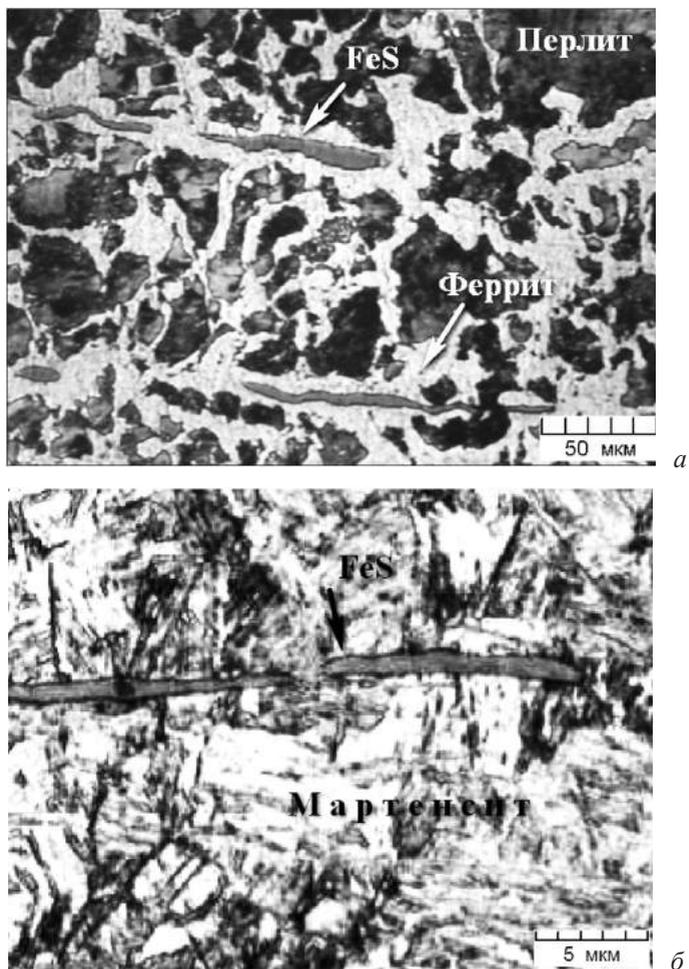


Рис. 10.12. Протяженные включения сульфидов железа в нормализованной (а) и закаленной (б) стали 45

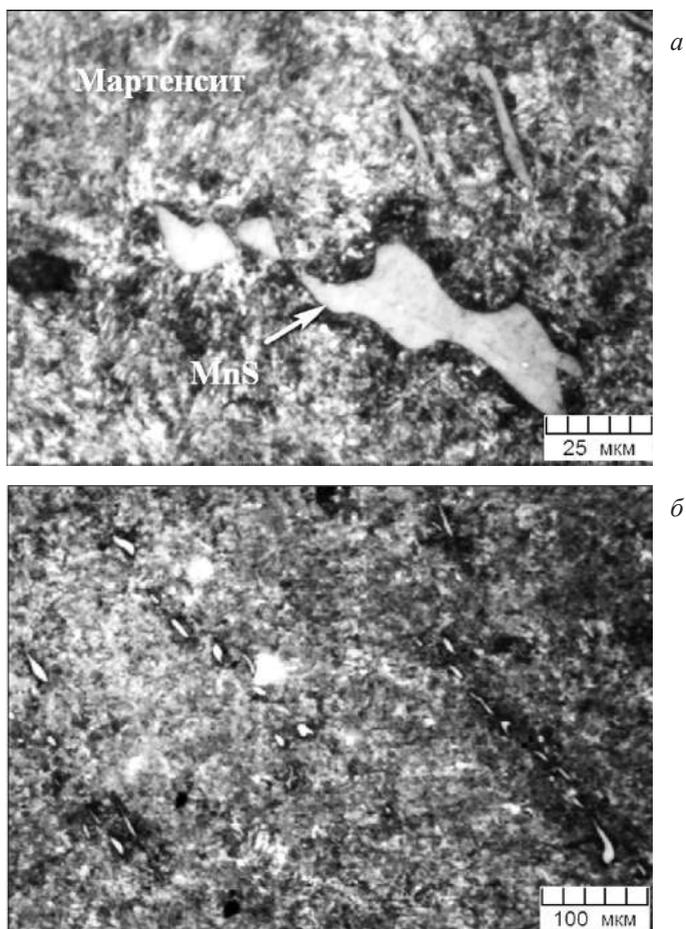


Рис. 10.13. Крупные (а) и строчечные (б) включения сульфида марганца в структуре стали 45

