

Г.И. ЦЕПЧЕНКО
С.И. ГУБЕНКО

ОСНОВЫ МЕТАЛЛОГРАФИИ и ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛИ

www.chipmaker.ru 2006

Г. И. БЕЛЬЧЕНКО,
С. И. ГУБЕНКО

Обязательный
экземпляр

ОСНОВЫ МЕТАЛЛОГРАФИИ и ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛИ

Допущено Министерством
высшего и среднего
специального
образования УССР
в качестве учебного пособия
для студентов вузов,
обучающихся по
специальности
«Обработка металлов
давлением»

www.chipmaker.ru 2006

КИЕВ — ДОНЕЦК
ГОЛОВНОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО
ИЗДАТЕЛЬСКОГО ОБЪЕДИНЕНИЯ
«ВИЦА ШКОЛА»
1987

Основы металлографии и пластической деформации стали Г. И. Бельченко, С. И. Губенко. — К.: Донецк : Вища школа, 1987. — 240 с.

В учебном пособии изложены металлофизические основы пластической деформации металлов и сплавов. Особое внимание уделяется описание дефектов кристаллического строения, их взаимодействию, а также механизмам пластической деформации. Рассмотрены основные закономерности изменения структуры и свойств металлов и сплавов при различных температурно-скоростных режимах и способах обработки давлением. Описано структурообразование в железных сплавах при кристаллизации и охлаждении в твердом состоянии, дефекты структуры слитка.

Учебное пособие предназначено для студентов и аспирантов металлургических и машиностроительных вузов, обучающихся по специальности «Обработка металлов давлением», может быть использовано научными и инженерно-техническими работниками, занимающимися исследованием деформированных сталей.

Табл. 5. Ил. 149. Библиогр.: 52 назв.

Нормативные материалы приведены по состоянию на 1 января 1986 г.

Рецензенты: кафедра металловедения и термической обработки металлов Запорожского машиностроительного института (зав. кафедрой кандидат технических наук, доцент А. Д. Коваль), доктор технических наук, профессор С. С. Дьяченко (Харьковский автодорожный институт)

Редакция учебной и научной общетехнической литературы при Донецком государственном университете

Зав. редакцией М. Х. Тахтаров

2605000000—158
Б М:11(04)—87 215—87

© Издательское объединение
«Вища школа», 1987

ПРЕДИСЛОВИЕ

Металлография — наука о структуре металлов и сплавов. Она является основной частью современного металловедения — науки о взаимосвязи структуры металлов и сплавов с их физическими, химическими, механическими, технологическими и эксплуатационными свойствами в различных условиях. Металлография служит основой создания металлических сплавов с заданными свойствами.

XVII съезд КПСС определил ускорение научно-технического прогресса как главный рычаг повышения эффективности производства. Намечено повсеместно внедрить в производство ресурсосберегающие виды техники и технологии. Исходя из задач создания новой прогрессивной техники и реализации ресурсосберегающего направления в развитии экономики, поставлены задачи коренного улучшения структуры и качества конструкционных материалов, развития производства экономичных видов металлопродукции.

С 1972 г. СССР занимает первое место в мире по производству проката. Свыше девяти десятых объема выплавляемой стали поступает к потребителям после ее обработки давлением. При этом около девяти десятых составляет готовый прокат, используемый в машиностроении, металлообработке, строительстве (листы, рельсы, балки, прутки, трубы, различные профили), остальное — товарные заготовки.

Рождение металлографии как науки о металлах связывают с именем выдающегося русского ученого-металлурга Д. К. Чернова, открывшего в 1868 г. полиморфизм железа и заложившего основы современной теории кристаллизации металлов. В дальнейшем большой вклад в развитие науки о металлах внесли работы Н. С. Курнакова, Г. В. Вульфа, С. С. Штейнберга, А. А. Бочвара, Д. А. Садовского, Н. Т. Гущева, К. П. Бунина, К. Ф. Стародубова (СССР), М. Лауз и П. Дебая (Германия), У. Г. и У. Л. Браггов, Юм-Розери и Н. Мотта (Англия), Э. Бейна, Р. Мейла (США).

Весь период развития металлографии характеризуется совершенствованием методов исследования структуры металлов и сплавов. Основными и наиболее доступными из них являются макро- и микроскопический. Макроскопический метод позволяет изучать структуру металла невооруженным глазом, микроскопический метод — с помощью оптического (светового) микроскопа. Зеренную структуру металлов и сплавов исследуют при максимальных увеличениях до 2000 раз. Применение высокотемпературной микроскопии дает возможность наблюдать процессы, протекающие при высоких температурах. Электронный микроскоп увеличивает изображение от нескольких тысяч до сотен тысяч раз. Металлические образцы могут исследоваться с его помощью на просвет путем использования тонких металлических пленок или угольных реплик, представляющих собой тонкие слепки с поверхности образцов (трансмиссионная электронная микроскопия).

Современная техника электронной микроскопии позволяет проводить исследования при высоких и отрицательных температурах, а также под нагрузкой. Это дает возможность расширить наши познания в области фазовых и структурных превращений, а также в области пластической деформации. С помощью растровой электронной микроскопии проводят анализ рельефа массивных образцов, необходимый при изучении поверхностей разрушения и пластической деформации. Возможности металлографии значительно расширились с применением высокотемпературного термического анализа, вакуумной дилатометрии, рентгеноструктурного и микрорентгоспектрального анализов, нейтронографии, ионной и протонной микроскопии.

Открытие и применение в промышленности таких новых свойств металлических сплавов, в том числе сплавов на основе железа, как сверхпластичность, сверхпроводимость, уникальная прочность и других, позволили развить металлографию железа и стали особо высокой чистоты, использовать возможности космического металловедения, изучить условия управления структурой и свойствами железных сплавов в экстремальных условиях, выбрать пути повышения прочности, надежности и долговечности стальных изделий и тем самым уменьшить расход стали на их изготовление.

Наиболее высокопрочные стали имеют предел прочности на растяжение до 3000—4000 МПа. Его можно увеличить, используя рациональное легирование и обеспечивая оптимальное структурное состояние стали. Последнее достигается сочетанием обработки давлением и термической обработки. В последнее время все более широкое распространение находят различные виды термомеханической обработки стали, позволяющие получать сталь с достаточно высоким комплексом физических, механических, технологических и эксплуатационных свойств.

В учебном пособии рассмотрен ряд вопросов, которые в учебной литературе по металлографии не освещаются вовсе или им уделяно недостаточно внимания. Пособие состоит из четырех разделов.

Первый раздел включает общие вопросы строения металлов и сплавов, необходимые для понимания последующих специальных разделов. Особое внимание уделяется теории дефектов кристаллического строения. Во втором разделе рассмотрены механизмы пластической деформации и теория развития деформации металлов и сплавов при различных условиях деформирования. В третьем разделе изложены основные вопросы структурообразования в сплавах на основе железа. Знание диаграммы состояния системы железо — углерод необходимо специалистам по обработке металлов давлением для понимания закономерностей формирования структуры стали при нагреве, деформации, охлаждении после деформации, промежуточной и окончательной термической обработке проката, различных видах термомеханической обработки, позволяющих получать прокат экономичных профилей с заданными структурой и свойствами. Четвертый раздел посвящен вопросам изменения структуры и свойств стали при различных видах обработки давлением. Освещены процессы структурообразования в сталях при горячей, теплой и холодной деформации, контролируемой прокаткой, термомеханической обработке, термической обработке после деформации. Рассмотрены вопросы качества деформированной стали.

РАЗДЕЛ 1. СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

ГЛАВА 1. АТОМНОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

Большинство из известных в настоящее время химических элементов — металлы. Металлами и металлическими сплавами называют вещества, обладающие электро- и теплопроводностью, характерным блеском и высокой пластичностью. Такой комплекс свойств обеспечивается особенностями их атомно-кристаллического строения.

На внешних оболочках атомов металлов находится небольшое число электронов, слабо связанных с ядром. В изолированных атомах электроны движутся вокруг своих ядер на определенных энергетических уровнях. Если два нейтральных атома сближать, то их электроны будут испытывать силы притяжения от ядер соседних атомов. Двигаясь по орбитам обоих атомов, электроны становятся общими для этих атомов. Энергетические уровни свободных атомов при сближении расщепляются на два уровня с различной энергией. Когда объединяется много атомов, то расщепленные уровни образуют энергетические поло- сы. Валентные электроны всех атомов коллективизируются и получается так называемый электронный газ. Атомная модель металла схематически может быть изображена в виде упорядоченно расположенных положительно заряженных ионов, окруженных коллективизированными свободными электронами.

Межатомные связи в металле состоят из сил притяжения между ионами и свободными электронами и сил отталкивания между одинаковыми по заряду частицами — ионами и электронами. Взаимодействие между положительными ионами и коллективизированными свободными электронами является основным фактором, определяющим металлическую связь. Потенциальная энергия взаимодействия между двумя соседними атомами U может быть представлена схемой, изображенной на рис. 1.1. Равновесное состояние между двумя атомами, соответствующее минимуму энергии системы U_0 , возможно при их сближении на расстояние, равное r_0 . Значение U_0 определяет энергию связи между атомами, которая равна работе, необходимой для удаления соседних атомов на бесконечно большое расстояние.

Высокая электропроводность металлов объясняется способностью электронов ускоряться под действием поля. Элементы с металлической связью вследствие ее ненаправленности (изотропности) и значительной компактности расположения атомов обладают высокой пластичностью, поскольку атомы при пластической деформации смещаются в равновесные исходные положения. Металлический блеск является результатом взаимодействия электронов со световыми волнами, падающими на поверхность металла.

Металлы могут находиться в любом из трех агрегатных состояний — твердом (кристаллическом), жидком и газообразном. Если исследовать металл при различных температурах и давлениях, то можно установить граничные условия его существования в любом из трех

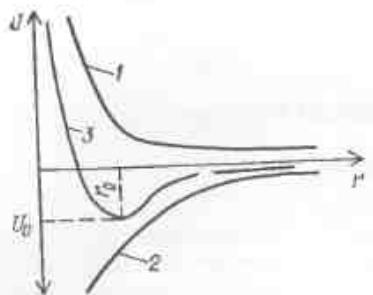


Рис. 1.1. Изменение энергий отталкивания (1), притяжения (2) и взаимодействия атомов (3) в зависимости от расстояния r между ними

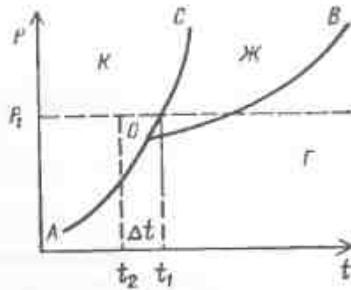


Рис. 1.2. Диаграмма состояния металла при разных температурах и давлениях

состояний. Фазой называется однородная часть системы, имеющая поверхность раздела, при переходе через которую скачкообразно изменяются свойства.

На рис. 1.2 представлена диаграмма фазового состояния металла. При условиях, отвечающих областям ниже линии AOB , внутри линии COD и между линией AOC и вертикальной осью металла устойчив соответственно в газообразном Γ , жидком $Ж$ и твердом кристаллическом K состоянии. Двухфазные равновесия описываются линиями AO (кристалл — газ), OC (кристалл — жидкость), OB (жидкость — газ). В точке O реализуется трехфазное равновесие кристалл — жидкость — газ.

Равновесное существование каждого из трех состояний обусловлено минимальным значением его свободной энергии. В точках фазовых переходов свободные энергии соответствующих фаз равны. Например, при температуре t_1 и давлении P_1 $U_k = U_{\infty}$.

Газообразный металл состоит из отдельных электрически нейтральных атомов, взаимодействие которых проявляется только при достаточном сближении их в процессе хаотического теплового движения. Среднее расстояние между атомами зависит от давления и обычно значительно превышает размеры самих атомов. Неионизированный металлический газ, как и любой другой, не проводит электрического тока.

Жидкий металл по своему атомному строению совершенно не похож на газообразный. Исследованиями установлено, что по ряду признаков жидкое состояние металла ближе к твердому, кристаллическому, чем к газообразному, хотя в расположении атомов жидкого металла нет той регулярности, которая является основным признаком кристаллического тела. В зависимости от степени нагрева выше температуры плавления расположение атомов в жидком металле все больше и больше отличается от расположения их в металле, находящемся в кристаллическом состоянии. Атомы в жидком металле перемещаются в объеме. Скорость их движения определяется температурой.

