

УДК 669.01:539.24

Анисович, А. Г. Структуры металлов и сплавов в технологических процессах машиностроения / А. Г. Анисович, А. А. Андрушевич. – Минск : Беларуская навука, 2018. – 134 с. – ISBN 978-985-08-2363-2.

Представлены структуры металлических материалов после различных видов обработки – литья, обработки давлением, термической обработки, поверхностного упрочнения, структуры компактных, порошковых и гранулированных материалов, а также наплавленных и гальванических покрытий. Дано принципиальное описание процессов обработки металлов применительно к технологическим процессам, применяемым на производстве. Издание может быть использовано в качестве учебного пособия для студентов технических специальностей высших учебных заведений Республики Беларусь при прохождении теоретического курса и проведении лабораторных занятий по материаловедению и металлографии.

Данное издание предназначено для студентов и магистрантов, изучающих технологические процессы изготовления деталей различными методами металлообработки, а также инженерно-технических специалистов, совершенствующихся в данной области.

Табл. 5. Ил. 152. Библиогр.: 28 назв.

Р е ц е н з е н т ы:

доктор технических наук, профессор С. М. Ушеренко;
доктор технических наук, профессор М. Л. Хейфец

ISBN 978-985-08-2363-2

© Анисович А. Г., Андрушевич А. А., 2018

© Оформление. РУП «Издательский дом
«Беларуская навука», 2018

ВВЕДЕНИЕ

Свойства металлических изделий и полуфабрикатов формируются при их получении с применением различных процессов – термической обработки, обработки давлением, литья, поверхностного упрочнения и нанесения покрытий. Свойства зависят как от химического состава металлического материала, так и структуры, которая имеет ключевое значение. Для сплава одного и того же состава возможно получение различных видов структуры, которая и определяет конечный комплекс эксплуатационных характеристик. Важной практической задачей металлографии является идентификация и описание этих структур, что производится сравнением с известными структурами (справочными данными), приведенными в литературе.

В данном издании представлены микроструктуры деталей, изготовленных с помощью разнообразных технологических процессов машиностроения. Процессы литья, обработки давлением, порошковой металлургии и поверхностного упрочнения изделий рассмотрены в объеме, достаточном для понимания и описания представленных микроструктур.

Монография состоит из шести глав, каждая из которых посвящена описанию микроструктур металлов и сплавов, полученных в результате различных технологических процессов: литья, обработки металлов давлением, термической обработки, методов порошковой металлургии, наплавки и напыления. Материалы данного издания дополняют ранее опубликованное авторами; глава 3 (термическая обработка) повторена и расширена в данном издании для полноты изложения материала.

Монография может быть использована в учебном процессе для закрепления теоретической части дисциплин материаловедческого направления, расширения знаний и практического ознакомления студентов и магистрантов с взаимосвязями между химическим составом, структурой и свойствами металлов и сплавов, а также установления пригодности выбранной технологии обработки для обеспечения требуемых структуры и эксплуатационных характеристик изделий. Издание соответствует учебным программам для студентов по специальностям «Материаловедение в машиностроении», «Технология конструкционных материалов», «Металловедение».

СПОСОБЫ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

1.1. Роль микроструктурных исследований в анализе технологических процессов

Современное машиностроение немыслимо без применения разнообразных металлических материалов. Номенклатура деталей, изготавливаемых из сплавов черных и цветных металлов, весьма значительна, причем большинство приходится на долю автотракторного, сельскохозяйственного и тяжелого машиностроения. Условия работы деталей машин зачастую связаны с высокими механическими и тепловыми нагрузками, наличием абразивных или химически агрессивных сред, что обуславливает необходимость применения особых конструкционных материалов, а также прогрессивных методов поверхностного упрочнения.

Для обеспечения необходимого уровня машиностроения и других отраслей промышленности требуется как создание новых, так и улучшение технологии производства традиционных металлических материалов, снижение брака и количества отходов.

Качество металлических изделий определяется известной триадой «состав–структура–свойства». Наиболее важным элементом здесь является структура, возможности трансформации которой не ограничиваются изменением химического состава. Структура материала формируется в процессе его обработки. В связи с этим необходимо наличие глубоких знаний в области металлографии, широких представлений об общих закономерностях изменения физико-механических свойств важнейших металлов и их сплавов в зависимости от состава и структуры, а также владение современными методами анализа металлов.

Информация о современных методах исследования и их широкое применение позволяют осуществлять не только анализ структуры и свойств промышленных металлов и сплавов, но и разработку и анализ деталей, получаемых в результате сложных технологических процессов.

Наиболее востребованным и распространенным методом исследования строения промышленных металлов и сплавов является микроскопический анализ структуры. Способы его реализации – оптическая и растровая микроскопия. *Микроструктурный анализ* (микроанализ) заключается в исследовании структуры материалов при больших увеличениях с помощью оптических и электронных микроскопов. Основным и наиболее распространенным методом такого анализа является именно оптическая микроскопия, в основе которой лежит анализ видимого света, отраженного от поверхности образца. Без современного оборудования, обеспечивающего качественную и количественную оценку микроструктуры, невозможно представить себе современное материаловедение. Востребованность микроструктурного анализа в равной степени подтверждается как при решении исследовательских задач, так и на производстве при контроле технологических операций изготовления изделий.

В задачи микроструктурного анализа входит исследование микроструктуры как при разработке новых материалов, так и при создании новых технологических процессов обработки, а также для контроля качества металлической продукции. В качестве примеров можно привести следующие.

Структура литых материалов определяется, в первую очередь, условиями теплоотвода при кристаллизации. На рис. 1.1 показаны структуры образцов алюминиевого сплава АК12, взятые из различных частей отливки. Разница в структурах краевой и центральной зоны показывает различия в условиях теплоотвода. Край отливки охлаждался быстрее; центр – медленнее, поэтому в нем успела сформироваться крупнокристаллическая структура.

Модифицирование является одним из основных способов управления структурой литых материалов. Результаты процесса

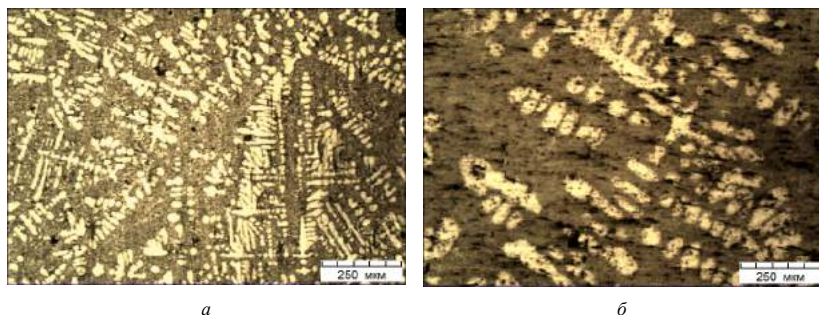


Рис. 1.1. Структура литого сплава АК12: край отливки (а), центр отливки (б)

модифицирования определяются в том числе характером вводимого модификатора, временем его введения, скоростью охлаждения отливки при кристаллизации. Влияние состава модификатора на характер получаемой структуры показано на рис. 1.2.

Пережог относится к достаточно распространенным ошибкам термической обработки и связан с превышением температуры нагрева. При закалке такого сплава в нем образуются трещины (рис. 1.3).

Пережог легко идентифицируется металлографически по оплавленным границам зерен, а также по резкому снижению механических свойств. Пережог возможен, прежде всего, в сплавах

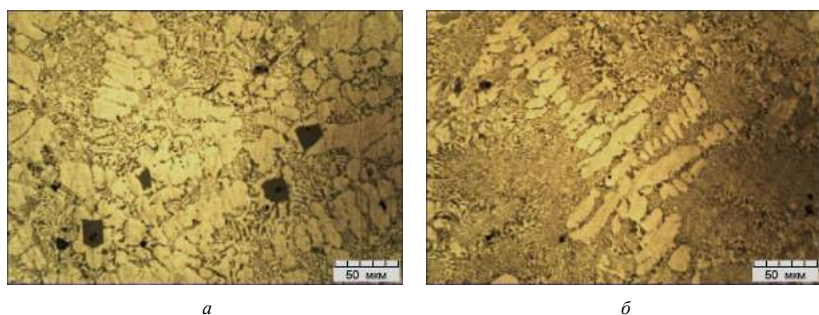


Рис. 1.2. Влияние состава модификатора на структуру силумина: а – модифицирование NaPO_3 ; б – модифицирование NaF

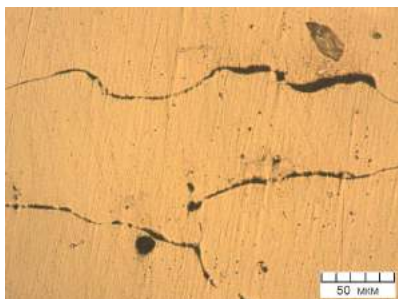


Рис. 1.3. Закалочные трещины в образце сплава Д16

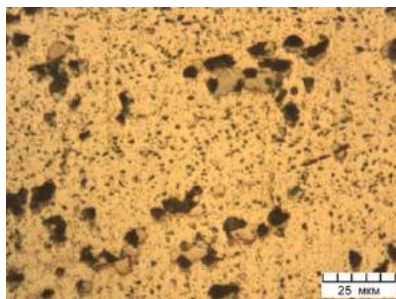


Рис. 1.4. Структура сплава Д16 в состоянии поставки

с узкой зоной гомогенности. К таким относится дюралюмин Д16, принадлежащий к системе Al–Cu–Mg. В состоянии поставки сплав Д16 имеет типичную структуру горячекатаного листа. В структуре сплава присутствуют включения упрочняющих и примесных фаз, распределенные как по телу зерна, так и сконцентрированные в границах зерен (рис. 1.4). Это интерметаллидные соединения типа CuAl_2 (θ -фаза), Mg_2Si , Al_2CuMg (S-фаза), включения железистых фаз (FeAl_3 и тройных фаз состава Fe–Si–Al, Fe–Cu–Al, Fe–Mn–Al), которые характерны для сплава Д16 после изготовления полуфабриката. Матрица сплава – твердый раствор легирующих элементов в алюминии.

Термической обработкой сплава является закалка и старение (естественное или искусственное). Закалке предшествует гомогенизация. После гомогенизации с превышением температуры структура сплава представляет собой типичную структуру пережога. При этом оплавление происходит по границам зерен, при этом формируется эвтектика (рис. 1.5, а). Крупные включения эвтектики фиксируются также в теле зерна (рис. 1.5, б).

В зависимости от назначения деталей металлы и сплавы, из которых они изготавливаются, должны обладать определенным комплексом свойств. Все физико-механические, технологические и эксплуатационные свойства металлов и их сплавов определяются химическим составом сплавов и внутренней

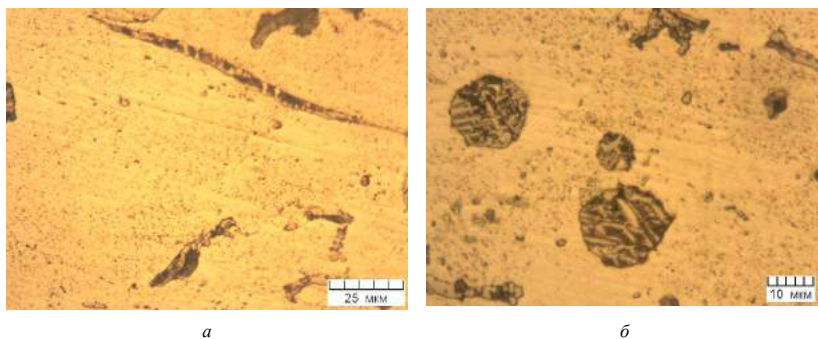


Рис. 1.5. Структура сплава Д16 после пережога: эвтектика по границам зерен (а) и в теле зерна (б)

структурой. Структуру сплавов можно изменить различными внешними воздействиями (давлением, температурой, средой и т. д.). Все методы воздействия на структуру и свойства металлических деталей можно подразделить на три основных вида: механические, тепловые, химические (изменение состава), а также их сочетания – термомеханическая, химико-термическая обработки и т. п. Управляя структурой металла под действием одного из этих факторов или их совокупности, можно обеспечить требуемую надежность и долговечность металлических деталей машин и конструкций. Структуры металлов и сплавов, формирующиеся при внешних воздействиях, легко различаются металлографически.

1.2. Основные методы воздействия на структуру металлов и сплавов

При *механическом воздействии* внешнее напряжение вызывает деформацию металлического материала, т. е. изменение размеров и форм тела. Деформация может быть упругой и пластической. При упругой деформации под действием внешних сил изменяются расстояния между атомами в кристаллической решетке. После снятия нагрузки эта деформация исчезает. При микроструктурном исследовании результат воздействия

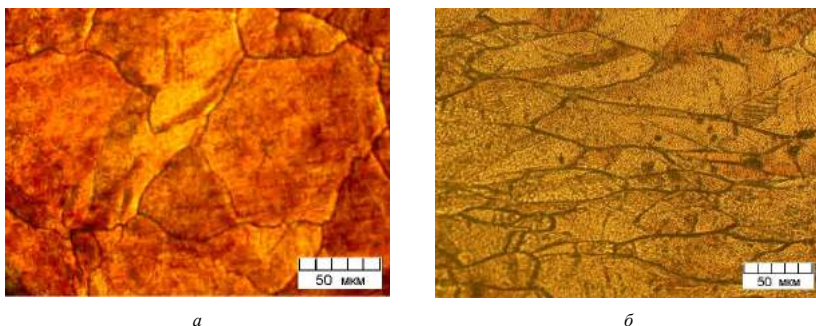


Рис. 1.6. Микроструктура меди: литье (а), литье и деформация (б)

механических сил заметен только в случае пластической деформации. На рис. 1.6, а показана микроструктура литой меди, на рис. 1.6, б – та же медь после горячей пластической деформации. Признаком того, что металл пластически деформирован, является вытянутая форма зерен.

Методы термического воздействия на металлическое изделие в процессе производства подразделяются на две большие группы:

1. Воздействие непосредственно на металл, из которого производят изделие, в жидком состоянии или в процессе затвердевания; это, как правило, литейные технологии;

2. Воздействие на металлическую деталь определенной формы и размеров в твердом состоянии. Сюда относят методы термической обработки, приводящие к изменениям структуры в металлических изделиях, сформированных в результате осуществления различных технологических процессов.

На рис. 1.7 показан результат влияния термического воздействия на структуру. В исходном состоянии сталь 20 имеет феррито-перлитную структуру (рис. 1.7, а), после закалки в стали сформировался мартенсит (рис. 1.7, б).

Влияние *методов химического воздействия*, в частности, изменение состава стали по углероду легко обнаруживается металлографически и позволяет определить количество углерода

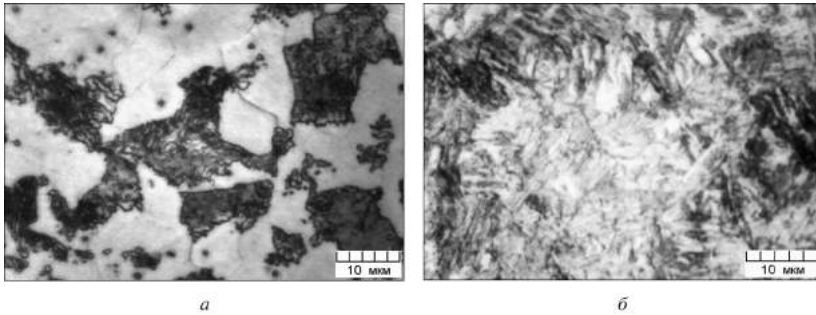


Рис. 1.7. Структура углеродистой стали 20: состояние поставки (нормализация) (а), после закалки (б)

по виду микроструктуры. На рис. 1.8 показаны микроструктуры стали 10 и стали 60 в состоянии нормализации. С повышением содержания углерода в структуре повышается количество перлита; при этом существенно изменяется комплекс физико-механических свойств.

Процессы насыщения поверхностных слоев металлоизделий для изменения химического состава и структуры поверхностных зон относят к *химико-термическим методам* обработки (азотирование, цементация, диффузионная металлизация, гальваническое осаждение и др.). Для повышения твердости и износостойкости клапанов, шестерен, гильз из легированных

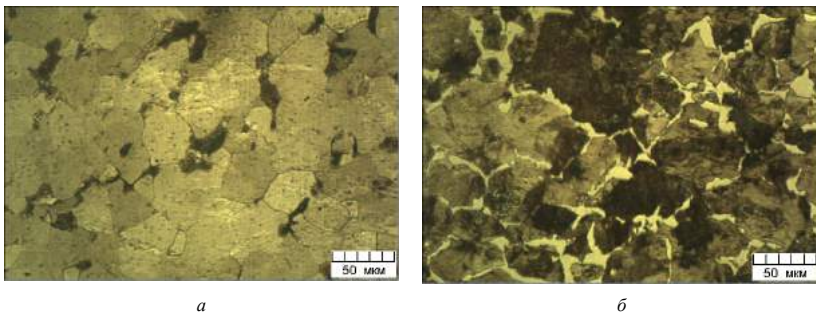


Рис. 1.8. Структура углеродистых конструкционных сталей: сталь 10 (а), сталь 60 (б)

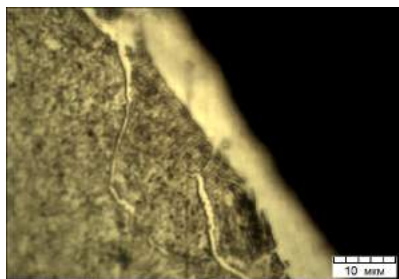


Рис. 1.9. Азотированный слой на стали 40XГНМ

сталей применяют газовое азотирование. Микроструктура стали 40XГНМ после азотирования представлена на рис. 1.9. Поверхностный (белый) слой представляет собой соединение Fe_4N .

К влиянию внешней среды (в атмосфере, воде, других средах) относится также разрушение металлической детали под воздействием *коррозии*.

На поверхности она проявляется в виде окислов, для железных изделий – ржавчины (рис. 1.10, *а*). Изменения в структуре металла можно наблюдать по границам зерен (рис. 1.10, *б*).

Таким образом, способы обработки металлических изделий формируют их микроструктуру. Металлографическим анализом можно определить, каким образом получена данная деталь, какой предварительной или окончательной обработке подвергалась. Во многих случаях микроструктурный анализ проводят одновременно с макроструктурным анализом. Микроанализ выявляет подробности изучаемой структуры, а макроанализ характеризует строение сплава на больших участках.

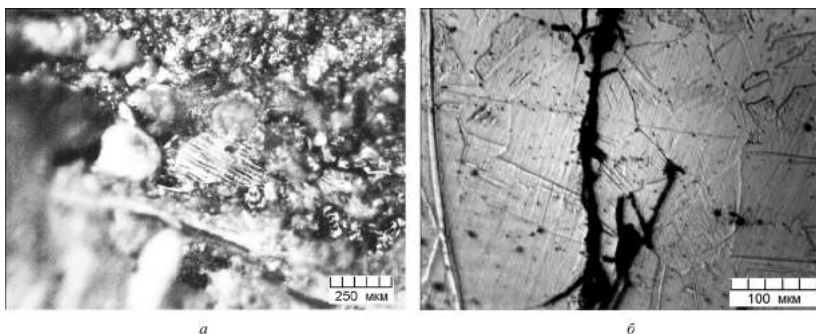


Рис. 1.10. Коррозия: ржавчина на поверхности стального изделия (*а*), межкристаллитная коррозия в аустенитной стали (*б*)

ЛИТЬЕ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

2.1. Общие сведения об основных способах литья

Литейное производство – отрасль машиностроения, занимающаяся изготовлением фасонных литых заготовок с последующей механической обработкой или готовых деталей. Оно является основной заготовительной базой машиностроения. В современных машинах масса отливок достигает 50–60 % от их общей массы и может быть от нескольких граммов до 300 тонн. Стоимость литой заготовки или детали, как правило, минимальна.

Литье – технологический процесс получения металлических изделий (отливок) путем заливки расплавленного металла в полость специально приготовленной литейной формы, повторяющей конфигурацию детали. В процессе кристаллизации и последующего охлаждения литейного сплава формируются механические, физические и эксплуатационные свойства отливок.

Основные операции технологического процесса литья:

1. Формовка или изготовление литейной формы;
2. Плавка металла и заливка формы;
3. Выбивка, очистка и обрубка литой заготовки.

Современное литейное производство позволяет получать отливки самыми разнообразными способами, отличающимися материалом литейной формы, методом заливки жидкого металла, условиями кристаллизации и охлаждения затвердевшего металла, степенью механизации и автоматизации процесса, определяющими структуру и свойства литого материала. Выделяют более пятидесяти принципиально отличающихся способов литья, широко применяемых в производстве.

Широкая номенклатура производимых отливок определяет разнообразие применяемых технологических процессов литья: в сырые песчано-глинистые, сухие песчаные, жидкостекольные, жидконаливные, оболочковые, керамические, окрашенные металлические, облицованные металлические формы, изложницы, пресс-формы и др. К ним следует отнести многие сопутствующие процессы, связанные с изготовлением стержней, плавкой и разливкой литейных сплавов, финишной обработкой отливок и др. В то же время преобладающим процессом остается литье в песчано-глинистые формы, в которых производится до 90 % всего объема отливок.

Формирование структуры и, следовательно, свойств отливки – это сложная совокупность различных по физическому и химическому содержанию процессов, взаимодействующих на различных этапах литья. Процессом, ответственным за формирование большинства свойств литой заготовки, является *затвердевание*, которое происходит в результате кристаллизации, т. е. зарождения и роста кристаллов при охлаждении расплава. Затвердевание обусловлено отводом теплоты от расплава в литейную форму. Поэтому наиболее важным параметром, определяющим структуру отливки, является скорость отвода тепла от расплава в процессе кристаллизации и последующего охлаждения в твердом состоянии. Количество кристаллов, скорость и форма их роста, а также преимущественная ориентировка в теле отливки определяют ее кристаллическую структуру, а, следовательно, и свойства металла для данных условий затвердевания расплава определенного химического состава и качества.

С технологической точки зрения очень важно знать и уметь управлять условиями процесса литья, которые обеспечивают требуемую структуру, необходимую для достижения заданных свойств изделия.

В традиционных процессах литья (в изложницу, в песчаную форму, в кокиль, под давлением и др.) затвердевание начинается при охлаждении жидкого металла немного ниже температур равновесного ликвидуса и протекает при скорости охлаждения, в большей степени определяемой скоростью отвода тепла от рас-

плава литейной формой. При таких условиях формируются химическая и структурная неоднородности, проявляются сегрегационные эффекты. Повышение физико-механических свойств в первую очередь достигается за счет измельчения зеренной структуры и структурных составляющих. Причем эти процессы происходят как при затвердевании, так и в результате фазовых превращений в твердом состоянии. Основные методы воздействия на расплав в процессе затвердевания подразделяются на три основные группы:

1. Термические, использующие тепловое воздействие путем создания переохлаждения в расплаве и образование большого количества центров кристаллизации;

2. Химические, основанные на введении в жидкий металл модифицирующих добавок;

3. Энергетические, использующие различные энергетические воздействия (механические, ультразвуковые, магнитного поля, лазерные и т. п.).

Наиболее распространенными методами влияния на структуру литого металла являются подбор оптимальной скорости охлаждения при затвердевании и введение в расплав катализаторов зарождения; применяются различные виды вибрации, электромагнитного воздействия, что приводит к образованию мелкозернистой структуры.

С практической точки зрения более сильное влияние на структуру литых материалов оказывают методы термического воздействия на расплав, связанные с управлением скоростью затвердевания. Скорость затвердевания представляет собой скорость охлаждения при затвердевании из жидкого состояния в условиях конкретной технологии литья. Измельчение зерна при этом происходит в результате глубокого переохлаждения расплава и существенного увеличения количества центров кристаллизации. Экспериментально установлено, что при переохлаждении на фронте затвердевания меньше критического значения (например, для сплавов железа 170 К) размер зерен практически не изменяется. По достижении величины критического значения наблюдалось уменьшение на порядок размера зерна.

В практике литья при охлаждении расплава возможны четыре режима затвердевания в зависимости от скорости охлаждения из жидкого состояния (рис. 2.1). При низких скоростях охлаждения (<10 К/с), характерных для литья в песчано-глинистые формы, в кокиль, процесс идет при незначительном переохлаждении расплава (рис. 2.1, *a*) с образованием от центров кристаллизации разветвленной дендритной структуры при температуре, близкой к равновесной температуре солидуса T_c (большая неоднородность структуры).

При более высокой скорости охлаждения (<100 К/с) кристаллизация начинается при температуре значительно ниже температуры солидуса (рис. 2.1, *б*) с выделением скрытой теплоты кристаллизации (специальные методы литья, например, литье в кокиль, под давлением, центробежное литье и др.). Температура расплава поднимается до величины немного ниже равновесной температуры затвердевания (процесс рекалесценции). Появляется пологое плато, далее процесс продолжается по обычной схеме.

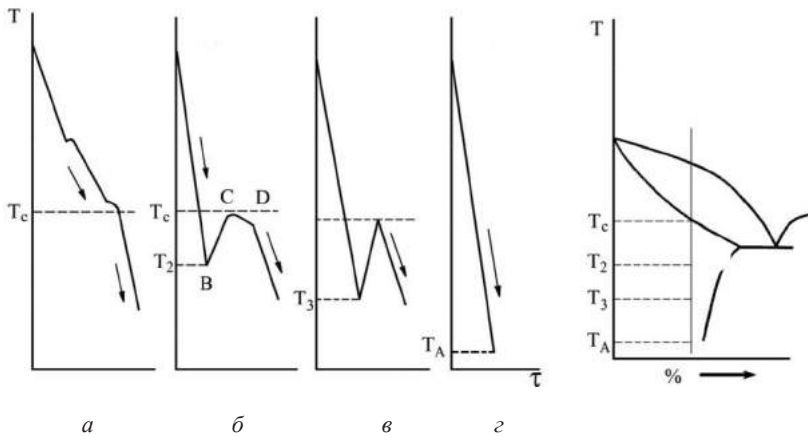


Рис. 2.1. Режимы затвердевания при различной степени переохлаждения расплавов: сегрегация во всем объеме (*a*), сегрегация в части объема (*б*), однородная структура (*в*), аморфное состояние (*г*)

Если условия литья обеспечивают еще более высокую скорость затвердевания >1000 К/с (рис. 2.1, в) с большей глубиной переохлаждения, выделяющаяся теплота кристаллизации поглощается переохлажденным расплавом и температура в конце процесса затвердевания не превышает равновесной температуры солидуса. Затвердевание происходит одновременно по всей массе без композиционного разделения (сегрегации). Результатом является формирование равномерной микроструктурной структуры в твердом состоянии, которая по химическому составу равна составу расплава (непрерывное литье, литье намораживанием, закалка из жидкого состояния).

При экстремально высоких скоростях затвердевания (10^5 – 10^6 К/с) температура расплава понижается до сравнительно низкого значения температуры T_A (рис. 2.1, з) (высокая степень переохлаждения) с формированием аморфного твердого состояния металла.

Микроструктурные особенности определяются не только условиями затвердевания отливок, но и формами границ разделов жидкой и твердой фаз, а также процессами структурных превращений в твердом состоянии при охлаждении до нормальных температур.

Структура отливок при увеличении скорости затвердевания расплавов становится более равномерной даже в традиционных методах литья со скоростями охлаждения до 10^2 К/с (рис. 2.2). Если крупногабаритное литье и слитки охлаждаются со скоростью порядка 10^{-2} К/с, то мелкие отливки при использовании металлических форм, включая литье под давлением, обеспечивают скорости до 10^2 К/с с образованием типичной микроструктуры. При скоростях охлаждения порядка 10^4 К/с происходит существенное измельчение структурных составляющих (эвтектики, дендритов), уменьшение размера зерна до 1–10 мкм, а при скоростях более 10^5 К/с увеличивается равномерность распределения структурных составляющих с формированием ультрамелкого зерна (до 0,1 мкм).

Основными способами получения отливок для машиностроения являются гравитационное литье в песчано-глинистые и металлические формы, литье под давлением, центробежное литье, литье по выплавляемым моделям и в оболочковые формы. Тех-

Логарифм скорости
охлаждения, К/с

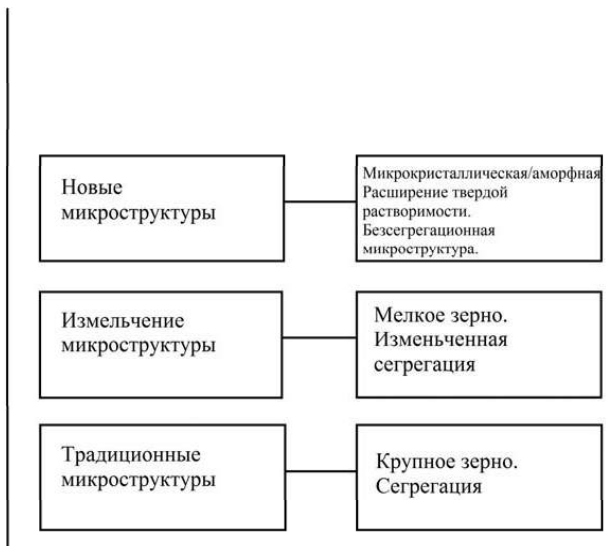


Рис. 2.2. Влияние скорости охлаждения при кристаллизации на тип формирующейся литой микроструктуры

нологические процессы изготовления отливок соответствуют определенным технологическим требованиям к литым деталям и заготовкам, которые регламентируются техническими условиями, государственными стандартами. В них установлены требования к химическому составу и механическим свойствам сплавов, структуре отливок, геометрической форме и размерам литых заготовок, состоянию внешней и внутренней поверхностей, способам определения и исправления литейных дефектов. При этом важнейшей задачей остается получение отливок с минимальными припусками на механическую обработку и минимальной стоимостью требуемого качества. По мере совершенствования литейных технологий и улучшения структуры литых металлов и сплавов увеличиваются прочность получаемых отливок, их размерная точность и чистота поверхности. В результате литые заготовки по конфигурации и размерам все больше приближаются к окончательным деталям с меньшими припусками на механическую обработку.

75–80 % чугуновых и стальных отливок производят в основном литьем в различные песчаные формы, центробежным способом – 20–23 %, по выплавляемым моделям – 0,4–0,5 %, другими способами – 0,1–0,3 %. Литье из серого чугуна с пластинчатым графитом составляет до 80 % общего объема чугуновых отливок. Цветное литье производится главным образом литьем под давлением – 62–65 %, в песчаные формы – 17–18 %, в кокиль – 12–13 %, центробежным методом – 0,9–1,0 % и другими способами – 5,0–6,4 %.

К литым металлическим материалам относят, прежде всего, литейные сплавы. *Литейные сплавы* являются наиболее известными конструкционными материалами, которые обладают специфическими технологическими свойствами. Совокупность характеристик, отражающих склонность материала к формированию однородного состава, тех или иных дефектов, образованию кристаллического строения определяет технологичность сплава. Технологические характеристики, определяющие качество литья, называют литейными свойствами. Наиболее важными литейными свойствами считаются жидкотекучесть, усадка, ликвация, температура плавления, газопоглощение, склонность к образованию столбчатой структуры, склонность к образованию трещин и др.

Самыми распространенными конструкционными материалами для производства отливок являются железоуглеродистые сплавы – чугуны и стали, цветные сплавы на основе алюминия, меди, цинка и других металлов.

2.2. Чугуны

Чугуны – железоуглеродистые сплавы, содержащие более 2,14 % углерода. Оптимальное содержание углерода – 2,5–4,5 %, близкое к эвтектическому составу. Кроме углерода, они всегда содержат кремний, марганец, серу и фосфор, причем на их структурообразование и технологические свойства наиболее сильно влияет кремний. Чугуны из-за низкой пластичности не подвергают деформации, но имеют положительный комплекс литей-



Рис. 2.3. Микроструктура доэвтектического белого чугуна

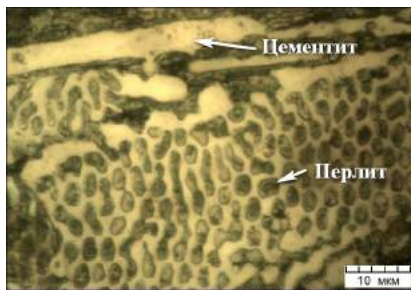


Рис. 2.4. Микроструктура эвтектического белого чугуна

ных свойств, что определило их применение (75–80 % литых заготовок производится из чугунов).

Микроструктуры и свойства белых чугунов. В белых чугунах углерод находится в связанном состоянии в виде цемента. Применяются они для ограниченной номенклатуры отливок, подвергающихся значительному износу, которые вследствие высокой твердости и повышенной хрупкости не могут обрабатываться механически. Белые чугуны по структуре подразделяются на доэвтектические (рис. 2.3, перлит + вторичный цементит + ледебурит), эвтектические (рис. 2.4, ледебурит), заэвтектические (рис. 2.5, цементит + ледебурит). Процесс структурообразования при кристаллизации эвтектического и заэвтектического

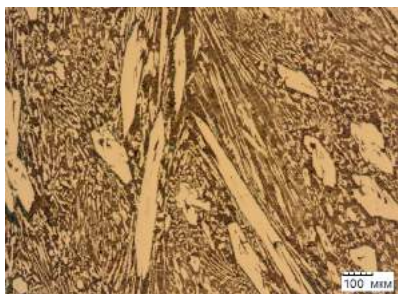


Рис. 2.5. Микроструктура заэвтектического белого чугуна, легированного хромом

чугуна начинается с формирования крупных пластин первичного цемента. В случае присутствия в структуре белого чугуна включений графита чугун является половинчатым (рис. 2.6).