красного каления. Это явление носит название «красноломкость». Вследствие красноломкости сталь с повышенным содержанием серы не поддается горячей обработке давлением. Обычно сернистая эвтектика, присутствующая в небольшом количестве, коалесцирует, т. е. феррит эвтектики объединяется с ферритом основной массы металла, а соединение FeS располагается по границам зерен (рис. 10.12, а). Такая форма включений серы явля-

ется особенно вредной, так как при горячей обработке давлением получают надрывы и трещины. Последнее связано с тем, что еще в процессе нагрева стали вокруг оторочек сернистого железа, начиная с температуры 988 °С, происходит оплавление (т. е. образование расплава в соответствии с диаграммой состояния Fe–S). Отдельные обособленные крупные включения сернистого железа уже менее вредны. Включения сульфидов железа можно видеть в стали также после закалки и отпуска (рис. 10.12, б).

Введение марганца в сталь уменьшает вредное влияние серы, так как при введении его в жидкую сталь протекает реакция образования сульфида марганца:



Сульфид марганца плавится при 1620 °С, т. е. при температурах более высоких, чем температура горячей обработки. Сульфид марганца нерастворим также в жидком металле, поэтому невозможно образование легкоплавкой эвтектики с фазой сульфида марганца. При температурах горячей обработки (800–1200 °С) сульфид марганца пластичен и под действием внешних сил вытягивается в направлении деформации в виде продолговатых включений (рис. 10.13, а) или цепочек по границам зерна (рис. 10.13, б). Наличие сульфидов недопустимо для ответственных деталей.

Приведенные задачи металлографического анализа сталей, чугунов и цветных металлов дают возможность изучающим материаловедение на практике использовать полученные знания.

Представленные выше микроструктуры различных металлов и сплавов, полученные главным образом методами оптической микроскопии, отражают их многообразие и позволяют квалифицированно и обоснованно подходить к выбору металлических материалов и режимов их термической обработки, литья, пластической деформации, поверхностного упрочнения при изготовлении изделий применительно к условиям эксплуатации.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев, А. П. Металловедение: учебник для вузов / А. П. Гуляев. – Изд. 6-е, перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
2. Арзамасов, В. Б. Материаловедение: учебник для вузов / В. Б. Арзамасов, А. А. Черепяхин. – М.: Изд-во «Экзамен», 2009. – 350 с.
3. Материаловедение и технология конструкционных материалов. Материаловедение. Лабораторный практикум / А. А. Андрушевич [и др.]. – Минск: БГАТУ, 2009. – 180 с.
4. Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм: справочник. – М.: МИСИС, 1996. – 178 с.
5. Анисович, А. Г. Практика металлографического исследования материала / А. Г. Анисович, И. Н. Румянцева. – Минск: Беларус. навука, 2013. – 221 с.
6. Золотаревский, В. С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов / В. С. Золотаревский, Н. А. Белов. – М.: МИСИС, 2005. – 376 с.
7. Осинцев, О. Е. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки. Справочник / О. Е. Осинцев, В. Н. Федоров. – М.: Машиностроение, 2004. – 336 с.
8. Пантелеев, В. Г. Компьютерная микроскопия / В. Г. Пантелеев, О. В. Егорова, Е. И. Клыкова. – М.: Техносфера, 2005. – 304 с.
9. Атлас микроструктур черных и цветных металлов и сплавов: учеб. нагляд. пособие / А. А. Андрушевич [и др.]. – Минск: БГАТУ, 2012. – 100 с.

### Дополнительная литература

1. Материаловедение и технология металлов: учебник для вузов / Г. П. Фетисов [и др.]. – М.: Высш. шк., 2005. – 861 с.
2. Ржевская, С. В. Материаловедение: учебник для вузов / С. В. Ржевская. – Изд. 4-е, перераб. и доп. – М.: Логос, 2004. – 424 с.
3. Энциклопедический справочник термиста-технолога: в 3 т. – М.: Наука и технологии, 2004. – 1704 с.
4. Металлография железа: в 3 т. / пер. с англ. – М.: Металлургия, 1972.