Поскольку при плавлении металла энергия межатомного взаимодействия ослабляется незначительно, в жидком металле постоянно проявляется стремление атомов к созданию группировок. В последних размещение атомов подобно их расположению в кристаллах. Такие группировки непрерывно создаются и непрерывно распадаются в различных участках объема. Чем выше температура и больше кинетиче-

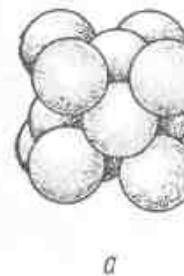


Рис. 1.3. Элементарные ячейки ГЦК (а), ОЦК (б) и ГП (в) кристаллических решеток

ская энергия движения атомов, тем меньше размер участков с упорядоченным расположением атомов и период их существования.

Участки с правильным расположением атомов следует называть фазовыми и флюктуациями. Термином флюктуация обозначают области с временными, местными отклонениями физических величин от их средних значений. Количество фазовых флюктуаций, образующихся в единице объема в единицу времени, тем больше, чем меньше их размеры, однако в условиях равновесия при каждой температуре в жидком металле будет определенный равновесный набор фазовых флюктуаций.

В твердых металлах атомы занимают постоянные позиции, поэтому каждый атом окружен другими атомами, расположенными в определенном порядке. Характерное трехмерное периодическое расположение атомов, получаемое путем трансляции атома вдоль трех координатных осей, называется кристаллической решеткой. Узлы решетки соответствуют равновесным положениям атомов.

Из известных 14 типов кристаллических решеток в металлах наиболее часто встречаются три кристаллические решетки: гранецентрированная кубическая (ГЦК) — у меди, железа, алюминия, золота, свинца; объемноцентрированная кубическая (ОЦК) — у лития, железа, калия, натрия; гексагональная плотная (ГП) — у цинка, магния, кадмия (рис. 1.3). Кроме того, существуют простая кубическая, ромбическая, тетрагональная, тригональная, моноклинная и другие кристаллические решетки. Например, тетрагональную решетку имеют уран, протактиний, нептуний, плутоний.

При очень быстром охлаждении тонких металлических пленок удается перевести металл из жидкого состояния в твердое, но не в кристаллическое, а в аморфное. Аморфные металлы, или металлические стекла, не имеют кристаллической решетки, расположение атомов в них близко к размещению атомов в жидкости. Такие материалы обладают уникальными свойствами, в том числе высокой прочностью.

Контрольные вопросы

1. Раскройте физическую сущность металлической связи.
2. Объясните характерные свойства металлов в связи с природой их межатомной связи.
3. Чем отличаются атомные строения твердого, жидкого и газообразного металлов?

- Что такое кристаллическая решетка?
- Перечислите основные типы кристаллических решеток металлов
- Дайте определение фазовой флуктуации.

ГЛАВА 2. ЭЛЕМЕНТЫ КРИСТАЛЛОГРАФИИ

Различные кристаллические решетки имеют определенное расположение атомов в пространстве. Об этом можно судить по виду элементарной ячейки (рис. 1.4). Атомы в ОЦК решетке располагаются в вершинах и центре элементарной ячейки, в ГЦК решетке — в вершинах элементарной ячейки и в центрах ее граней. В плоскости базиса элементарной ячейки ГП решетки атомы образуют шестигранники с атомом в центре, а между соседними базисными шестигранниками располагается по три атома.

Элементарная ячейка кристаллической решетки — это простейший ее элемент, при многократном перемещении которого относительно осей координат можно построить пространственную кристаллическую решетку. Описывая какой-либо тип решетки, достаточно рассматривать ее элементарную ячейку, так как последней присущи все особенности строения пространственной решетки.

Длина ребра элементарной ячейки называется параметром, или периодом решетки, определяемым как расстояние между центрами соседних атомов: по осям $x - a$, $y - b$ и $z - c$. В кубической ячейке все три ребра равны ($a = b = c$), поэтому все три периода решетки обозначаются одной буквой a ; в гексагональной системе величина параметра решетки вдоль всех трех осей, находящихся в одной плоскости под углами, равными 120° , обозначается буквой a , на перпендикулярной оси — буквой c .

Величина атома характеризуется атомным радиусом, который измеряется половиной расстояния между соседними атомами. Радиус отдельного атома нельзя установить вследствие размытости электронного облака. С увеличением порядкового номера для элементов одной группы атомный радиус возрастает. Максимальное значение атомных радиусов наблюдается у щелочных металлов. В случае кубической решетки атомный радиус равен $a/2$, для ОЦК решетки $a\sqrt{3}/4$, для ГЦК решетки $a\sqrt{2}/2$.

Условием устойчивости кристаллической структуры является минимум ее потенциальной энергии. Для достижения последнего каждая частица должна взаимодействовать с возможно большим числом других частиц, т. е. число ближайших соседей должно быть максимальным. Одним из факторов, уменьшающих потенциальную энергию, является максимальное сближение структурных единиц, их плотнейшая упаковка, которая свойственна всем типам кристаллических структур, но сильнее всего выражена в металлах, где связи не направлены, атомы и ионы можно считать сферическими. Плотность упаковки атомов определяется координационным числом.

Координационное число — это количество соседних равноудаленных атомов, окружающих каждый атом в решетке. Оно характеризует ближний порядок размещения атомов в пространстве. Для ГЦК и ГП решеток координационное число равно 12, для ОЦК 8.

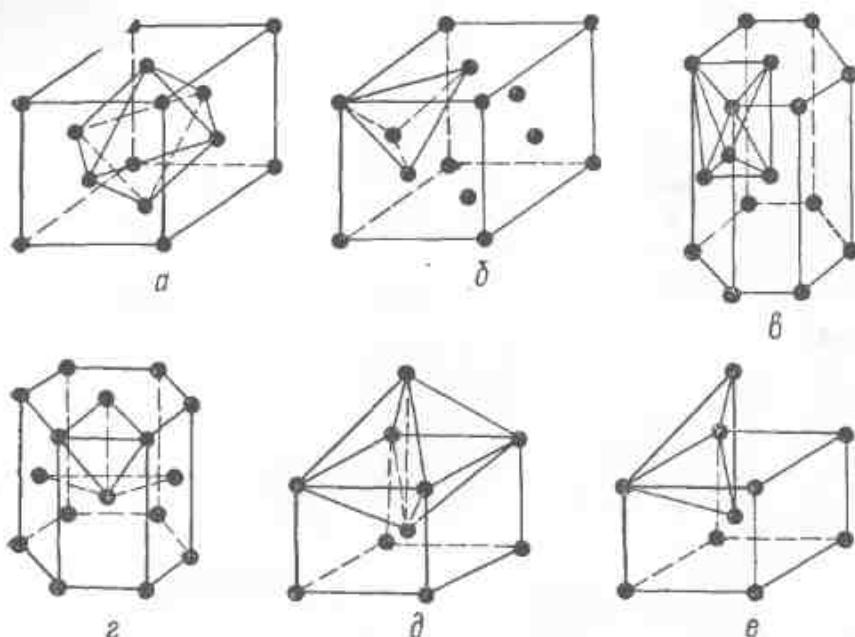


Рис. 1.4. Октаэдрические (а, д, е) и тетраэдрические пустоты (б, в, г) в решетках ГЦК (а, б), ГП (в, г), ОЦК (д, е)

Встречаются и менее плотные упаковки — простая кубическая, гексагональная неплотная, тетрагональная и другие, имеющие координационное число 2–4.

Относительная плотность упаковки определяется отношением объема, занимаемого атомами, к общему объему структуры, включающему объем атомов и пустот. Плотность упаковки ОЦК решетки согласно соотношению $\pi\sqrt{3}/8$ равна 0,68. Из соотношения $\pi\sqrt{2}/6$ находим, что плотность упаковки ГЦК решетки составляет 0,74. ОЦК решетка является менее плотноупакованной, чем ГЦК и ГП решетки. «Рыхлость» решетки характеризуется величиной пустот. Плотноупакованные слои можно изобразить с помощью шаров, прилегающих друг к другу, причем между шарами обязательно будут пустоты. Если шары второго слоя укладывать в лунки первого, образуются пустоты двух типов: тетраэдрические, окруженные четырьмя шарами, и октаэдрические, окруженные шестью шарами. Шары третьего слоя должны укладываться в лунки, образованные шарами второго слоя, и т. д.

Если обозначить плотноупакованные слои буквами, то ГЦК и ГП решетки можно представить соответственно так: $ABCABCABC\dots$, $ABABAB\dots$. В элементарных ячейках этих решеток 74 % от общего объема заняты шарами, имеющими радиус R_m . 26 % объема приходится на долю пустот. О величине пустот можно судить, определив радиус шара r_v , который можно в нее поместить. В ГЦК и ГП решетках пустоты имеют форму тетраэдров и октаэдров. Радиус r_t тетраэдрических пустот равен $0,225R_m$, октаэдрических $0,41R_m$. Положение

пустот в решетках показано на рис. 1.4. В ОЦК решетке радиус r_c тетраэдрических пустот составляет $0,291R_{\text{ш}}$, октаэдрических $0,154R_{\text{ш}}$, т. е. в ОЦК решетке поры имеют меньшие размеры, чем в плотноупакованных ГЦК и ГП решетках. Этим объясняется меньшая растворимость атомов внедрения в металлах с ОЦК решеткой по сравнению с таковой в металлах, имеющих ГЦК и ГП решетки. О «крыхкости» решетки можно судить по количеству пустот, приходящихся на один атом. В ГЦК и ГП решетках на один атом приходится две тетраэдрические и одна октаэдрическая пустота, в ОЦК решетке — три октаэдрические и шесть тетраэдрических пустот.

Поскольку пластическая деформация кристаллических материалов развивается в определенных плоскостях и направлениях, необходимо уметь определять и обозначать различные атомные плоскости и направления в кристаллической решетке. Плоскости и направления обозначаются соответствующими индексами, указывающими их ориентацию относительно прямоугольных координатных осей — x , y , z . В качестве начала координат обычно выбирают точку, находящуюся в нижнем левом углу элементарной ячейки.

Для определения положения плоскости в решетке относительно начала координат используют отрезки, отсекаемые плоскостью на трех осях, считая от начала координат. Расстояния от начала координат до точек пересечения осей плоскостями измеряются через величины a , b и c , т. е. длины ребер элементарной ячейки. Например, если плоскость пересекает ось x на расстоянии от начала координат, равном половине длины ребра элементарной ячейки, то считают, что отрезок, отсекаемый на оси x , равен $\frac{1}{2}a$ или просто $\frac{1}{2}$. Если плоскость параллельна оси, отсекаемый на ней отрезок считается бесконечно большим и обозначается знаком бесконечности.

Положение плоскости в решетке характеризуется индексами Миллера hkl . Для их определения необходимо:

1. Выбрать в качестве начала системы координат некоторую точку, которая находится вне рассматриваемой плоскости, чтобы исключить значения отсекаемых отрезков, равные нулю.

2. Вырезать отрезки, отсекаемые этой плоскостью на выбранных осях координат x , y , z , через соответствующие величины. Например, плоскость с отсекаемыми отрезками по осям x , y , z , равными соответственно $\frac{1}{2}a$; b ; $3c$, характеризуется величинами $\frac{1}{2}$; 1 ; 3 .

3. Взять обратные значения этих величин. Для нашего примера это 2 ; 1 ; $\frac{1}{3}$.

4. Привести полученные числа к виду наименьших возможных рациональных дробей, имеющих общий знаменатель (в этом случае равный 3), и обратные величины отсекаемых отрезков выразить как $\frac{6}{3}$; $\frac{3}{3}$; $\frac{1}{3}$.

5. Отбросить общий знаменатель и заключить в круглые скобки переписанные по порядку числители этих дробей, которые и будут индексами Миллера (631).

Если плоскость отсекает отрезок на отрицательной части оси, то число имеет знак минус, так же как и индекс Миллера. Например, плоскость, для которой отсекаемые отрезки 2 ; -1 ; ∞ , имеет обратные величины отсекаемых отрезков $\frac{1}{2}$; $-\frac{1}{1}$; 0 , которые приводятся к виду $\frac{1}{2}$; $-\frac{2}{2}$; $0/2$, и индексы Миллера будут (120).

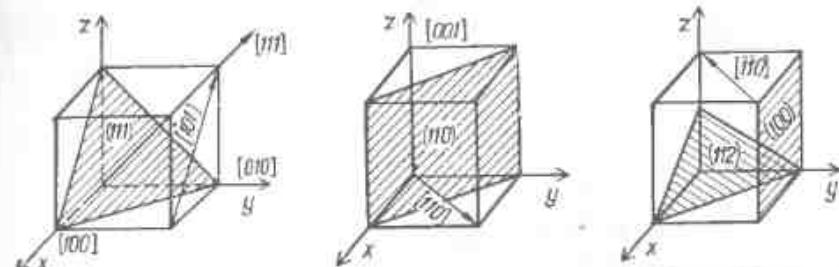


Рис. 1.5. Кристаллографические плоскости и направления в кубической решетке

Все параллельные плоскости имеют один и те же индексы Миллера; параллельные плоскости, расположенные на разных сторонах от начала координат, будут различаться знаком индексов, например (631) и (631).