Микроструктуры и свойства серых чугунов. В серых чугунах графитовые включения находятся в металлической основе (матрице), и их

можно рассмотреть до травления микрошлифов (рис. 2.7). Непосредственно по форме включений графита такой чугуна можно классифицировать: высокопрочный чугун (ВЧ) с шаровидными включениями графита (рис. 2.7, а), серый чугун (СЧ) – с пластинчатыми (рис. 2.7, б), ковкий чугун (КЧ) – с хлопьевидными, а также чугун с вермикулярной формой графита. После травления выявляется микроструктура матрицы чугунов, которая может быть перлитной (рис. 2.8), феррито-перлитной (рис. 2.9, 2.11), ферритной (рис. 2.10) в зависимости от содержания углерода и условий кристаллизации отливок.

Серый чугун имеет графитные включения пластинчатой формы (рис. 2.7 б, 2.8, 2.9). Из-за меньшей в сравнении со сталью температуры плавления и наличия 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. Значи-

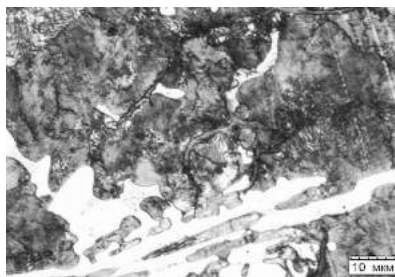
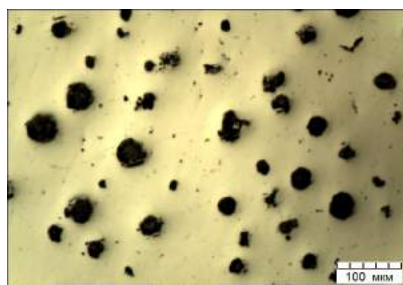


Рис. 2.6. Микроструктура половинчатого чугуна



а



б

Рис. 2.7. Графит в сером чугуне: шаровидный графит (а), пластинчатый графит (б)

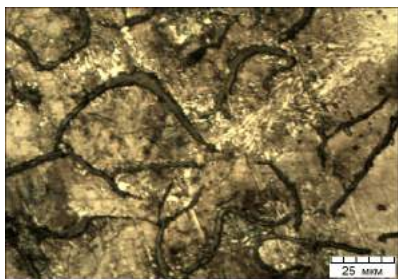


Рис. 2.8. Микроструктура серого перлитного чугуна СЧ30 после травления

Микроструктура серого перлитного чугуна СЧ30 после травления

тельную 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 качества, как высокую циклическую вязкость и низкую чувствительность к внешним надрезам. Серый чугун с пластинчатым графитом имеет очень низкую пластичность, которая практически не зависит от характера металлической основы. Чугун с перлитной основой (рис. 2.8) более прочен и износоустойчив. Феррит несколько снижает механические свойства серого чугуна, особенно его твердость и износостойкость. Серый обычный чугун является основным конструкционным материалом для изготовления отливок, работающих в условиях знакопеременных нагрузок и вибраций.

Микроструктуры и свойства высокопрочных чугунов. Высокопрочным является чугун с шаровидной формой графита (рис. 2.7, а, 2.11). Его получают введением в жидкий расплав обычного чугуна модификаторов (магний, селен, литий и др.). Матрица высокопрочного чугуна может быть ферритной (рис. 2.10), феррито-перлитной (рис. 2.11) и перлитной.

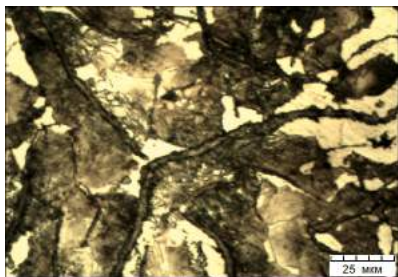


Рис. 2.9. Микроструктура серого феррито-перлитного чугуна СЧ20 после травления

Ферритные чугуны характеризуются умеренной прочностью и высокой пластичностью. Феррито-перлитные

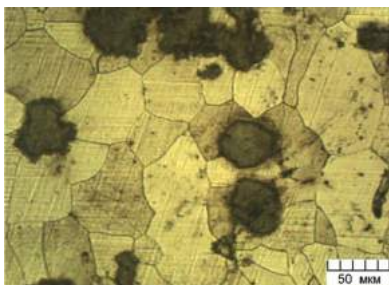


Рис. 2.10. Микроструктура высокопрочного ферритного чугуна ВЧ45 после травления

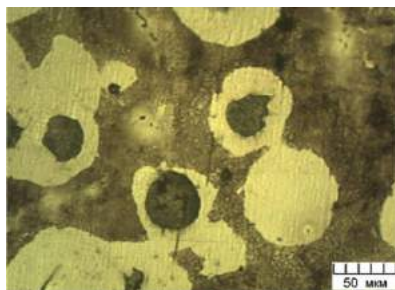


Рис. 2.11. Микроструктура высокопрочного феррито-перлитного чугуна ВЧ60 после травления

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.

Микроструктуры и свойства ковких чугунов. Ковкий чугун с хлопьевидным или компактным графитом (рис. 2.12, 2.13) 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. 2.13). 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 и высокопрочным чугунами. При этом он выгодно отличается от стали лучшими литейными свойствами, а от серого чугуна – более высокой вязкостью и пластичностью. Это обстоятельство послужило причиной для его названия «ковкий», хотя никаким операциямковки этот чугун не подвергается.

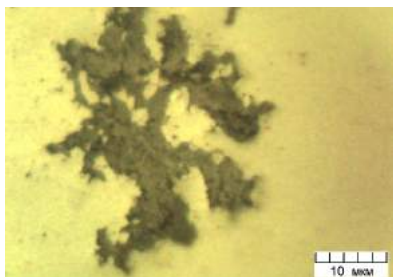


Рис. 2.12. Микроструктура ковкого чугуна; без травления

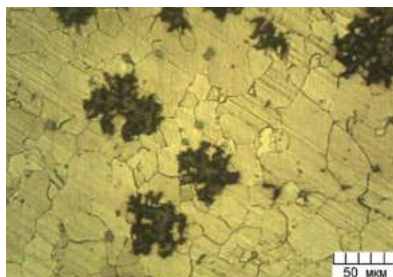


Рис. 2.13. Микроструктура ферритного ковкого чугуна КЧ30-6 после травления

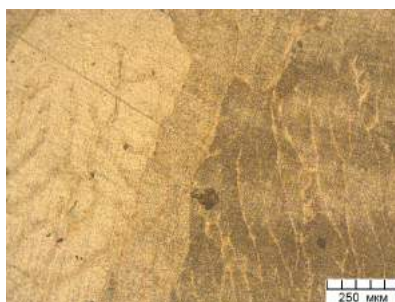
2.3. Цветные металлы и сплавы

2.3.1. Сплавы алюминия

Алюминий – легкий цветной металл с невысокой температурой плавления. В литом состоянии технический алюминий применяется ограничено из-за низких механических свойств при относительно невысоких литейных характеристиках. Структура литого алюминия приведена на рис. 2.14. Отливка получена литьем в горизонтальный кокиль. На рис. 2.14, *a* показан стык зерен в зоне транскристаллизации. Микроструктура отливки представлена зернами, внутри которых располагаются дендриты алюминия (рис. 2.14, *б*).



a



б

Рис. 2.14. Алюминий А7 литой: зона транскристаллизации (*a*), дендритная структура внутри зерна (*б*)

Сплавы на основе алюминия. Алюминиевые сплавы на основании диаграмм состояния 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.

Литейные сплавы, кристаллизующиеся при постоянной температуре, обладают наилучшей жидкотекучестью. При переходе за пределы растворимости жидкотекучесть резко возрастает. Вместе с тем такие сплавы не должны содержать много эвтектики (больше 25 %) во избежание ухудшения механических и технологических свойств. Литейные сплавы могут упрочняться в результате термической обработки, но степень упрочнения тем меньше, чем больше сплав легирован, т. е. чем больше в структуре эвтектики.

Основные требования, предъявляемые к литейным алюминиевым 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. В производстве применяют пять основных групп литейных сплавов (ГОСТ 1583–93). Больше всего распространены сплавы на основе систем Al–Si, Al–Si–Cu, Al–Cu и др.

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 грубую эвтектику, состоящую из α -твердого раствора и кремния игольчатого строения, с отдельными включениями кристаллов первичного кремния (рис. 2.15). Она не обеспечивает требуемых механических свойств.

Модифицирование является необходимой технологической операцией для силуминов с высоким содержанием кремния, более 6 %. Повышение пластичности сплава за счет изменения структуры (измельчение эвтектики, появление избыточных кристаллов α -твердого раствора вместо кремния) достигается модифицированием силумина АК12 натрием (0,065 %) посредством введения в расплав флюса – смеси солей (67 % NaF + 33 % NaCl) (рис. 2.16). Термической обработкой сплав АК12 не упрочняется. Его используют для изготовления мелких, а сплавы 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). Он отличается хорошим комплексом технологических свойств. Легированные силумины упрочняются термической обработкой.

Наиболее широко применяемый на заводах Республики Беларусь силумин АК9ч (АЛ4) относится к группе конструкционных силуминов и используется для изготовления литых деталей, работающих при нормальных температурах со значительными

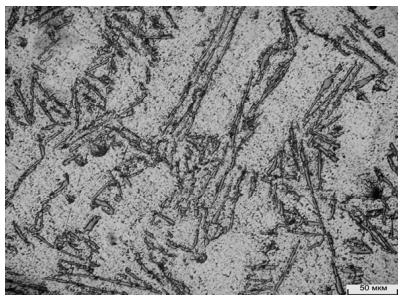


Рис. 2.15. Микроструктура литого силумина АК12

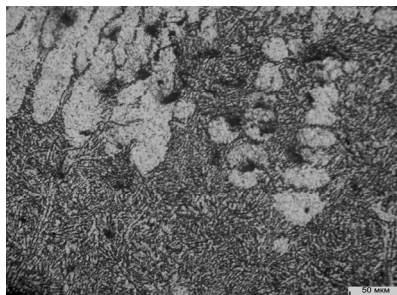


Рис. 2.16. Микроструктура силумина АК12 после модифицирования

механическими нагрузками, с повышенными требованиями по герметичности. Он обладает хорошими технологическими свойствами, незначительное содержание магния (до 0,30–0,35 %) обусловлено его малой растворимостью в твердом алюминии при температурах нагрева под закалку.

Микроструктуры сплава АК9ч, полученные различными способами литья, показаны на рис. 2.17. Как при литье в кокиль (рис. 2.17, *а*), так и при литье в песчано-глинистую форму (рис. 2.17, *б*) в структуре присутствуют дендриты пересыщенного α -твердого раствора и модифицированная эвтектика. В случае литья в песчано-глинистую форму сплав имеет более грубую структуру. Для улучшения структур литой сплав подвергают рафинирующе-модифицирующей обработке.

Микроструктура сплава АК9ч в литом состоянии до и после рафинирующей обработки гексахлорэтаном показана на рис. 2.18.

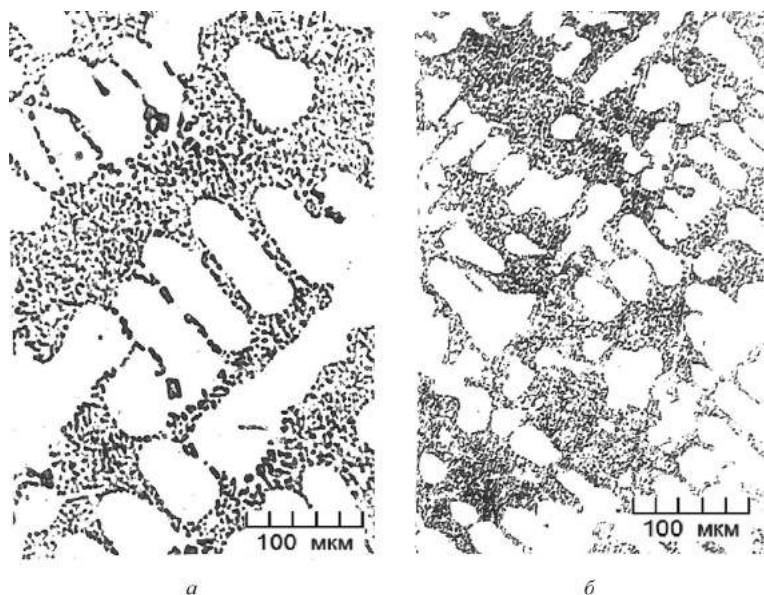


Рис. 2.17. Микроструктура сплава АК9ч: полученного литьем в кокиль (*а*), литьем в песчано-глинистую форму (*б*)

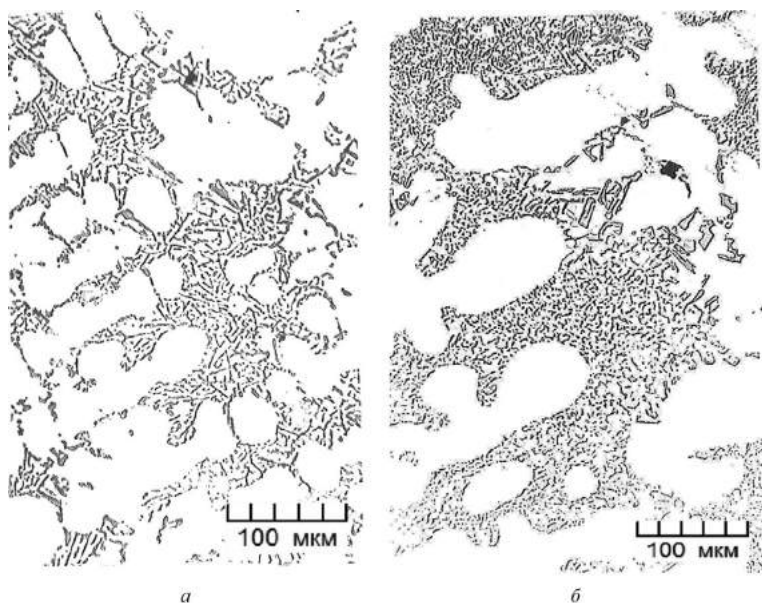


Рис. 2.18. Микроструктура силумина АК9ч до (а) и после рафинирования гексахлорэтаном (б); литье в песчано-глинистую форму

Рафинирующая обработка практически не ведет к изменению размера и объема структурных составляющих. В то же время балл пористости, определенный на макрошлифе, уменьшился с третьего до первого.

Обработка низкотемпературной аргоновой плазмой способствует повышению дисперсности эвтектического кремния и более равномерному распределению дендритов α -твердого раствора алюминия (рис. 2.19). Отчетливо видна газовая пора до рафинирующей обработки. Газовая пористость после рафинирования снизилась до 0–1 балла.

Грубые, пластинчатой формы частицы кремния в немодифицированном сплаве АК9ч (рис. 2.20, а) снижают его механические свойства. Видны дендриты α -твердого раствора кремния в алюминии и эвтектика (твердый раствор и пластинки кремния), отдельные светлые кристаллы первичного кремния.

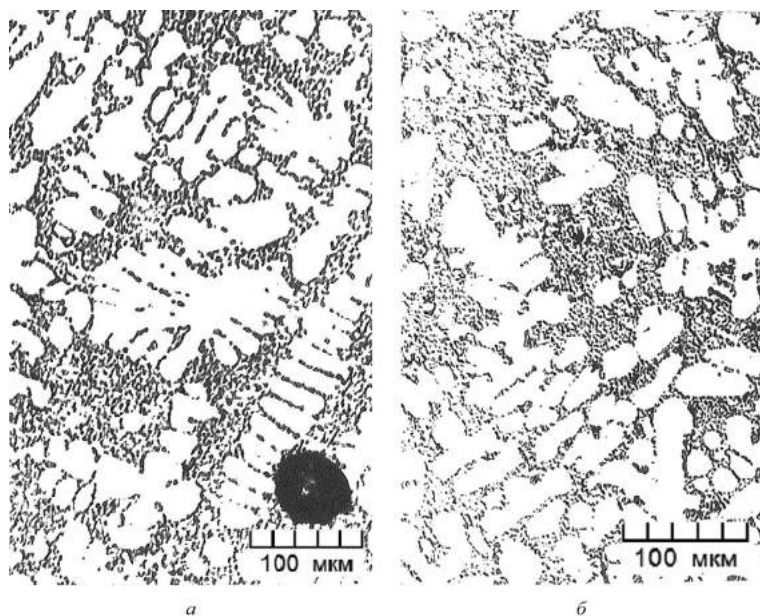


Рис. 2.19. Микроструктура силумина АК9ч до (а) и после рафинирования аргоновой плазмой (б); литье в песчано-глинистую форму

После обработки сплава АК9ч универсальным жидким флюсом в разливочном ковше с 5-минутной выдержкой формируется типичная немодифицированная структура (рис. 2.20, б). На фоне светлых зерен α -твердого раствора с размерами дендритных ячеек 6–100 мкм расположена эвтектика с игольчатыми частицами кремния. Дальнейшее выстаивание расплава в течение 30 мин приводит к образованию модифицированной структуры, состоящей из дендритов размерами 40–80 мкм и эвтектических колоний с мелкодисперсными компактными частицами кремния 5–20 мкм (рис. 2.21).

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

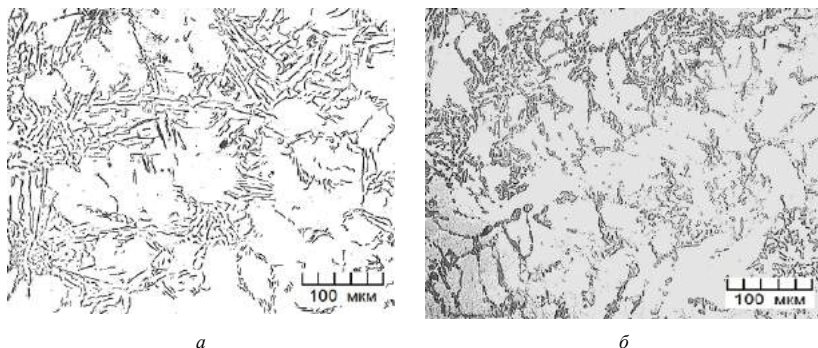


Рис. 2.20. Микроструктура немодифицированного силумина АК9ч до (а) и после (б) обработки универсальным флюсом, выдержка 5 мин

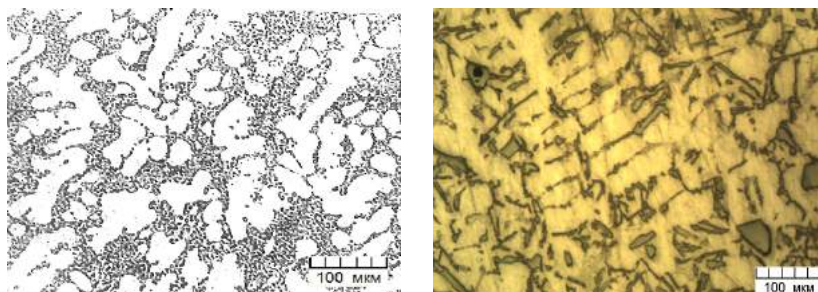


Рис. 2.21. Микроструктура модифицированного силумина АК9ч после обработки универсальным флюсом, выдержка 30 мин

Рис. 2.22. Микроструктура литого сплава АК18

до модифицирования состоит из грубой игольчатой эвтектики $\alpha + \text{Si}$ с включениями кристаллов избыточного первичного кремния (рис. 2.22).

Высокопрочные и жаропрочные литейные сплавы. В эту группу входят сплавы систем $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mn}$ (АМ5), $\text{Al}-\text{Si}-\text{Cu}-\text{Mg}$ (АК5М2, АК5М) и $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Mn}-\text{Ni}$ (АК6МцН).

Сплавы АК5М2 и АК6МцН используются для изготовления корпусов приборов, головок цилиндров двигателей, работающих

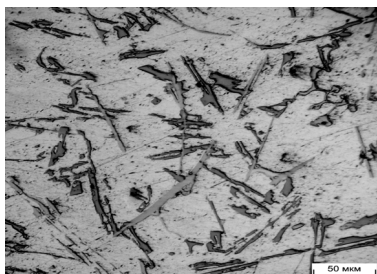


Рис. 2.23. Микроструктура литого силумина АК5М2 в исходном состоянии

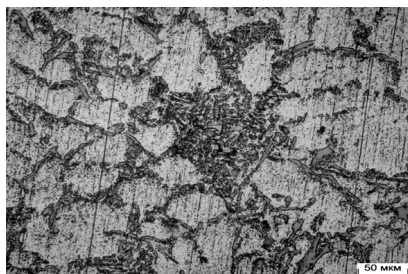


Рис. 2.24. Микроструктура силумина АК5М2 после модифицирования

при повышенных температурах (250–270 °С). Микроструктуры сплава АК5М2 в исходном литом состоянии (литье в кокиль) и после модифицирующей обработки приведены на рис. 2.23 и 2.24 соответственно. До модифицирования структура представляет собой дендриты легированного твердого раствора на основе алюминия с небольшим количеством игольчатой эвтектики. После модифицирования эвтектика измельчается.

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. 2.25, 2.26). Эти кристаллы могут быть больших размеров, что сильно снижает прочностные и технологические свойства сплава. Размеры включений первичного кремния уменьшаются после спе-

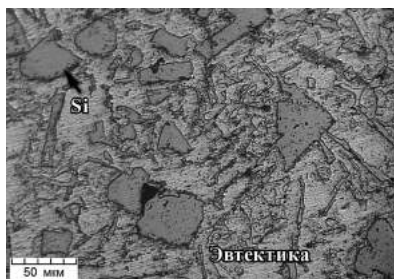


Рис. 2.25. Микроструктура литого силумина АК21М2,5Н2,5

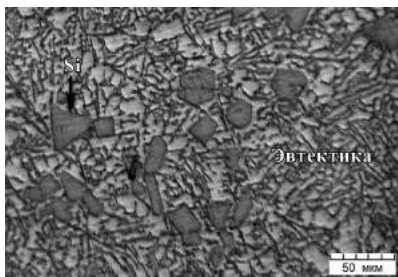


Рис. 2.26. Микроструктура силумина АК21М2,5Н2,5 после модифицирования

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

2.3.2. Сплавы меди

Медь – полублагородный цветной металл, имеющий характерную розоватую окраску, отличающийся высокими технологическими и эксплуатационными свойствами. В литом состоянии медь имеет дендритную структуру, которая в объемной форме может быть получена при охлаждении расплава в воде (рис. 2.27).

Микроструктура меди в литом состоянии (литье в кокиль) приведена на рис. 2.28. Различно ориентированные зерна имеют разную окраску, внутри которых хорошо видна дендритная структура.



Рис. 2.27. Медь, литая в воду

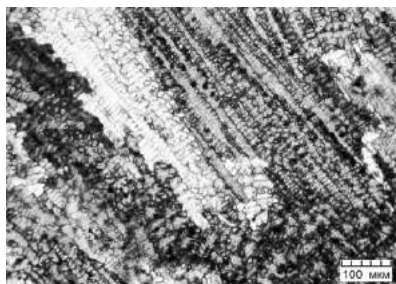


Рис. 2.28. Медь, литые в кокиль; дендритная структура

Макроструктура меди на примере непрерывнолитых заготовок анодов различного размера показана на рис. 2.29. Макроструктура образцов несколько различается. В каждом случае наблюдается зона столбчатых кристаллов, в центральной зоне отливок располагаются участки равноосной структуры. Заготовки поперечным сечением 17×80 мм имеют грубую макроструктуру, ориентированную от наружной поверхности к центру отливки (рис. 2.29, *a*). Образцы сечением 12×80 мм лишь частично сохранили ориентацию кристаллов от наружной поверхности к центру отливки (рис. 2.29, *б*). Размер зерна существенно уменьшился. Структура заготовки на рис. 2.29, *б* более однородна. Отсутствует также резкий переход от столбчатой структуры к равноосной в центральной части отливки.

На рис. 2.30 показана макроструктура медных цилиндрических слитков диаметром 35 мм, полученных методом непрерывного горизонтального литья. Литую заготовку анода получали при различных скоростях движения слитка. Макроструктура слитка показывает, что характер затвердевания менялся от направленной кристаллизации (от краев слитка к центру, рис. 2.30, *a*, *б*) до объемной кристаллизации (рис. 2.30, *в*) и частично объем-

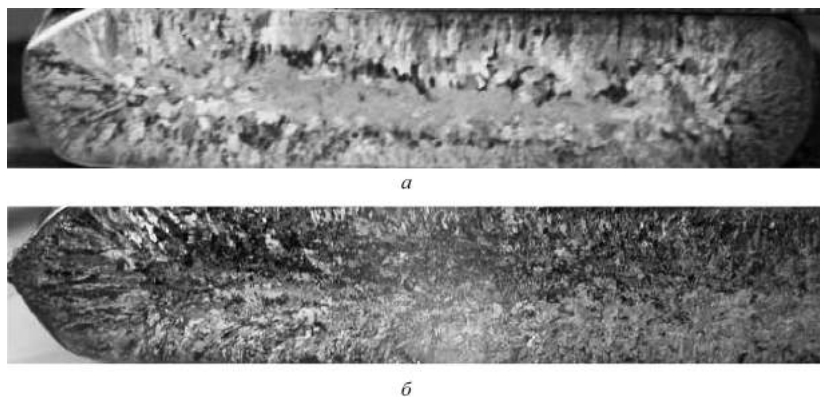


Рис. 2.29. Макроструктура торцевого среза непрерывнолитых заготовок анодов размером 17×80 мм (*a*) и 12×80 мм (*б*)

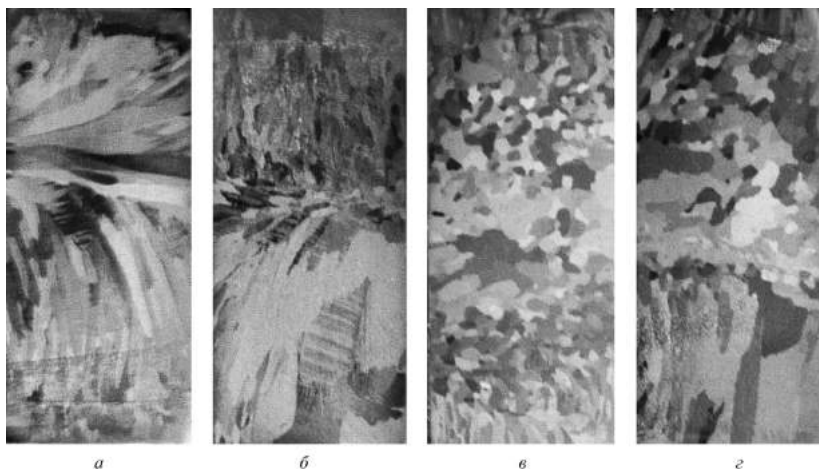


Рис. 2.30. Макроструктура медных слитков диаметром $35 \times 2,5$ мм; скорость движения слитка 200 (а), 350 (б), 450 (в) и 550 (г) мм/мин

ной (рис. 2.30, г). Все образцы имеют крупнокристаллическое строение, величина зерна $500\text{--}1200$ мкм.

Кислородная литая медь. Примеси зачастую оказывают большое влияние на уровень физико-механических свойств готовых изделий. Для медного литья существенным является количество растворенного кислорода. Кислород растворим в жидкой меди, но при кристаллизации образуется эвтектика $\alpha(\text{Cu}) + \text{Cu}_2\text{O}$. Ввиду того, что эвтектическая точка на диаграмме состояния $\text{Cu}\text{--}\text{O}$ располагается в области больших содержаний меди (0,39 % O_2 по массе), основой эвтектики является медь, в которой находятся включения закиси меди. В литой меди эвтектика имеет точечное строение и располагается по границам зерен. Следствием присутствия кислорода является так называемая водородная болезнь – охрупчивание меди и медных сплавов во влажной атмосфере.

На рис. 2.31 приведены микроструктуры кислородной меди с различным содержанием кислорода, полученной методом горизонтального непрерывного литья в водоохлаждаемый кристаллизатор. Светлая фаза – дендриты меди, темная – эвтектика ($\alpha + \text{Cu}_2\text{O}$). Соединение Cu_2O – закись меди (куприт). Структуры

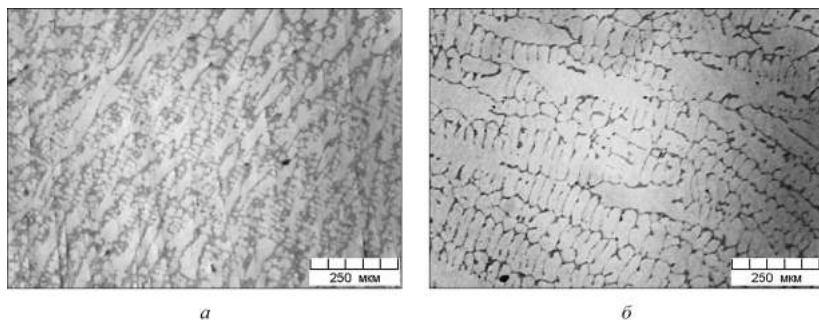


Рис. 2.31. Кислородная медь М1, непрерывное литье: 0,17 мас. % кислорода (а), 0,046 мас. % кислорода (б)

отличаются количеством эвтектической фазы, по объемной доле которой можно определить содержание кислорода в сплаве.

Литейные сплавы на основе меди. Основными видами литейных сплавов на основе меди являются бронзы и латуни. *Латуни* – сплавы меди с цинком. Некоторые двухфазные латуни обладают повышенной жидкотекучестью и малой склонностью к ликвации. На рис. 2.32 приведена структура литейной латуни ЛКС80-3-3, полученной непрерывным литьем. Как и большинство литых сплавов, литая латунь имеет дендритное строение. Зерна видны на макроскопическом снимке (рис. 2.32, а). Внутри макрозерен располагаются дендриты (рис. 2.32, б).

Бронзы – сплавы меди со всеми элементами, кроме цинка и никеля. К литейным бронзам относят, в основном, оловянистые бронзы с содержанием олова более 5–6 % или их заменители с алюминием, кремнием, железом и другими легирующими элементами. Высокие литейные свойства бронз определяются малой усадкой, меньше 1 %. На рис. 2.33 приведены микроструктуры оловянистой бронзы с различным содержанием олова, полученной литьем в кокиль. При 5–6 % олова оловянистая бронза наиболее пластична и имеет достаточно высокую прочность. При 15 % олова в структуре присутствует небольшое количество δ -эвтектоида ($\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$); такая бронза подвергается горячей обработке давлением. При увеличении содержания олова сплав

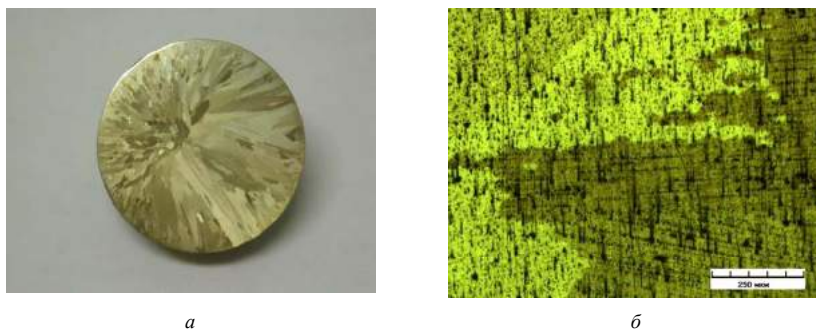


Рис. 2.32. Латунь ЛКС80-3-3, непрерывное литье в цилиндрический водоохлаждаемый кристаллизатор: макроструктура в поперечном сечении слитка (а) диаметром 35 мм, микроструктура (б)

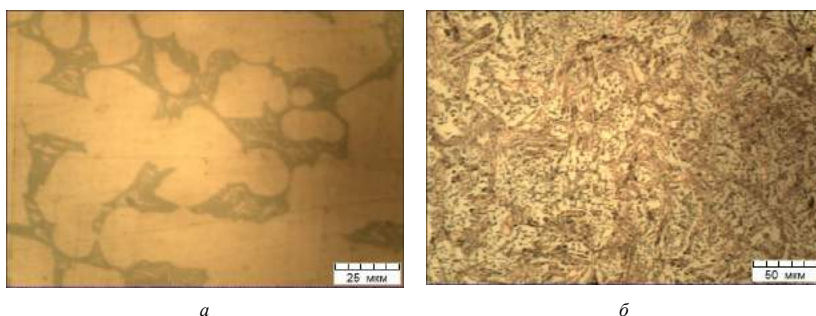


Рис. 2.33. Бронза оловянистая, литье в кокиль: 15 % Sn (а), 20 % Sn (б)

становится слишком хрупким, и изделия из него можно получать только литьем.

Алюминиевые бронзы обладают ценными механическими и технологическими свойствами, их применяют для производства мелких, но ответственных деталей. Они кристаллизуются в узком интервале температур, поэтому обладают высокой жидкотекучестью и дают концентрированную усадочную раковину. Безоловянистая бронза (алюминиево-железная) БрАЖ9-4 обладает более высокими механическими и коррозионными свойствами по сравнению с оловянистой бронзой, но имеет большую литейную усадку. Ее микроструктура при литье в пес-

чано-глинистую форму приведена на рис 2.34. Бронза имеет доэвтектоидную структуру – α -твердый раствор (светлые кристаллы) и эвтектоид $\alpha + \gamma$ (темная фаза). Такая структура соответствует медленному охлаждению.