5. Андрушевич, А. А. Материаловедение: учеб.-метод. комплекс / А. А. Андрушевич, Т. К. Романова. – Минск: БГАТУ, 2008. – 192 с.

6. Лахтин, Ю. М. Материаловедение: учебник для вузов / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – Изд. 3-е, перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.

7. Колачев, Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов / Б. А. Колачев, В. А. Ливанов, В. И. Елагин. – М.: Металлургия, 1981. – 416 с.

8. Мальцев, В. М. Металлография промышленных цветных металлов / В. М. Мальцев. – М.: Металлургия, 1970. – 426 с.

## ОГЛАВЛЕНИЕ

<b>Предисловие</b> .....	3
<b>Термины и определения</b> .....	5
<i>Глава 1. Общие сведения о металлографическом анализе</i>	
1.1. Металлография и ее методы .....	11
1.2. Макроструктурный и микроструктурный анализы .....	12
1.3. Качественный металлографический анализ .....	17
1.4. Количественная металлография .....	19
1.5. Электронная микроскопия .....	22
1.6. Подготовка образцов для металлографического анализа .....	26
<i>Глава 2. Микроструктуры углеродистых сталей в равновесном состоянии</i>	
2.1. Структурные составляющие .....	31
2.2. Микроструктуры углеродистых сталей .....	34
<i>Глава 3. Микроструктуры чугунов в равновесном состоянии</i>	
3.1. Структурные составляющие чугунов .....	40
3.2. Микроструктуры чугунов .....	43
<i>Глава 4. Микроструктуры углеродистых сталей после термической обработки</i>	
4.1. Структурные составляющие в термически обработанной стали ...	50
4.2. Микроструктуры углеродистых сталей после термической обра- ботки .....	55

**Глава 5. Микроструктуры легированных сталей  
после термической обработки**

5.1. Классификация легированных сталей .....	58
5.2. Микроструктуры легированных сталей и сплавов .....	60

**Глава 6. Микроструктуры сталей после  
поверхностного упрочнения**

6.1. Основные методы поверхностного упрочнения стальных изделий ...	69
6.2. Микроструктуры сталей после поверхностной закалки .....	72
6.3. Микроструктура сталей после поверхностного пластического де- формирования .....	74
6.4. Микроструктуры сталей после химико-термической обработки ...	77

**Глава 7. Микроструктуры меди и ее сплавов**

7.1. Классификация медных сплавов .....	84
7.2. Микроструктуры медных сплавов .....	87

**Глава 8. Микроструктуры алюминия и его сплавов**

8.1. Классификация алюминиевых сплавов .....	92
8.2. Микроструктуры алюминиевых сплавов .....	94

**Глава 9. Микроструктуры подшипниковых сплавов**

9.1. Общие сведения о подшипниковых сплавах .....	103
9.2. Микроструктуры баббитов .....	104

**Глава 10. Практические задачи металлографического анализа**

10.1. Определение характера обработки металлов .....	106
10.2. Определение величины зерна металлов и сплавов .....	109
10.3. Изучение структуры и фазового состава сталей и чугунов .....	114
10.4. Определение количества углерода в углеродистых сталях и чу- гунах .....	117
10.5. Определение количества кислорода в меди .....	121
10.6. Выявление включений серы в сталях .....	124
<b>Литература</b> .....	128

Научное издание

**Анисович** Анна Геннадиевна  
**Андрушевич** Андрей Александрович

## **МИКРОСТРУКТУРЫ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ**

Редактор *И. Л. Дмитриенко*  
Художественный редактор *И. Т. Мохнач*  
Технический редактор *О. А. Толстая*  
Компьютерная верстка *О. Л. Смольская*

Подписано в печать 14.07.2015. Формат 60×84<sup>1</sup>/<sub>16</sub>. Бумага офсетная.  
Печать цифровая. Усл. печ. л. 7,67. Уч.-изд. л. 5,6.  
Тираж 120 экз. Заказ 127.

Издатель и полиграфическое исполнение:  
Республиканское унитарное предприятие «Издательский дом «Беларуская навука». Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя, распространителя печатных изданий № 1/18 от 02.08.2013.  
Ул. Ф. Скорины, 40, 220141, г. Минск.