Семейство эквивалентных плоскостей, имеющих одинаковые индексы, заключается в фигурные скобки. Например, все грани куба обозначаются {100}.

Для определения кристаллографического направления в кристаллической решетке пользуются индексами направления, являющимися координатами точки, ближайшей к началу координат, через которую должен пройти от начала координат вектор направления. Величины координат точки приводятся к наименьшим числам, пропорциональным их первоначальным значениям. Индексы направления заключаются в квадратные скобки $[i, j, k]$, система направлений с одинаковыми индексами — в остроугольные скобки (i, j, k) .

В кубической системе кристаллографические направления перпендикулярны к соответствующим плоскостям с одинаковыми индексами, но отличаются формой скобок, в которые заключены индексы. Например, семейство плоскостей куба обозначается {100}, а направлений <100>, совокупность октаэдрических плоскостей {111}, направлений <111>. Примеры расположения некоторых плоскостей и направлений в кубической решетке показаны на рис. 1.5.

Свойства кристаллов и характер пластической деформации зависят от соотношений между направлением приложенных напряжений и кристаллографических плоскостями. Кристаллографические плоскости и направления имеют разные расстояния между атомами, т. е. на единице площади размещается неодинаковое число атомов. Их количество на единице площади представляет собой ретинкулярную плотность. Например, в ОЦК решетке плоскости (100), (110), (111) имеют ретинкулярную плотность соответственно $1/a^2$, $2/a^2 \sqrt{2}$, $1/a^2 \sqrt{3}$. Плотность упаковки атомов на кристаллографической плоскости определяет уровень поверхностной энергии. Чем меньше плотность упаковки (ретинкулярная плотность), тем больше поверхностная энергия.

Физические и химические свойства металлов зависят от плотности упаковки атомов. В металлах проявляется анизотропия свойств, т. е. они обладают неодинаковыми свойствами в различных кристаллографических направлениях. Например, модуль упругости кристалла железа в направлениях <100>, <110> и <111> равен соответственно

Таблица 1.1. Плоскости и направления легкого скольжения в разных типах кристаллических решеток

Тип решетки	Плоскость	Направление
ОЦК	{110}, {112}, {123}	(111)
ГЦК	{111}, {001}	(110), (101)
ГП	{0001}, {1100}, {1011}	(2110)

$1,33 \cdot 10^7$, $2,2 \cdot 10^7$, $2,8 \cdot 10^6$ МПа, модуль сдвига кристалла меди в плоскостях (111), (100) и (110) равен соответственно $31 \cdot 10^3$, $77 \cdot 10^3$, $34 \cdot 10^3$ МПа.

Пластическая деформация начинается и развивается преимущественно в плоскостях и направлениях с наибольшей плотной упаковкой атомов. В табл. 1.1 приведены плоскости и направления легкого скольжения в ОЦК, ГЦК и ГП решетках.

Контрольные вопросы

- Как расположены атомы в основных типах кристаллических решеток металлов?
- Что такое элементарная ячейка и параметр кристаллической решетки?
- Объясните понятия атомный радиус, координационное число, плотность кристаллической решетки.
- Спределите индексы Миллера различных кристаллографических плоскостей в решетках ОЦК, ГЦК, ГП.
- Начертите элементарные ячейки решеток ОЦК и ГЦК и покажите положение плоскостей (100), (110), (111) и направлений [100], [110], [111].
- Назовите плоскости и направления легкого скольжения в решетках ОЦК, ГЦК и ГП.

ГЛАВА 3. ДЕФЕКТЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

В реальном кристалле все составляющие его частицы находятся в движении: перемещаются оторванные от атомов коллективизированные электроны, обеспечивающие металлическую связь; в колебательном тепловом движении около своих положений равновесия находятся атомы или ионы. Частота колебаний составляет около 10^{13} с⁻¹. Отдельные атомы, достигающие в какой-то момент при непрерывных изменениях энергетического уровня максимального значения энергии, отрываются от своих положений равновесия, перемещаются в кристалле, вызывая нарушение правильности кристаллической решетки. Идеализированное представление о строении металлических кристаллов редко совпадает с их реальной структурой.

В кристаллах имеются отклонения от идеализированного атомного строения, которые обычно называют дефектами кристаллического строения. Они играют большую роль в поведении металлов при изменении температуры, под действием внешних сил, электрического или магнитного поля. Характер дефектов и их количество в значительной степени определяют физико-механические и другие свойства металла, многие его эксплуатационные свойства. Дефекты кристаллического

строения обусловливают повышение внутренней энергии металлов, что объясняется нарушением правильного расположения атомов. Их можно классифицировать следующим образом:

1. Точечные дефекты — вакансии, межузельные и ионородные атомы примесей.
2. Линейные дефекты — дислокации краевые (линейные), винтовые, смешанные и дисклинации клиновые и кручения.
3. Поверхностные дефекты — внутренние границы кристаллов (малоугловые и среднеугловые); внешняя поверхность кристалла; границы зерен (большеугловые), лавиников, дефектов упаковки; межфазные границы.
4. Объемные дефекты — микропоры, микротрещины, колонии вакансий, ионородные включения.

Рассмотрим природу и особенности каждого вида дефектов.

§ 1. Точечные дефекты

Точечные дефекты или несовершенства этого рода имеют размер атомного порядка, они локализуются в пределах элементарной ячейки кристаллической решетки (рис. 1.6).

Вакансиями являются незанятые места в узлах кристаллической решетки. При повышенных температурах, когда амплитуды теплового колебания атомов в кристаллической решетке значительны, создается возможность отрыва из поверхностного слоя атома, получившего избыточную энергию, необходимую для разрыва связей со своими соседями. На поверхности кристалла образуется вакансия, в которую может перейти соседний атом, вакансия же переместится на его место. В свою очередь в переместившуюся вакансию может перейти атом из более глубинного слоя кристаллической решетки, а вакансия передаст на его место. Таким образом вакансия перемещается от поверхности в глубь кристалла. Это способ образования вакансии по Шоттки (рис. 1.6, а).

Другой вероятный способ образования вакансий по Шоттки заключается в поглощении атома в процессе тепловых колебаний недостроенной атомной плоскостью — дислокацией, субграницами и границами зерен, порами и трещинами.

Образование вакансии по Френкелю происходит путем перемещения атома из положения равновесия в междоузлие (рис. 1.6, б).

При этом образуются вакансия и межузельный атом. Образование вакансий требует затраты энергии, что приводит к повышению энталпии системы. Однако одновременно возрастает и энтропия системы, в результате суммарное изменение свободной энергии оказывается меньше нуля. Поэтому вакансии являются термодинамически равновесными дефектами.

Вакансия постоянно перемещается в кристаллической решетке вследствие теплового движения атомов. Время ее существования в узле кристаллической решетки зависит от температуры. Например, для кристалла кадмия при температуре 20 °C оно составляет около суток, а ближе к температуре плавления (300 °C) всего лишь 0,0004 с. При температуре, близкой к температуре плавления металла, число переходов, совершаемых вакансиями в одну секунду, равно 10^{10} , а путь, который

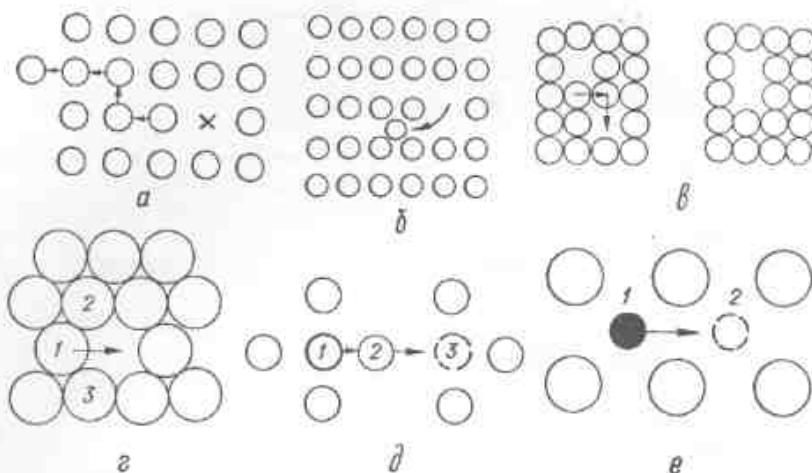


Рис. 1.6. Схемы образования вакансии (а, б) и дивакансии (в), перемещения атома на место вакансии (с), возникновения межузельного атома в ГЦК решетке (д) и атома примеси внедрения по междоузлям (е)

может пройти вакансия через кристалл в случайных направлениях за одну секунду, достигает 300 см, т. е. скорость движения вакансии превышает 10 км/ч. Однако по прямой вакансия переместится на 10^{-3} см.

Для каждой температуры свойственно определенное соотношение между количеством новых образующихся и исчезающих вакансий. Равновесная концентрация вакансий в металлах при данной температуре определяется по формуле Больцмана

$$n_{\text{вак}} = N_{\text{ат}} \exp(-E_b/kT), \quad (1.1)$$

где $n_{\text{вак}}$ — равновесная концентрация вакансий; $N_{\text{ат}}$ — количество атомов в единице объема кристалла; E_b — энергия образования вакансии; k — постоянная Больцмана. Относительная равновесная концентрация вакансий

$$\frac{n_{\text{вак}}}{N_{\text{ат}}} = \exp(-E_b/kT). \quad (1.2)$$

С повышением температуры количество вакансий в кристалле возрастает, однако при любой температуре в случае равновесной концентрации вакансий сохраняется устойчивое состояние кристалла с минимальной энергией.

Вакансии повышают энергию кристалла и вызывают упругие напряжения в решетке, так как при их образовании нарушается строгая периодичность расположения атомов. Упругие искажения вокруг вакансии изменяются пропорционально $1/x^3$, где x — расстояние от центра вакансии. Смещения атомов вокруг вакансии невелики, они не превышают нескольких процентов межатомного расстояния. Например, в кристалле с решеткой ГЦК ближайшие атомы смешены в сторону вакансии из положений равновесия на 0,84 % межатомного расстояния.

При эстафетном перемещении вакансий в кристалле и переходе на их место атомов осуществляется самодиффузия, т. е. переход атомов металла из одного положения равновесия в другое (рис. 1.6, с). В слое

плотноупакованных атомов для перемещения одного из атомов I на место вакансии необходимо несколько раздвинуть атомы 2 и 3 (рис. 1.6, с). Значит, при переходе из узла решетки, где энергия атома минимальна, на место вакансии атом должен преодолеть энергетический барьер E_m , высота которого определяет энергию активации миграции вакансии.

Вакансии стремятся распределиться в кристалле приблизительно равномерно по всему объему; даже при температурах, близких к температуре плавления, среднее расстояние между вакансиями — порядка двадцати межатомных расстояний. В некоторых случаях распределение вакансий в кристалле изменяется; избыточные вакансии могут конденсироваться, так как при этом уменьшается энергия системы.

При случайных столкновениях одиночных вакансий они могут объединяться в пары, или дивакансы (рис. 1.6, в). Энергия миграции (перемещения) дивакансий примерно вдвое меньше, чем моновакансий, и дивакансы оказываются более подвижными. Образование дивакансий энергетически выгодно, так как в этом случае уменьшается число разорванных атомных связей с 12 (у двух моновакансий) до 10. Легко подвижные дивакансы присоединяют третью, четвертую вакансию — так создаются комплексы вакансий, называемые лакуами.

Неравновесную концентрацию вакансий можно получить, быстро охлаждая металл от высокой температуры, что приведет к повышению энергии кристалла и заметному изменению свойств. При последующем нагреве количество вакансий в единице объема уменьшается до равновесной величины в результате их диффузии к стокам. Возможна коагуляция вакансий, т. е. их объединение в крупные скопления с образованием микропор. Вакансию могут возникать при пластической деформации металла, в этом случае их концентрация пропорциональна степени деформации металла ε . Образование вакансий при пластической деформации вызывает уменьшение плотности и увеличение объема металла.

Межузельные атомы представляют собой атомы, вышедшие из равновесного положения, которым является узел кристаллической решетки, и расположенные в межузельном пространстве. Наличие межузельных атомов приводит к локальным искажениям кристаллической решетки. Смещение соседних атомов может достигать 20 % от межатомного расстояния.