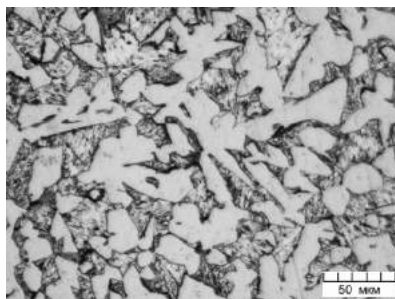
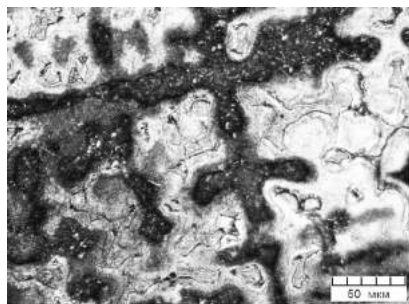


Рис. 2.34. Микроструктура бронзы БрАЖ9-4

Бронза БрОФ10-1 содержит 10 % олова и 1 % фосфора. Фосфор вводится в бронзу как раскислитель, чтобы не дать образоваться оксиду олова SnO , который охрупчивает сплав. Микроструктура литой бронзы БрОФ10-1 представлена на рис. 2.35. При небольшом увеличении (рис. 2.35, *а*) видны разнотравящиеся дендриты α -твердого раствора и $(\alpha + \delta)$ -эвтектоид. Из-за ликвации разные участки дендритов травятся по-разному и имеют различный цвет. Сам эвтектоид выглядит белым или голубым. На рис. 2.35, *б* стрелкой обозначено включение соединения Cu_3P (фосфид меди), имеющее голубую окраску, которое формируется в данных сплавах при содержании фосфора более 0,2 %.



а



б

Рис. 2.35. Микроструктура БрОФ10-1: дендритная структура (*а*), эвтектоид и фосфид меди (*б*)

2.3.3. Сплавы цинка

Цинк – легкоплавкий металл синевато-белого цвета, применяемый для изготовления многокомпонентных сплавов. На рис. 2.36 приведены микроструктуры литого цинка (расходуемые электроды, предназначенные для процесса цинкования). На рис. 2.36, *а* показана зона транскристаллизации слитка – стык зоны столбчатых кристаллов. На рис. 2.36, *б* приведена литая дендритная структура цинка внутри столбчатых кристаллов.

Цинковые литейные сплавы применяются для литья в кокиль и под давлением различных неотчетственных деталей типа осветительной арматуры, декоративных изделий, а также в качестве антифрикционных сплавов для вкладышей подшипников скольжения. Примером являются сплавы ЦА и ЦАМ. Обычно это сплавы систем Zn–Al и Zn–Al–Cu. Основа тройного сплава – цинк (90–95 %), медь (до 4,5 %), алюминий и магний (менее 4 % в сумме). ЦАМ имеет невысокую температуру плавления, хорошую жидкотекучесть, легко обрабатывается давлением и резанием, сваривается и паяется. На изделия из сплава ЦАМ можно наносить металлические и неметаллические покрытия электрохимическим и химическим способа-

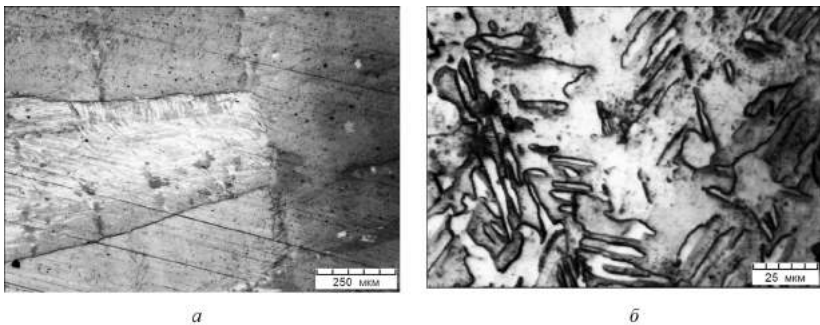


Рис. 2.36. Литой цинк, кокиль: зона транскристаллизации (*а*), дендриты внутри столбчатых кристаллитов (*б*)

ми. На рис. 2.37 представлена микроструктура цинкового сплава ЦА4, предназначенного для литья под давлением отливок корпусов насосов. Структура этих сплавов состоит из дендритов β -твердого раствора (почти чистый цинк) и эвтектика $\alpha + \beta$ (α – твердый раствор на базе алюминия, богатый цинком).

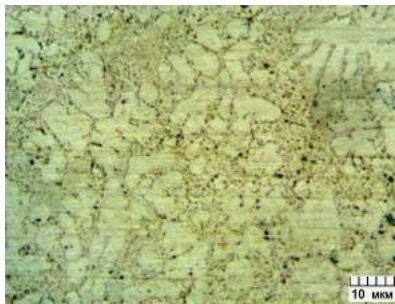


Рис. 2.37. Структура сплава ЦА4

ОБРАБОТКА ДАВЛЕНИЕМ

3.1. Общие сведения об обработке металлов давлением

Обработка металлов давлением (ОМД) – группа технологических процессов изготовления полуфабрикатов или изделий из исходных заготовок путем пластического деформирования. Способность большинства металлов и сплавов при пластическом деформировании изменять первоначальную и принимать заданную форму обеспечивает широкое и все возрастающее применение ОМД. Исходными заготовками являются слитки, сортовой или листовой прокат из углеродистых и легированных сталей, алюминиевых, магниевых, медных и других сплавов. В настоящее время давлением обрабатывают около 90 % всех углеродистых и легированных сталей, более половины цветных металлов и сплавов.

Процессы обработки металлов давлением по назначению подразделяют на 2 класса:

1. Способы обработки для получения машиностроительных профилей – заготовок постоянного поперечного сечения (прутков, проволоки, лент, листов). Основными разновидностями такой обработки являются *прокатка*, *прессование* и *волочение*. Полученные полуфабрикаты применяются в строительных конструкциях или в качестве заготовок для последующего изготовления из них деталей.

2. Способы обработки для получения деталей или заготовок (полуфабрикатов), имеющих формы и размеры, приближенные к готовым деталям. Основными разновидностями такой обработки являются *ковка* и *штамповка*. Готовые детали получают из заготовок, используя механическую обработку для придания

детали окончательных размеров и получения поверхности заданного качества.

Основными понятиями, характеризующими ОМД, являются степень деформации и пластичность.

Деформация – это изменение размеров и формы твердого тела под воздействием приложенных к нему нагрузок. Деформации, исчезающие после снятия нагрузки, называют упругими, а не исчезающие – пластическими, или остаточными. Процесс, вызывающий деформацию, характеризуется степенью деформации. Степень деформации – величина, равная относительному изменению размеров тела, измеряется в процентах.

Пластичность – способность материалов к пластической деформации, т. е. способность изменять форму и размеры без разрушения. Основными характеристиками пластичности являются относительное удлинение и относительное сужение.

В зависимости от температурных условий деформирования различают холодную и горячую ОМД.

Холодная обработка металлов давлением – это процесс, при котором деформирование производится при температурах ниже температуры рекристаллизации и сопровождается наклепом металла. Она характеризуется изменением формы зерен, которые вытягиваются в направлении наиболее интенсивного течения металла (волоконистая структура); изменением механических свойств с увеличением степени деформации: характеристики прочности возрастают, а пластичности и вязкости уменьшаются. Холодная деформация используется в процессах прокатки, волочения, штамповки и др.

Горячая обработка металлов давлением – это процесс, при котором деформирование производится при температурах выше температуры рекристаллизации. При горячей деформации пластичность металла выше, а сопротивление деформированию примерно в 5–10 раз меньше, чем при холодной деформации. Горячая деформация применяется для формоизменения металлов и включает процессы ковки, прокатки и прессования. При горячей деформации механизмы трансформации структуры сходны с таковыми при холодной деформации с последующим отжигом.

3.2. Холодная обработка давлением

В результате холодной пластической деформации происходит дробление и искажение зерен, т. е. изменение кристаллической структуры металлов и сплавов, и следовательно, изменение их физико-механических свойств. При пластической деформации одна часть кристаллов перемещается относительно другой. Пластическое деформирование сопровождается изменением структуры внутри зерна. При больших степенях деформации изменяется форма зерен и их расположение в пространстве.

Физическая сущность деформации заключается в том, что под воздействием внешних сил атомы смещаются с мест устойчивого равновесия. Если это смещение произошло на расстояние, не превышающее межатомное, то после снятия нагрузки атомы возвращаются в исходное положение, т. е. имеет место упругая деформация. При этом видимые структурные эффекты отсутствуют, микроструктура материала не изменяется. Если же смещение атомов произошло на расстояние, значительно превышавшее межатомное, то после снятия нагрузки атомы не возвращаются в исходное положение, т. е. имеет место пластическая деформация.

На начальной стадии пластическая деформация может осуществляться по двум механизмам: скольжением (сдвигом) и двойникованием. При скольжении на шлифе могут появляться так называемые линии сдвига или скольжения. Линии сдвига образуются как при растяжении (рис. 3.1, *а*), так и при сжатии (рис. 3.1, *б*).

При повышении нагрузки в металле активируется процесс двойникования. Двойник – это дефект кристаллической структуры, который образуется при деформации или нагреве.

При двойниковании кристаллит (зерно) делится плоскостью двойникования на 2 части, и кристаллическая решетка в одной части становится зеркальным отражением решетки другой части. Формирование двойников внутри зерен при деформации показано на рис. 3.2, *а* для сплава ЭИ437Б (ХН77ТЮР). Конкретный вид двойников зависит от природы металла, а также условий деформирования. При интенсивном деформировании двойники

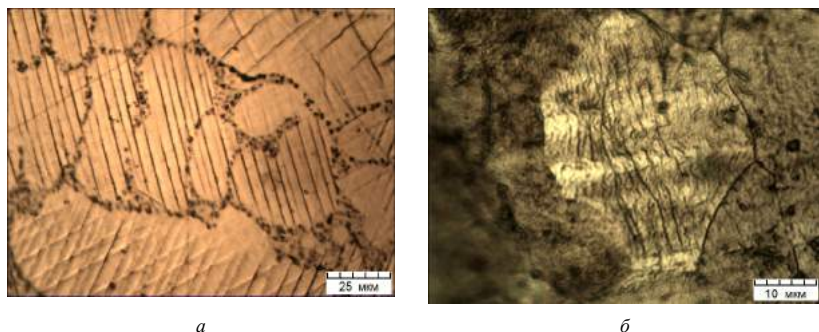


Рис. 3.1. Линии сдвига в кислородной меди при растяжении (а) и в углеродистой стали при сжатии (б)

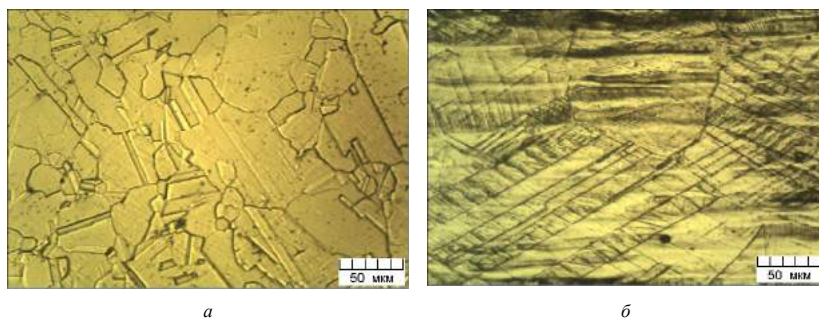


Рис. 3.2. Двойники в сплаве ЭИ437Б (а) и нержавеющей стали (б)

и линии скольжения могут формироваться внутри двойников, сформировавшихся ранее (рис. 3.2, б).

Деформацию претерпевают все элементы микроструктуры. Пластичные фазы (сульфиды) деформируются вместе с зернами сплава и приобретают вид продолговатых включений (рис. 3.3), которые располагаются между зернами. Неметаллические примеси (карбиды, оксиды, интерметаллиды и т. д.) дробятся при приложении нагрузки и располагаются в сплавах в виде строчек, существенно повышая анизотропию и снижая уровень механических свойств. Для сплавов алюминия строчечность может формироваться интерметаллидами на основе железа и марганца (рис. 3.4, а) или железа и кремния (рис. 3.4, б).

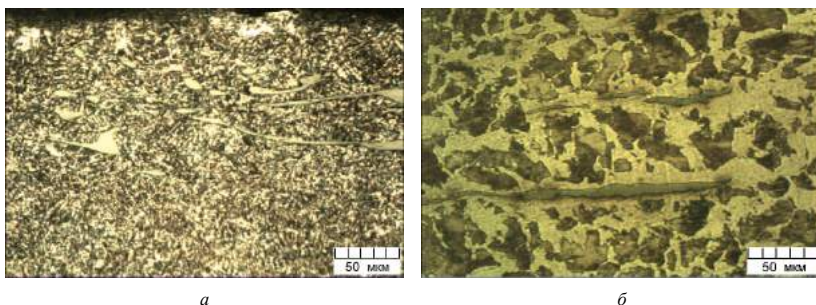


Рис. 3.3. Сульфидные включения, вытянувшиеся при прокатке углеродистой стали: сульфид марганца (а), сульфид железа (б)

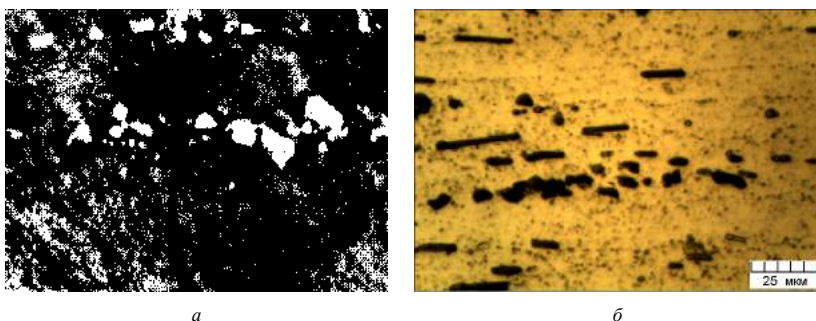


Рис. 3.4. Строчечность в структуре алюминиевых сплавов: АМг6 (а), авиаль (б); продольная прокатка

С изменением структуры при пластической деформации связано существенное изменение механических и физико-химических свойств. С увеличением степени деформации возрастают предел прочности при растяжении и твердость; снижаются относительное удлинение и ударная вязкость (рис. 3.5). Упрочнение в результате наклепа используется для придания необходимых эксплуатационных характеристик изготавливаемым деталям. Одним из наиболее высокопрочных материалов в современной технике является наклепанная стальная проволока, получаемая в результате холодного волочения при степени деформации 80–90 % и имеющая предел прочности при растяжении 3000–4000 МПа. Упрочнение при наклепе объясняется изменением внутризеренной структуры (субструктуры).

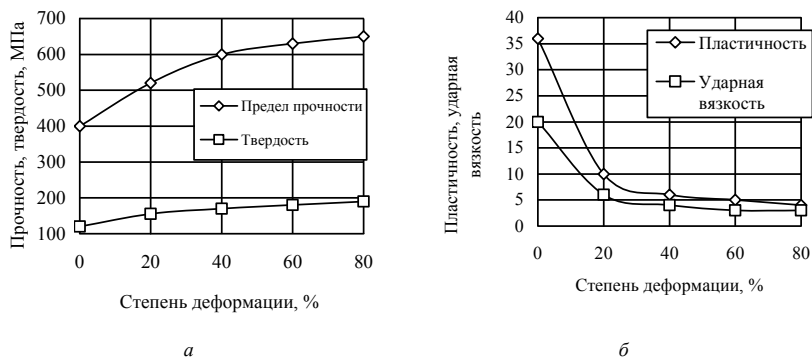


Рис. 3.5. Влияние степени деформации на механические свойства низкоуглеродистой стали: твердости (НВ) и предела прочности ($\sigma_{\text{в}}$, МПа) (а), пластичности (δ) и ударной вязкости (КС, МДж/м²) (б)

3.2.1. Прокатка

Прокатка – технологический процесс пластического деформирования заготовок, который осуществляется между вращающимися валками на прокатном стане. Прокатка относится к числу основных способов обработки металлов давлением. Прокаткой получают прокат – изделия разнообразной формы и размеров. Прокат по сортаменту подразделяют на сортовой, фасонный, листовой, трубный и специальный. Различают три основных вида прокатки: продольную, поперечную и поперечно-клиновую.

Прокатка не только изменяет форму изделия. В процессе пластической деформации изменяются физико-механические свойства, а также структура металла. Структурным признаком пластической деформации прежде всего является изменение формы зерен. При холодной деформации углеродистой стали Ст3 на небольшую степень в структуре наблюдается видоизменение зерен феррита (рис. 3.6). Доля перлита в структуре невелика и в данном случае его видоизменение не наблюдается при используемом увеличении. При более значительной деформации, например, стали 20, зерна перлита ориентируются вдоль направления деформации, образуя строчки (рис. 3.7).

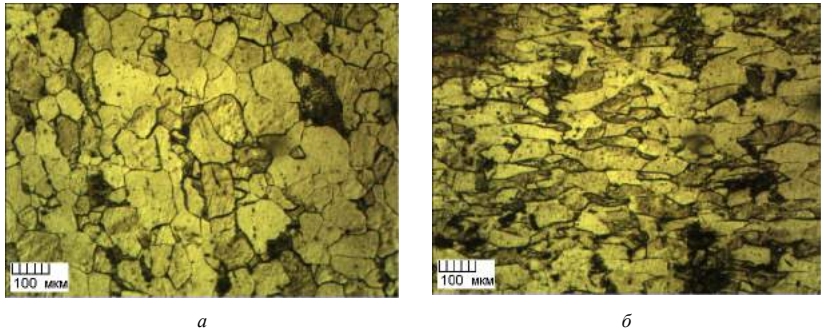


Рис. 3.6. Сталь Ст3 в исходном состоянии (*a*) и после деформации продольной прокаткой (*б*) на 10 %

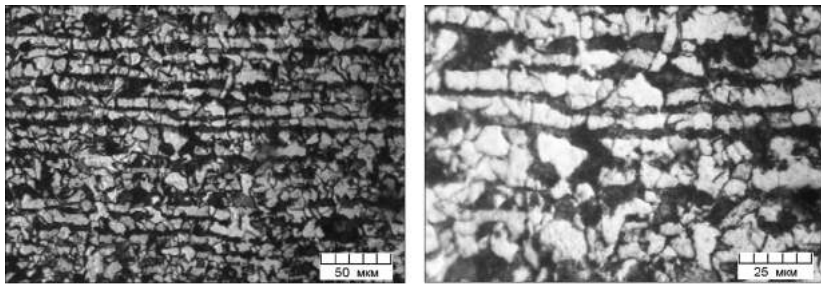


Рис. 3.7. Структура углеродистой стали 20; продольная прокатка, степень деформации 60 %

В недеформированном состоянии структура нержавеющей стали – аустенит с зернами полигональной формы с двойниками (рис. 3.8, *a*). В результате пластической деформации при прокатке на поверхности возникают полосы деформации (рис. 3.8, *б*).

Холодная прокатка приводит к деформации зерен стали, но эта деформация не является однородной ни в масштабе заготовки, ни в масштабе зерна. На рис. 3.9 приведены структуры сталей 55ХГФА и 65Г после продольной прокатки. Участки карбидной неоднородности вытягиваются вдоль направления прокатки, образуя светлые полосы.

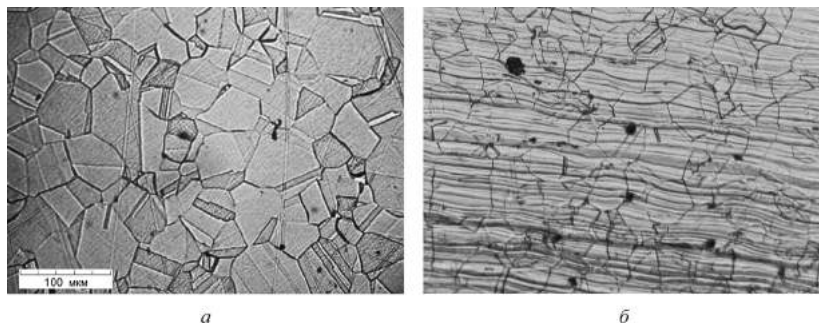


Рис. 3.8. Структура нержавеющей стали X18H10T: недеформированная (а) и деформированная продольной прокаткой (б)

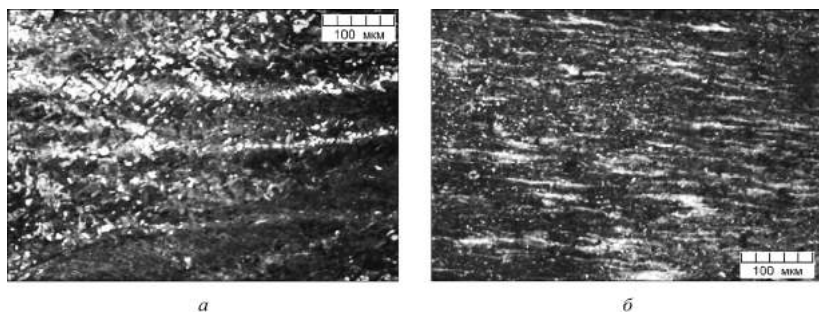


Рис. 3.9. Структура сталей после продольной прокатки: 55ХГФА (а), 65Г (б); автомобильная рессора,

Если в результате деформации изменяется внешняя форма изделия, то все ее составные элементы (зерна, зоны микроликвации) тоже претерпевают деформацию. Дендриты вытягиваются вдоль направления течения металла. С увеличением степени деформации дендриты удлиняются до тех пор, пока не станут похожи на веретена или нити. Вытянутые дендритные оси и междендритные пространства образуют совокупность параллельных волокон. На рис. 3.10 показана структура литой меди после холодной деформации продольной прокаткой. Исходное состоя-

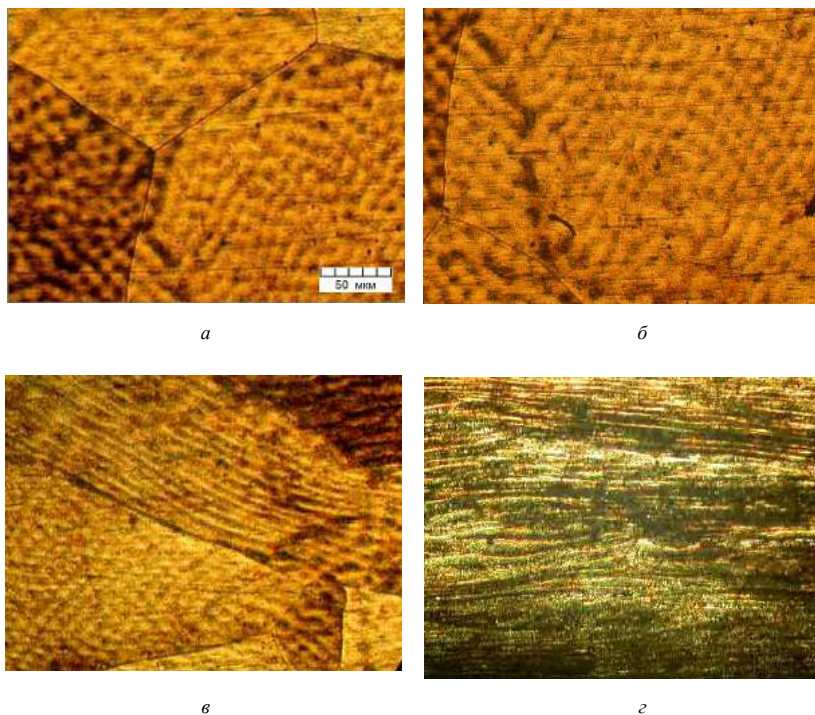


Рис. 3.10. Микроструктура меди М1 после холодной пластической деформации прокаткой: степень деформации 0 (*а*), 5 (*б*), 46 (*в*) и 81 (*г*) %

ние литое, структура в исходном состоянии представлена зернами, внутри которых располагаются дендриты (рис. 3.10, *а*). Деформация на величину 5 % не вызывает существенного изменения структуры (рис. 3.10, *б*). Границы зерен достаточно ровные, внутри зерен различима дендритная структура. После повышения степени деформации до 46 % дендриты вытягиваются в направлении деформации (рис. 3.10, *в*). При степени деформации 81 % отдельные зерна и дендриты неразличимы. В структуре видны полосы, сформировавшиеся в процессе течения материала (рис. 3.10, *г*).

3.2.2. Волочение

Волочение – метод обработки металлов давлением, при котором прокатанные или прессованные заготовки протягиваются, чаще всего в холодном состоянии, через круглое или фасонное отверстие инструмента, сечение которого меньше сечения заготовки. В результате заготовка увеличивается по длине и уменьшается в поперечном сечении. При волочении происходит наклеп (степень деформации 90–96 %). Волочению подвергают углеродистые и легированные стали, цветные металлы и их сплавы.

Инструментом для волочения служит волочительная матрица – волока. Волоки изготавливают из твердых сплавов, технических алмазов (для производства наитончайшей проволоки) или инструментальной стали для волочения прутков и труб крупных сечений. Для тяжелого (грубого) волочения обычно используют стальные волокна, толстое и среднее волочение проводят через твердосплавные, тонкое и тончайшее – через алмазные волокна.

Существуют разные варианты волочения:

по типу волочения: сухое, мокрое;

по чистоте обработки: черновое, чистовое;

по кратности переходов: однократное, многократное;

по параллельности обработки: однониточное, многониточное;

по подвижности волокна: через неподвижную или через вращающуюся волоку.

Исходным материалом для волочения служит сортовой прокат простых профилей (круг, квадрат, полоса, проволока-катанка), а также трубы. В результате волочения можно получить сплошные профили простых и сложных сечений, трубы обычные и некруглого сечения.

Наиболее распространенной продукцией процесса волочения является проволока. Волочением получают проволоку из сталей широкого сортамента, цветных металлов и сплавов диаметром от 16 до $<0,01$ мм. Волочение является единственно возможным способом получения проволоки диаметром менее 5 мм. Наимень-



Рис. 3.11. Металлокордовая стальная проволока различных диаметров: 0,185 мм (а), 1,35 мм (б)

ший диаметр проволоки, который можно получить волочением, составляет 0,002 мм.

Примеры проволоки из стали 96 различного диаметра представлены на рис. 3.11. В продольном сечении проволока представляет собой полосу (рис. 3.12).

При оптимальном увеличении видно, что структура проволоки вытянута вдоль направления волочения (рис. 3.13). В данном случае видны только направленные элементы структуры; конкретные фазы не различаются.

На рис. 3.14 показана структура проволоки из стали 96 при различных увеличениях. При $\times 200$ структура неразличима, проявляется только полосчатость, свойственная деформированному материалу (рис. 3.14, а). При $\times 800$ различается структура отпущенного мартенсита, а также полосчатость за счет неравномерности распределения углерода (рис. 3.14, б). Химический состав материала стали 96 приведен в табл. 3.1.



Рис. 3.12. Шлиф продольного сечения стальной проволоки диаметром 1,35 мм

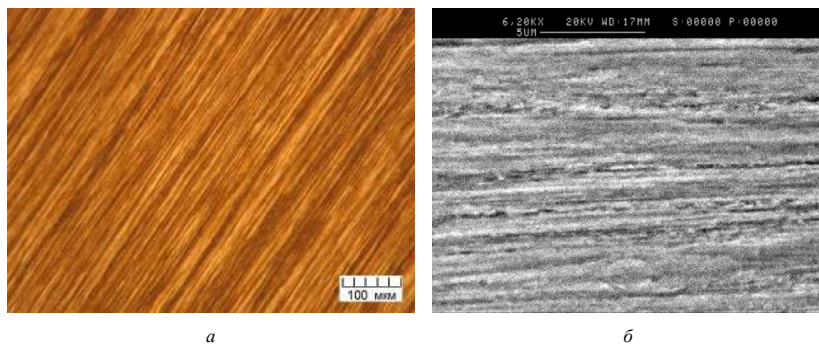


Рис. 3.13. Микроструктура стальной проволоки: оптический микроскоп (а), растровый микроскоп (б)

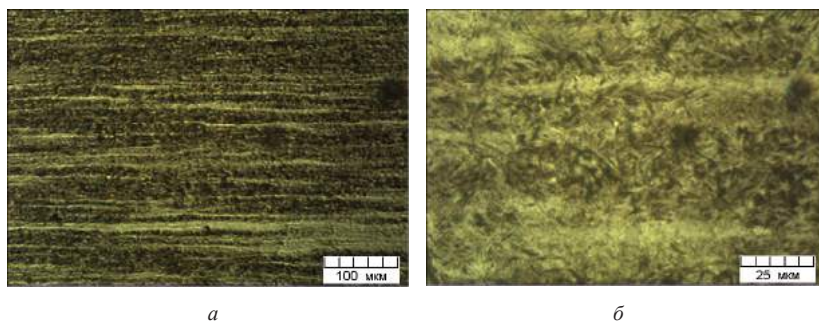


Рис. 3.14. Структура стали 96 после волочения при различных увеличениях: а – ???; б – ???

Т а б л и ц а 3.1. Химический состав стали 96, мас. %

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	V	Cu
0,9–1	0,17–0,37	0,5–0,8	1,3–1,8	0,025	0,025	до 1,1	0,2–0,3	0,1–0,18	0,3

Важным направлением использования процесса волочения является производство проволоки для изготовления металлического корда. Он представляет собой трос, свитый из латунированной стальной проволоки. Применяется в качестве армирующего материала при производстве различных резинотехнических изделий: конвейерных лент, клиновидных ремней, шлангов

высокого давления и т. д. Широкое применение металлокорд нашел при производстве автомобильных и других резиновых шин. Шины, армированные металлокордом, имеют ходимость в 1,5–2 раза выше, чем шины, армированные хлопчатобумажным кордом.

В производстве проволоки для металлокорда используется сортовой прокат, так называемая катанка диаметром 5,5 мм из высокоуглеродистой стали, микролегированной хромом (табл. 3.2).

Т а б л и ц а 3.2. Химический состав катанки, мас. %

C	Si	Mn	P	S, Mo	Cr	Ni, Cu	V	As, Sn, Al	N
0,95	0,25	0,34	0,07	по 0,004	0,21	по 0,02	0,003	по 0,002	0,005

Структура исходной катанки перлитная (рис. 3.15, *а*), вытянутая в продольном направлении (рис. 3.15, *б*).

Проволока для металлокорда производится в несколько этапов: изготовление промежуточной холоднотянутой проволоки диаметром 3,15 мм из катанки диаметром 5,5 мм на станах сухого волочения;

изготовление холоднотянутой проволоки-заготовки диаметром 1,35 мм из промежуточной проволоки диаметром 3,15 мм на станах сухого волочения.

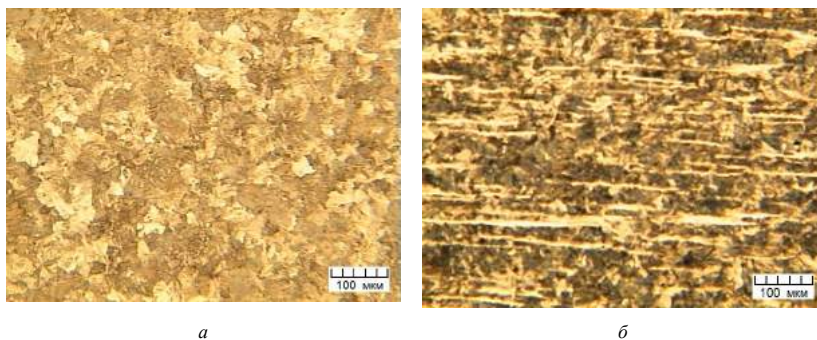


Рис. 3.15. Микроструктура образца стальной катанки: поперечное (*а*) и продольное (*б*) сечение

Грубое волочение проводится в 6–9 протяжек со скоростью 10 м/с. Среднее волочение проводится в девять протяжек со скоростью 8 м/с.

Изготовление латунированной проволоки-заготовки производится на термотравильногальваническом агрегате. Латунирование проводится химически и включает в себя электрохимическое биполярное серноокислосое травление, меднение и цинкование и последующий нагрев с целью получения однородного латунированного покрытия.

Ультравысокопрочную латунированную проволоку диаметром 0,185 мм изготавливают на станах мокрого волочения. При получении этой проволоки используется 28 переходов волочения. Скорость волочения составляет 8 м/с, суммарное обжатие составляет 98 %.

3.3. Влияние нагрева

Наклепанный металл после пластической деформации содержит большое количество дефектов кристаллической решетки – дислокации, вакансии и пр. Поэтому деформированный металл находится в неравновесном состоянии и его свободная энергия повышена. Переход к равновесному состоянию связан с уменьшением искажений в кристаллической решетке, снятием напряжений, что определяется возможностью перемещения атомов. При низких температурах подвижность атомов мала, поэтому состояние наклепа может сохраняться неограниченно долго. При повышении температуры в процессе нагрева пластически деформированного металла диффузия интенсифицируется и происходят процессы разупрочнения, приводящие металл в более равновесное состояние. Это процессы возврата, полигонизации и рекристаллизации. Их движущей силой является стремление металла к снижению своей свободной энергии посредством снижения концентрации дефектов кристаллического строения.

Возврат – процесс уменьшения искажения кристаллической решетки после наклепа и частичного снятия остаточных напряжений при нагреве до температур $0,2-0,3T_{пл}$, который включает

отдых 1-го и 2-го рода и собственно возврат. Процессы отдыха происходят при температуре до $0,25T_{пл}$; при этом снижается количество вакансий и межузельных атомов. Возврат уменьшает искажение кристаллической решетки за счет простого скольжения дислокаций. Процессы возврата изучают только по изменению свойств (электрического сопротивления, твердости и пр.). Микроструктура при этих процессах не изменяется.