Межузельные атомы, как и ваканси, являются равновесными дефектами, однако энергия их образования выше. Например, для меди она составляет около 3 эВ, тогда как для возникновения вакансии затрачивается энергия, приблизительно равная 1 эВ. Поэтому концентрация межузельных атомов в металлах значительно меньше, чем концентрация вакансий. Поскольку искажения кристаллической решетки вокруг межузельного атома больше, чем около вакансии, энергия активации его миграции меньше, чем E_m вакансии, поэтому межузельные атомы подвижнее, чем ваканси.

Миграция межузельных атомов проходит по механизму диффузии вытеснением (рис. 1.6, д). Межузельный атом I в решетке ГЦК вытесняет атом 2, находящийся в центре грани, в положение 3, а сам занимает место в центре грани. При таком механизме миграции E_m меж-



Рис. 1.7. Искажения кристаллической решетки вблизи точечных дефектов:

1 — вакансия; 2 — межузельный атом или атом примеси внедрения; 3 — атом примеси замещения

вать комплексы. Комплекс из двух межузельных атомов называется гантелю, цепочка межузельных атомов — краудионом. Краудион движется путем эстафетного перемещения атомов.

Инородные атомы примесей могут располагаться в междуузлиях решетки, растворяясь в металле. Для этого необходимо, чтобы размер атомов примеси был меньше размера атомов основного металла. Вокруг атома примеси внедрения решетка искажена. Внедренный атом может перемещаться по междуузлиям, так как для перехода из положения 1 в положение 2 ему нужно раздвинуть окружающие атомы на сравнительно небольшую величину (рис. 1.6, e). Особенно легко атомы внедрения мигрируют в ОЦК решетке. Внедренные атомы могут перемещаться посредством вакансионного механизма, занимая место расположенной рядом вакансии или путем вытеснения атомов, находящихся в узлах решетки, в соседние междуузлия.

Атомы примесей, размер которых больше размера атомов основного элемента, не могут располагаться в межузельных областях. Такие атомы находятся в узлах кристаллической решетки основного металла, где вследствие различия размеров атомов возникают искажения в расположении атомов. Атомы примесей замещения мигрируют по вакансионному механизму, как и атомы основного металла, однако количество таких перемещений невелико, поскольку мала вероятность нахождения рядом вакансии. Скорость движения атомов замещения выше, чем атомов основного металла, что объясняется влиянием искажений решетки вокруг атомов примеси.

Атомы примесей образуют комплексы с вакансиями и межузельными атомами, поскольку при этом происходит взаимная компенсация упругих искажений разного знака. Атом примеси в комплексе с вакансиями имеет значительно большую скорость перемещения, чем без нее. Комплекс вакансия — атом примеси мигрирует при участии соседних атомов основного металла. Наличие таких комплексов, с одной стороны, обеспечивает быструю диффузию атомов примеси, а с другой — связывает вакансии и снижает их роль в развитии самодиффузии.

Искажения в кристаллической решетке вблизи точечных дефектов показаны на рис. 1.7.

5.2. Линейные дефекты

Дислокации. Представление о них как о линейных дефектах атомной структуры кристаллических материалов возникло при попытках объяснить причины большого расхождения между теоретически вычисленным скользящим напряжением, необходимым для деформации металла, и значением такого напряжения, определенным экспериментально. Теоретическое значение оказывается больше экспериментального в 10^3 — 10^4 раз. Такая разница между расчетной и экспериментальной величинами свидетельствует о том, что механизм процесса сдвига при деформации, основанный на предположении, что части кристалла при этом смещаются относительно друг друга вдоль плоскости скольжения как жесткие системы, не соответствует реальности. Это объясняется тем, что в кристалле, находящемся под внешним напряжением, взаимодействуют уже существующие в нем и возникающие под влиянием внешнего напряжения особого рода дефекты кристаллической решетки, названные дислокациями.

Схема *краевой дислокации* показана на рис. 1.8. Если в кристалле сделать разрез по плоскости ABCD и сдвинуть части кристалла вдоль плоскости разреза, перпендикулярно к краю надреза, что полученная граница AB между участком, где скольжение уже произошло, и ненарушенным участком будет краевой дислокацией (рис. 1.8, a). Представим себе, что в части кристалла по каким-либо причинам появилась лишняя полуплоскость атомов, так называемая *экстраплоскость* (рис. 1.8, б, в). Вблизи края экстраплоскости решетка сильно искажена. В этом участке кристалла против *p* атомов одного ряда располагается *p* + 1 или *n* — 1 атомов другого ряда. Выше края экстраплоскости (линия AB на рис. 1.8, б) межатомные расстояния меньше параметра решетки, а ниже края — больше. Атом на самой кромке экстраплоскости имеет меньше соседей, чем внутри совершившей решетки. Таким образом, вдоль края экстраплоскости находится область с несовершенной решеткой, которая является краевой дислокацией.

Ядром или **центром дислокации** называют осевую зону дефектного участка кристалла, где очень сильны искажения решетки. Положение ядра дислокации в кристаллографической плоскости, являющейся плоскостью чертежа, обозначается знаком \perp . Совокупность таких центров в параллельных атомных плоскостях образует **линию дислокации**. Если экстраплоскость находится

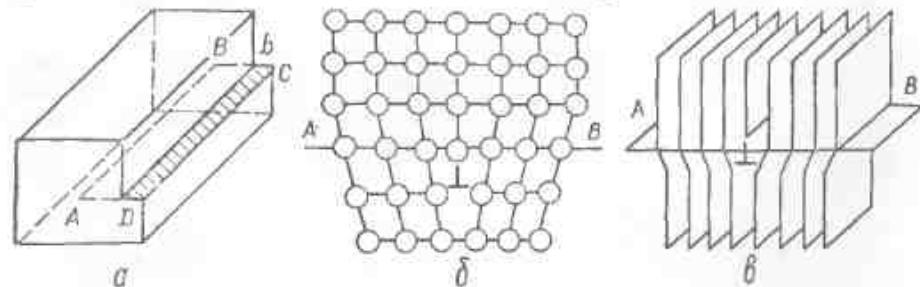


Рис. 1.8. Сдвиг в кристалле, создавший краевую дислокацию (a), схема расположения атомов в зоне ядра (б) и линия положительной краевой дислокации (в)

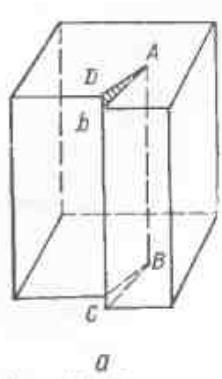


Рис. 1.9. Сдвиг в кристалле, создавший винтовую дислокацию (а), и схема расположения атомов в зоне сдвига (б)

в верхней части кристалла, то дислокацию называют положительной, в нижней — отрицательной. Положение центра ядра отрицательной краевой дислокации обозначают знаком Т. Дислокация перемещается в плоскости AB , называемой плоскостью скольжения.

Большое значение в теории прочности и пластичности металлов имеет характер искажений кристаллической решетки вокруг краевой дислокации. У положительной краевой дислокации наблюдается растяжение кристаллической решетки под плоскостью скольжения, выше плоскости — сжатие решетки. У отрицательной дислокации — наоборот.

Винтовая дислокация показана на рис. 1.9. Если надрезать кристалл по плоскости $ABCD$ и сдвинуть по этой плоскости одну часть относительно другой параллельно краю надреза, то границей сдвига окажется винтовая дислокация AB (рис. 1.9, а). Дефект решетки (рис. 1.9, б) заключается в том, что одна ее часть (атомы изображены черными кружками) на некотором протяжении оказалась сдвинутой на один параметр решетки вниз по отношению к другой (белые кружки). Благодаря такого рода сдвига части кристаллической решетки образовалась спиральная или винтовая поверхность. В отличие от линейной дислокации, лишней атомной плоскости у винтовой дислокации нет. Искажение кристаллической решетки здесь заключается в том, что вблизи оси дислокации атомы меняют своих ближайших соседей, в результате чего плоскости решетки изгибаются. Характер искажений зависит от знака винтовой дислокации. Если искажения решетки направлены по часовой стрелке, винтовая дислокация называется правой, если против часовой стрелки — левой.

Дислокации смешанной ориентации наиболее распространены в металлах и сплавах. Зона сдвига ABC на рис. 1.10 ограничена линией дислокации AC . Плоскость чертежа является плоскостью скольжения, черные кружки обозначают атомы, расположенные под плоскостью скольжения, белые — над ней. Вблизи точки A дислокация имеет вин-

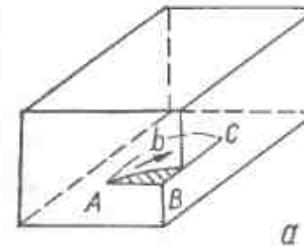
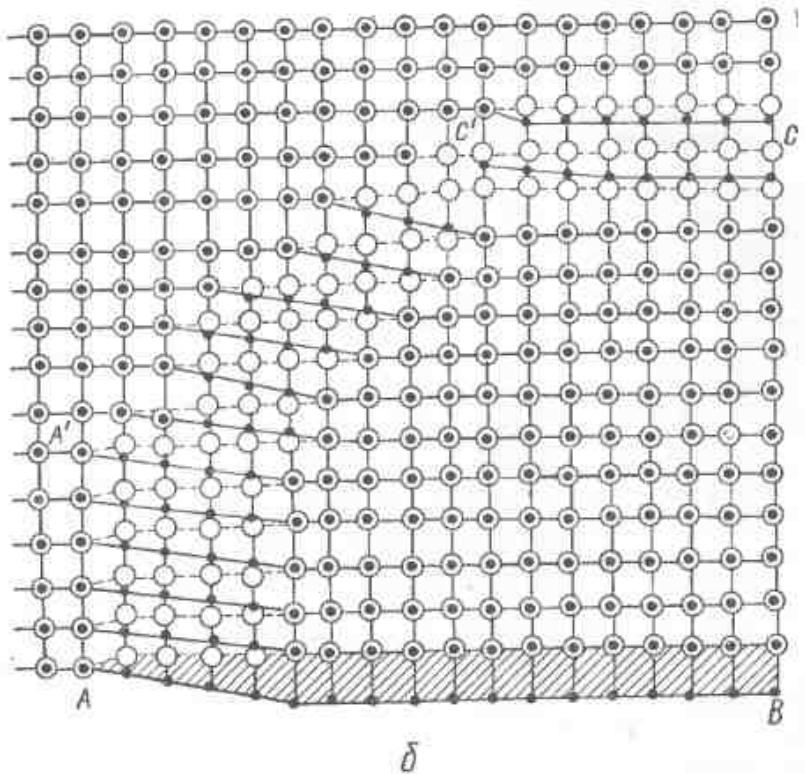


Рис. 1.10. Сдвиг в кристалле, создавший дислокацию смешанного типа (а), и схема расположения атомов в зоне сдвига (б)



товую ориентацию, около точки B — краевую. Линия смешанной дислокации может оканчиваться на гранях кристалла, как это показано на рис. 1.10, кроме того, возможно существование замкнутой петли внутри кристалла. Отдельные участки петли имеют чисто винтовую или краевую ориентацию, но, в основном, ориентация дислокации смешанная. Петля определяет границу зоны сдвига части кристалла (внутри петли) относительно области вне петли, не претерпевшей сдвиг.

Дислокации, находящиеся в кристаллической решетке зерен и кристаллов, называют **дислокациями решетки, или внутризеренными**.

Геометрически дислокации характеризуются двумя параметрами: направлением линии дислокации и вектором Бюргерса b . Последний можно определить по контуру Бюргерса (рис. 1.11). Постро-

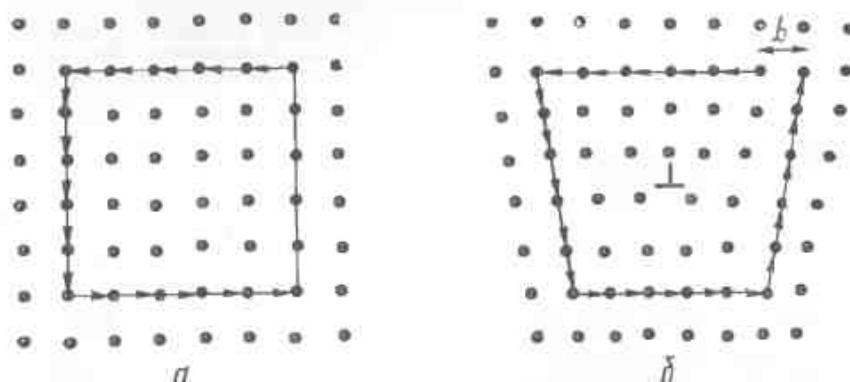


Рис. 1.11. Схема контура Бюргерса в кристалле без дислокации (а) и с краевой положительной дислокацией (б)

им в идеальном кристалле последовательно от атома к атому замкнутый контур. При одинаковом количестве шагов в горизонтальных и вертикальных рядах мы в конце концов придем к начальному атому, т. е. в идеальном кристалле контур Бюргерса замкнут. В кристалле, содержащем положительную краевую дислокацию, контур Бюргерса окажется незамкнутым. Остается еще отрезок, длина и направление которого определяют вектор Бюргерса.