Полигонизация – это процесс деления зерен на части: фрагменты, полигоны образуются в результате простого и поперечного скольжения дислокаций. При температурах возврата возможна группировка дислокаций одинаковых знаков в стенки, деление зерна малоугловыми границами.

В полигонизованном состоянии кристалл обладает меньшей энергией, чем деформированный металл, поэтому образование полигонов – процесс энергетически выгодный. В результате полигонизации понижается прочность на 10–15 % и повышается пластичность. Температура начала полигонизации не является постоянной. Скорость процесса зависит от природы металла, содержания примесей, степени предшествующей деформации.

Рекристаллизация – это процесс формирования в деформированном металле новых зерен (взамен старой структуры) и последующего их роста. Такое изменение структуры обеспечивает полное снятие наклепа и радикальную перестройку структуры. Процесс рекристаллизации проходит в несколько стадий.

Первичная рекристаллизация (рекристаллизация обработки) заключается в непрерывном образовании центров кристаллизации и росте новых равноосных зерен с неискаженной кристаллической решеткой за счет деформированных зерен. Интенсивность процесса образования новых зерен тем больше, чем выше была степень предшествующей деформации. При степени деформации 5 % новые зерна при данном режиме отжига не образуются (рис. 3.16, а). При деформации на 10 и 20 % новые зерна возникают у границ старых зерен (рис. 3.16, б, в), где решетка была наиболее искажена. Количество новых зерен постепенно увеличивается до тех пор, пока весь деформированный металл не заменится новыми зернами (рис. 3.17). На этом первичная рекристаллизация

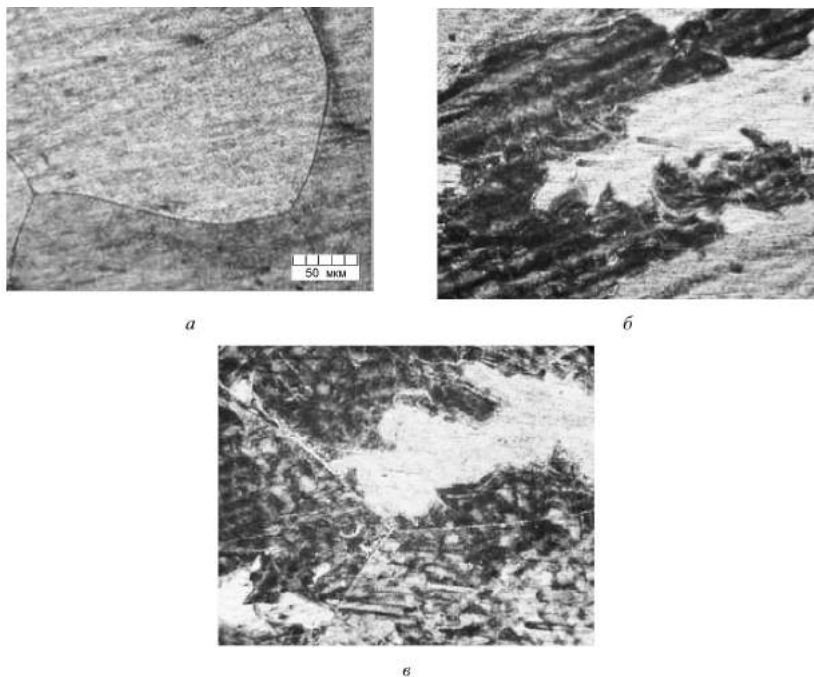


Рис. 3.16. Структура меди после холодной деформации и отжига при 500 °С в течение 1 ч: степень деформации 5 (*a*), 10 (*б*) и 20 (*в*) %; первичная рекристаллизация

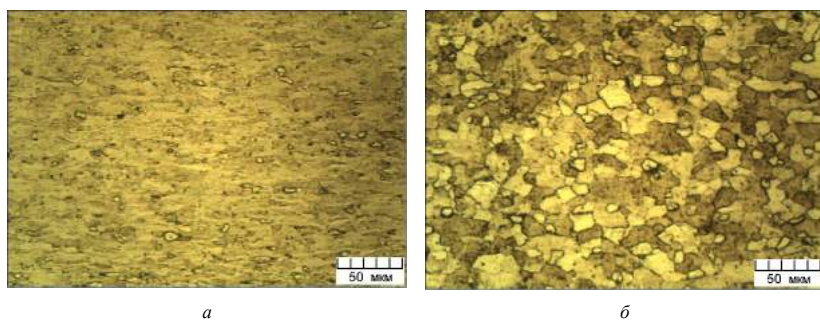


Рис. 3.17. Микроструктура железа: после деформации (*a*), после рекристаллизации (*б*)

заканчивается. Движущей силой первичной рекристаллизации является энергия, аккумулированная в наклепанном металле. В результате первичной рекристаллизации происходит полное разупрочнение металла и резкое снижение твердости и прочности при одновременном увеличении пластичности.

Температура начала рекристаллизации связана с температурой плавления металлов и зависит от их чистоты или степени легированности. Процесс рекристаллизации начинается при определенной абсолютной температуре, которая определяется абсолютной температурой плавления по формуле Бочвара:

$$T_{\text{рекр}} = aT_{\text{плавл}}$$

Коэффициент «а» зависит от состава – чем выше чистота металла, тем ниже коэффициент. Для металлов технической чистоты $a = 0,3-0,4$, для сплавов $a = 0,8$, для очень чистых металлов $a = 0,1-0,2$. Температура начала (порога) рекристаллизации $T_{\text{рекр}}$ некоторых металлов представлена в табл. 3.3.

Т а б л и ц а 3.3. Температура рекристаллизации некоторых металлов

Температура	Металл									
	W	Mo	Fe	Cu	Al	Zn	Mg	Cd	Sn	Pb
$T_{\text{пл}}, ^\circ\text{C}$	3400	2625	1535	1084	660	419	650	321,1	231,9	327
$T_{\text{рекр}}, ^\circ\text{C}$	1200	900	450	200	100	20	150	20	<20	<20

На свойства металла большое влияние оказывает размер зерен, сформировавшихся при рекристаллизации. Основными факторами, определяющими величину зерна, являются степень предварительной деформации, температура и продолжительность выдержки при нагреве. На рис. 3.18 показано изменение структуры излома стали 96 при увеличении времени выдержки в процессе индукционного нагрева.

С увеличением времени выдержки происходит укрупнение зерен. При отжиге металла с высокой степенью деформации образуется большое количество центров рекристаллизации; формирующиеся зерна – мелкие, однородные, обладающие малой способностью к росту (рис. 3.17, б). При малых обжатиях количество центров рекристаллизации при последующем нагреве

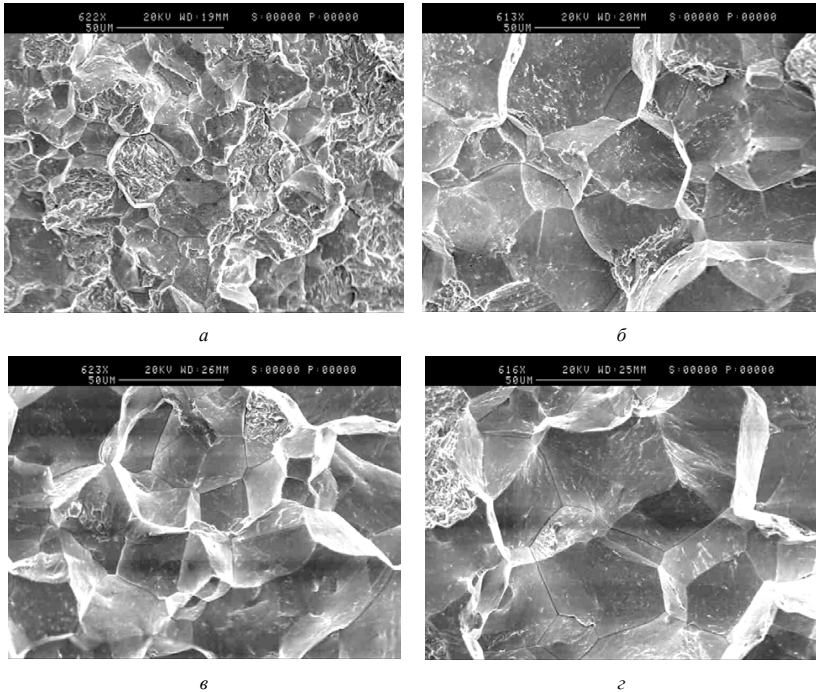


Рис. 3.18. Изменение структуры излома стали 96 при индукционном нагреве на 940 °С: исходный (а), время нагрева 5 (б), 10 (в) и 20 (г) мин

невелико. Поэтому отдельные зерна получают возможность неограниченного роста. Наиболее крупные зерна образуются после незначительной предварительной деформации 3–10 %. Такую деформацию называют критической (рис. 3.19). Критическая степень деформации нежелательна перед проведением рекристаллизационного отжига.

Собираетельная рекристаллизация заключается в росте образовавшихся новых зерен. Движущей силой является поверхностная энергия зерен. Мелкие зерна имеют большую поверхность раздела, поэтому у них имеется большой запас поверхностной энергии. При укрупнении зерен общая протяженность границ уменьшается, и система переходит в более равновесное состоя-

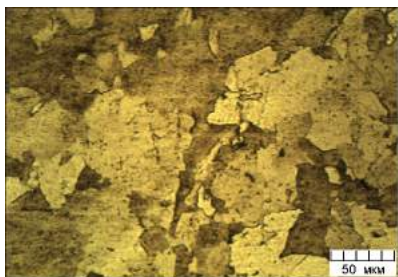


Рис. 3.19. Рекристаллизация в техническом железе после деформации на критическую степень

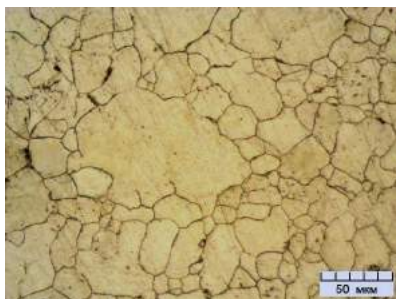


Рис. 3.20. Разнозернистость в стали ШХ15

ние. Если распределение дефектов в металле неравномерное, то отдельные зерна растут быстрее, чем основная масса. Такое явление носит название «разнозернистость» (рис. 3.20).

Процесс рекристаллизации используют для отжига холоднокатаного, волоченного или штампованного (наклепанного и упрочненного) металла с целью увеличения его пластичности, снижения твердости и одновременного освобождения от внутренних напряжений. Такой отжиг может быть промежуточным (межоперационным) или окончательным.

3.4. Горячая обработка давлением

3.4.1. Продольная прокатка

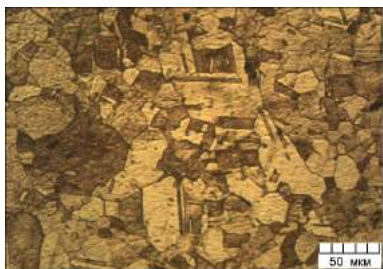


Рис. 3.21. Структура горячепрессованного медного прутка

В процессе горячей деформации рекристаллизация успевает произойти во всем объеме заготовки. Микроструктура материала после горячей обработки давлением оказывается практически равноосной, без следов упрочнения (рис. 3.21). Горячедеформированная медь имеет крупное зерно размером

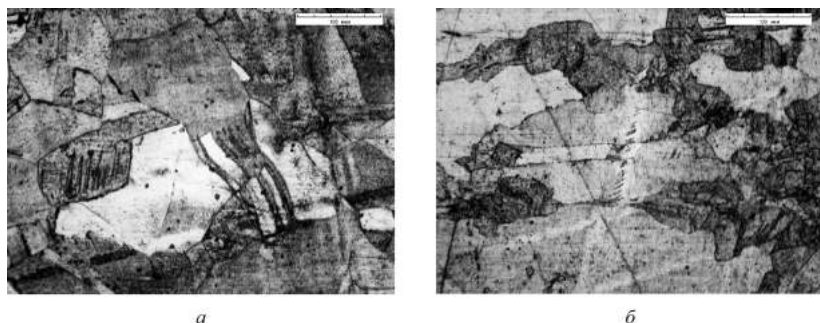


Рис. 3.22. Структура меди после горячей прокатки: степень деформации 46 (а) и 75 (б) %

10–50 мкм с двойниками отжига. Структура меди после горячей прокатки со степенями деформации 46 и 75 % показана на рис. 3.22. При деформации на 46 % сформировалось крупное зерно размером 100 мкм и более (рис. 3.22, а). После деформации на 75 % структура разнотернистая, характерная для начала рекристаллизации с мелкими зернами размером 5–10 мкм, расположенными по границам крупных зерен (рис. 3.22, б).

Деформируемые алюминиевые сплавы поставляются в виде листов, лент, профилей, сформированных горячей продольной прокаткой, с последующей термической обработкой. В частности, для сплавов типа дюралюмин заключительной операцией является закалка и старение, естественное или искусственное. Структура листового дюралюмина представлена на рис. 3.23. Для образца сплава Д16, вырезанного в продольном направлении (рис. 3.23, а), характерна направленность зеренной структуры. Поскольку заключительной операцией являлось искусственное старение, то по телу зерна и на границах зерен наблюдаются выделения упрочняющих стабильных фаз S и θ , а также труднорастворимых примесных фаз на основе железа и кремния. Как упрочняющие, так и примесные фазы могут выстраиваться в направлении деформации, образуя строчечность (рис. 3.23, 3.24). На рис. 3.25 показана структура сплава АМг6 в состоянии поставки. Как и для сплава Д16, для сплава АМг6 после горячей

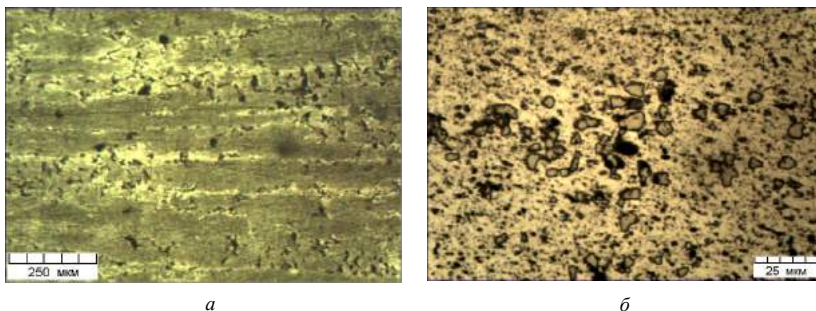


Рис. 3.23. Структура деформированных дюралюминов: сплав Д16, продольная прокатка, поставка – лист (а); строчечные включения упрочняющих фаз в сплаве Д18 (б)

прокатки характерна структура, вытянутая в продольном направлении (рис. 3.25, а). В поперечном направлении зерно равноосное (рис. 3.25, б). По телу зерна заметны выделения интерметаллидных фаз. В сплаве АМгб такими интерметаллидами могут быть, в частности, фазы состава Al_3Mg_2 , Al_6Mn , Mg_2Si , $AlFeSiMn$, $Al_xSi_yNa_2$.

Технология горячей деформации высокопрочного чугуна основана на совмещении способов обработки давлением с термической обработкой. Включения графита вытягиваются в направлении течения металла и приобретают вид эллипсоидов, дисков, стержней и волокон в зависимости от параметров обработки. Характерной особенностью структуры деформированного чугуна является однообразная ориентация вытянутого графита в изделии и изолированность включений. В результате деформации графита чугун приобретает анизотропные свойства; количественные характеристики их зависят от направления испытания. Высокая износостойкость в условиях су-

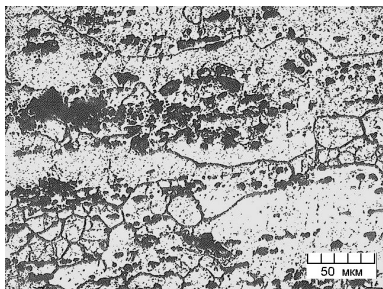


Рис. 3.24. Строчечность в сплаве АК4-1; горячая прокатка

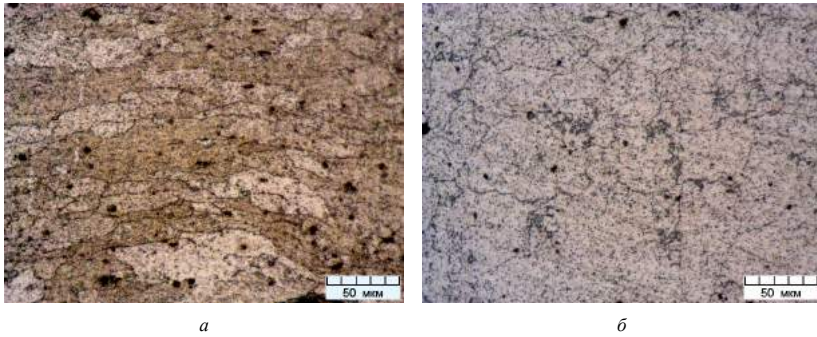


Рис. 3.25. Структура деформированного сплава АМг6 после горячей прокатки: продольное (а) и поперечное (б) направление

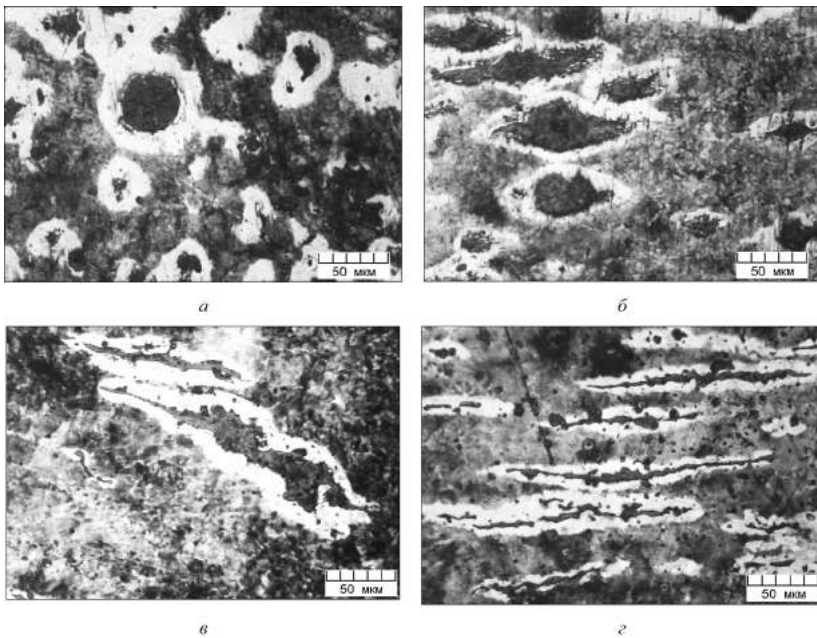


Рис. 3.26. Изменение структуры высокопрочного чугуна при пластической деформации: литой (а), деформация на 20 (б), 60 (в) и 80 (г) %

хого трения скольжения присуща поверхностям чугуна, которые перпендикулярны вытянутым включениям графита. Влияние температуры и степени обжатия на формоизменение графита и металлической основы чугуна обусловлено соотношением реологических свойств обоих элементов сплава. Сопротивление графита деформации с повышением температуры меняется мало, в то время как сопротивление деформации металлической основы резко падает, так что при 600–700 °С оба элемента структуры становятся равнопрочными. Благодаря предварительной термообработке удается реализовать обжатие до 80 %. Разработаны и используются различные технологии деформации высокопрочного чугуна с применениемковки, прокатки, выдавливания, прессования, теплого волочения. На рис. 3.26 показано изменение структуры высокопрочного чугуна при изменении степени деформации от 20 до 80 % при 980 °С.

3.4.2. Поперечно-клиновья прокатка

В условиях массового и крупносерийного производства наиболее широкое распространение получили специфические процессы горячей обработки давлением, так как они придают изделиям повышенные механические свойства и обеспечивают высокую производительность труда и экономное использование металла, в частности метод поперечно-клиновой прокатки (ПКП). Он позволяет производить изделия из заготовок, имеющих круглое, шестигранное или квадратное сечение, а также из труб. ПКП используется для получения заготовок ступенчатых тел вращения (валов, пальцев), всевозможных осесимметричных деталей с цилиндрическими, коническими, сферическими и другими сложными поверхностями, всевозможными канавками и выступами. Перепад диаметров между соседними ступенями может быть четырехкратным и более. Прокатанные детали максимально приближены к форме окончательных изделий; в большинстве случаев заключительная механическая обработка сводится к шлифовке отдельных поверхностей.

Методом ПКП можно производить изделия из конструкционных сталей, отдельных марок инструментальных и высоко-

колегированных сталей, алюминия, латуни, меди, титана. Коэффициент использования материала составляет 75–97 %, что выше, чем при штамповке, литье или резании. В результате поперечно-клиновой прокатки в изделии формируется новая макроструктура, в которой волокна материала непрерывны, расположены симметрично вокруг оси, уплотнены у поверхности (рис. 3.27). Такая макроструктура позволяет повысить эксплуатационные характеристики изделий, в особенности усталостную прочность. Микроструктура биметаллического образца (рис. 3.28, а) имеет характерную направленность, аналогичную наблюдаемой после холодной деформации меди (рис. 3.10, з). При повышении увеличения (рис. 3.28, б) видно, что место контакта имеет хорошую сплошность. Структура сталей после получения детали феррито-перлитная, различной степени дисперсности.

При поперечно-клиновой прокатке меди (исходное состояние литое) дендриты выстраиваются в направлении течения металла. Поскольку при ПКП имеет место сложная схема перемещения материала, то линии течения не имеют прямолинейной конфигурации (рис. 3.29).

При поперечно-клиновой прокатке меди (исходное состояние литое) дендриты выстраиваются в направлении течения металла. Поскольку при ПКП имеет место сложная схема перемещения материала, то линии течения не имеют прямолинейной конфигурации (рис. 3.29).



Рис. 3.27. ПКП: макроструктура биметаллического образца, сформированного из стали 45 и 20X13

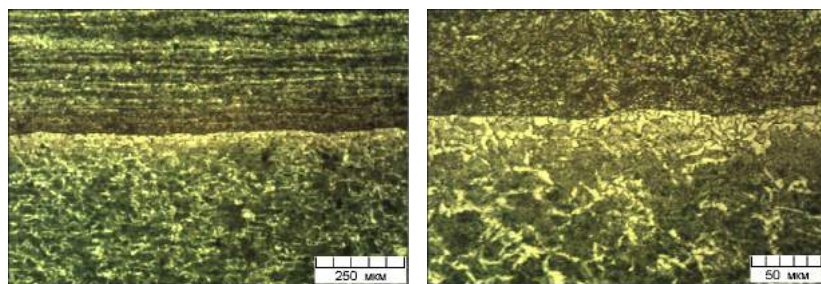


Рис. 3.28. ПКП: микроструктура биметаллического образца, сформированного из стали 45 и 20X13

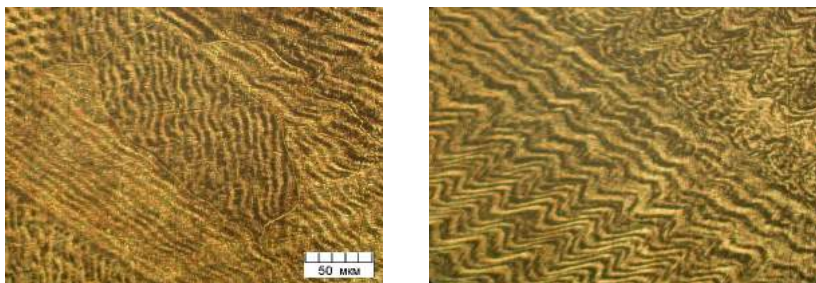


Рис. 3.29. Микроструктура меди после поперечно-клиновой прокатки из различных участков заготовки

3.4.3. Экструзия

Экструзия представляет собой непрерывный технологический процесс, заключающийся в продавливании металла, преимущественно в горячем состоянии, через формующий инструмент (фильеру) для получения изделия с поперечным сечением нужной формы. В промышленности методом экструзии изготавливаются, в частности, разнообразные алюминиевые профили. Основным технологическим оборудованием для переработки методом экструзии является гидравлический пресс. Экструзия может осуществляться для компактирования свободно засыпанных в капсулу порошков и с целью обработки давлением компактных заготовок.

Параметрами экструзии являются температура, коэффициент вытяжки, напряжение течения, скорость прессования. Микроструктура заготовок после экструзии, как правило, мелкозернистая. Поэтому для повышения сопротивления высокотемпературной ползучести их необходимо подвергать термической обработке, обеспечивающей рост зерна. Экструдированные заготовки обрабатывают ковкой, горячей прокаткой и т. п. Экструзия является, как правило, промежуточной операцией получения компактированных изделий и сопровождается последующим переделом, связанным с дополнительными затратами.

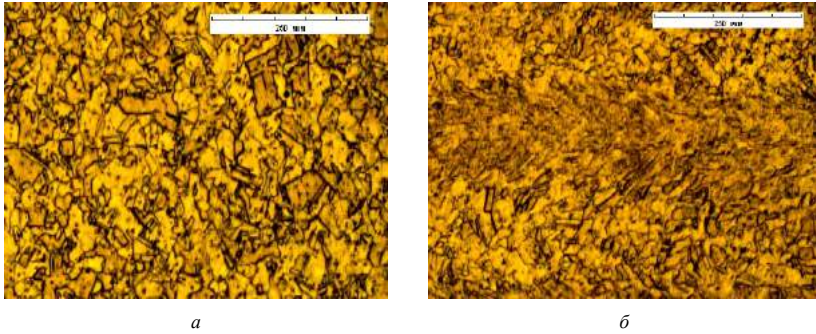


Рис. 3.30. Структура образца меди, полученного экструдированием: центр заготовки (*a*), край (*б*)

На рис. 3.30 показана структура экструдированной медной заготовки. В центре (рис. 3.30, *a*) зеренная структура более крупная и не имеет существенно выраженной направленности. Край заготовки мелкозернистый, со структурой, ориентированной в соответствии со схемой приложения нагрузки (рис. 3.30, *б*).

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

4.1. Общие сведения о термической обработке

Термическая обработка (ТО) – совокупность операций теплового воздействия на металлы и сплавы с целью изменения их структуры и свойств. ТО – самый распространенный в современной технике метод изменения свойств металлов и сплавов, является важнейшим звеном технологий производства полуфабрикатов (заготовок) и деталей машин. Термообработку применяют как промежуточную операцию для улучшения технологических свойств (обрабатываемости давлением, резанием и др.), так и как окончательную операцию для придания определенных механических, физических и химических свойств металлоизделий.

Термическая обработка подразделяется на собственно термическую, термомеханическую и химико-термическую обработки. Собственно ТО заключается только в термическом воздействии, термомеханическая – в сочетании термического воздействия и пластической деформации, химико-термическая – в сочетании термического и химического воздействий.

Основными видами термической обработки являются: отжиг 1-го и 2-го рода, закалка с полиморфным и без полиморфного превращения, отпуск и старение. Эти виды ТО относятся к сталям, чугунам и к цветным металлам и сплавам. Особенностью термической обработки цветных металлов является применение закалки без полиморфного превращения.

С отдельными видами термообработки приходится встречаться при различных технологических процессах, в частности, горячей обработке давлением, литье, сварке и др. Например, при

охлаждении отливок полная или неполная закалка реализуется при ускоренном охлаждении, отжиг – при замедленном, после их затвердевания. При сварке в зоне термического влияния сварного шва может происходить рекристаллизационный отжиг, при шлифовании деталей из-за разогрева – отпуск.

4.2. Углеродистые и легированные стали

4.2.1. Углеродистые стали

Углеродистые стали подразделяются на стали обычного качества, конструкционные качественные стали и углеродистые инструментальные стали.

Углеродистые стали конструкционные обыкновенного качества предназначены для изготовления горячекатаного проката: сортового, фасонного, листового, ленты, проволоки, метизов. Сталь углеродистая обыкновенного качества широко применяется в строительстве и машиностроении для изготовления неотчетливых сварных, клепаных и болтовых конструкций, режущих – малонагруженных деталей машин (валы, оси). Углеродистые стали обыкновенного качества являются наиболее дешевыми, выплавляются по нормам массовой технологии. В них допускается повышенное содержание вредных примесей ($S \leq 0,05 \%$, $P \leq 0,04 \%$), а также газонасыщенность и загрязненность неметаллическими включениями. Стали обыкновенного качества в зависимости от степени раскисления могут быть кипящие (кп), полуспокойные (пс), спокойные (сп).

Углеродистые конструкционные качественные стали могут быть с обычным и с повышенным содержанием марганца, серы – не более 0,04 %, фосфора – не более 0,035 %. Стали 08, 10кп, 15кп – пластичные без термической обработки, применяются для листовой холодной штамповки, вытяжки. Из них производятся кузовные детали грузовых, легковых автомобилей. Стали, содержащие от 0,1 до 0,25 % С – это *цементируемые стали*. Они применяются для изготовления деталей, требующих твердости и износостойкости поверхностей при сохранении вяз-

кой сердцевины. Стали 35, 40, 45, 50 – *улучшаемые стали* для изготовления валов, осей, втулок, шестерен, шатунов, поршневых пальцев, требующих высокой прочности при удовлетворительной вязкости.

Пружинно-рессорные стали для изготовления деталей высокой прочности и упругости – стали 55, 60, 55Г, 60Г. После закалки и отпуска наилучшие механические свойства у сталей 55Г, 60Г. Они применяются для производства деталей, требующих высокой износоустойчивости при абразивном изнашивании (долота, лемеха, лапы культиваторов, диски посевных и почвообрабатывающих машин). Наилучшие механические свойства имеют стали 65Г, 70Г, 75Г.

Углеродистые инструментальные стали выпускаются качественными (серы не более 0,028 %, фосфора <0,030 %) или высококачественными (серы не более 0,018 %, фосфора <0,025 %). Качественные стали – У7, У8, У9 используются для изготовления инструментов по дереву, зубил, долот. Высококачественные стали – У10, У11, У10А, У11А для изготовления мелких сверл, фрезы, метчиков. Из сталей У12, У13, У12А, У13А изготавливают инструменты с максимальной износостойкостью, напильники, граверный инструмент.

Феррито-перлитная структура в доэвтектоидной, перлитная – в эвтектоидной и перлитно-цементитная в заэвтектоидной углеродистых сталях образуются при их достаточно медленном охлаждении (рис. 4.1–4.6) от температур выше критических A_{c3} и A_{cm} в соответствии с диаграммой равновесного состояния сплавов системы «железо–цементит». Условия превращения (распада) аустенита при отжиге или нормализации близки к равновесным состояниям.

Пластинчатый перлит образуется при достаточно медленном охлаждении углеродистой стали вместе с печью. Микроструктура эвтектоидной стали состоит только из перлита пластинчатого строения, что хорошо видно при повышенном увеличении (рис. 4.5).

Механические свойства стали зависят от формы и размера цементитных включений. Образование зернистого перлита можно

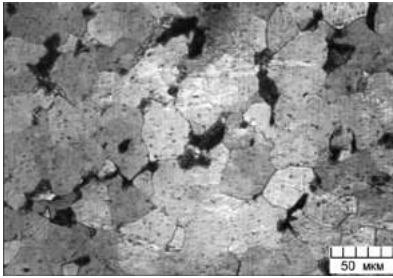


Рис. 4.1. Микроструктура доэвтектоидной стали 15

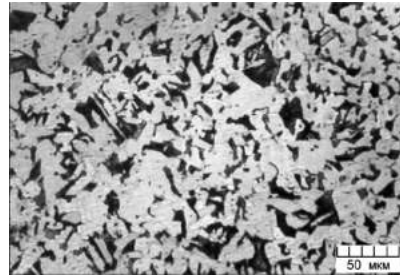


Рис. 4.2. Микроструктура доэвтектоидной стали 30

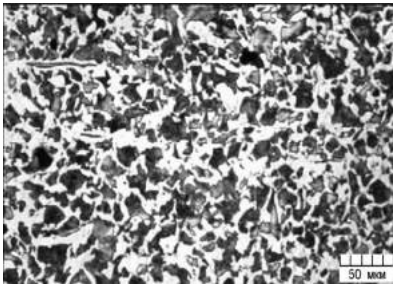


Рис. 4.3. Микроструктура доэвтектоидной стали 45

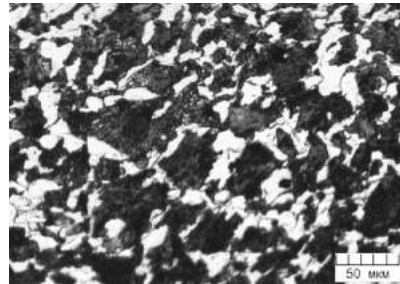


Рис. 4.4. Микроструктура доэвтектоидной стали 60

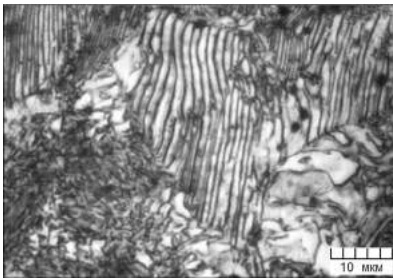


Рис. 4.5. Микроструктура эвтектоидной стали У8

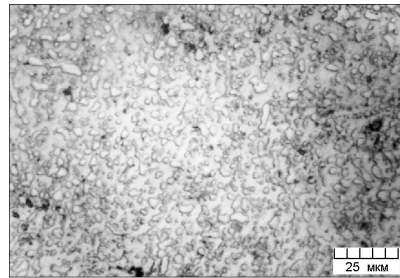


Рис. 4.6. Микроструктура эвтектоидной стали У8 с содержанием углерода 0,8 % после отжига

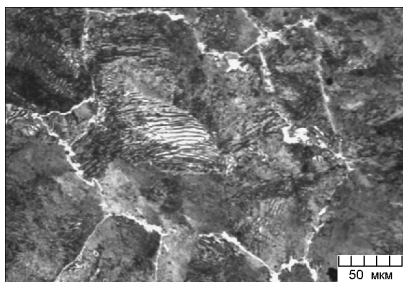


Рис. 4.7. Микроструктура заэвтектоидной стали У10 после нормализации

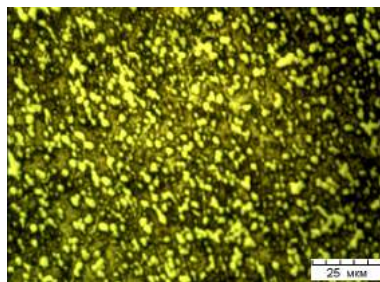


Рис. 4.8. Микроструктура заэвтектоидной стали У10 после отжига

добиться в результате дополнительного специального отжига, который приводит к образованию округлых частиц цементита в ферритной матрице (рис. 4.6).

Заэвтектоидная сталь имеет микроструктуру, состоящую из перлита и вторичного цементита (рис. 4.7). В результате медленного охлаждения образуются темные зерна перлита и светлая сетка цементита вокруг перлитных зерен. Чем больше углерода в заэвтектоидной стали, тем более широкой получается цементитная сетка.

Структура, подобная зернистому перлиту, может быть получена и для заэвтектоидной стали (рис. 4.8). Она представляет собой феррито-карбидную смесь, поскольку углерода в такой структуре больше, чем в перлите, и называться перлитом она не может.

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. феррито-цементитной смеси различной степени дисперсности.

Образование *сорбита* в сталях, нагретых до температур выше критических, происходит при охлаждении на воздухе (нормализация) при небольших степенях переохлаждения с изотермической выдержкой (рис. 4.9). Еще большая степень дисперсности феррито-цементитной смеси достигается при охлаждении в масле с образованием *троостита* (рис. 4.10).

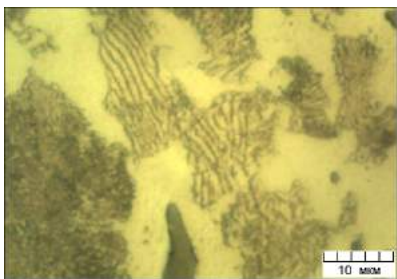


Рис. 4.9. Микроструктура стали 45 после охлаждения на воздухе

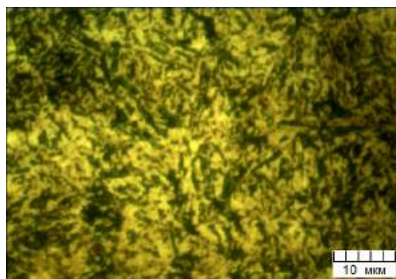


Рис. 4.10. Микроструктура стали 45 после охлаждения в масле

В результате промежуточного превращения при достаточно большой степени переохлаждения аустенита до 450–550 °С образуется микроструктура стали в виде феррито-цементитной смеси игольчатого типа – *бейнит* (рис. 4.11).

При охлаждении стали из аустенитного состояния со скоростью, равной или выше критической, сталь приобретает структуру *мартенсита* с некоторым количеством остаточного *аустенита*. Его количество зависит от содержания углерода. На рис. 4.12 показана микроструктура углеродистой конструкционной стали 45 после закалки в воду с 840 °С.

Мартенсит закалки – структурная составляющая закаленной стали, представляющая собой пересыщенный твердый рас-

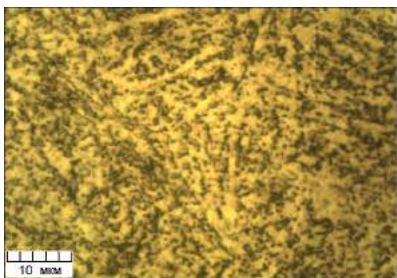


Рис. 4.11. Микроструктура стали 45 после охлаждения с высокой степенью переохлаждения до 450–550 °С

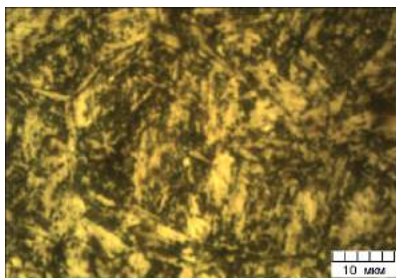


Рис. 4.12. Микроструктура стали 45 после полной закалки

твор внедрения углерода в α -железе с тетрагональной кристаллической решеткой. Под микроскопом мартенсит наблюдается в виде игл, располагающихся под углом 60 или 120° (рис. 4.12). Содержание углерода в мартенсите такое же, как и в аустените, и может достигать 2,14 %. Чем мельче иглы мартенсита, тем выше механические свойства стали. В микроструктуре высокоуглеродистой стали после закалки остаточный аустенит проявляется в виде светлых участков небольших размеров на фоне мартенсита (темных иголок).

Микроструктура доэвтектоидной углеродистой стали (рис. 4.13), нагретой выше критической точки A_{c1} , но ниже A_{c3} , когда феррит не полностью превратился в аустенит после неполной закалки, состоит из мартенсита (темных участков игольчатого типа) и светлых участков феррита.

Микроструктуры углеродистой конструкционной стали 45 после закалки в воду от 840 °С с последующим низким, средним и высоким отпуском представлены соответственно на рис. 4.14–4.16. Низкий отпуск закаленной стали обеспечивает получение игольчатой структуры отпущенного мартенсита и карбидов (рис. 4.14). Средний отпуск обеспечивает структуру троостита и отдельных игл мартенсита (рис. 4.15). После высокого отпуска формируется сорбит отпуска (рис. 4.16).

Микроструктура мартенсита, получаемая при низком отпуске при 150–200 °С, похожа на его микроструктуру до отпуска. Одна-

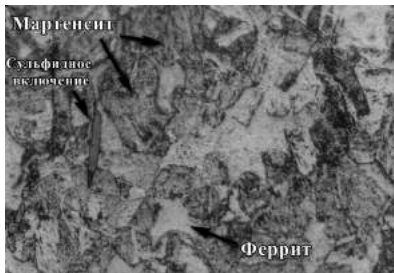


Рис. 4.13. Микроструктура стали 45 после неполной закалки

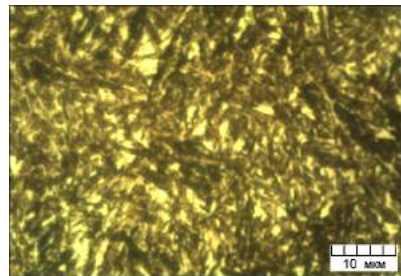


Рис. 4.14. Микроструктура стали 45 после закалки и низкого отпуска

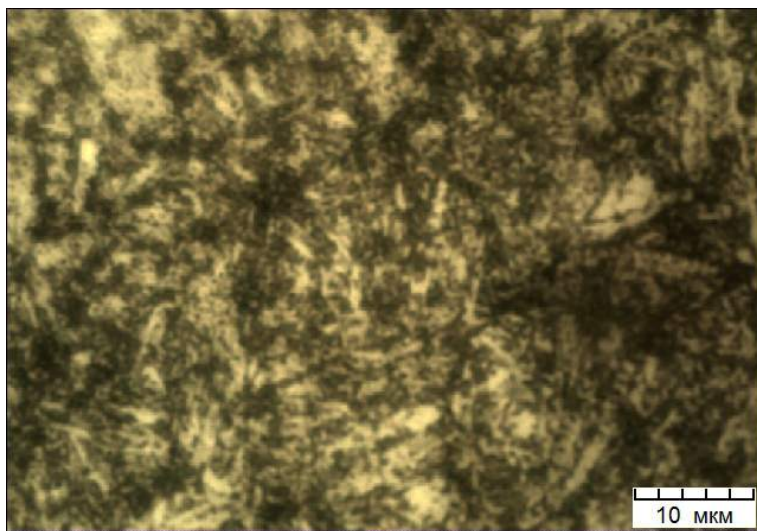


Рис. 4.15. Микроструктура стали 45 после закалки и среднего отпуска

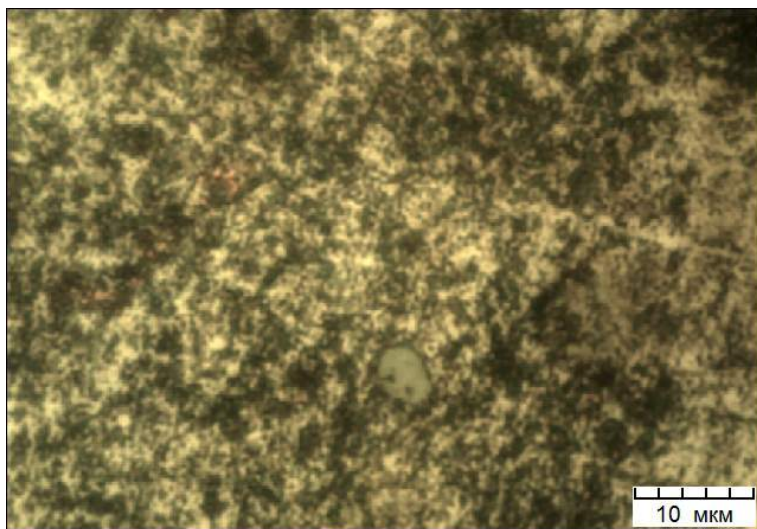


Рис. 4.16. Микроструктура стали 45 после закалки и высокого отпуска

ко игольчатость кристаллов проявляется не так сильно (рис. 4.14). В отличие от мартенсита закалки, она представляет собой смесь мелких частиц карбидов и малоуглеродистого мартенсита, который является *мартенситом отпуска*, или *отпущенным мартенситом*. Твердость стали сохраняется максимальной, такой, которая получилась при закалке.

Троостит отпуска – микроструктура, получаемая в результате среднего отпуска мартенсита при нагреве закаленной стали от 300 до 500 °С. Это механическая смесь, состоящая из мелких округлых зерен или коротких пластинок карбида в ферритной основе. Для троостита характерны достаточно высокая твердость и сохранение остатков игольчатости. Микроструктура углеродистой стали 45 после изотермической закалки или со скоростью охлаждения несколько меньшей критической также состоит из темных полей троостита и светлых полей игольчатого мартенсита (рис. 4.15). При больших увеличениях (при рассмотрении под электронным микроскопом) троостит имеет ясно выраженную структуру тонкодисперсного пластинчатого перлита.

Сорбит отпуска – механическая смесь, состоящая из феррита и цементита средней степени дисперсности (рис. 4.16). Эта структура образуется в результате отпуска мартенсита при 500–600 °С. Она на вид светлая, характеризуется меньшей твердостью, но более высокой пластичностью, чем троостит отпуска.

4.2.2. Легированные стали

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 используют цемен-

туемые (низкоуглеродистые, 0,10–0,25 % С) стали 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 (для режущих и измерительных инструментов, штампов холодного и горячего деформирования) и свойствам (в основном, прокаливаемости и теплоустойкости). Для придания требуемых свойств они подвергаются различным видам термической и химико-термической обработки, в основном полной закалке с последующим низким отпуском.

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

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

Легированные стали по равновесной структуре подразделяют на следующие классы:

- 1) доэвтектоидные стали, содержащие избыточный феррит (менее 0,8 % углерода);
- 2) эвтектоидные стали, содержащие перлит (0,8 % углерода);
- 3) заэвтектоидные стали, содержащие избыточные (вторичные) карбиды (от 0,8 до 2,0 % углерода);

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

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

По структуре, получаемой после охлаждения на спокойном воздухе, выделяют три основных класса сталей: перлитный, мартенситный; 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; при комнатной температуре их структура – аустенит.

Конструкционные легированные стали машиностроительного назначения. К цементуемым машиностроительным сталям относят высокопрочную сталь 12ХН3А (рис. 4.17), 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.

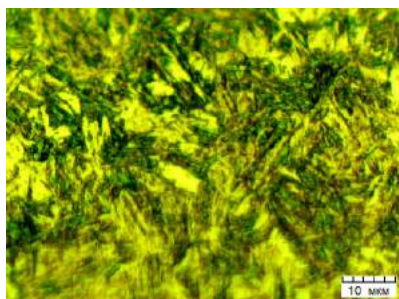


Рис. 4.17. Микроструктура конструкционной стали 12ХН3А после закалки и низкого отпуска

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. 4.18. Конструкционные легированные стали после ТО имеют при-

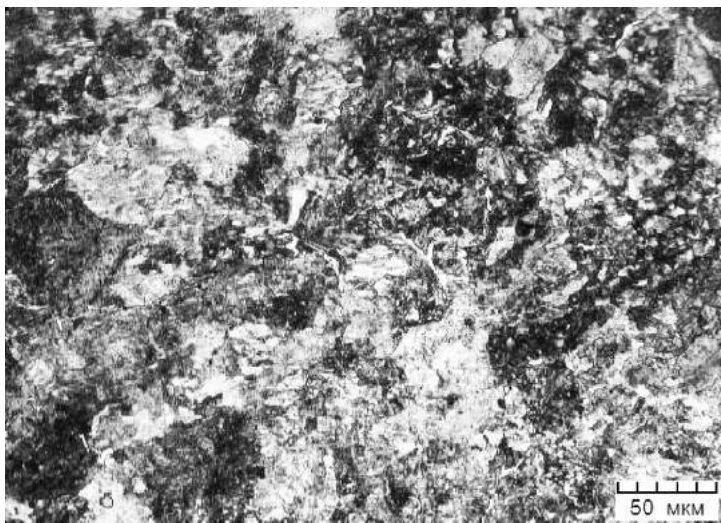


Рис. 4.18. Микроструктура стали 40X поле заковки и высокого отпуска

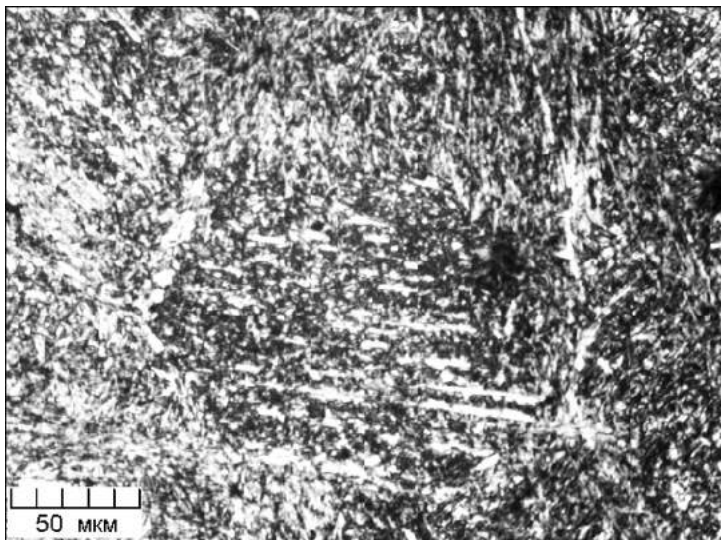


Рис. 4.19. Микроструктура пружинной стали 65Г после заковки и среднего отпуска

близительно одинаковую структуру, состоящую из сорбита и отдельных включений троостита.

Пружинные стали предназначены для изготовления пружин, рессор, упругих элементов и имеют высокие пределы упругости, 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 % С), которые подвергают закалке и среднему отпуску при температуре 400–500 °С. Получаемая структура троостита отличается стабильностью и обеспечивает релаксационную стойкость. На рис. 4.19 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 при мелкозернистого троостита (рис. 4.20), что обеспечивает ее

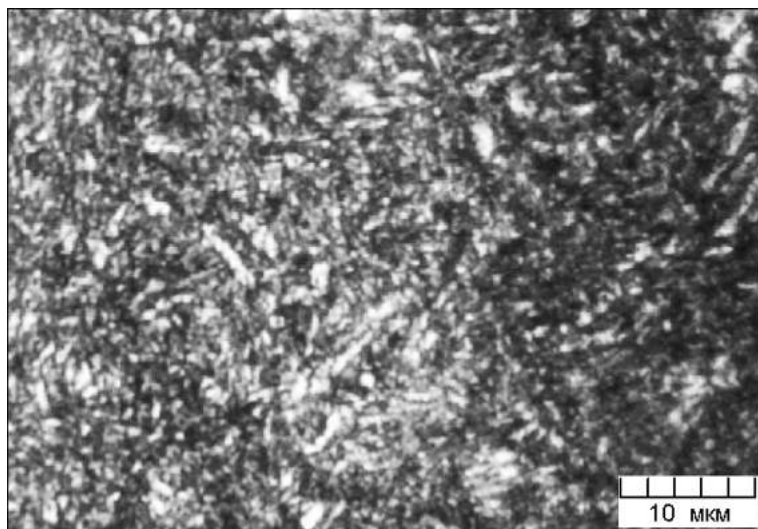


Рис. 4.20. Микроструктура легированной пружинной стали 50ХГФА после закалки и среднего отпуска

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, 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. 4.21. Структура представляет собой отпущенный мелкокоигольчатый 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–

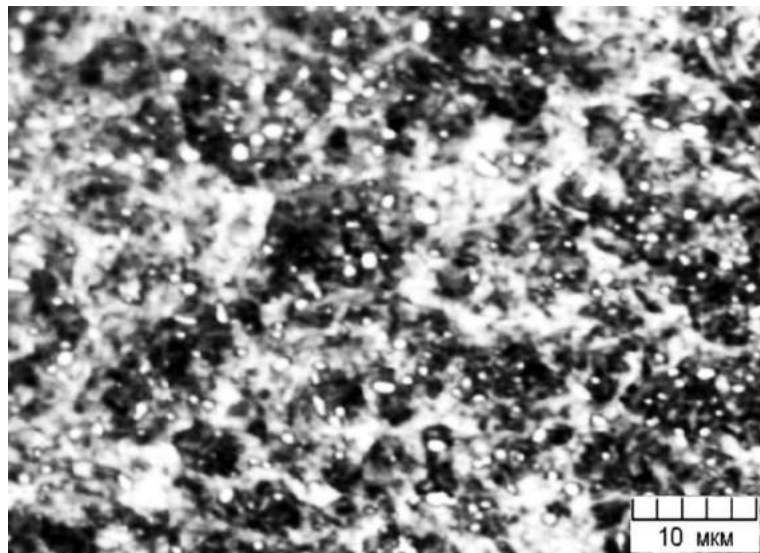


Рис. 4.21. Микроструктура шарикоподшипниковой стали ШХ15 после закалки и низкого отпуска

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. 4.22). Выделение цементита только начинается на границах зерен.

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 заковки и низкого отпуска. На рис. 4.23 представлена структура инструментальной стали ХГТ (С – 1,3–1,5 %, Mn – 0,7–1,0 %, Ti – 0,8–1,5 %) после заковки в масле с 820–830 °С и низкого отпуска при 150–160 °С. Структура стали состоит из феррита и бейнита 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 ферриту (структура типа зернистого перлита). Относятся

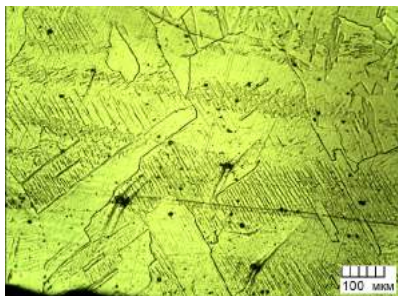


Рис. 4.22. Микроструктура аустенитной марганцевистой стали Г13 после заковки в воде с 1100 °С

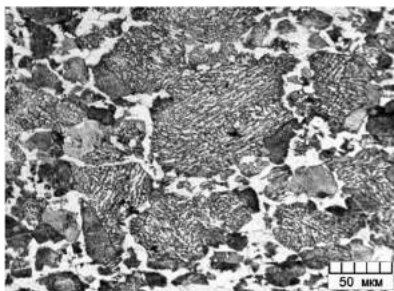


Рис. 4.23. Микроструктура инструментальной стали ХГТ после заковки и низкого отпуска

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 % (рис. 4.24). 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 теплостойкости быстрорежущую сталь подвергают двух- или трехкратному отпуску.

После однократного отпуска при оптимальной температуре 560 °С для быстрорежущей стали P18 (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 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.

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 стали аустенитного класса. Типичная структура нержавеющей

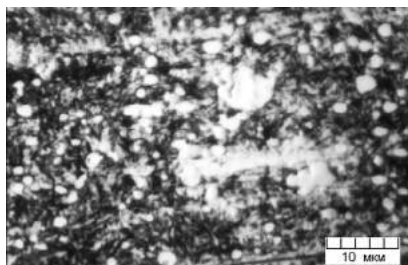


Рис. 4.24. Микроструктура стали P18 после закалки и однократного высокого отпуска

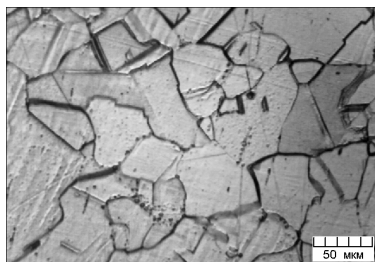


Рис. 4.25. Микроструктура стали 12X18H9Т после нормализации

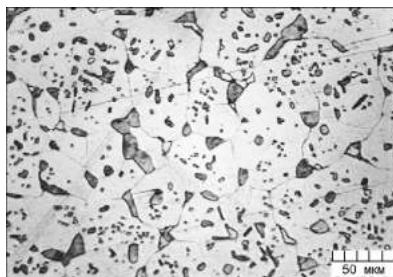


Рис. 4.26. Микроструктура хромоникелевой аустенитной стали 10X23H18 после закалки в воду с 1100 °С

стали 12X18H9Т (с 0,12 % С, 18 % Cr, 8–10 % Ni, 0,6–0,8 % Ti) – аустенит, после нормализации приведена на рис. 4.25.

С целью снижения предела текучести и повышения пластичности нержавеющие стали подвергают закалке в воду с 1100 °С (рис. 4.26). Аустенит представлен в виде зерен, имеющих правильные полигональные границы. Нагрев до температур закалки вызывает растворение карбидов хрома, а быстрое охлаждение фиксирует пересыщенный твердый раствор.

4.3. Сплавы цветных металлов

Термической обработкой можно достичь большого разнообразия в структурах и требуемых свойствах промышленных цветных сплавов.

Сплав АМ5 широко используется для литья крупногабаритных отливок в песчаные формы, он упрочняется термической обработкой. В литом состоянии микроструктура сплава состоит из дендритов твердого раствора. В сплаве наблюдается значительная дендритная ликвация, которая проявляется при травлении в виде различно окрашенных участков. По границам зерен расположены ободки хрупких интерметаллидов эвтектической фазы CuAl_2 (рис. 4.27). Они обуславливают пониженную пластичность этих сплавов, которая, в основном, устраняется путем гомогенизирующего отжига (рис. 4.28). Упрочня-

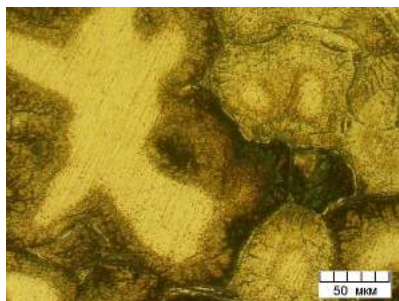


Рис. 4.27. Микроструктура литого сплава АМ5

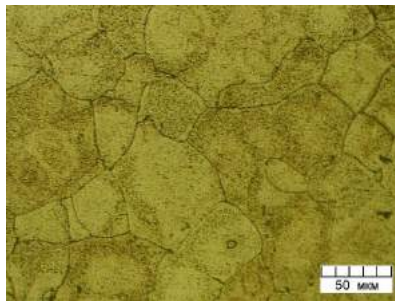


Рис. 4.28. Микроструктура литого сплава АМ5 после закалки и старения

ющая фаза состава CuAl_2 при этом равномерно располагается по телу зерна.

Для медных сплавов одним из видов термической обработки также является закалка с последующим старением. К таким сплавам относятся бронзы. Сплавы меди с бериллием (бериллиевые бронзы) обладают ценным сочетанием механических свойств – низким модулем упругости, высоким пределом упругости, высокой релаксационной стойкостью при комнатной температуре, малой ползучестью. Поэтому они являются наиболее распространенным пружинным материалом. Помимо этого они обладают высокими технологическими свойствами.

Бериллиевые бронзы являются термически упрочняемыми сплавами. Основными видами термической обработки бериллиевой бронзы являются закалка и старение. Цель нагрева под закалку – растворение бериллия и фаз на его основе, снятие внутренних напряжений, появляющихся в сплаве в результате деформации. Цель закалки – фиксирование пресыщенного α -твердого раствора бериллия в меди. Она производится от температуры 780°C . При старении закаленного сплава в результате распада твердого раствора происходит упрочнение сплава. Рекомендуемая температура старения бериллиевых бронз порядка $300\text{--}350^\circ\text{C}$. При этих температурах достигается наибольшее упрочнение. При распаде пересыщенного α -твердого раство-

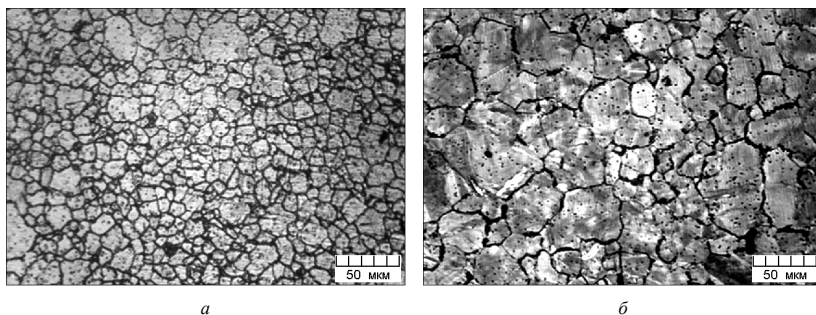


Рис. 4.29. Структура бериллиевой бронзы БрБ2 после закалки (а), закалки и старения при 400 °С (б)

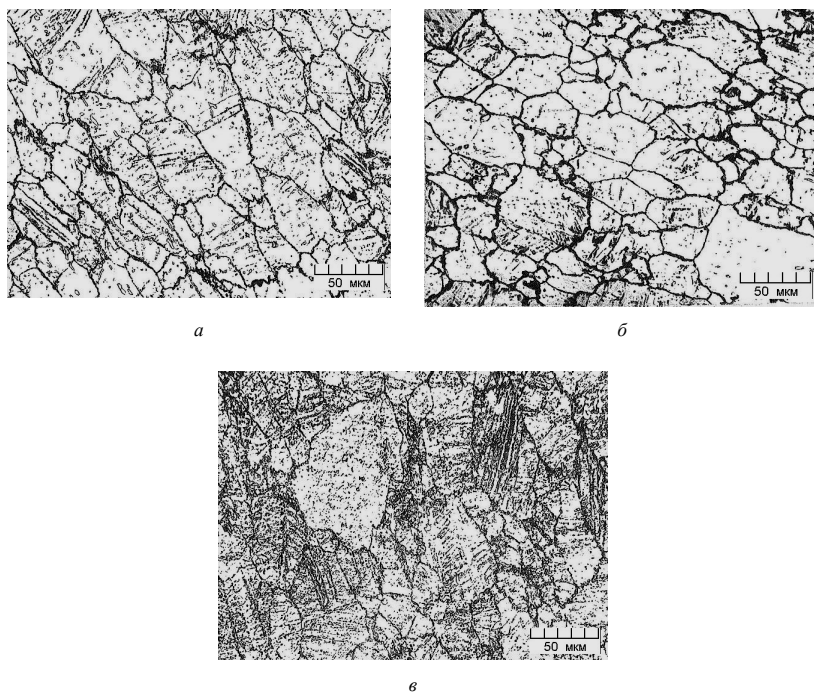


Рис. 4.30. Микроструктура бронзы БрБ2 после закалки и старения при 290 °С в течение 2 (а), 10 (б), 20 (в) ч

ра при старении формируются метастабильные и стабильные упрочняющие фазы.

После закалки структура сплава БрБ2 представлена зернами твердого раствора (рис. 4.29, *а*). После старения при 400 °С по границам зерен происходит образование эвтектоида $\alpha + \gamma$ (рис. 4.29, *б*), который состоит из α -твердого раствора бериллия в меди и γ -фазы состава CuBe_2 .

Старение при 290 °С в течение 2 ч приводит к утолщению границ зерен вследствие изменения состава твердого раствора в приграничных зонах (рис. 4.30, *а*). Утолщение границ наблюдается отчетливее при увеличении времени старения до 10 ч (рис. 4.30, *б*). На шлифе появляется полосчатый рельеф, свидетельствующий о продолжающемся распаде твердого раствора; стадия распада в этом случае обеспечивает высокие прочностные свойства, твердость достигает 377 НV. Полосчатый рельеф усиливается в образце, состаренном в течение 20 ч (рис. 4.30, *в*). Величина зерна в течение 20 ч остается практически постоянной.

ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

5.1. Общие сведения о порошковой металлургии

Порошковая металлургия (ПМ) – отрасль машиностроения, занимающаяся производством фасонных заготовок или деталей из порошков металлов и металлоподобных соединений.

Сущность технологических процессов ПМ состоит в изготовлении изделий путем их формования из порошков с последующим спеканием. Технологический процесс получения изделий методами ПМ включает следующие основные операции:

1. Приготовление порошков заданных размеров и химического состава;
2. Формование заготовок изделий требуемой формы и плотности;
3. Нагрев заготовки (спекание) до определенных температур.

Основное исходное сырье порошковой металлургии – порошки, объемы и номенклатура которых постоянно увеличиваются. Наибольшее распространение получили порошки железа и его сплавов, которые составляют 80 % мирового производства металлических порошков. В настоящее время разработаны технологии получения порошков практически всех металлов дисперсностью в диапазоне 0,002–1000 мкм и более. По химической чистоте достигается 99,9–99,99 %.

Свойства порошков, в частности форма частиц, зависят от способов их получения (механические или химические) и отличаются большим разнообразием (сферическая, губчатая, дендритная, осколочная, чешуйчатая и др.). От способа получения порошков в значительной мере зависит их стоимость.

Форма частиц и рельеф их поверхности существенно влияют на технологические свойства порошков, а следовательно, на плотность, прочность и однородность эксплуатационных свойств получаемой заготовки. Наиболее распространенные порошки на основе железа рассмотрены ниже.

NC100.24 – наиболее распространенный сорт порошка железа, широко используемый в порошковой металлургии. За счет губчатой структуры порошковых частиц он обладает очень высокой прочностью до спекания и прочностью кромок заготовки. Порошок NC100.24 обладает хорошей прессуемостью при низких и стабильных потерях водорода.

SC100.26 среди всех губчатых железных порошков обладает самой лучшей прессуемостью, а также высокой прочностью до спекания. Имеет немного более высокую насыпную плотность, чем NC100.24 и может в особенности использоваться в тех случаях, когда нужна высокая плотность после одинарного прессования и спекания.

ASC100.29 – распыленный железный порошок очень высокой чистоты и прессуемости, за счет которых обеспечивается плотность заготовки $7,2 \text{ г/см}^3$ после одинарной прессовки. Особенно хорошо подходит для изготовления конструктивных деталей с высокой плотностью.

ABC100.30 – распыленный железный порошок повышенной химической чистоты и прессуемости. Он особенно подходит для производства конструкционных деталей с высокой плотностью. С помощью одинарной прессовки можно достигнуть плотности до $7,4 \text{ г/см}^3$.

DISTALOY SA – сплав, полученный на основе губчатого железного порошка марки SC100.26 при введении никеля, меди и молибдена. Обычное содержание Ni 1,75 %, Cu 1,5 % и Mo 0,5 %. Distaloy SA рекомендуется для изделий с плотностью до $6,9 \text{ г/см}^3$ после одинарного прессования. При помощи добавления графита после одинарного прессования и спекания может быть достигнута прочность на растяжение в 600 МПа. Этот порошок хорошо подходит и для производства деталей, требующих термообработки.

В ПМ формованием называют получение из порошка заготовок, форма, размеры, плотность, прочность которых обеспечивают изготовление из них изделий. Современная технология в зависимости от объемов производства применяемых материалов, размеров изделий предусматривает различные способы формования исходных порошков:

1. Прессование в стальных пресс-формах для получения небольших изделий в массовом производстве на прессах;
2. Гидростатическое прессование порошка в эластичных оболочках с помощью жидкости;
3. Изостатическое прессование порошка в стальных пресс-формах в эластичной оболочке;
4. Динамическое (взрывное) прессование с помощью давления газов в результате горения взрывчатых веществ;
5. Прокатка порошка между горизонтальными валками;
6. Шликерное литье с заливкой суспензии – взвеси порошка в соответствующую влагопоглощающую форму;
7. Экструдирование продавливанием смеси порошка с пластификатором через соответствующую фильеру;
8. Вибрационное уплотнение с наложением высокой частоты на обычный процесс прессования.

В процессе спекания различают три основные стадии. На первой стадии идет активное уплотнение и наращивание прочности материала, на второй стадии происходит малоактивная усадка и на третьей – резкое затухание всего процесса в результате давления газов, находящихся в замкнутых порах.

Между давлением прессования, температурой спекания и величиной частиц имеется определенная закономерная связь, которая для каждого материала характеризуется диаграммой рекристаллизации.