Дислокации, у которых вектор Бюргерса соответствует тождественной трансляции атома, называются полными или единичными. Векторы единичных дислокаций имеют в решетке различные направления. Энергия дислокаций будет минимальной в случае, когда их векторы Бюргерса параллельны направлению плотнейшей упаковки атомов в кристаллической решетке. Частичными являются такие дислокации, вектор Бюргерса которых не соответствует тождественной трансляции атома. Векторы Бюргерса частичных дислокаций меньше, чем полных.

Расположение вектора Бюргерса по отношению к линии дислокации зависит от вида дислокации. У краевой дислокации он направлен перпендикулярно (см. рис. 1.8, а), винтовой — параллельно (см. рис. 1.9, а), смешанной — под углом к линии дислокации АС (см. рис. 1.10, а).

К параметрам, характеризующим свойства дислокации, относятся ее длина и ширина. Длина дислокации — это протяженность зоны искажения кристаллической решетки. В чистых ГЦК металлах устойчивая дислокация при напряжениях, сравнимых с пределом текучести, может иметь длину 10^{-2} — 10^{-4} см. Под шириной краевой дислокации следует понимать ширину области на плоскости скольжения, где величина межатомных смещений составляет не менее $\frac{1}{2}$ максимального значения атомного смещения в центре дислокации, равного примерно $\frac{1}{4}a$. Ширина дислокации определяет ее энергию, подвижность, уровень напряжений, при которых дислокация может двигаться вдоль плоскости скольжения.

Дислокации искажают кристаллическую решетку металлов, что вызывает повышение внутренней энергии системы. Удельная (на единицу длины дислокации) упругая энергия искажений кристаллической решетки, связанных с дислокацией $E_{\text{упр}}$, пропорциональна квадрату вектора Бюргерса. Для краевой дислокации

$$E_{\text{упр}} = Gb^2l (\ln R_k/R_0 - 1)/4\pi(1-\mu), \quad (1.3)$$

для винтовой

$$E_{\text{упр}} = Gb^2l (\ln R_k/R_0 - 1)/4\pi, \quad (1.4)$$

где G — модуль сдвига; l — длина дислокации; R_k — радиус кристалла; R_0 — радиус ядра дислокации; μ — коэффициент Пуассона.

Расчетами установлено, что энергия дислокации значительно по величине и может составлять 2—4 эВ, если длина дислокации невелика и соответствует размеру вектора Бюргерса. У дислокаций большего размера энергия значительно выше. Энергия винтовой дислокации примерно на одну треть меньше, чем краевой.

Движение дислокаций разнообразно. Заштрихованные области на рис. 1.8, а, 1.9, а, 1.10, а являются зонами сдвига одной части кристалла относительно другой в результате движения дислокации в плоскости скольжения. Таким образом, дислокация является линейным дефектом, образующим внутри кристалла зону сдвига. Краевая дислокация движется в направлении, параллельном вектору Бюргерса, винтовая — в направлении, перпендикулярном к вектору Бюргерса.

Под действием сдвигавших напряжений становится возможным движение дислокации вдоль плоскости скольжения. Такое движение называют скольжением дислокации. Скольжение краевой дислокации происходит путем эстафетной передачи роли экстраплоскости следующим в направлении сдвига атомным плоскостям. В отличие от диффузионного движения скользящее движение дислокации не сопровождается подводом новых атомов, т. е. при скольжении дислокации не происходит перенос массы вещества. Винтовая дислокация также перемещается в плоскости скольжения в результате передвижения атомов внутри ядра дислокации на расстояния, составляющие доли периода решетки в направлении действия напряжения.

Одной из форм движения дислокаций является так называемое «лифтинг» или «переползание» за счет присоединения новых атомов к краю экстраплоскости дислокации или ухода атомов от края экстраплоскости в межузельное пространство в результате теплового движения атомов, т. е. присоединения вакансий. В обоих случаях изменяется величина экстраплоскости, а значит, и плоскость скольжения дислокации. Такое движение наблюдается только у краевых дислокаций и направлено оно перпендикулярно к плоскости скольжения. Этапы присоединения к дислокации (экстраплоскость ее изображена черными кружками) вакансии (штриховой круг) и нового атома показаны на рис. 1.12.

При взаимодействии дислокаций с точечными дефектами (вакансиями и межузельными атомами) происходит взаимодействие упругих полей напряжений линейных и точечных дефектов. Межузельные атомы притягиваются к области растяжения ядра дислокации, вакансии — к области сжатия. В результате присоединения вакансий или межузельных атомов к краю экстраплоскости на последней образуются ступеньки. Точечные дефекты при этом исчезают. В процессе медленного

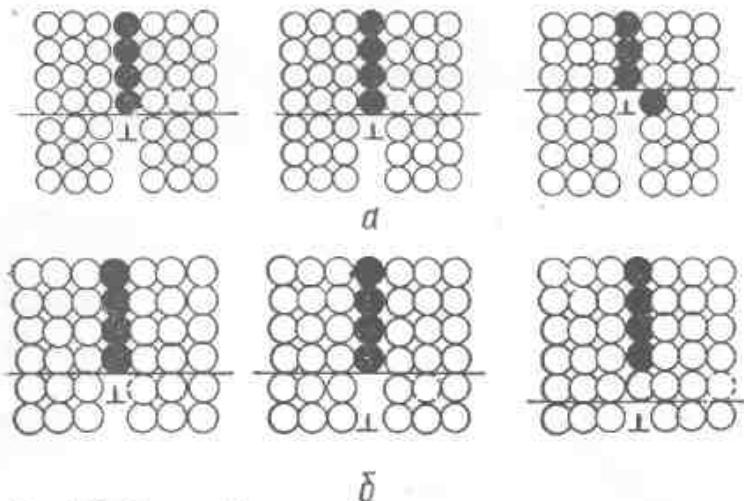


Рис. 1.12. Схема диффузионного движения дислокации путем присоединения вакансии (а) и нового атома (б)

присоединения краем экстраплоскости дислокации вакансий и межузельных атомов они скальзываются вблизи дислокации, внося дополнительные искажения в решетку.

Винтовые дислокации могут переходить из одной плоскости скольжения в другую без переноса массы (в отличие от краевой дислокации), если на пути их движения встречается какой-либо барьер. Этот процесс называют *поперечным скольжением*. Многократное изменение дислокацией плоскости скольжения называют *множественным поперечным скольжением*.

При движении дислокаций в кристалле происходит взаимодействие их друг с другом. Оно сложно и многообразно. Наиболее простым является взаимодействие двух дислокаций, расположенных в одной плоскости скольжения. Как уже отмечалось, по обе стороны плоскости скольжения решетка около дислокации искажена по-разному. Если дислокации имеют один знак, то при их сближении будут взаимодействовать участки решетки с искажениями одного знака, что должно привести к усилению нарушения строения решетки. В этом случае одноименные дислокации отталкиваются.

Когда дислокации имеют противоположные знаки, то их сближение под действием напряжения τ приводит к уменьшению искажений решетки, так как сжатые и растянутые участки совмещаются. Следовательно, обе дислокации притягиваются, что приводит к их исчезновению. Винтовые дислокации, расположенные в одной плоскости скольжения, взаимодействуют аналогично краевым дислокациям.

Взаимодействие дислокаций, расположенных в соседних параллельных плоскостях скольжения, более сложно (рис. 1.13). Если краевые дислокации имеют разный знак, то при встрече происходит их аннигиляция (взаимное уничтожение). Когда дислокации обращены друг к другу растянутыми участками решетки, в месте их слияния образуется ряд вакансий, расположенных вдоль линии дислокации (рис. 1.13,

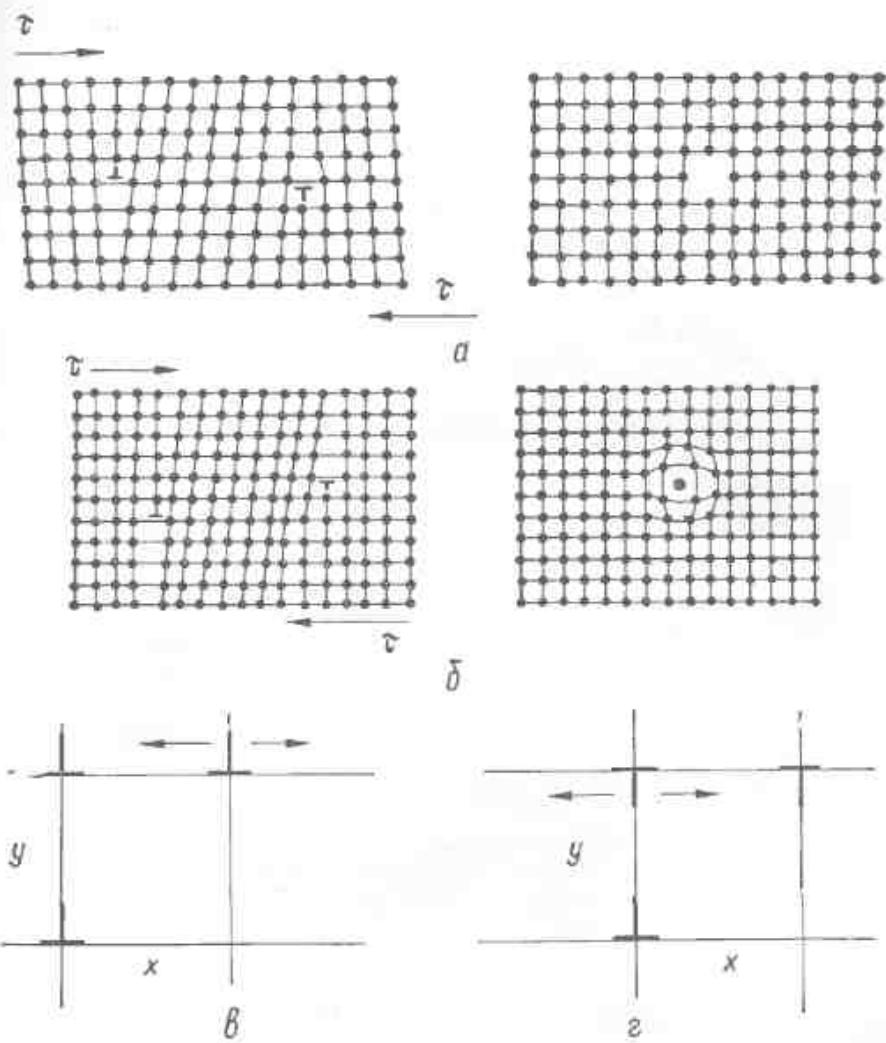


Рис. 1.13. Схема слияния дислокаций, расположенных на смежных плоскостях скольжения (а, б), и взаимодействия краевых дислокаций в параллельных плоскостях (в, г)

в). Если дислокации обращены друг к другу экстраплоскостью, то в зоне их слияния образуется ряд дислоцированных, или межузельных атомов (рис. 1.13, б). Две параллельные краевые дислокации одного знака при $x = 0$ находятся в устойчивом равновесии, а при $x = y$ — в неустойчивом (рис. 1.13, в). Энергетически выгодным является вертикальное расположение их одна над другой так, чтобы совмешались искажения разноименного характера и образовывались вертикальные стеки. Две параллельные краевые дислокации разных знаков при $x = y$ находятся в устойчивом равновесии, а при $x = 0$ — в неустойчивом (рис. 1.13, г).

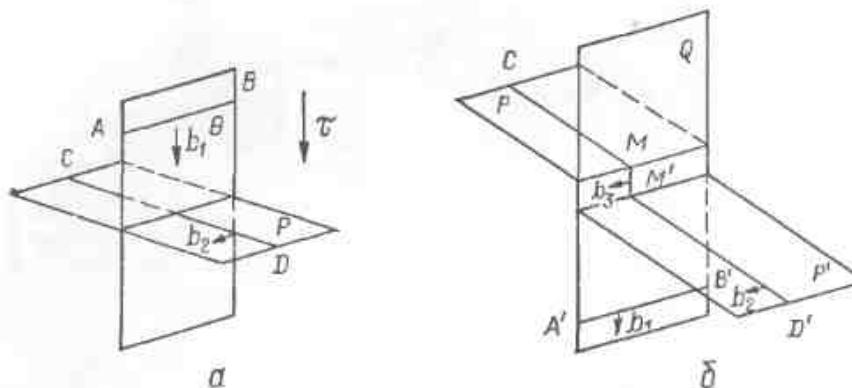


Рис. 1.14. Взаимодействие краевых дислокаций с взаимно перпендикулярными векторами Бюргерса

Дислокационным диполем называются две параллельные, расположенные одна над другой дислокации с противоположно направленными векторами Бюргерса. Такое объединение дислокаций устойчиво благодаря тому, что они притягиваются, но не могут аннигилировать из-за несовпадения плоскостей скольжения.