Большое значение имеют температура спекания, продолжительность и атмосфера спекания. Обычно температура спекания составляет $0,7-0,9T_{пл}$ легкоплавкого компонента, а выдержка при этой температуре от 0,1 до 10 ч. В процессе спекания происходит ликвидация пор, уплотнение и упрочнение материала. При этом восстанавливаются поверхностные окислы и происхо-

дит собирательная рекристаллизация частиц, сопровождаемая их укрупнением. Существует два основных вида спекания: спекание однокомпонентных систем в твердой фазе; спекание многокомпонентных систем в жидкой фазе.

Процесс спекания проводят либо в восстановительной атмосфере, способствующей удалению кислорода, либо в вакууме, обеспечивающем полное удаление адсорбированных порошком газов.

Хорошие результаты достигаются, в частности, при совмещении операций прессования и нагревания порошка, так называемого горячего прессования. При этом увеличение текучести материала приводит к получению малопористых спеченных изделий.

В большинстве случаев спеченные изделия изготавливают сразу необходимых размеров и формы. Однако в случае обеспечения повышенной точности, необходима механическая обработка, в основном чистовая финишная обработка.

Спеченные изделия в ряде случаев особенно из материалов на основе железа и никеля подвергают термической и химико-термической обработке.

Металлургия гранул – одно из перспективных направлений порошковой металлургии. В авиационной и других отраслях промышленности широкое применение находят гранулируемые сплавы на основе алюминия, меди, никеля, титана и др.

Гранулированными сплавами называют сплавы, полученные путем компактирования из частиц (гранул), отлитых со сверхвысокой скоростью кристаллизации. Получение гранул производится методами центробежного распыления заготовок, оплаваемых плазменной дугой; распыления расплава сжатыми инертными газами, центробежного распыления расплава и др. Дальнейшие операции включают рассев и сепарацию гранул; дегазацию, компактирование методами горячего изостатического прессования. Первичное компактирование может дополняться прессованием, ковкой или штамповкой. Компактные заготовки подвергают затем термической и механической обработке.

Особенностью гранул на основе алюминия является метастабильное состояние, возникающее из-за формирования при высокоскоростной кристаллизации пересыщенных твердых растворов с концентрацией, в 2–2,5 раза превосходящей предельную растворимость компонентов в равновесных условиях.

Выделяют три группы наиболее широко применяемых алюминиевых гранулированных сплавов:

сплавы, легированные марганцем, хромом, титаном и некоторыми другими переходными металлами, которые имеют относительно небольшую растворимость в алюминии, но при высоких скоростях кристаллизации образуют с алюминием твердые растворы высокой концентрации. В процессе изготовления из гранул деформированных полуфабрикатов аномально пересыщенные твердые растворы распадаются с выделением дисперсных частиц интерметаллидов;

сплавы, легированные практически нерастворимыми в алюминии, резко отличающимися по удельному весу компонентами – оловом, свинцом, кадмием, которые невозможно получить традиционным способом. Метод гранулирования позволяет получить в этих сплавах диспергированную гетерогенную структуру с равномерным распределением фаз. Такие сплавы значительно превосходят известные алюминиевые сплавы с оловом по антифрикционным свойствам;

сплавы с практически нерастворимыми в алюминии тугоплавкими элементами – железом, никелем, кобальтом. Гранулы этих сплавов имеют гетерогенную структуру, однако первичные включения интерметаллидов в результате высокой скорости кристаллизации относительно дисперсны и равномерно распределены.

В процессе технологических операций горячего компактирования (400–450 °С) из пересыщенного твердого раствора выделяются частицы интерметаллидных фаз (Al_6Mn , Al_7Cr , Al_3Zr) и др., которые повышают температуру рекристаллизации, увеличивают прочность при комнатной и повышенной температуре. Введение в состав сплава переходных металлов позволяет повысить предел прочности до 800 МПа.

Специфика гранулированных сплавов обеспечивает ряд технологических преимуществ:

возможность изготовления сложных деталей при минимальной трудоемкости;

экономия металла;

создание материалов, обеспечивающих значительное повышение механических, эксплуатационных и многих специальных характеристик.

Прочность гранулируемых сплавов на основе алюминия повышается на 10–15 %, обеспечивается коррозионная стойкость, повышенная технологичность и свариваемость, а также высокая электропроводность и пониженный коэффициент линейного расширения.

5.2. Порошковые материалы

Основное отличие порошковых материалов от компактных материалов заключается в наличии пористости. Благодаря особенностям технологии ПМ можно задавать необходимую пористость изделия в зависимости от его назначения (рис. 5.1). Наличие пористости до 14 % позволяет пропитывать детали маслом, что снижает трение и износ, уменьшает шум при работе и существенно снижает время на притирку деталей. За счет применения возможностей порошковой металлургии эксплуатационные

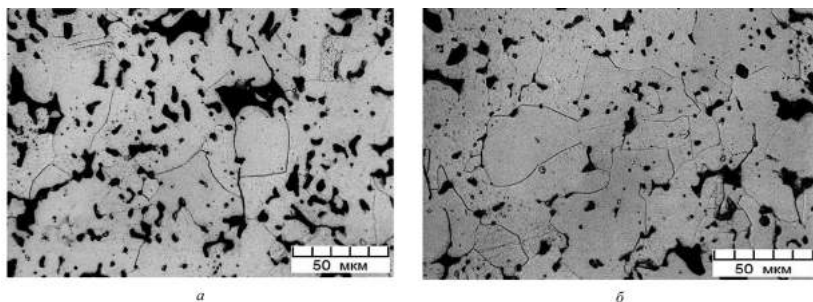


Рис. 5.1. Структура порошка NC100.24 после спекания при 1120 °С, 30 мин: давление 3 т/см², плотность 6,18 г/см³ (а); давление 7 т/см², плотность 7,03 г/см³ (б)

характеристики продукции можно сделать более гибкими. Порошковые изделия в массовом производстве, в основном, изготавливают из одного железного порошка (рис. 5.2, 5.3), а также железа, легированного другими элементами (рис. 5.4–5.6).

Микроструктура спеченного железа зависит от способа получения порошка, его свойств, режимов прессования и спекания и имеет зернистое строение. При холодном прессовании плотность составляет $6,8\text{--}7,2\text{ г/см}^3$. Теплое прессование ($100\text{--}150\text{ }^\circ\text{C}$) обеспечивает более высокую плотность ($7,0\text{--}7,4\text{ г/см}^3$), которая при спекании еще возрастает.

Основой порошковых сталей (ПС) служит железо, свойства которого при спекании оказывают большое влияние на форми-

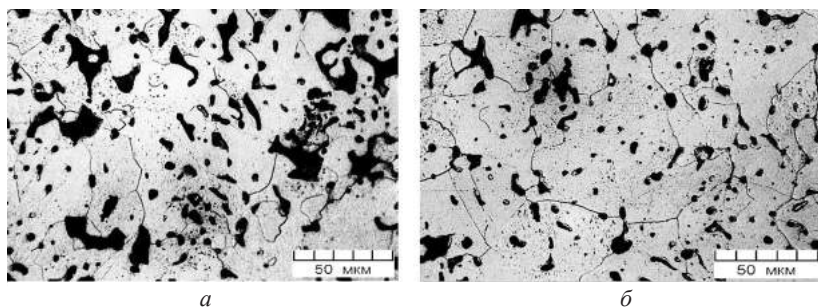


Рис. 5.2. Структура порошка NC100.24 после спекания при $1220\text{ }^\circ\text{C}$, 30 мин: давление 3 т/см^2 , плотность $6,20\text{ г/см}^3$ (а); давление 7 т/см^2 , плотность $7,06\text{ г/см}^3$ (б)

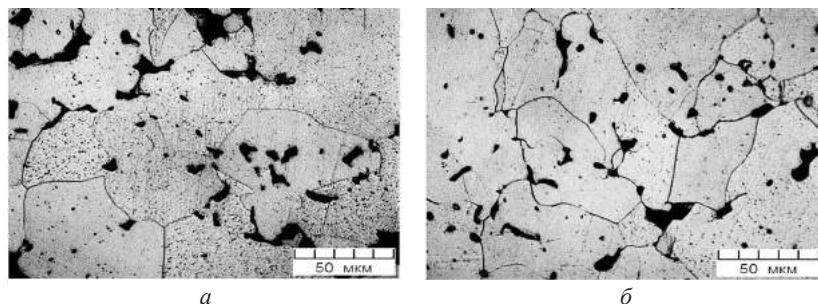


Рис. 5.3. Структура порошка ABC100.30 после спекания при $1120\text{ }^\circ\text{C}$, 30 мин: давление 4 т/см^2 , плотность $6,88\text{ г/см}^3$ (а); давление 8 т/см^2 , плотность $7,36\text{ г/см}^3$ (б)

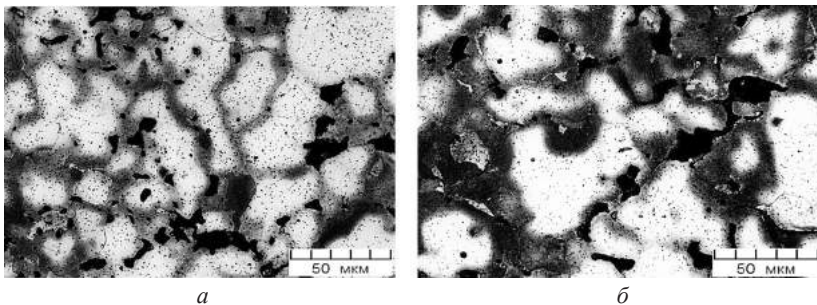


Рис. 5.4. Структура сплава ASC100.29 после спекания при 1120 °С, 30 мин: давление 6 т/см², 2 % Cu, плотность 7,05 г/см³ (а); 4 % Cu, плотность 6,88 г/см³ (б)

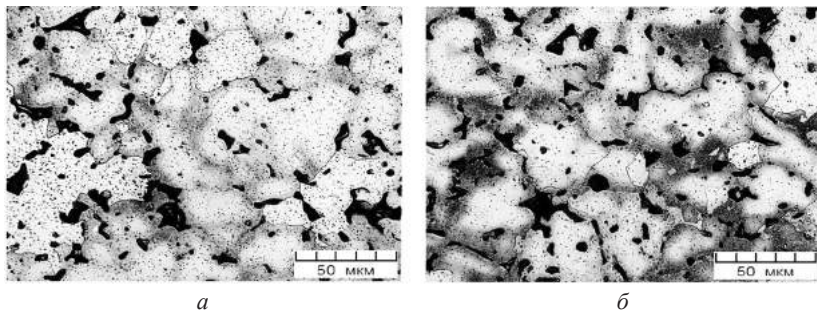


Рис. 5.5. Структура сплава NC100.24 после спекания при 1120 °С, 30 мин: давление 7 т/см², 2 % Cu, плотность 6,99 г/см³ (а); 4 % Cu, плотность 6,84 г/см³ (б)

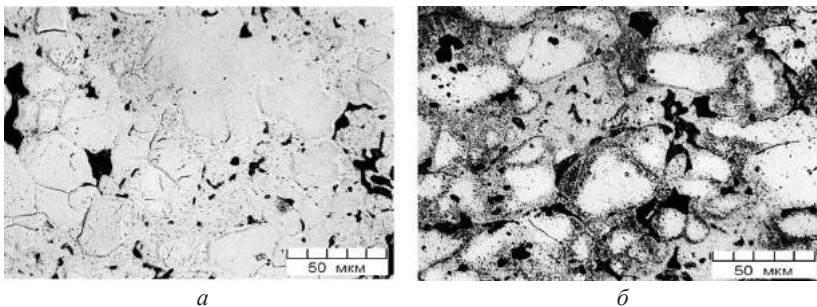


Рис. 5.6. Структура сплава ABC100.30 после спекания при 1120 °С, 30 мин: 3 % Ni, 6 т/см², плотность 7,24 г/см³ (а); 2,5 % Ni, 7 т/см², плотность 7,10 г/см³ (б)

рование структуры и свойств сталей. В связи со сравнительно низкой прочностью и твердостью спеченных железных изделий, основная масса порошковых материалов на базе железа дополнительно легируется углеродом, под действием которого спеченное железо приобретает способность закаливаться и во много раз повышать свою твердость и прочность. Для получения практически беспористых изделий с повышенными механическими свойствами применяют горячее изостатическое прессование, экструзию, динамическое горячее прессование. При легировании углеродом закономерности формирования структуры ПС те же, что и для компактных сталей (рис. 5.7, 5.8). В зависимости от марки порошка пористость при повышении содержания углерода снижается.

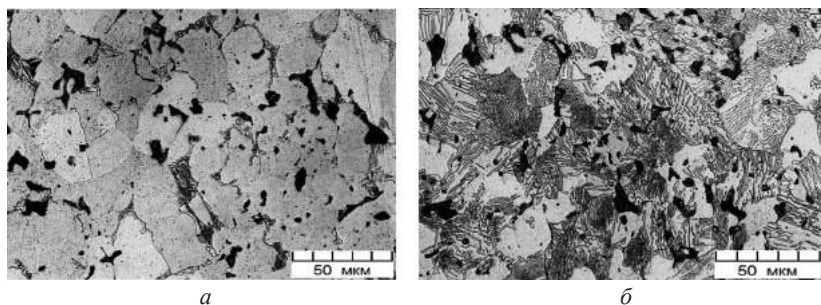


Рис. 5.7. Структура порошка NC100.24 после спекания при 1120 °С, 30 мин, давление 7 т/см²: 0,2 % С, плотность 6,99 г/см³ (а); 0,7 % С, плотность 6,96 г/см³ (б)

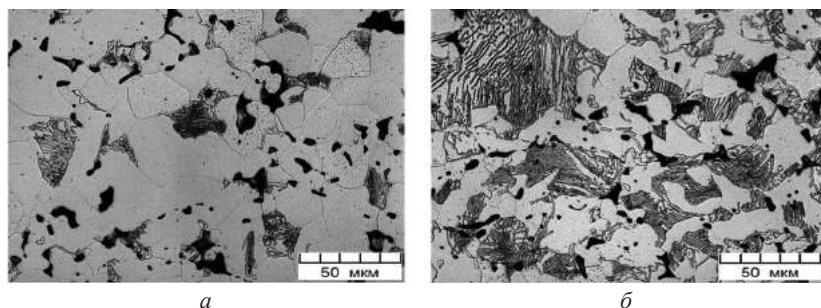


Рис. 5.8. Структура порошка ASC100.29 после спекания при 1120 °С, 30 мин, давление 6 т/см²: 0,2 % С, плотность 7,15 г/см³ (а); 0,5 % С, плотность 7,10 г/см³ (б)

При спекании порошковых материалов происходит удаление газов, адсорбированных на поверхности частиц, возгонка различных примесей, снятие остаточных напряжений на контактных участках и в самих частицах, восстановление оксидных пленок, перестройка поверхностного слоя в результате диффузии, рекристаллизация и т. п. Межчастичные границы резко отличаются от межзеренных границ по составу и строению. Они шире, насыщены порами и являются местом сосредоточения различного рода дефектов структуры, примесей оксидов, силикатов и т. п. В процессе спекания графит, растворяясь, образует перлит и цементит.

Характерной особенностью порошковых материалов в сравнении с компактными является пониженная склонность зерен к росту при нагреве, что объясняется наличием пористости и неметаллических включений, препятствующих росту зерна. Повышение температуры спекания и увеличение времени выдержки способствуют росту зерна, но в меньшей степени (рис. 5.1 и 5.2).

Закономерности структурообразования спеченных железографитовых композиций необходимо рассматривать с учетом диаграммы состояния системы «железо–углерод», являющейся основой для изучения формирования структуры компактных железоуглеродистых сплавов. Наиболее распространенные композиции содержат в шихте 1–3 % графита. Подчиняясь общим закономерностям структурообразования, формирование структуры углеродистых порошковых сталей имеет ряд отличительных особенностей, обусловленных процессом спекания.

Конечная структура углеродистых ПС зависит от степени реализации одновременно протекающих процессов изменения состояния и протяженности контактов частиц и диффузионного проникновения углерода в глубь аустенитных зерен на каждой стадии спекания и режима охлаждения. Перлит в ПС образуется при более высоких температурах и менее длительных выдержках по сравнению с компактными сталями.

В реальных условиях продолжительного спекания, даже в случае, когда сплав получают из смеси чистых компонентов, полной однородности по составу не достигается. Например,

в стали ПК80 наряду с перлитной структурой могут присутствовать ферритные области, т. е. места с пониженным содержанием углерода, и цементитные включения. Легированные порошковые стали отличаются еще большей структурной неоднородностью, так как скорость диффузии легирующих элементов ниже скорости диффузии углерода.

Для повышения механических свойств ПС также подвергаются ТО – закалке и отпуску при температурах, определяемых положением критических точек A_{c3} (линия GS) и A_{c1} (линия PSK) на диаграмме состояния железоуглеродистых сплавов.

Наличие пористости способствует снижению значений критических точек. Эффект возрастает с увеличением степени дисперсности исходных частиц порошков. В ПС при закалке на величину и распределение закалочных напряжений будут оказывать влияние поры, межчастичные границы, химическая неоднородность аустенита. Это влияние проявляется в крайне неравномерном распределении в изделиях внутренних напряжений.

Повышение прочности в закаленных сталях происходит только после отпуска при температурах, обеспечивающих снятие закалочных напряжений. Установлено, что максимальная прочность пористых закаленных ПС достигается после проведения отпуска в интервале 200–450 °С. Усложнение состава стали приводит к более резкому падению прочности после закалки, что связано с химической неоднородностью аустенита, сохранением или распадом остаточного аустенита при отпуске в интервале 200–350 °С, более неоднородным распределением закалочных напряжений.

Оптимальная температура отпуска связана также с пористостью. Из-за пористости сталей, изготовленных на основе механических смесей, химической неоднородности аустенита, мартенсит становится более неоднороден; температура отпуска – 250–300 °С. В связи с большой химической неоднородностью аустенита упрочнение закаленных сталей при отпуске может вызываться также возможными процессами старения, которые наиболее активно протекают в интервале температур 350–450 °С.

В связи с низкой прочностью и твердостью спеченного железа для повышения его механических свойств в железный порошок при приготовлении порошковой смеси вводят легирующие добавки (фосфор, медь, хром, никель, молибден), а спеченные изделия подвергают химико-термической обработке: азотированию, сульфидированию, хромированию.

Порошковые конструкционные детали на основе легированных сталей могут быть изготовлены прессованием и спеканием легированных порошков и гранул, смесей порошков железа с порошками легирующих элементов, а также пропиткой жидкими металлами пористых спеченных заготовок и диффузионным насыщением при высоких температурах. При их изготовлении важно знать предельное содержание вводимых компонентов и влияние каждого из них на кинетику спекания, формирование структуры и получение требуемых свойств. Предельное суммарное содержание легирующих компонентов в порошковых конструкционных сталях не должно превышать 6–8 мас. %. Дальнейшее увеличение содержания этих компонентов хотя и повышает прочность на разрыв, но из-за гетерогенности структуры существенно снижает пластичность и ударную вязкость. В качестве легирующих элементов применяют никель, медь, хром, молибден и др. Роль каждого из них определяется количественным отношением легирующего элемента к железу и к другим легирующим элементам, а также степенью сродства к углероду по сравнению со сродством к нему железа. В ПС легирующие элементы могут находиться в свободном состоянии, образовывать твердые растворы, карбиды, интерметаллические соединения и т. п. Медь (хотя и имеет очень малую растворимость при комнатных температурах) при спекании выше температуры плавления 1083 °С, расплавляясь, образует жидкую фазу и благоприятно воздействует на процесс формирования структуры и свойств стали. Поэтому медь широко применяется в порошковой металлургии в качестве одного из основных легирующих компонентов.

Медь в изделия на железной основе вводят непосредственно в виде порошка или при изготовлении порошковой смеси

в виде лигатуры. Увеличение содержания меди приводит к некоторому снижению плотности за счет снижения усадки при спекании независимо от типа порошка (рис. 5.4, 5.5). Введение углерода приводит к упрочнению с образованием перлитных структур (рис. 5.9, 5.10). Плотность при этом существенно не изменяется. Введение меди в количестве 1,0–10,0 мас. % в порошковую сталь повышает пределы текучести и прочности материала, но несколько снижает его пластичность и вязкость. Введение меди препятствует атмосферной коррозии. Максимальная прочность на разрыв достигается при массовой доле меди 5–7 %.

ПС также легируют одновременно медью и никелем. Медь понижает концентрацию углерода в перлите, сдвигая точки S и E

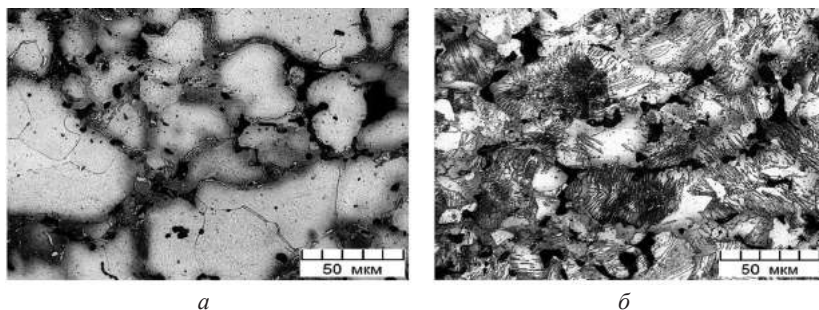


Рис. 5.9. Структура порошка SC100.26 – 2 % Cu после спекания при температуре 1120 °С, 30 мин, давление 5 т/см²: 0,2 % С, плотность 6,84 г/см³ (а); 0,6 % С, плотность 6,86 г/см³ (б)

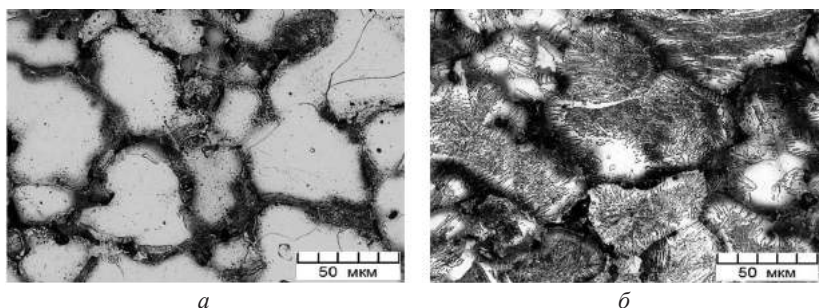


Рис. 5.10. Структура порошка ABC100.30 – 2 % Cu, компактирование при давлении 6 т/см²: 0,2 % С, плотность 7,08 г/см³ (а); 0,6 % С, плотность 7,10 г/см³ (б)

на диаграмме состояния железо–углерод влево. При содержании в стали до 1 % меди она способствует усадке при спекании, при дальнейшем повышении ее концентрации наблюдается рост спеченного изделия. Повышение содержания углерода в порошковых сталях уменьшает влияние меди на рост спеченного изделия, что достигается образованием в структуре сплава тройной железо-медноуглеродистой фазы, которая расплавляясь при 1100 °С вызывает усадку. Введение углерода в железомедные сплавы также резко повышает прочность порошковых изделий, причем максимальное возрастание свойств наблюдается при содержании меди до 5–6 % и углерода до 0,3–0,6 %. Введение никеля в ПС приводит к увеличению механических свойств материала, что связано как с повышением прочности феррита, так и с благоприятным воздействием никеля на состояние межчастичных границ. Никель способствует «рассасыванию» межчастичных границ, увеличению протяженности металлического контакта, усадки и плотности изделий. Никелевые порошковые конструкционные стали содержат обычно 0,3–0,6 % углерода и 1–3 % никеля. Увеличение содержания никеля снижает оптимальное содержание углерода. При одновременном легировании никелем и медью ПС с 0,6 % С прочность на разрыв образцов с пористостью 10 % достигает 400–420 МПа, удлинение – 7–8 %, твердость – 120–127 НВ. Эффект достигается за счет измельчения зерна и диспергирования перлита (рис. 5.11).

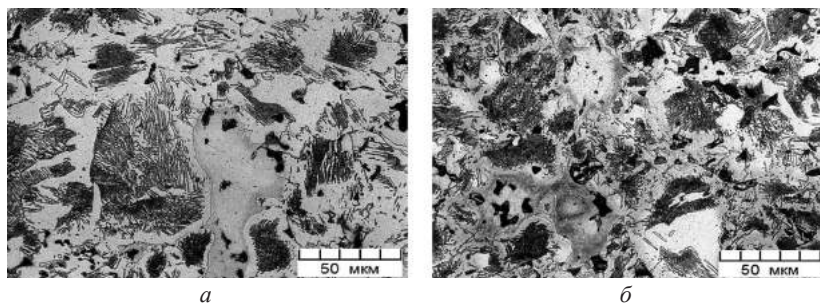


Рис. 5.11. Структура порошка NC100.24 после спекания при 1120 °С, 30 мин, давление 7 т/см²: 3 % Ni – 0,6 % С, плотность 7,10 г/см³ (а); 2,5 % Ni – 2,5 % Сu – 0,6 % С, плотность 6,96 г/см³ (б)

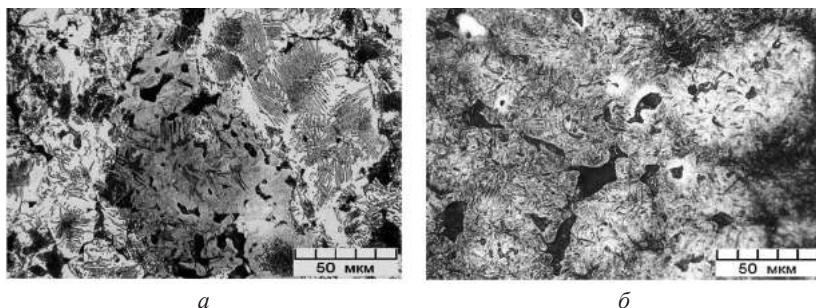


Рис. 5.12. Структура сплава Distaloy SA – 0,5 % С: после спекания при 1120 °С, 30 мин, 6 т/см², плотность 6,97 г/см³ (а); поверхностная закалка в масле, 850 °С, 30 мин, плотность 6,99 г/см³ (б)

Легированные ПС подвергают закалке в масло на твердость по сечению 500–700 МНV 0,05. Структура сплава в исходном состоянии и после закалки показана на рис. 5.12.

5.3. Гранулированные материалы

Скорость охлаждения алюминиевого расплава при получении гранул составляет 10³–10⁶ °С/с, размер – до нескольких миллиметров. Гранулы, преимущественно, имеют шаровидную или овализованную форму (рис. 5.13). Размеры гранул определяются процессом их получения. Гранулы алюминиевого сплава на рис. 5.13 имеют размер порядка 2500–7000 мкм. Размер является значимым фактором, поскольку при прочих равных условиях он влияет на скорость кристаллизации капли при литье, что сказывается на структуре гранул.

Структура гранул определяется их составом и способом получения. Важным фактором является дегазация в процессе их получения. В случае отсутствия дегазации у алюминиевых гранул ярко выражена литая структура (рис. 5.14). Структура при малом увеличении неоднородна и показывает наличие нескольких макрозерен – центров кристаллизации (рис. 5.14, а). При повышении увеличения внутри макрозерен хорошо выявляется дендритная структура (рис. 5.14, б).

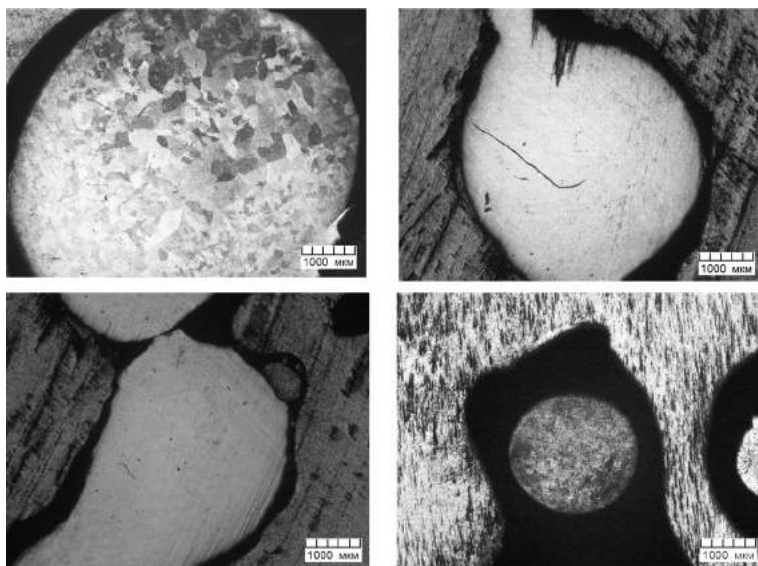


Рис. 5.13. Гранулы алюминиевого сплава; различные размеры и форма

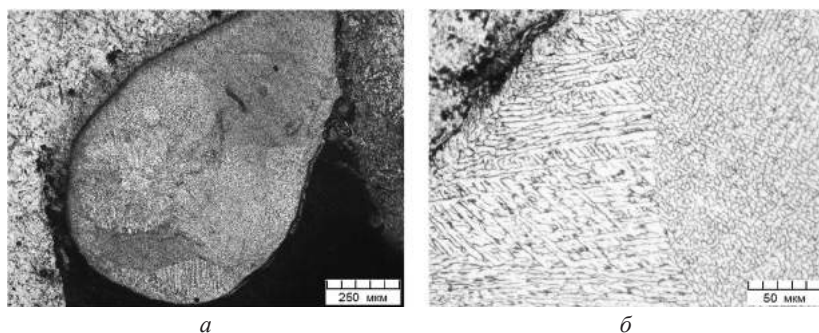


Рис. 5.14. Структуры гранул алюминиевого сплава, полученных без дегазации: макроструктура гранулы (*а*), микроструктура (*б*)

Гранулы, прошедшие дегазацию в вакууме при $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 12 ч с давлением 10^{-4} – 10^{-5} мм рт. ст., имеют однородную структуру по всему объему (рис. 5.15, *а*). В некоторых участках выявляются дендритные образования, тем не менее структура однородная и не имеет существенной видимой направленности (рис. 5.15, *б*).

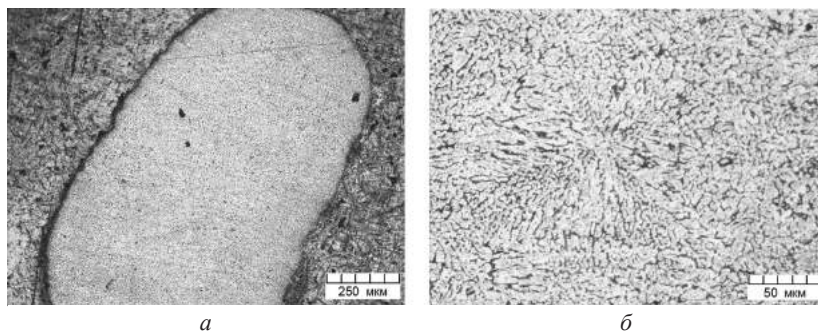


Рис. 5.15. Структура гранул алюминиевого сплава, полученных в условиях дегазации: макроструктура гранулы (а), микроструктура (б)

В табл. 5.1 приведен состав гранул алюминия, легированного переходными металлами. Гранулы отлиты методом магнитогидродинамического (МГД) гранулирования в атмосфере аргона с охлаждением капель расплава на водоохлаждаемом магнитном диске. При таком способе получения скорость охлаждения гранул ниже, чем при литье в воду.

Т а б л и ц а 5.1. Химический состав гранул алюминиевых сплавов

Номер химического состава	Содержание элементов, мас. %								
	Zn	Mg	Cu	Mn	Co	Ti	Cr	Zr	Fe
1	8,26	2,0	1,36	0,12	0,38	0,093	0,62	0,6	0,18
2	7,56	1,85	1,19	0,07	0,44	0,15	0,71	0,015	0,13

Разные гранулы, полученные в одинаковых условиях, могут иметь отличия в структуре. Так, структуры различных гранул одного химического состава 1 (табл. 5.1) различаются между собой. На рис. 5.16 показаны микроструктуры двух образцов гранул состава 1. Образец № 1 имеет более мелкую структуру в краевой зоне образца. Для образца № 2 отличия в структуре центра и края менее заметны. Кроме того, различные гранулы имеют различную травимость, что связано с колебаниями химического состава. Также гранулы различаются структурой границ дендритов. В образце № 1 обнаружены первичные интерметаллиды

при размере гранул менее 2,5 мм. В больших гранулах интерметаллидов нет. Во всех гранулах, отлитых в МГД установке, наблюдаются вторичные выделения основных легирующих элементов по объему дендритных ячеек.

Структуры гранул химического состава 2 (табл. 5.1) представлены на рис. 5.17. Структуры образцов № 3 и 4 также существенно различаются как по дисперсности литой структуры, так и по характеру границ. Для образца № 4 разница в структуре края и центра незначительна.

Структура брикета, получаемого из гранул, определяется их структурой и технологическим режимом компактирования. Основными параметрами компактирования являются удельное давление, температура, время выдержки под давлением. Важ-

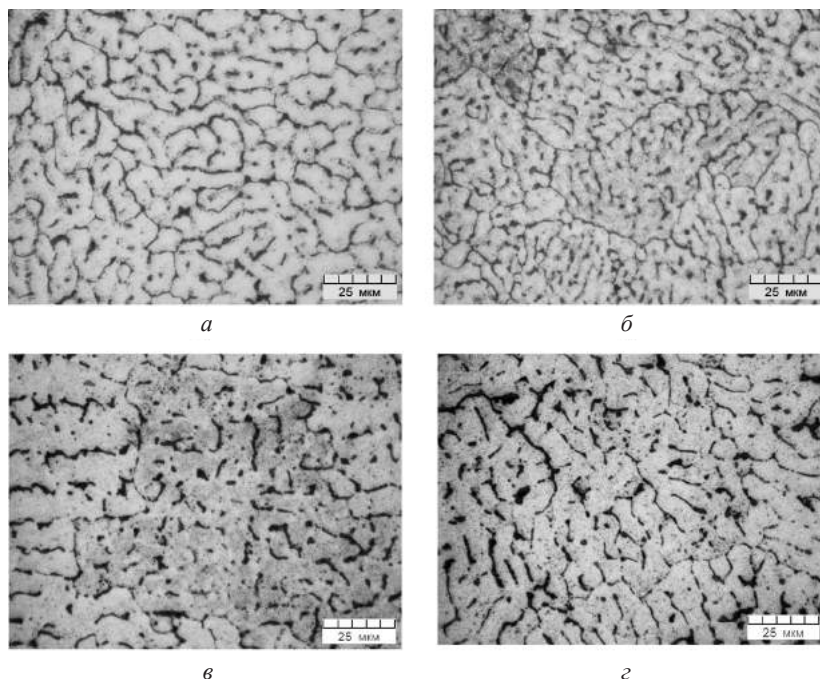


Рис. 5.16. Структура образцов гранул состава 1: образец № 1 (а, б); образец № 2 (в, г); а, в – центр, б, г – край

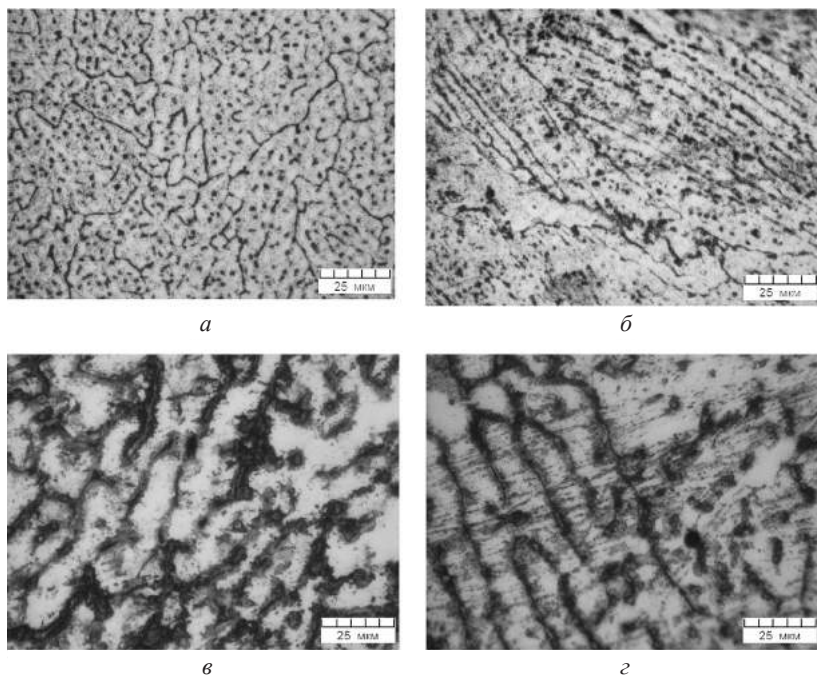


Рис. 5.17. Структура образцов гранул химического состава 2: образец № 3 (*а*, *б*); образец № 4 (*в*, *г*); *а*, *в* – центр, *б*, *г* – край

ным параметром является также наличие или отсутствие дегазации, а также ее параметры – температура, длительность выдержки, давление при вакуумировании или газовая среда.

На рис. 5.18–5.24 представлены структуры брикета, полученного из гранул: после вакуумирования при 450 °С в течение 12 ч и давлении 10^{-4} – 10^{-5} мм рт. ст.; после продувки аргоном при 450 °С в течение 12 ч. Компактирование проведено при 350–370 °С, удельное давление 48 кгс/мм², время выдержки под давлением 5 мин.

В структуре брикета, полученного из гранул после их вакуумированной дегазации, наблюдаются несплошности в местах контакта гранул, а также некоторая неоднородность структуры (рис. 5.18). Неоднородность структуры больше в краевой зоне

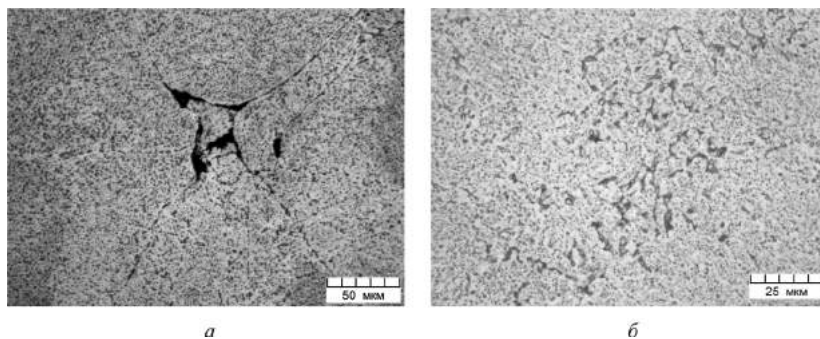


Рис. 5.18. Несплошность на границе контакта гранул (*а*) и крупные включения фаз (*б*); вакуумирование

образца, чем в центре. В структуре наблюдаются выделения упрочняющих интерметаллидных фаз, которые в центре образца намного крупнее (рис. 5.19, 5.20). Центр и краевая зона брикета различаются структурой границ – на краю границы более тонкие, различаются отдельные включения фаз. В центре брикета включения фаз более грубые, встречаются конгломераты частиц. В основном распределение фаз по объему равномерное, как на периферии, так и в центре.

При использовании дегазации аргоном в центральной зоне брикета наблюдается больше несплошностей в местах контакта гранул (рис. 5.21, *а*), а также по сравнению с вакуумированной дегазацией более ярко выражена литая структура (рис. 5.21, *б*).

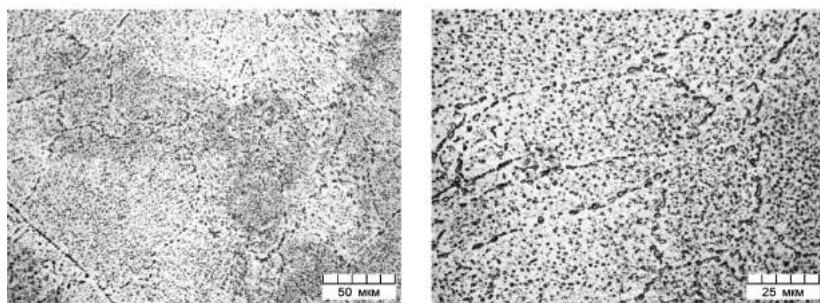


Рис. 5.19. Структура образца брикета; краевая зона брикета; вакуумирование

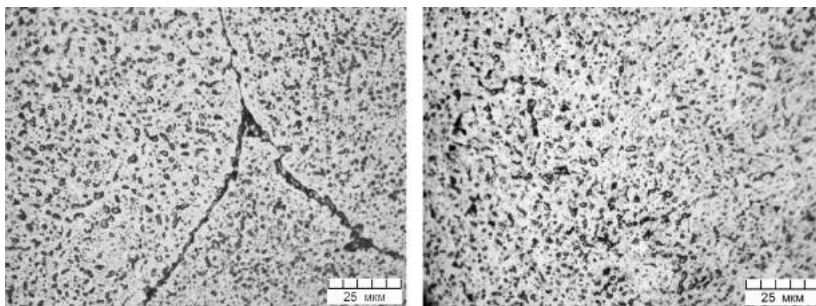


Рис. 5.20. Структура брикета; центр; вакуумирование

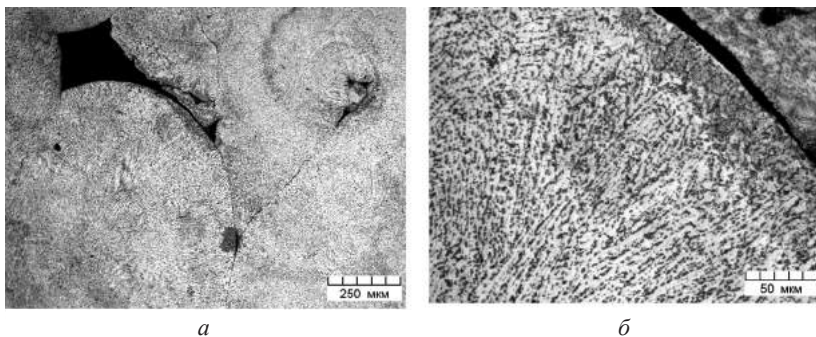


Рис. 5.21. Пористость (а) и литая структура брикета (б), центр; дегазация аргоном

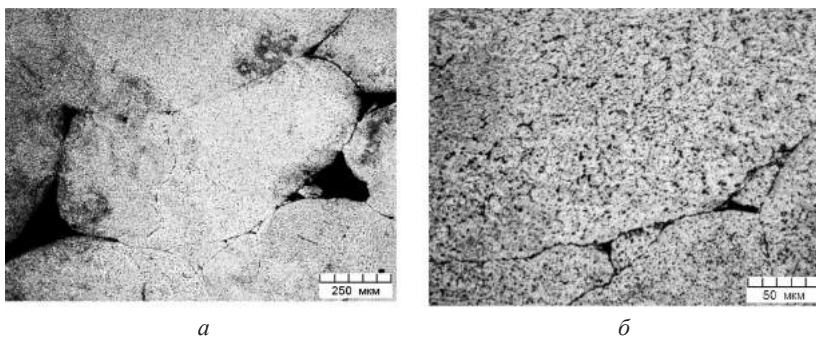


Рис. 5.22. Дефекты структуры брикета; край; дегазация аргоном

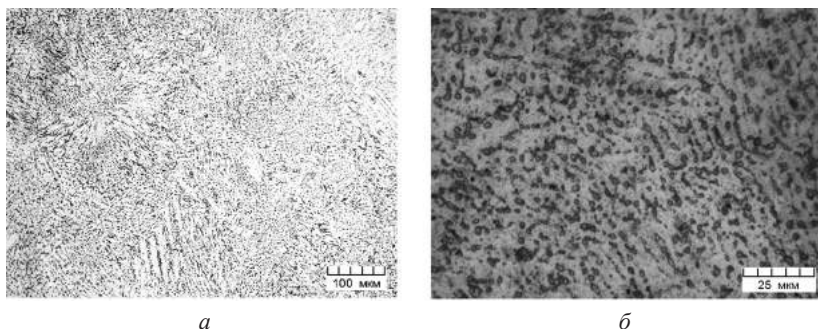


Рис. 5.23. Структура центра брикета; дегазация аргоном

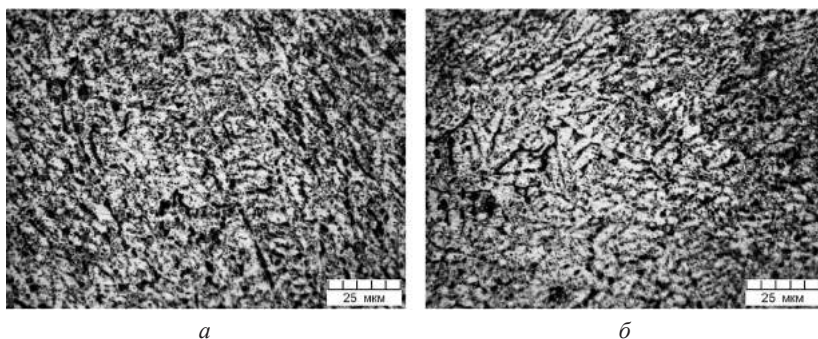


Рис. 5.24. Структура края брикета; дегазация аргоном

В краевой части брикета также наблюдается значительная пористость и несплошности в месте контакта гранул (рис. 5.22).

Структуры центра и края брикета, полученного при использовании дегазации аргоном, существенно различаются (рис. 5.23, 5.24). И в центре, и в периферической части наблюдаются дендриты, но различные по морфологии (рис. 5.23 *а*; 5.24, *а*). В центре брикета при большом увеличении отчетливо видны включения упрочняющих фаз (рис. 5.23, *б*). На краю брикета отдельные включения фаз не различаются; видимо, они в большей степени сконцентрированы в границах дендритов (рис. 5.24, *б*).

ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ

6.1. Общие сведения о методах поверхностного упрочнения

Применение традиционных конструкционных материалов не всегда в состоянии обеспечить комплекс разнообразных требований, предъявляемых к поверхностям машин и оборудования. Эффективная защита поверхностей металлических деталей и конструкции от износа и коррозии является важнейшей задачей, которая решается за счет использования различных видов покрытий. Способы нанесения восстановительных, защитных, декоративных или других покрытий на поверхности деталей или заготовок в виде слоя материала отличаются многообразием по назначению и технологии получения. По мнению многих авторов различные технологии нанесения покрытий являются наиболее гибкими способами как упрочнения рабочих поверхностей, так и восстановления и защиты деталей машин, с целью увеличения срока их службы. К ним относят различные виды наплавов, напыления и диффузионного осаждения покрытий на поверхности деталей для изменения свойств поверхности, а также для восстановления геометрии изношенных поверхностей. При этом на поверхности образуется слой с иным, отличным от основного материала, химическим составом, структурой и специальными свойствами. Масса покрытия обычно не превышает несколько процентов от массы детали.

Методы нанесения покрытий можно подразделить следующим образом.

1. По способу нанесения – оплавлением, напылением, осаждением;
2. По виду используемой энергии – электродуговая, плазменная, лазерная, индукционная, газопламенная и др.;

3. По функциональному назначению – декоративные, защитные, износостойкие, теплоизоляционные, электропроводящие, для восстановления размеров и т. п.

К основным способам нанесения покрытий относят наплавку и напыление, которые применяют для восстановления геометрии изношенных поверхностей или для придания поверхности требуемых свойств.

6.2. Наплавка

Наплавка – процесс нанесения слоя металла или сплава на поверхность изделия посредством сварки плавлением. Это один из распространенных способов нанесения покрытий на стальные детали или заготовки для изменения свойств поверхности, а также восстановления изношенных поверхностей.

Виды наплавки: электродуговая, газопламенная, индукционная, плазменная, электромагнитная, электрошлаковая, в защитных средах и др. Их название определяется, в основном, использованием источника нагрева.

Наиболее распространена и известна электродуговая наплавка. Она осуществляется с помощью плавящихся и неплавящихся электродов. В первом случае дуга образуется между наплавляемым материалом и изделием. Во втором случае между неплавящимся (угольным или вольфрамовым) электродом и наплавляемой деталью с подачей наплавляемого материала в зону дуги. По степени механизации электродуговая наплавка может быть ручной, полуавтоматической и автоматической. В качестве присадочного материала применяются различные наплавочные материалы. Это металлические и неметаллические материалы, используемые для наплавки на изделие в виде электродов, проволок (компактной или порошковой), лент, прутков, гранулированных и композиционных порошков. Одним из главных недостатков процессов наплавки является разогрев изделия до 400 °С, что приводит к его термическому разупрочнению и деформации. Прочность сцепления с основой наплавленных покрытий должна составлять 200–400 МПа, толщина наплавляемого слоя 1–10 мм.

В настоящее время распространены электрофизические методы наплавки, основанные на использовании концентрированных потоков энергии. Прогрессивным ресурсосберегающим методом является электромагнитная наплавка (ЭМН), обеспечивающая не только упрочнение поверхностного слоя, но и повышение его физико-химических характеристик. Сущность метода электромагнитной наплавки заключается в расплавлении частиц порошка и металла-основы изделия импульсами разрядного тока, проходящего через цепочки-микроэлектроды порошка, формируемые магнитным полем. Для обеспечения стабильности процесса наплавки цилиндрических деталей осуществляется охлаждение рабочей зоны – пространства между полюсным наконечником и деталью, в которое непрерывно подается ферромагнитный порошок в потоке охлаждающей жидкости.

Наплавка обеспечивает формирование упрочненных слоев с высокой микротвердостью при достаточной толщине покрытия (рис. 6.1).

Структуры покрытий, сформированных ЭМН, имеют хорошо различимые зоны: основного металла, зоны сплавления и наплавленный слой. На фотографии структуры наплавленного слоя FeV на сталь 45 (рис. 6.2) можно наблюдать три структуре

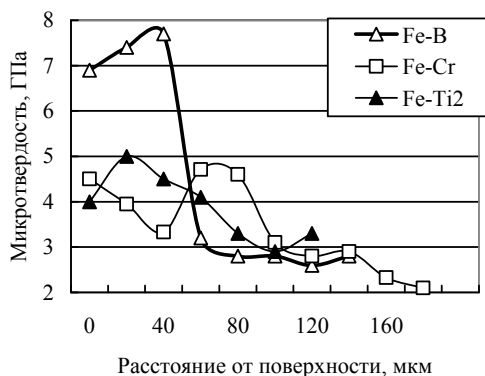


Рис. 6.1. Изменение микротвердости слоя при использовании различных ферропорошков

ные зоны. Одна из них (верхняя) – зона непосредственного воздействия электромагнитного импульса на порошковую смесь, которая является зоной оплавления и имеет нетравящуюся мелкодисперсную структуру. Ниже зоны оплавления следует зона термического влияния, представленная двумя фазами, одна из которых является ферритом, в виде оторочки вокруг зерен перлитного типа (по аналогии с основным материалом). При изменении материала наплавки принцип построения структурных зон сохраняется. Конкретный вид структуры определяется как материалом наплавки и подложки, так и видом охлаждающей жидкости. Структуры, сформированные различными наплавками, различаются шириной зоны оплавления, а также структурой диффузионной зоны и зоны термического влияния (рис. 6.3, 6.4). При охлаждении различными смазочно-охлаждающими жидкостями толщина зоны оплавления может составлять до 150 мкм.

Структура в зоне наплавки, помимо химического состава материала наплавки, определяется скоростью охлаждения. При высокой скорости охлаждения структура в зоне оплавления слишком дисперсна и не выявляется при микроструктурном исследовании, в отличие от структуры зоны термического влияния и металлоосновы (рис. 6.2–6.4). Если скорость охлаждения снижается, то в наплавленном слое формируется литая структура. Структуры чугуна при электродуговой наплавке на сталь 60ПП показаны

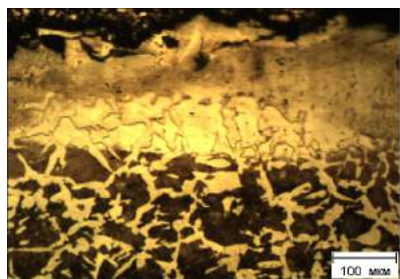


Рис. 6.2. Структура упрочненного слоя; электромагнитная наплавка FeV на сталь 45

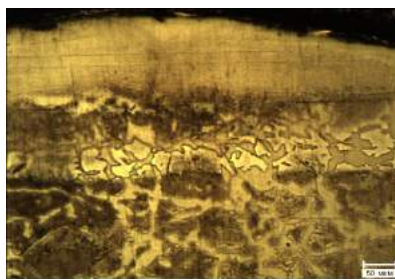


Рис. 6.3. Структура упрочненного слоя; электромагнитная наплавка FeCr на сталь 45

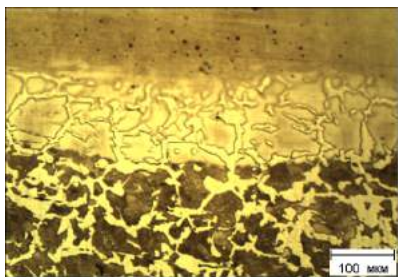
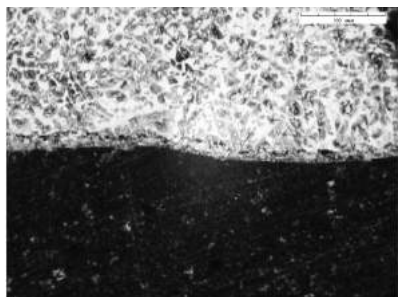


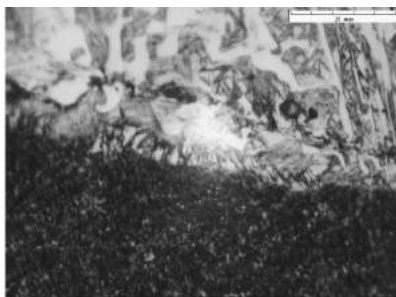
Рис. 6.4. Структура упрочненного слоя; электромагнитная наплавка FeTi на сталь 45

на рис. 6.5. При небольшом увеличении (рис. 6.5, *a*) видна только литая структура наплавки (верхняя светлая зона). При повышении увеличения различима структура диффузионной зоны; состав наплавочного материала соответствует доэвтектическому чугуну. Дендриты аустенита трансформировались в мартенсит при быстром охлаждении; белая фаза – цементит. Темная зона снизу – сталь. Травление производилось для выявления структуры наплавки, поэтому структура стали перетравлена.

На рис. 6.6–6.9 приведены структуры наплавки материала состава чугун–хром на сталь 65Г. На подложку наносили соответствующую шихту и подвергали ее электродуговому разогреву до состояния расплава. Степень расплава шихты оценивали визуально, по степени ее растекания на подложке. Охлаждение биметалла проводили в масле. В процессе наплавки формируется упрочненный слой, хорошо видимый при макроструктурном исследовании (рис. 6.6, *a*). При микроструктурном исследовании



a



б

Рис. 6.5. Наплавленный слой чугуна с добавлением бора на сталь 60ПП; электродуговая наплавка, различные увеличения



Рис. 6.6. Электродуговая наплавка чугуна + 10 % Сг на сталь 65Г: макроструктура (а), микроструктура в зоне наплавки (б), микроструктура зоны сплавления (в)

зоны сплавления различима дендритная структура зоны наплавки (рис. 6.6, б). Структура закаленной стали 65Г – троосто-сорбит (рис. 6.6, в).

Структура образца стали 65Г с наплавленным слоем состава чугун + 10 % Сг при большом увеличении представлена на рис. 6.7. Толщина наплавленного слоя составляет до 4000 мкм. Микроструктура наплавленного хромосодержащего чугуна представлена иглами и пластинами предположительно мартенсита или нижнего бейнита, расположенными в дендритах аустенита. Поскольку ориентация фазы в пределах одного зерна хаотична, следует предположить, что распад идет в бейнитной области. Дендритное зерно аустенита по периметру окружено карбидной сеткой. Характерная структура основы представлена зернами троосто-сорбита, окруженными прерывистой и сплошной карбидной сеткой. Фазовые составляющие представлены:

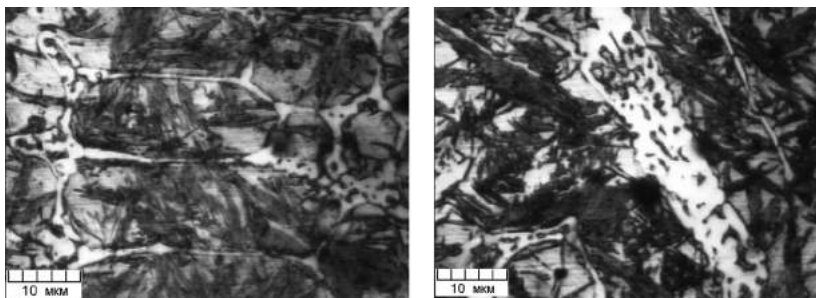


Рис. 6.7. Микроструктура наплавленного слоя состава чугуна + 10 % Cr на сталь 65Г; электродуговая наплавка

основа γ -Fe, 5–10 % α -Fe, хромистый карбид Cr_7C_3 . Наличие α -Fe в данном случае (10 % Cr) обусловлено конкретной бейнитной структурой, образующейся в результате распада аустенита, при незначительной скорости охлаждения объема толщиной 4000 мкм.

Толщина наплавленного слоя состава чугуна + 20 % Cr составляет порядка 1070 мкм. Структурные составляющие слоя представлены следующими фазами: карбиды с неупорядоченным расположением; дендриты аустенита и колонии состава аустенит + карбид. Вблизи линии сплавления с подложкой дендриты аустенита имеют предпочтительную ориентацию – перпендикулярно к поверхности подложки (рис. 6.8, а). В зоне сплавления слоя и подложки, толщиной 25 мкм, карбидная фаза практически отсутствует, зона представляет собой однородное (однофазное) поле, по всей вероятности, аустенита (рис. 6.8, б). Сталь в зоне контакта имеет структуру мартенсита (рис. 6.8, а). Фазовый состав наплавленного слоя: γ -Fe, 5–10 % α -Fe, хромистый карбид Cr_7C_3 .

Согласно литературным данным, затвердевание чугунов протекает в соответствии со стабильной диаграммой состояния, а превращения в твердом состоянии – в соответствии с метастабильной диаграммой. При кристаллизации наплавки жидкий расплав насыщен не только углеродом, но и хромом. Затвердевание расплава начинается с кристаллизации аустенитных ден-

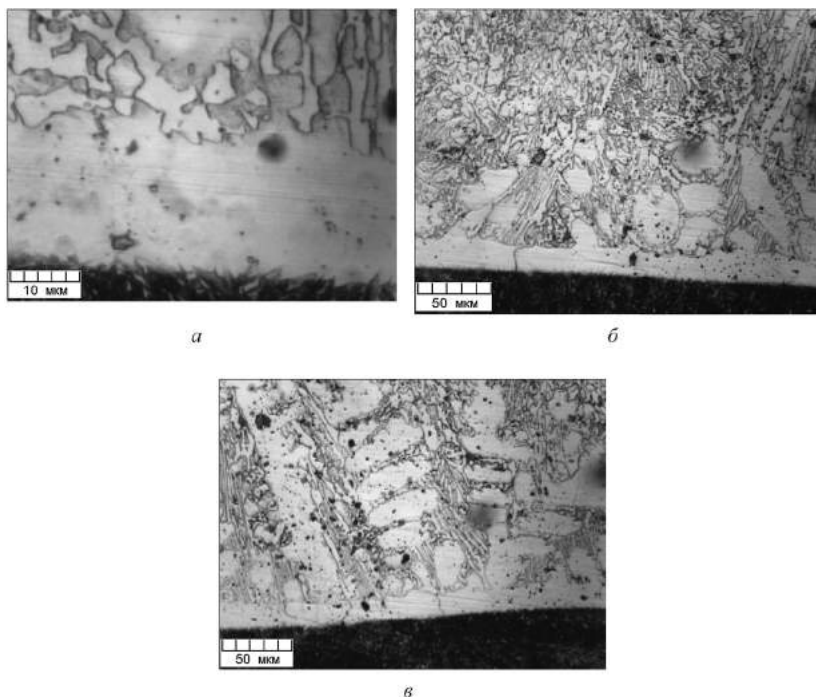


Рис. 6.8. Структура наплавки чугуна + 20 % Cr на сталь 65Г

дритов, причем возможно выделение больших игл первичного цементита, так как хром является стабилизатором цементита. При кристаллизации наплавки чугуна с 20 % хрома имеют место крупные иглы первичного цементита, дендриты аустенита и ледебуритная эвтектика (рис. 6.8, б, в). Распад аустенита при охлаждении по достижению эвтектоидной температуры не произошел ввиду большого содержания легирующих элементов.

Фазовые составляющие, образованные в результате наплавки, сохраняются и после закалки. В слое состава (чугун + 20 % Cr) после закалки (рис. 6.9) происходит незначительное укрупнение эвтектической составляющей (ледебурита), морфология и размер аустенитных зерен сохраняются без изменений. Наиболее вероятным наряду с цементитом является образование карби-

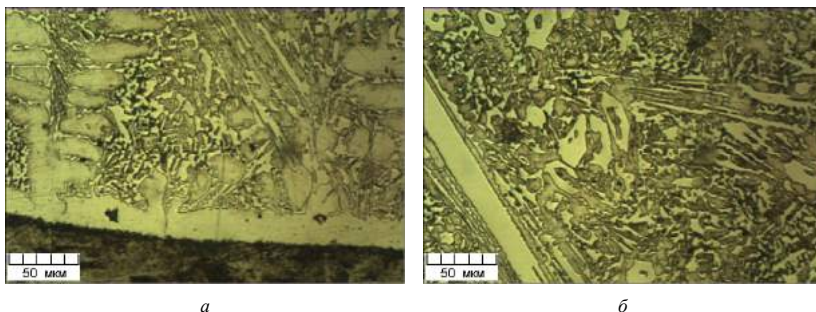


Рис. 6.9. Слой состава чугуна + 20 % Cr на стали 65Г после закалки: зона сплавления (а), структура наплавки (б)

да $(CrFe)_3C_2$. При быстром охлаждении возможно образование и более сложной карбидной системы из первичных кристаллов карбида хрома Cr_7C_3 с оболочкой из цементита. Микроструктура слоя состава (чугун + 20 % Cr) на стали 65Г дисперсная. В зоне сплавления наблюдаются первичные дендриты аустенита и двойная эвтектика.

6.3. Напыление

Напыление – процесс нанесения покрытия на поверхность изделия, при котором наносимый материал распыляется и перемещается струей газа на поверхность изделия.

Существуют два вида процесса напыления: газодинамическое и вакуумное. В первом случае напыление осуществляют частицами порошкового материала размером 10–150 мкм. Во втором случае образование покрытия происходит в вакууме или при пониженном давлении путем конденсации атомов напыляемого материала на поверхность изделия.

Газодинамические методы напыления разделяют на холодное и газотермическое. В основном применяют газотермическое напыление с подогревом или расплавлением материала покрытия. Нанесение покрытий конденсированными расплавленными или оплавленными частицами ведут с помощью газотермических методов напыления. В зависимости от источника теплоты различают электродуговую металлизацию, газопламенное,

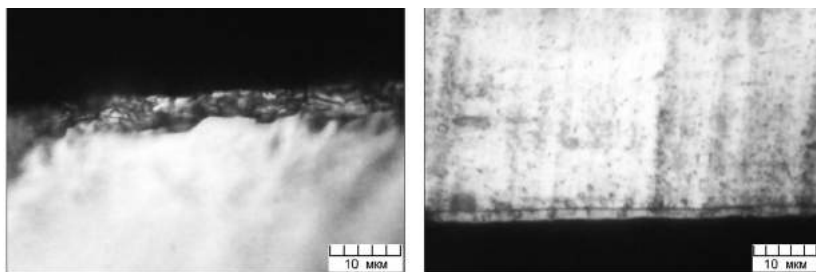


Рис. 6.10. Покрытие нитрида титана на нержавеющей стали; различные условия нанесения

детонационное и плазменное напыление. Нанесение покрытий частицами ведут струей газа. Толщина покрытий обычно составляет 100–500 мкм. Прочность сцепления напыленных покрытий относительно невелика, 10–60 МПа, но обрабатываемая деталь нагревается не выше 100–200 °С.

Методы вакуумного напыления разделяются на термическое испарение, катодное распыление и ионно-плазменное осаждение. Они используются для нанесения очень тонких покрытий толщиной 0,05–75 мкм.

Для напыленных покрытий характерно четко выраженное слоистое строение деформированных частиц, соединенных между собой по контактными поверхностям сварными участками. Основным достоинством напыленных покрытий является возможность широкого выбора напыляемых материалов – металлы, сплавы, керамика (бориды, карбиды, нитриды, силициды), смеси и композиционные порошки с разнообразным спектром эксплуатационных характеристик. На рис. 6.10 представлено покрытие нитрида титана нержавеющей стали методом газотермического напыления. Слой нитрида титана на латуни, полученный тем же способом, показан на рис. 6.11.

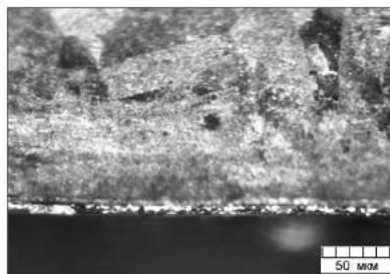


Рис. 6.11. Слой нитрида титана на латуни; темнопольное освещение

6.4. Термодиффузионные и гальванические покрытия

Защита металлических изделий от коррозии, придание им требуемой декоративной отделки или сообщение поверхностному слою деталей необходимых свойств осуществляется обычно с помощью металлических и неметаллических покрытий. В зависимости от требований, предъявляемых к эксплуатационным характеристикам деталей, различают три типа покрытий: защитные, защитно-декоративные и специальные. Наиболее часто применяют методы диффузионного осаждения покрытий путем проникновения насыщающего элемента в поверхностные слои металлических изделий, которые подразделяют на термодиффузионные и электрохимические (гальванические).

6.4.1. Диффузионная металлизация

Диффузионная металлизация – процесс термодиффузионного насыщения поверхностных слоев изделий различными металлами. Сюда относятся диффузионное цинкование (насыщение цинком стальных деталей), диффузионное алюминирование (алитирование), диффузионное борирование, хромирование, силицирование, титанирование и др. Например, покрытие железа горячим цинком – типичное анодное покрытие, которое защищает металл от воздействия внешней среды электрохимически.

Покрытие горячим оловом или припоем применяется также для улучшения паяемости деталей приборов. Такие покрытия отличаются высокой равномерностью и коррозионной стойкостью в атмосферных условиях. Недостатком процесса является его сложность из-за необходимости применения высоких температур ($t > 300\text{--}400\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Существуют также комбинированные процессы, заключающиеся в одновременном насыщении хромом и алюминием (хромоалитирование), хромом и вольфрамом (хромовольфраммирование) и т. д. Наиболее полно изучены процессы диффузионного насыщения хромом и алюминием, а также процессы борирования.

Термодиффузионную металлизацию производят в твердых, жидких и газообразных средах. При твердой диффузионной металлизации металлизатором является ферросплав с добавлением хлористого аммония (NH_4Cl). В результате реакции металлизатора с соляной кислотой или хлором образуются летучие соединения хлора с металлом (AlCl_3 , CrCl_2 , SiCl_4 и так далее), которые в результате контакта с металлической поверхностью диссоциируют с образованием свободных атомов.