Взаимодействие винтовых дислокаций на параллельных плоскостях скольжения имеет более простой характер, так как искажения решетки вокруг них одинаковы по обе стороны плоскости скольжения. Дислокации одного знака в этом случае отталкиваются, а разных знаков — притягиваются.

При пересечении дислокаций, расположенных на пересекающихся плоскостях скольжения, на них возникают ступеньки — пороги (рис. 1.14). Величина порога на одной дислокации соответствует вектору Бюргерса другой дислокации. Рассмотрим случай встречи двух краевых дислокаций с взаимно перпендикулярными векторами Бюргерса (рис. 1.14). Краевая дислокация AB с вектором Бюргерса b_1 движется в плоскости скольжения Q и пересекает краевую дислокацию CD с вектором Бюргерса b_2 , лежащую в плоскости P (рис. 1.14, а). В результате часть кристалла перед плоскостью скольжения Q смешается вниз на один период решетки относительно части кристалла за плоскостью Q (рис. 1.14, б). На плоскости P образуется ступенька, а дислокация CD оказывается разделенной на части CM и $M'D'$, лежащие в соседних параллельных плоскостях скольжения. Отрезок MM' является порогом дислокации с вектором Бюргерса b_3 . Порог имеет краевую ориентацию, он подвижен и не тормозит движение дислокации CD' .

В случае взаимодействия двух краевых дислокаций с параллельными векторами Бюргерса на обеих дислокациях образуются неподвижные пороги винтовой ориентации, тормозящие движение этих дислокаций. При пересечении краевых дислокаций с произвольно ориентированными друг относительно друга векторами Бюргерса на дислокациях образуются неподвижные пороги смешанной ориентации. Винтовая дислокация может пересекать неподвижную краевую.

Когда вектор Бюргерса винтовой дислокации совпадает с плоскостью скольжения краевой, при пересечении дислокаций образуется ступенька с винтовой ориентацией. В случае взаимно перпендикулярных векторов Бюргерса винтовой и краевой дислокаций образуется ступенька с краевой ориентацией. Если, наоборот, неподвижна винтовая и к ней движется краевая дислокация, то с приближением к винтовой поверхности краевая дислокация постепенно искривляется и после пересечения на краевой дислокации возникает подвижный порог с краевой ориентацией, а на винтовой — неподвижный порог, имеющий краевую ориентацию. При пересечении двух винтовых дислокаций на них образуются пороги с краевой ориентацией.

Таким образом, в зависимости от вида дислокаций пороги могут быть подвижными и неподвижными, т. е. способными и неспособными к дальнейшему перемещению. В любом случае их образование тормозит движение дислокаций, что приводит к упрочнению металлов. Торможение обусловлено тем, что направление легкого скольжения таких порогов не совпадает с направлением скольжения дислокаций, образовавших пороги при своем пересечении.

Дислокации взаимодействуют с атомами примесей, которые образуют вблизи дислокаций скопления — «атмосферы». Атомы примеси внедрения притягиваются к области растяжения решетки (под краем экстраплоскости). Здесь им легче размещаться, чем в бездефектной области решетки. Атомы примеси замещения притягиваются к сжатой области решетки дислокации.

Чем больше разница в размерах атомов примеси и основного металла, тем большая энергия упругого взаимодействия дислокации с атомом примеси. Винтовая и смешанная дислокации также притягивают к себе атомы примеси, что способствует уменьшению искажений решетки. Атомы примеси взаимодействуют с полем касательных напряжений вокруг винтовой дислокации. Сильнее к последней притягиваются атомы примесей, искажающие решетку в разных направлениях неодинаково. Смешанная дислокация притягивает к себе любые атомы. Скопление атомов примесей на дислокациях называется атмосферой Коттрелла.

Концентрацию атомов примеси в атмосфере Коттрелла C_k можно определить, зная энергию взаимодействия атома и дислокации E_k :

$$C_k = C_0 \exp(E_k/kT), \quad (1.5)$$

где C_0 — средняя концентрация примеси в металле. При понижении температуры концентрация атомов примеси в атмосфере Коттрелла возрастает, и в случае превышения предела растворимости примеси в металле возможно образование выделений второй фазы.

Атомы примеси могут упорядоченно располагаться в поле напряжений вокруг краевой и винтовой дислокаций. Например, в ОЦК решетке атомы внедрения находятся в октаэдрических пустотах, соответствующих серединам ребер элементарной ячейки, что уменьшает свободную энергию кристалла. Упорядоченное размещение примесных атомов внедрения вокруг линий дислокации называют атмосферой Снука. Атмосферы Коттрелла и Снука закрепляют дислокации, затрудняют их движение, что приводит к упрочнению металлов и сплавов.

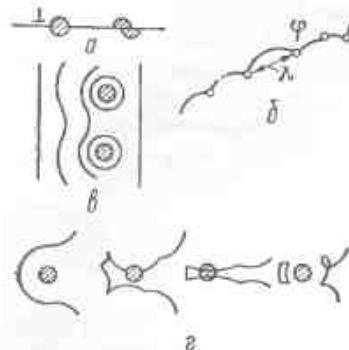


Рис. 1.15. Взаимодействие дислокаций с частицами включений

увеличивается протяженность поверхности раздела между частицей и металлической основой (матрицей), что служит одной из причин упрочнения двухфазных сплавов. Переход дислокации в решетку включения в общем случае сопровождается переменой плоскости скольжения дислокаций и образованием на последней ступеньки.

Чаще всего атомные структуры частицы включения и основного металла сильно отличаются, поэтому частицы препятствуют движению дислокации. При встрече дислокации с такими препятствиями она выгибается на угол φ (рис. 1.15, б). Если напряжение позволяет выгнуть дислокацию в полуокружность между частицами, то дислокация по механизму Орована будет их обходить, оставляя позади петли вокруг включений (рис. 1.15, г). Образующиеся вокруг частиц дислокационные петли способствуют упрочнению двухфазных сплавов, предел текучести которых определяется из выражения

$$\sigma_t = \sigma_m + Gb/\lambda, \quad (1.6)$$

где σ_m — предел текучести металла (либо матрицы сплава); λ — среднее расстояние между частицами.

Дислокации могут обходить включения и путем поперечного скольжения, оставляя позади них одну дислокационную петлю в случае винтовой дислокации (рис. 1.15, г).

Источники дислокаций в металле делят на две группы — связанные и несвязанные с пластической деформацией. Дислокации, в отличие от вакансий и межузельных атомов, не являются термически равновесными дефектами, так как энергия образования дислокаций намного больше энергии формирования точечных дефектов. Дислокации не могут зародиться вследствие теплового движения атомов. Они образуются в процессе кристаллизации и охлаждения металла (рис. 1.16). В ходе кристаллизации металла на подложке из-за различия кристаллического строения металла и подложки возникают напряжения, которые могут релаксировать путем возникновения дислокаций на границе подложка — растущий кристалл. Такие дислокации называются *структурными*, или *дислокациями несоответствия*. Повышение энергии при появлении дислокаций компенсируется уменьшением энергии упругой

Предел текучести при этом возрастает на $\Delta\sigma$. Величина $\Delta\sigma$ зависит от энергии взаимодействия атомов примеси с дислокацией.

В реальных металлах присутствуют частицы второй фазы и посторонних неметаллических включений, которые взаимодействуют с дислокациями (рис. 1.15). Если кристаллические решетки металла и включения не сильно отличаются, дислокация может пройти через включение (рис. 1.15, а), при этом на частице образуется ступенька, равная вектору Бюргерса дислокации. В результате внутри частицы возникает поверхность раздела и, кроме того, с появлением ступеньки

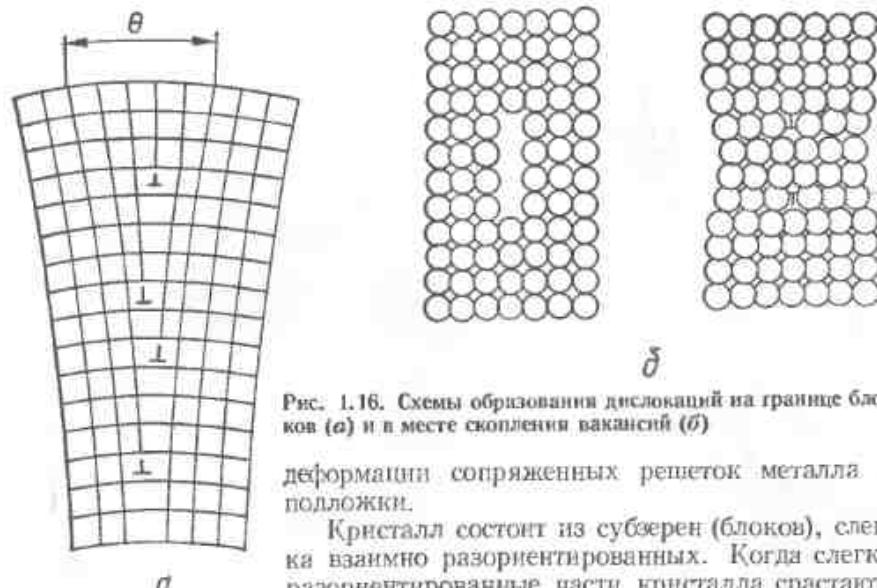


Рис. 1.16. Схемы образования дислокаций на границе блоков (а) и в месте скопления вакансий (б)

деформации сопряженных решеток металла и подложки.

Кристалл состоит из субзерен (блоков), слегка взаимно разориентированных. Когда слегка разориентированные части кристалла срастаются, вертикальные атомные плоскости в месте срастания обрываются и на границе между ними возникают дислокации (рис. 1.16, а).

Если образование зародышей кристаллов происходит гетерогенным путем, на поверхность подложек могут выходить винтовые дислокации, т. е. готовые ступеньки, которые как бы продолжаются в растущий кристалл.

При охлаждении закристаллизовавшегося металла резко уменьшается равновесная концентрация вакансий, избыточные вакансы конденсируются, в результате чего появляются вакансационные диски. Когда диаметр вакансационного диска превышает некоторую критическую величину, под действием сил межатомного притяжения диск захлопывается и образуются две дислокации противоположных знаков (рис. 1.16, б). Это явление называют захлопыванием вакансационного диска. Неравномерное распределение в кристалле атомов примесей приводит к искажению решетки и возникновению упругих напряжений. В местах сопряжения участков кристалла с разным количеством примесей образуются дислокации.

На рис. 1.17 показаны схемы дислокационных источников. Дислокации зарождаются на неметаллических включениях. В процессе быстрого охлаждения на границе металл—включение возникают напряжения, обусловленные различием коэффициентов термического сжатия. Уменьшение напряжений происходит путем образования дислокаций несоответствия и испускания дислокаций поверхностью раздела. Вблизи включений количество вакансий повышено, поэтому очень вероятно захлопывание вакансационных дисков, которые взаимодействуют с дислокациями, образовавшимися у поверхности раздела, и движутся от включения. Конфигурация источников дислокаций, которые называются источниками Бардинга—Харриинга, зависит от типа первоначальной дислокации (рис. 1.17, а, б).