Жидкую диффузионную металлизацию проводят погружением детали в расплавленный металл, если диффундирующий металл имеет низкую температуру плавления. Например, горячее лужение или цинкование производится погружением очищенной и флюсованной детали в расплав олова или цинка соответственно.

Газовая диффузионная металлизация проводится в газовых средах, являющихся хлоридами различных металлов. Она осуществляется в муфельных печах или в печах специальной конструкции при 700–1000 °С. Газовая фаза может генерироваться на расстоянии от поверхности насыщения (бесконтактный способ) или же в зоне контакта источника активной фазы с поверхностью металла (контактный способ).

Диффузия хрома, алюминия и других металлов протекает значительно медленнее, чем углерода и азота, потому что углерод и азот образуют с железом растворы внедрения, а металлы – растворы замещения. При одинаковых температурных и временных условиях диффузионные слои при металлизации в десятки, а то и в сотни раз более тонкие, чем при цементации. Такая малая скорость диффузии препятствует широкому распространению процессов диффузионного насыщения в промышленности, так как процесс является дорогостоящим, и его проводят при высоких температурах (1000–1200 °С) длительное время. Только особые свойства слоя и возможность экономии легирующих элементов при использовании процессов диффузионной металлизации обусловили некоторое их применение в промышленности.

Поверхность детали после диффузионной металлизации обладает высокой жаростойкостью, поэтому жаростойкие из-

деля изготавливают из простых углеродистых сталей с последующим алитированием, хромированием и силицированием. Исключительно высокой твердостью (до HV 2000) и высоким сопротивлением абразивному износу обладают борированные слои, вследствие образования на поверхности высокотвердых боридов железа – FeB и Fe₂B. Однако борированные слои очень хрупкие.

Боросилицирование – разновидность химико-термической обработки с одновременным или последовательным термодиффузионным насыщением металлов и сплавов кремнием и бором. Оно применяется для повышения износостойкости, реже жаростойкости и коррозионной стойкости.

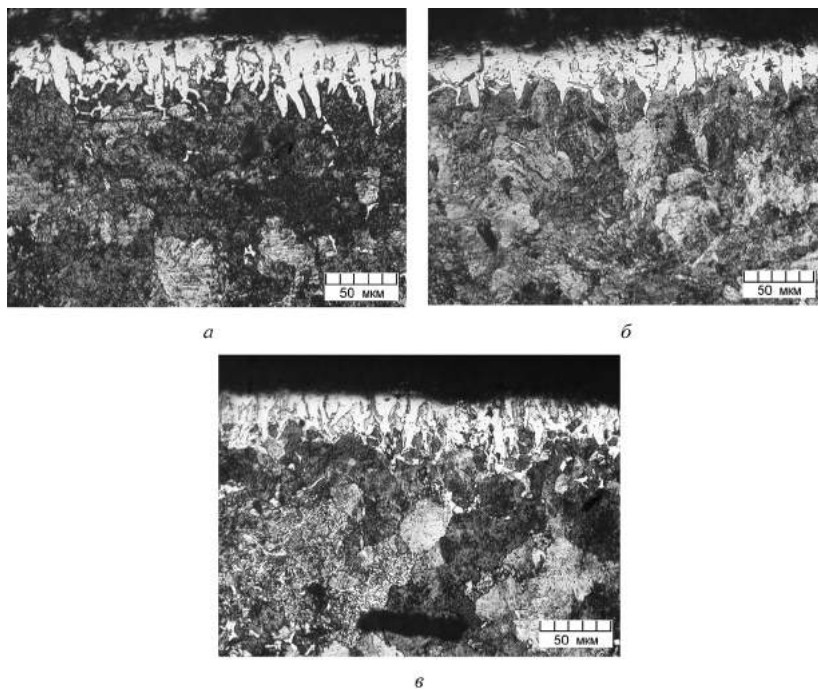


Рис. 6.12. Структура упрочненного слоя, сформированного боросилицированием: сталь 45 (а), сталь 40Х (б), сталь 25ХГТ (в); $\times 400$

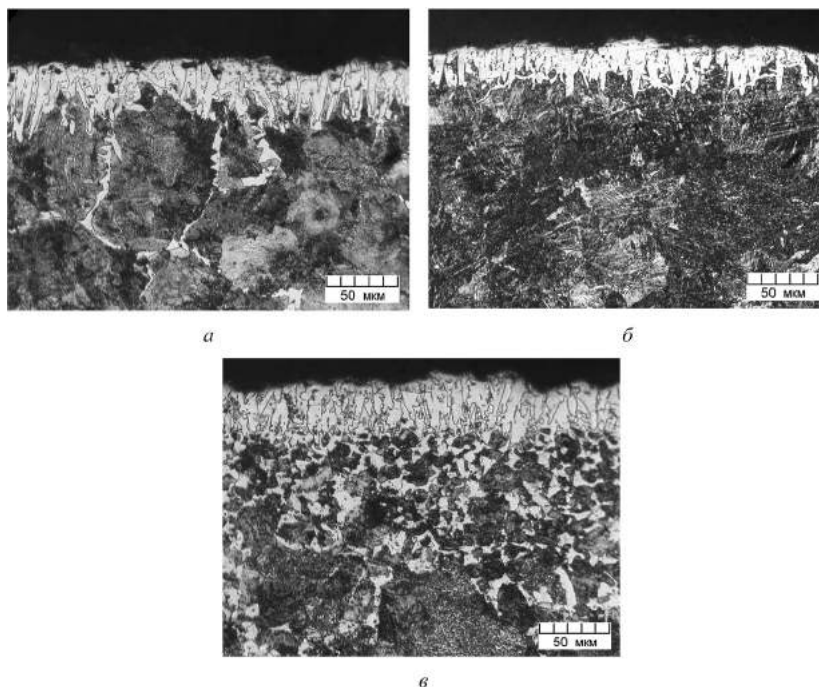


Рис. 6.13. Структура упрочненного слоя, сформированного при насыщении бор–алюминий–кремний: сталь 45 (а), сталь 40Х (б), сталь 25ХГТ (в)

Основные способы боросилицирования:

электролиз в расплаве $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ и Na_2SiO_3 , что обеспечивает образование в поверхностном слое стали боридов железа (FeB , Fe_2B) и силицида железа FeSi ;

при $1000\text{--}1050\text{ }^\circ\text{C}$ в порошкообразной смеси, состоящей из карбида бора (84 %) и буры (16 %), к которым добавляется смесь кристаллического Si (95 %) и NH_4Cl (5 %); диффузионный слой состоит из боридов FeB и Fe_2B , а также силицидов FeSi и Fe_2Si .

На рис. 6.12 представлены структуры после боросилицирования, после насыщения составом бор–алюминий–кремний – на рис. 6.13. Микроструктура слоев представляет собой иглы боридов, ориентированных перпендикулярно поверхности образца.

6.4.2. Гальванические покрытия

Одними из наиболее распространенных видов диффузионных покрытий являются *гальванические покрытия*, получаемые электрохимическим методом. Они образуются в результате электролиза; катодом является деталь, растворимым анодом – металл покрытия. Электролит – водный раствор кислых или цианистых солей металла покрытия.

Гальванические покрытия могут быть трех типов: защитные, защитно-декоративные и специальные. Предпочтительно такие покрытия используются в качестве защитных для предотвращения коррозии различных металлических деталей и конструкций.

Защитные покрытия предназначены для коррозионной защиты деталей в различных условиях эксплуатации. К ним относятся кадмиевые, цинковые, оловянистые и оксидные покрытия. К внешнему виду и твердости этих покрытий не предъявляют особых требований. Соединения разных металлов, как правило, всегда подвержены коррозии (электролитической или атмосферной). Но некоторые пары металлов и сплавов корродируют намного сильнее. Ниже приведен список металлов и сплавов, которые не рекомендуется применять в гальванической паре (табл. 6.1).

Т а б л и ц а 6.1. **Недопустимые гальванические пары**

Материал 1	Материал 2
Алюминий и все сплавы на его основе	Медь и ее сплавы, серебро, золото, платина, палладий, родий, олово, никель, хром, нелегированная сталь
Магниево-алюминиевые сплавы	Сталь легированная и нелегированная, хром, никель, медь, свинец, олово, золото, серебро, платина, палладий, родий
Цинк и его сплавы	Медь и ее сплавы, серебро, золото, платина, палладий, родий
Сталь нелегированная, олово, свинец, кадмий	Медь, серебро, золото, платина, палладий, родий
Никель, хром	Серебро, золото, платина, палладий, родий
Титан и его сплавы	Алюминий и его сплавы

По способу защитного действия гальванические покрытия подразделяют на катодные и анодные. Катодные покрытия имеют более электроположительный, а анодные более электроотрицательный потенциалы, по сравнению с потенциалом металла, на который они нанесены. Например, медь, никель, железо, золото, осажденные на сталь, являются катодными покрытиями, а цинк и кадмий по отношению к стали – анодными. Катодные покрытия защищают металл детали механически, изолируя его от окружающей среды. Основное требование к катодным покрытиям – отсутствие пористости. Анодные покрытия защищают металл детали, главным образом, электрохимически. Поэтому степень пористости анодных покрытий, в отличие от катодных, не играет существенной роли.

Защитно-декоративные покрытия используют для придания детали декоративного вида с одновременной защитой их от коррозии. К ним относятся многослойные покрытия: медь–никель–хром; никель–хром, никелевые, золотые, серебряные, эмалевые (рис. 6.14).

Специальные покрытия предназначены для придания деталям определенных физических свойств (износостойкости, твердости, отражательной способности и др.) с одновременным предотвращением коррозии (например, серебряные, золотые, палладиевые, родиевые, хромовые).

При разработке технологии получения покрытия операции и конкретные величины параметров обработки выбирают исхо-

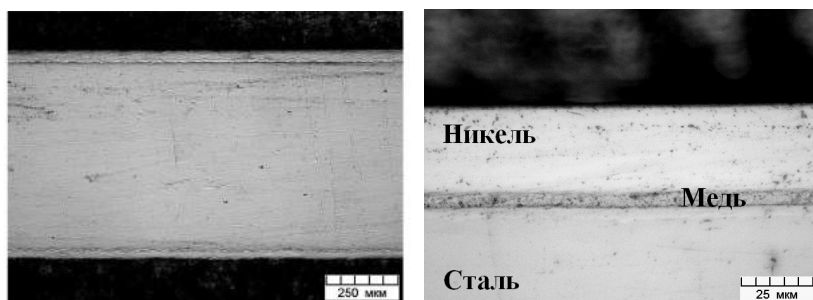


Рис. 6.14. Гальваническое покрытие меди и никеля на стали

для из конструктивно-технологических характеристик деталей: основной металл, конфигурация, габариты, шероховатость поверхности, точность обработки, состояние поверхности (степень окисления, за жиренности и др.) и принятого метода обработки (на подвесах или насыпью, погружение, струей или в потоке электролита). Необходимо также учитывать схему техпроцесса, особенности применяемого оборудования и организации производства в целом (массовое, крупно- или мелко-серийное).

Для всех видов покрытий установлены требования к внешнему виду и, при необходимости, к специальным свойствам. Кроме того, для металлических покрытий устанавливают требования к толщине, пористости и прочности сцепления, и, в случае покрытий сплавами, к химическому составу.

Меднение. Электрохимически осажденная медь имеет розовый цвет. В атмосферных условиях легко окисляется. Медь является катодным покрытием по отношению к железу и может защищать его от коррозии лишь в случае отсутствия пор. Для электролитического осаждения разработано большое количество электролитов, которые принято подразделять на две основные группы: простые (кислые) и комплексные (преимущественно щелочные).

Простые электролиты – сернокислые, борфтороводородные, нитратные, хлористые. Они допускают работу при высоких плотностях тока, осаждение меди происходит в результате разряда двухвалентных ионов. Компоненты электролитов: CuSO_4 , H_2SO_4 , блескопреобразователь.

Комплексные электролиты – медь находится в составе комплексных ионов, степень диссоциации которых мала. Разработано большое число комплексных щелочных электролитов – цианистые, пиррофосфатные, аммиачные, щавелевокислые и т. д. Комплексные электролиты отличаются высокой катодной поляризацией.

Медные покрытия, осажденные из различных электролитов, отличаются по своим свойствам. Электроосажденные покрытия имеют характерную структуру. На рис. 6.15, а показана струк-

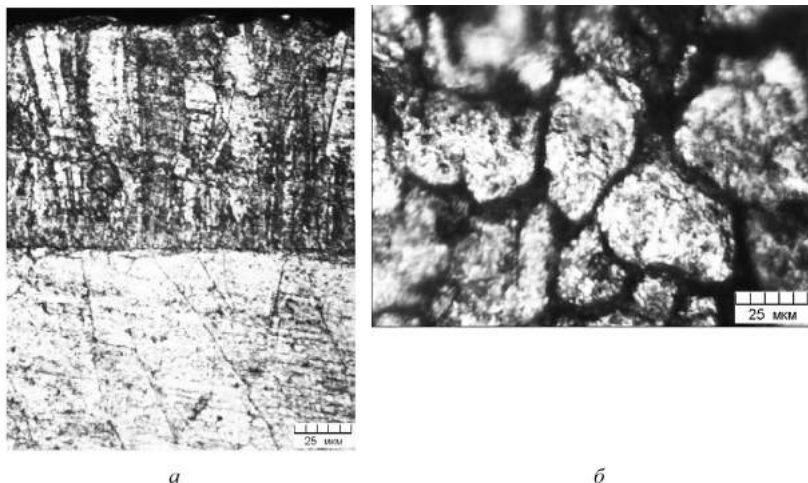


Рис. 6.15. Структура гальванического покрытия меди на подложке меди М1 (а), структура поверхности (б)

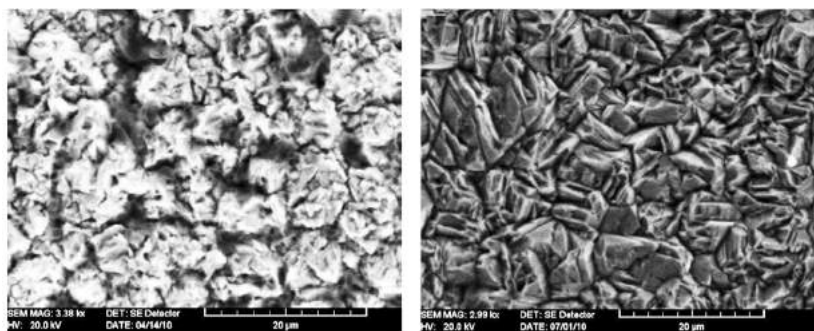


Рис. 6.16. Структура поверхности гальванических покрытий меди, растровый микроскоп, различные условия нанесения покрытия

тура медного покрытия на медной подложке. Слой имеет столбчатую структуру, это кристаллиты, ориентированные перпендикулярно поверхности. Структура подложки крупнозернистая (исходное состояние – горячепрессованный пруток). На поверхности покрытия (рис. 6.15, б) видны торцевые части кристаллитов при исследовании в оптическом микроскопе.

На рис. 6.16 приведены растровые микрофотографии поверхности медных покрытий. Морфология поверхности определяется электролитом и параметрами гальванического процесса.

Никелирование. Никель – серебристо-белый металл с сильным блеском. По отношению к воде и воздуху при обычной температуре очень устойчив. Обладает коррозионной устойчивостью в растворах некоторых органических кислот и минеральных солей.

Никелевые покрытия имеют серебристо-белый цвет. Плотность (удельный вес) покрытия составляет $8,9 \text{ г/см}^3$. Микротвердость – более 150 кг/мм^2 ; обладают значительной коррозионной стойкостью и хорошей отражательной способностью (58–62 %).

Цели никелирования: защита основного металла от коррозии, его декоративная отделка, повышение поверхностной твердости. Никелевые покрытия наносят на железо, медь, алюминий, бериллий, вольфрам и другие металлы и их сплавы. Структура покрытий и морфология их поверхности зависят от условий осаждения – силы тока и состава электролита (рис. 6.17). Различная морфология поверхности получается при использовании различных источников питания – трехфазного (рис. 6.17, *а*) или однофазного (рис. 6.17, *б*). В случае использования трехфазного источника питания структура поверхности более однородна, степень дисперсности выше.

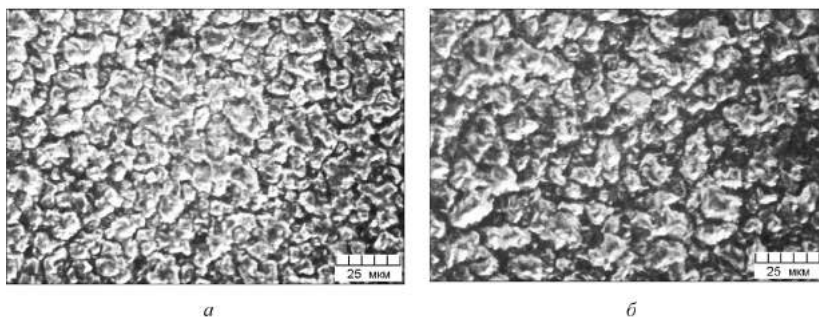


Рис. 6.17. Поверхность электролитического никелевого покрытия, влияние источника питания: трехфазный (*а*), однофазный (*б*)

Хромирование. Электролитическое осаждение хрома в практических целях осуществляется исключительно из растворов хромового альгидрида или сульфата хрома. Осаждение хрома протекает только в присутствии добавки – постороннего аниона, каковым чаще всего является ZnO_4^{2-} . Промышленное использование хромовых покрытий определяют высокие декоративные качества (зеркальный блеск), химическая стойкость, низкий коэффициент трения (0,05–0,16), высокая износостойкость (по сравнению со сталью в 2–20 раз).

В зависимости от условий электролиза различают три типа хромовых покрытий: серые, обладающие низкими физико-химическими свойствами и не нашедшие практического применения; блестящие, отличающиеся высокими значениями твердости и износостойкости; молочные, наименее пористые и наиболее пластичные. Структуры покрытий хрома приведены на рис. 6.18–6.20. Поверхность покрытия хрома наилучшим образом различима в растровом микроскопе. На рис. 6.18, *а* показаны вершущки столбчатых зерен, формирующихся в гальваническом процессе. Внутривершинная структура представлена фигурами роста (рис. 6.18, *б*). При рассмотрении в металлографическом микроскопе, имеющем низкую глубину резкости, отдельные зерна неразличимы (рис. 6.19). Тем не менее, хорошо

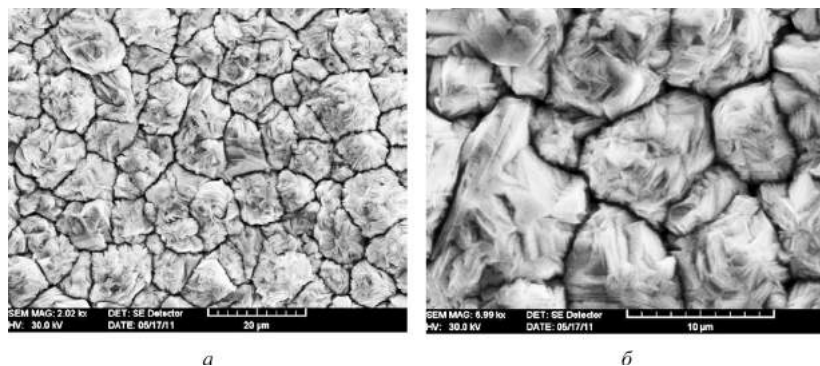


Рис. 6.18. Гальваническое покрытие хрома, поверхность, растровая микроскопия; кристаллиты (*а*), фигуры роста (*б*)

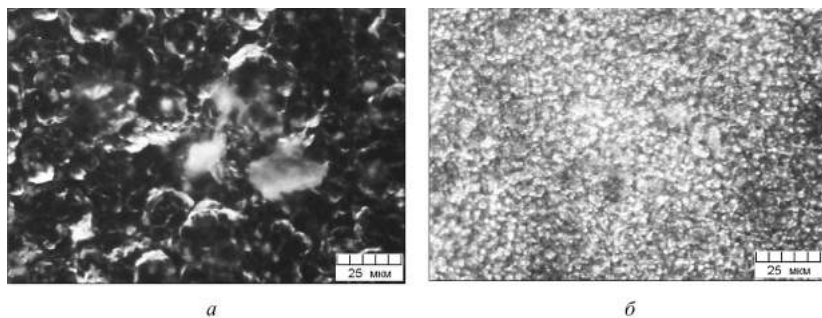


Рис. 6.19. Структура поверхности покрытия хрома: обычное нанесение (а), с дополнительным индуктивно-емкостным устройством (б); темнопольное освещение

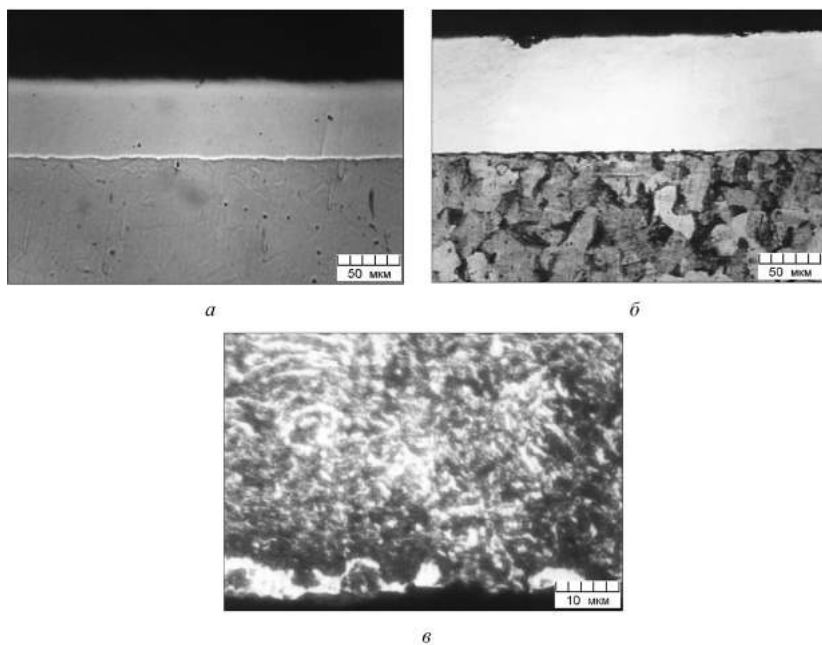


Рис. 6.20. Покрытия хрома на стали 3, поперечный шлиф: без травления (а), травление на сталь (б), травление на хром (в)

заметна разница в морфологии покрытия при использовании индуктивно-емкостного устройства при формирования покрытия. Использование этого устройства позволяет существенно диспергировать структуру (рис. 6.19, б).

Структура покрытия хрома на Ст3 на поперечном шлифе показана на рис. 6.20. На нетравленном шлифе слой хрома отчетливо виден при обычном освещении (рис. 6.20, а). Травление выявляет структуру стали (рис. 6.20, б) и хрома (рис. 6.20, в).

Цинкование. Для защитных покрытий используют металлы, образующие на своей поверхности защитные пленки. К таким металлам относится, в частности, цинк. Цинкование часто применяют для защиты железных конструкций от коррозии. Цинк является более активным восстановителем, чем железо. При наруше-

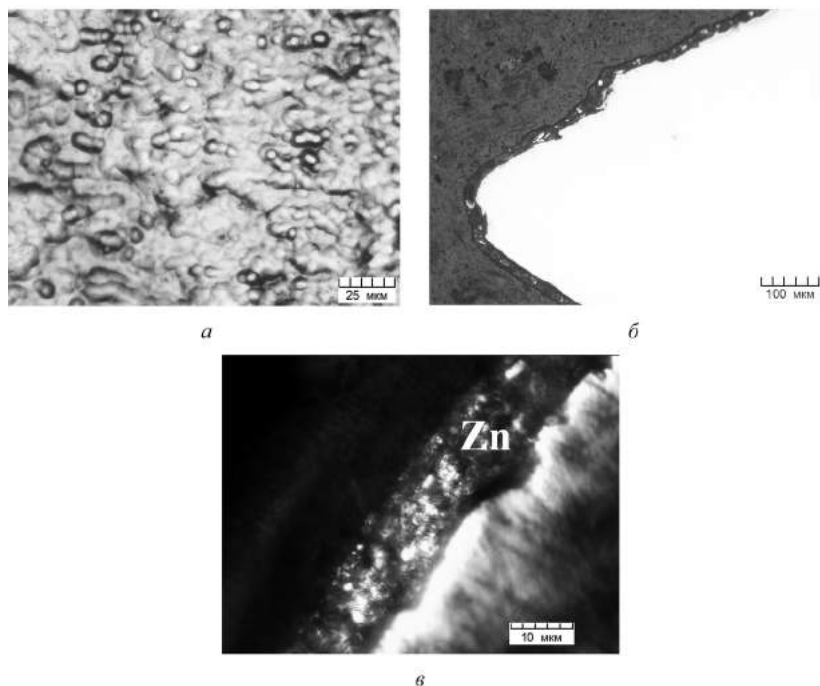


Рис. 6.21. Цинковые гальванические покрытия: поверхность покрытия (а), покрытия цинка на шурпе, поперечный шлиф (б, в)

нии покрытия в коррозионных микрогальванических элементах цинк будет анодом и разрушаться, а железо – катодом – местом для осуществления процессов восстановления окислительной среды. Поэтому цинковое покрытие железа называется анодным покрытием. Основные компоненты электролитов – цинковые соли $ZnSO_4 \cdot 7H_2O$, $ZnCl_2$, $Zn(BF_4)_2$.

Цинкование не применяют для стальных деталей, эксплуатирующихся в условиях морской атмосферы и в тропиках. Большое влияние на скорость коррозии цинка оказывает величина показателя кислотности pH. Анодный характер защиты стали цинком нарушается при температурах выше 70 °С. Защитные свойства покрытия цинком определяются его толщиной и равномерностью осаждения. Цинковые покрытия хорошо выдерживают изгибы и развальцовку.

Поверхность цинкового покрытия представляет собой типичную структуру, формирующуюся при гальваническом процессе (рис. 6.21, а). На поперечном шлифе слой цинка виден как темная прослойка между сталью и пластмассовой заливкой (рис. 6.21, б). Слой цинка при большом увеличении представлен на рис. 6.21, в.

ЛИТЕРАТУРА

1. Atlas of Microstructures. Ferrous Powder Metallurgy. Höganäs Metallurgy. Sweden.
2. Pure iron powders [Electronic resource]. – Mode of access: <https://www.hoganas.com/en/business-areas/sintered-components/products/pure-iron-powders/>. – Date of access: 15.10.2018.
3. The Use of Induction-capacitance Devices in Electrotechnical Processes / V. F. Gologan [et al.] // Surface Engineering and Applied Electrochemistry. – 2011. – Vol. 47(3). – P. 284–289.
4. Анисович, А. Г. Микроструктуры черных и цветных металлов / А. Г. Анисович, А. А. Андрушевич. – Минск: Беларуская навука, 2015. – 131 с.
5. Анисович, А. Г. Определение содержания кислорода в меди методом компьютерного анализа изображений / А. Г. Анисович, И. Н. Румянцева, П. Н. Мисуно // Литье и металлургия. – 2010. – № 1–2. – С. 306–310.
6. Баландин, Г. Ф. Основы теории формирования отливки: в 2 ч. – Ч. 1: Тепловые основы теории. Затвердевание и охлаждение отливки / Г. Ф. Баландин. – М.: Машиностроение, 1976. – 328 с.
7. Баранов, А. А. Деформированный высокопрочный чугун – уникальный материал XXI века / А. А. Баранов, Д. А. Баранов // Донбас–2020: наука і техніка – виробництву: матеріали III науково-практичної конференції, Донецьк, 30–31 травня 2006 р. – Донецьк, ДонНТУ Міністерства освіти і науки, 2006. – 701 с.
8. Вайнгард, У. Введение в физику кристаллизации металлов / У. Вайнгард. – М.: Мир, 1967. – 159 с.
9. Гальваническая пара [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://ru.wikipedia.org/wiki/Гальваническая_пара. – Дата доступа: 10.08.2016.
10. Глинка, Н. Л. Общая химия: учеб. пособие для вузов / под ред. А. И. Ермакова. – 30-е изд., испр. – М.: Интеграл-пресс, 2009. – 728 с.
11. Гологан, В. Ф. Влияние условий электролиза на физико-механические свойства твердых износостойких покрытий / В. Ф. Гологан // Электронная обработка материалов. – 1982. – № 5. – С. 37–40.
12. Горелик, С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С. С. Горелик. – М.: Металлургия, 1967. – 403 с.

13. Гуляев, А. П. *Металловедение: учеб. для вузов / А. П. Гуляев.* – 6-е изд., перераб. и доп. – Москва: Металлургия, 1986. – 544 с.
14. Калининченко, А. С. *Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика / А. С. Калининченко, Г. В. Бергманн.* – Минск: Технопринт, 2001. – 367с.
15. Капцевич, В. М. *Горячая обработка металлов / В. М. Капцевич, В. К. Корнеева, В. Р. Калиновский.* – Минск: БГАТУ, 2012. – 444 с.
16. Колачев, Б. А. *Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов: учеб. для вузов / Б. А. Колачев, В. А. Ливанов, В. И. Елагин.* – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСИС, 1999. – 416 с.
17. *Материаловедение / Н. Н. Евстратова [и др.].* – Ростов н/Д: Феникс, 2006. – 268 с.
18. *Материаловедение: учеб. / Б. Н. Арзамасов [и др.]; под общ. ред. Б. Н. Арзамасова.* – 2-е изд., испр. и доп. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.
19. Мельников, А. П. *Особенности изготовления и классификация отливок по технологической сложности производства / А. П. Мельников, М. А. Садоха // Литье и металлургия.* – 2007. – № 1(41). – С. 88–92.
20. Новиков, И. И. *Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков.* – М.: Металлургия, 1978. – 392 с.
21. Поляк, М. С. *Технология упрочнения. Технологические методы упрочнения: в 2 т. / М. С. Поляк.* – М., 1995. – Т. 1. – 832 с.
22. *Порошковые материалы на основе железа и меди: Атлас структур / П. А. Витязь [и др.].* – Минск: Белорусская наука, 2008. – 155 с.
23. Рачковский, В. С. *Порошковая металлургия в машиностроении: справ. пособие / В. С. Рачковский, В. В. Саклинский.* – 3-е изд. – М.: Машиностроение, 1973. – 155 с.
24. *Современные литейные технологии / Н. К. Толочко [и др.]; под ред. Н. К. Толочко и А. С. Калининченко.* – Минск: БГАТУ, 2009. – 359 с.
25. Тофленец, Р. Л. *Разупрочняющие процессы в стареющих сплавах / Р. Л. Тофленец.* – Минск: Наука и техника, 1979. – 184 с.
26. *Формирование покрытий из ферропорошка при наплавке в электромагнитном поле с использованием различных технологических сред / А. Г. Анисович [и др.] // Инженерия поверхности и реновация изделий: материалы 15-й Международ. науч.-техн. конф., посвящ. 100-летию со дня рождения акад. П. И. Ящерицына, 1–5 июня 2015 г., Одесская обл., Затока.* – Киев, 2015. – С. 12–14.
27. Хабракен, Л. *Металлография железа: в 3 т. / Л. Хабракен, Дж. Л. де Брауэр.* – Л.: Металлургия, 1972.
28. Щукин, В. Я. *Основы поперечно-клиновой прокатки / В. Я. Щукин.* – Минск: Наука и техника, 1986. – 223 с.

СОДЕРЖАНИЕ

Введение	3
1. Способы управления структурой и свойствами металлов и сплавов	5
1.1. Роль микроструктурных исследований в анализе технологических процессов.....	5
1.2. Основные методы воздействия на структуру металлов и сплавов.....	9
2. Литье черных и цветных металлов	13
2.1. Общие сведения об основных способах литья.....	13
2.2. Чугуны	19
2.3. Цветные металлы и сплавы.....	24
3. Обработка давлением	40
3.1. Общие сведения об обработке металлов давлением	40
3.2. Холодная обработка давлением.....	42
3.3. Влияние нагрева.....	53
3.4. Горячая обработка давлением.....	58
4. Термическая обработка	66
4.1. Общие сведения о термической обработке.....	66
4.2. Углеродистые и легированные стали.....	67
4.3. Сплавы цветных металлов	82

5. Порошковая металлургия	86
5.1. Общие сведения о порошковой металлургии.....	86
5.2. Порошковые материалы.....	91
5.3. Гранулированные материалы	100
6. Поверхностное упрочнение	108
6.1. Общие сведения о методах поверхностного упрочнения.....	108
6.2. Наплавка	109
6.3. Напыление	116
6.4. Термодиффузионные и гальванические покрытия	118
Литература	131

Научное издание

Анисович Анна Геннадиевна,
Андрушевич Андрей Александрович

**СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ
В ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ
МАШИНОСТРОЕНИЯ**

Редактор *Т. П. Петрович*

Художественный редактор *Д. А. Комлев*

Техническое редактирование
и компьютерная верстка *О. А. Толстой*

Подписано в печать 18.10.2018. Формат 60×84¹/₁₆. Бумага офсетная.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 7,67. Уч.-изд. л. 6,6. Тираж 100 экз. Заказ 227.

Издатель и полиграфическое исполнение:

Республиканское унитарное предприятие «Издательский дом
«Беларуская навука». Свидетельства о государственной регистрации
издателя, изготовителя, распространителя печатных изданий № 1/18
от 02.08.2013, № 2/196 от 05.04.2017. Ул. Ф. Скорины, 40, 220141, г. Минск.