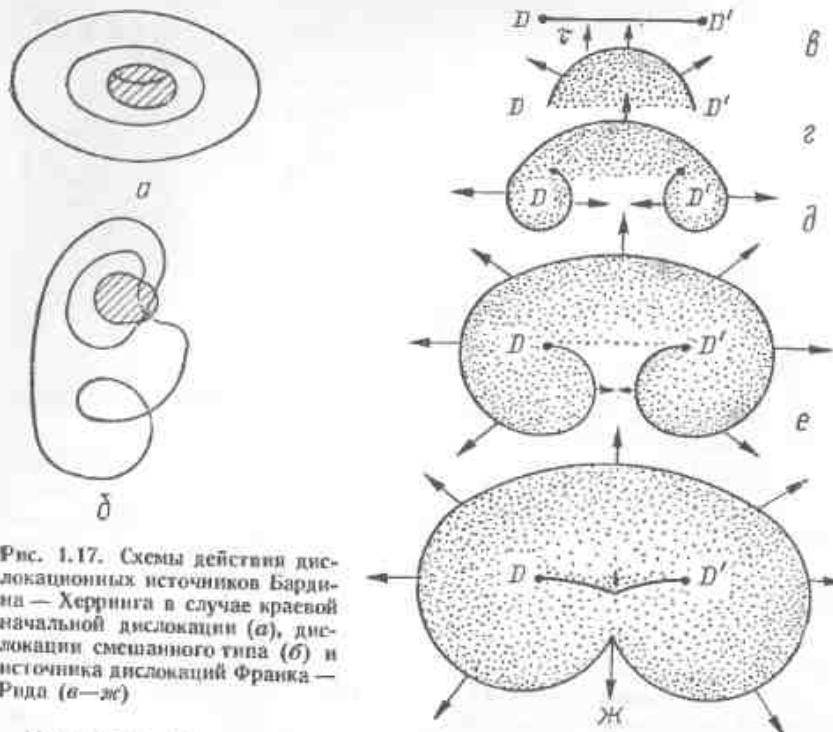


Рис. 1.17. Схемы действия дислокационных источников Бардин — Лернинга в случае краевой начальной дислокации (а), дислокации смешанного типа (б) и источника дислокаций Франка — Рида (в—ж).

Механизм образования дислокаций при деформации был почти одновременно предложен физиками Франком и Ридом, поэтому источники дислокаций получили название источников Франка — Рида. Дислокация DD' расположена в плоскости скольжения, совпадающей с плоскостью чертежа (рис. 1.17, б). В точках D и D' дислокация закреплена. Под действием внешнего напряжения τ она начинает выгибаться (рис. 1.17, е) и в какой-то момент принимает форму полуокружности. Критическое сдвигающее напряжение в этот момент

$$\tau_{\text{кр}} = Gb/(l/2), \quad (1.7)$$

где l — начальная длина дислокации DD' .

Дальнейшее расширение дислокационной петли в плоскости скольжения может происходить и при напряжениях меньшей величины. Около точек D и D' дислокация искривляется. Вертикальная стрелка показывает, что верхний участок дислокации движется параллельно приложенному напряжению — это участок краевой ориентации. Горизонтальные стрелки обозначают участки винтовой ориентации (рис. 1.17, д). При таком закручивании наступает момент, когда спиралевидные части дислокации подходят друг к другу (рис. 1.17, е) и соприкасаются. В месте соприкосновения встречаются участки дислокации противоположного знака, они взаимно уничтожаются, в результате чего одна дислокация разделяется на две — замкнутую петлю и внутренний отрезок (рис. 1.17, ж). Под действием напряжения τ внешняя петля расширяется соответственно перемещению ее отдельных участков, имеющих



Рис. 1.18. Источник дислокаций в нержавеющей стали ($\times 40\ 000$)

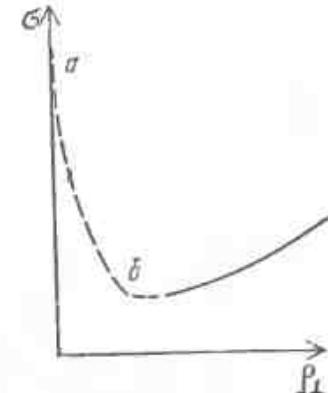
Рис. 1.19. Зависимость сопротивления деформации σ от плотности дислокаций в металле

различную ориентацию, а внутренний отрезок дислокации будет вновь гнуться и повторит при перемещении прежний цикл.

На рис. 1.18 показан источник дислокаций, обнаруженный в железном сплаве. Один источник Франка — Рида может генерировать сотни дислокаций. При испускании каждой дислокации одна часть кристалла смещается относительно другой на величину вектора Бюргерса. Источниками дислокаций являются поверхностные дефекты (внешние поверхности, границы зерен и их тройные стыки, границы субзерен и двойников).

Количество дислокаций в кристаллах оценивается плотностью дислокаций p_1 , под которой понимают суммарную протяженность дислокационных линий в 1 см^3 . Плотность дислокаций выражается в см^{-2} , если длина дислокации измеряется в см. В месте выхода дислокаций на поверхность шлифа при травлении в специальном реактиве образуются ямки травления. Подсчитав их количество на единице площади шлифа, можно вычислить плотность дислокаций в металле. Ее часто определяют по электронно-микроскопическим фотографиям. В тщательно выращенных монокристаллах $p_1 \approx 10^3\text{--}10^4 \text{ см}^{-2}$; в хорошо отожженных монокристаллах $p_1 \approx 10^5 \text{ см}^{-2}$; в литом и отожженном металле $p_1 \approx 10^7\text{--}10^8 \text{ см}^{-2}$; в деформированном металле $p_1 = 10^{11}\text{--}10^{12} \text{ см}^{-2}$.

Пластическая деформация металлов осуществляется в результате движения дислокаций в плоскостях скольжения, поэтому при наличии дефектов кристаллической решетки обеспечивается пластическое течение металла. Но дислокации в процессе деформации скапливаются у препятствий, в результате чего металл упрочняется, наклепывается. Для упрочнения металлов и сплавов желательно создавать побольше дефектов кристаллической решетки, препятствующих движению дислокаций. Точка a на рис. 1.19 соответствует теоретической прочности металла, когда количество дефектов близко к нулю. Увеличение количества дислокаций приводит к резкому снижению прочности до минимума в точке b , а дальнейший рост количества дефектов и их взаимодействие — к упрочнению металлов. Все известные методы обработки



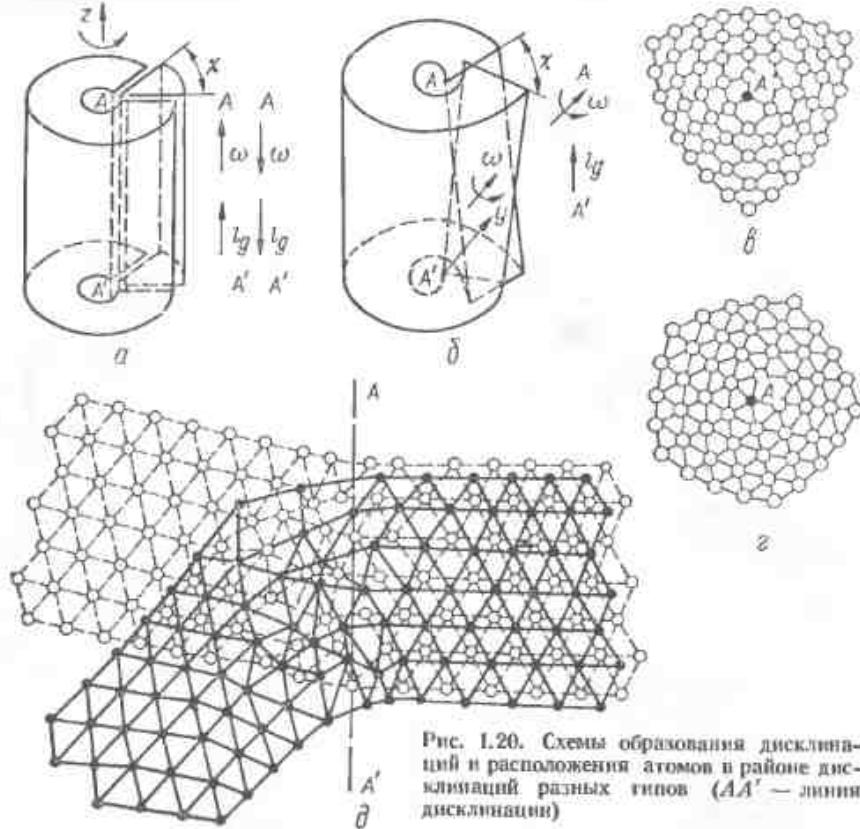


Рис. 1.20. Схемы образования дисклиниаций и расположения атомов в районе дисклиниаций разных типов (AA' — линия дисклиниации)

упрочняют металлы и сплавы за счет увеличения количества дефектов кристаллической решетки. В металлических нитевидных кристаллах, практически не имеющих дефектов, достигнута прочность, близкая к теоретической. Предел прочности нитевидного кристалла чистого железа диаметром 0,1 мкм составляет 13360 МПа, тогда как обычный монокристалл железа, содержащий дефекты структуры, имеет предел прочности 300 МПа.

Дискининции. Дислокации связаны с трансляционным смещением частей кристалла на вектор Бюргерса b , т. е. являются линейными несовершенствами трансляционного типа. Существуют также линейные дефекты, обусловленные поворотом частей кристалла на вектор ω , которые представляют собой линейные дефекты ротационного типа — дискининции.

Рассмотрим некоторые особенности строения дискининций (рис. 1.20). Если надрезать цилиндрический кристалл и раздвинуть кромки разреза вокруг оси z на угол χ , то возникнет щель в форме клина (рис. 1.20, a), которую можно заполнить материалом, подобно тому как вводилась лишняя экстраплоскость при образовании краевой дислокации. Из кристалла можно также извлечь его часть в виде клина, а кромки разреза повернуть друг к другу вокруг оси z на угол χ . Обра-

зующаяся в кристалле граница является *клиновой дискиннацией* с вектором поворота, ориентированным вдоль оси z .

Дискиннинция называется полной, если вектор поворота соответствует повороту симметрии данного кристалла. В этом случае ω равен $\pm\pi/2$ и $\pm\pi/3$. В зависимости от типа симметрии, т. е. от значения ω различают 60 (рис. 1.20, a) и 90-градусные (рис. 1.20, c) клиновые дискиннинции. Линия дискиннинции проходит через точку A , совмещенную с осью поворота. Центральный атом в точке A окружен меньшим количеством соседей, чем остальные атомы. Решетка вблизи дискиннинции искажена под действием сжимающих и растягивающих напряжений.

Если надрезать цилиндрический кристалл и поворачивать кромки разреза на вектор поворота, перпендикулярный к поверхности разреза, т. е. параллельный оси y , то возникает *дискиннинция кручения* (рис. 1.20, b). Схема расположения атомов в районе дискиннинции кручения показана на рис. 1.20, d .

Характеристиками дискиннинций служат пространственное расположение линии дискиннинции l_d и вектор поворота (рис. 1.20, a , b). У клиновых дискиннинций будет разный знак в случае, когда векторы поворота равны по величине и противоположны по направлению. Клиновая дискиннинция имеет положительный знак, если она образована извлечением клина из кристалла, и отрицательный — при шедрении клина в кристалл.

Появление дискиннинций повышает внутреннюю энергию кристалла. Расчетами установлено, что дискиннинция имеет энергию, превышающую энергию дислокации почти на четыре порядка, поэтому дискиннинции образуются труднее, чем дислокации.

Дискиннинции взаимодействуют друг с другом. Две дискиннинции одного знака, как и дислокации, отталкиваются, разных знаков — притягиваются. Сила взаимодействия клиновых дискиннинций примерно в четыре раза больше, чем дискинниний кручения.

Характер взаимодействия дискиннинций с дислокациями зависит от взаимной ориентации вектора поворота и вектора Бюргерса и расположения дислокации. Если сила, действующая на дислокацию со стороны дискиннинции, перпендикулярна к направлению краевой компоненты, то дислокация переползает с одной плоскости скольжения на другую. Если сила направлена к краевой компоненте вектора Бюргерса не под прямым углом, то дислокация может не только переползать, но и перемещаться вдоль плоскости скольжения.

При приближении дислокации к дискиннинции возможно вращение дислокации. Это приводит к сдвигу части кристалла на угол χ относительно первоначального положения. Последующие сдвиги такого же характера вызывают поворот одной части кристалла по отношению к другой.

Пересечение дискиннинции движущейся дислокацией приводит к образованию ступеньки на дискиннинции и к появлению нового отрезка дислокации, исходящего из этой ступеньки и оканчивающегося на движущейся дислокации. Если дислокация подходит близко к клиновой дискиннинции, то возможно поглощение дислокаций дискиннинцией, причем не по всей длине дислокации. Образуется дискиннинно-дислокационный комплекс, в котором линия дискиннинции остается

непрерывной, а дислокация оканчивается на дисклинации. На дисклинации появляется ступенька с винтовой ориентацией, из которой в дальнейшем может выходить как винтовая, так и краевая дислокация.

Дисклинации взаимодействуют с точечными дефектами. Вакансии и межузельные атомы могут как притягиваться к дисклинации, так и отталкиваться от нее. Например, вакансия притягивается к отрицательной клиновой дисклинации и отталкивается от положительной. Как и дислокации, дисклинации переползают в кристалле, поглощая или испуская точечные дефекты.

Дисклинации возникают в кристалле при пластической деформации. Источник дисклинаций аналогичен источнику дислокаций Франка — Рида.

§ 3. Поверхностные дефекты

Внутренние границы кристаллов являются мало- и среднеугловыми границами. В процессе роста кристалла при кристаллизации металла атомы присоединяются к поверхности кристалла. При этом происходят чисто малые нарушения кристаллической решетки. В результате накопления нарушений в направлении роста кристалла через какое-то расстояние должно наметиться искажение кристаллической решетки. Подобного рода нарушения усугубляются тем, что наращивание кристалла происходит одновременно в разных местах его поверхности и при встрече таких участков окажется неизбежной их некоторая разориентация. В результате кристаллическая решетка оказывается разделенной на участки, именуемые блоками, повернутыми относительно друг друга на небольшие углы (рис. 1.21). Границы блоков

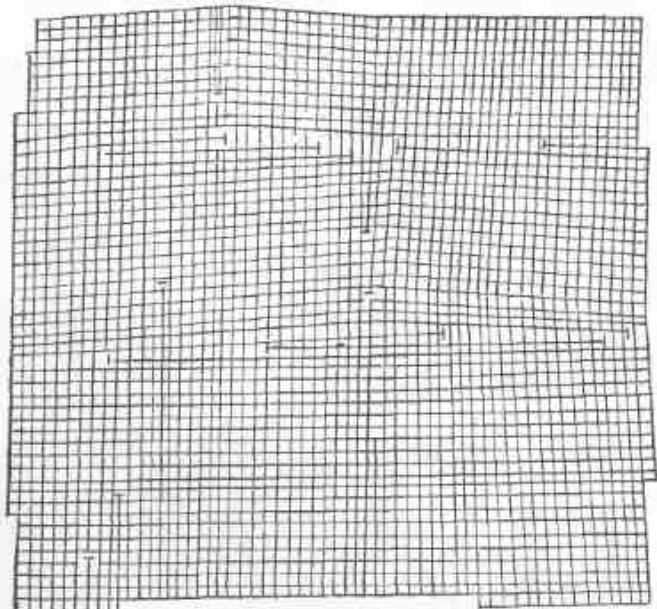
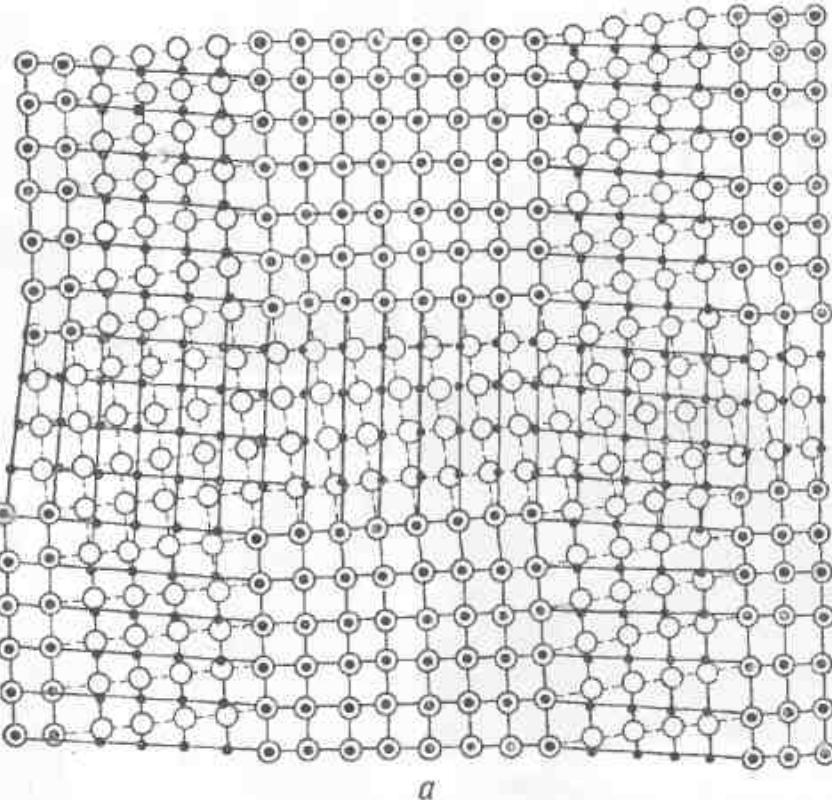


Рис. 1.21. Схема блочного строения кристалла



a

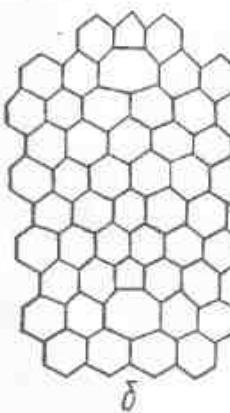


Рис. 1.22. Модели границ кручения и наклона

называют *малоугловыми границами*, угол Θ_6 для них находится в интервале от нескольких минут до нескольких градусов.

Из-за взаимной разориентации некоторые атомные плоскости обрываются около границ блоков. Места их обрыва представляют собой экстраплоскости, присутствие которых обуславливает появление дислокаций (см. рис. 1.16, *a*). В пределах каждого блока решетка имеет правильное строение, места контакта блоков представляют собой поверхность раздела внутри кристалла — *субграницы*. Степень искажения кристаллической решетки на границе блоков зависит от разориентации последних, иначе говоря от характера дислокационной структуры, возникающей при соединении блоков. Искажения концентрируются около дислокаций.

В промежутках между ними наблюдается хорошее совпадение решеток блоков. Угол разориентировки блоков Θ_6 определяется следую-

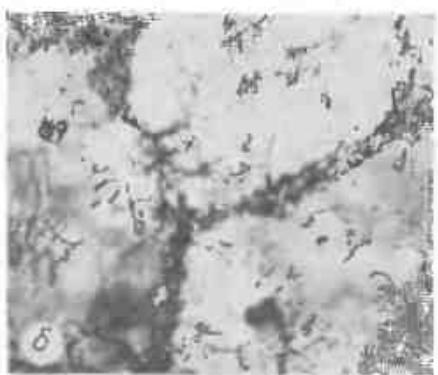
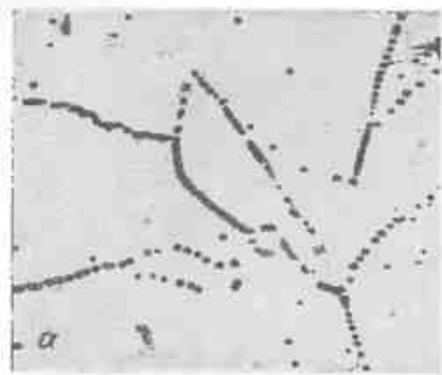


Рис. 1.23. Границы субзерен (а — $\times 600$; б — $\times 15\,000$, В. Н. Кирвалидзе) и зерен в металле (а — $\times 200$)



щим образом:

$$\Theta_0 = b/D_d, \quad (1.8)$$

где D_d — расстояние между точками выхода дислокаций.

Выражение (1.8) справедливо для границ блоков, состоящих только из краевых или винтовых дислокаций. Границы блоков могут иметь дислокационное или дискинктическое строение (рис. 1.22). Граница блоков, состоящая из краевых дислокаций, называется границей наклона (см. рис. 1.16, а). Граница, образованная пересекающими краевые или винтовые дислокации, а точнее, представляющая собой сетку дислокаций, называется границей крученения (рис. 1.22, а). Дислокационное строение границ блоков подтверждено экспериментально. Граница наклона может иметь и дискинктическую структуру (1.22, б) для металла с гексагональной решеткой; в более общем случае — дислокационно-дискинктическое строение. Границы в структуре металлов выглядят по-разному в зависимости от их типа (рис. 1.23). На рис. 1.23, а показаны границы блоков в виде ямок травления.

Малоугловые границы или субграницы возникают не только в процессе роста кристаллов из расплава, но и при пластической деформации и отжиге после деформации. Если линейный размер блоков составляет 10^{-5} см, то в 1 mm^3 металла будет находиться 10^{11} блоков.

При пластической деформации и отжиге после деформации плотность дислокаций в субграницах настолько возрастает, что это приводит к увеличению углов разориентировки соседних субзерен, которые становятся равными $10\text{--}15^\circ$. Такие субграницы называются среднеугловыми границами. Они состоят из дислокационных скоплений (рис. 1.23, б) и имеют большую ширину, чем малоугловые границы.

Внешняя поверхность кристалла характеризуется нарушением правильного расположения атомов в решетке. Так как атомы на по-

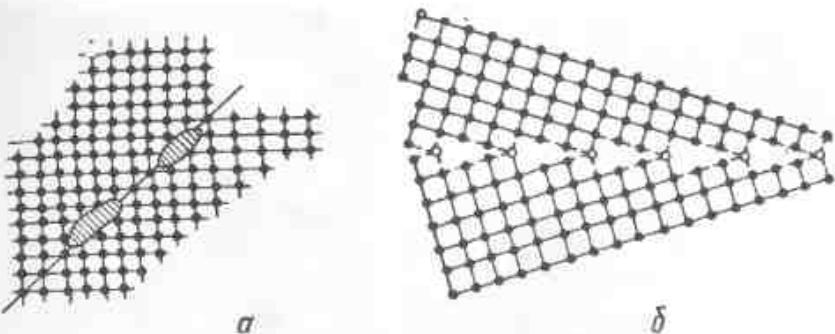


Рис. 1.24. Модели большеугловых границ

верхности имеют меньше соседей, чем атомы на внутренних границах, то в результате тепловых колебаний они могут покинуть кристалл. В этих местах появляются вакансии. Вблизи поверхности в кристалле повышенено количество вакансий, атомов примеси и дислокаций. Энергия свободной поверхности, имеющая выступы и впадины, значительно превосходит энергию внутренней части кристалла.

Границы зерен. Реальные металлы и сплавы состоят из множества кристаллов (зерен), поэтому они являются поликристаллическими телами (рис. 1.23, в). Размеры зерен в металлах колеблются от нескольких микрометров до нескольких миллиметров. Зерна соединяются друг с другом своими внешними поверхностями. Места соприкосновения зерен называются границами зерен и являются поверхностным дефектом. В каждом зерне вблизи границы наблюдается искажение правильного строения кристаллической решетки. Границы зерен в отличие от границ блоков являются большеугловыми, так как соседние зерна обычно разориентированы на большие углы, а ширина границы и ее структура зависят от степени разориентировки соседних зерен.

Для объяснения структуры большеугловых границ было предложено несколько моделей: модель аморфной прослойки, согласно которой на границе зерен находится слой атомов, не имеющий кристаллическую структуру; модель переходной решетки — на границе имеется слой, в котором атомы занимают положение, являющееся переходным от одного зерна к другому; островная модель — граница имеет вид участков, на которых наблюдается полное сопряжение решеток соседних зерен и областей «плохого» сопряжения (рис. 1.24, а). Позднее островная модель была усовершенствована и названа моделью совпадающих узлов Кронберга — Вильсона (рис. 1.24, б). Концепция, на которой основана эта модель, состоит в том, что если два зерна, разориентированные по отношению к общим для обоих зерен кристаллографическим осям поворота, образуют границу, то часть атомов этих зерен может оказаться на общей «сверхрешетке», так называемой решетке мест совпадения. Плотность последних является отношением количества атомов в решетке мест совпадения к общему числу атомов в основной решетке. Для характеристики степени совпадения пользуются обратной величиной плотности, которую обознача-

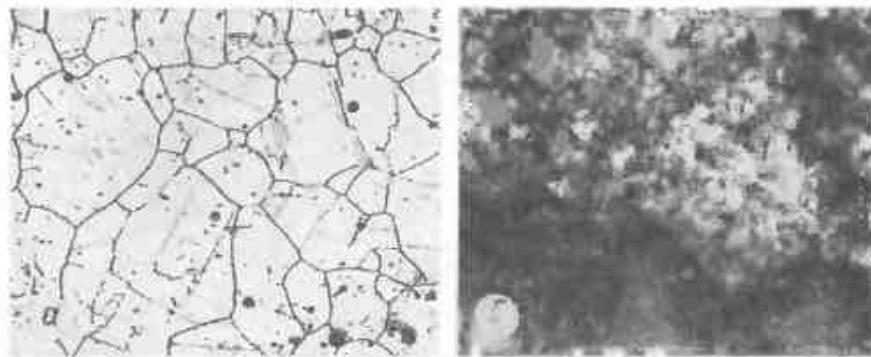


Рис. 1.25. Специальные границы в железном сплаве:
а — $\times 200$, Н. В. Гезиш; б — $\times 30000$, В. И. Кирвалидзе

ют буквой Σ и выражают в целых числах. Она показывает количество атомов в основной решетке, приходящихся на один атом в решетке мест совпадения.

Большеугловые границы, обладающие определенным количеством мест совпадения, называют специальными (рис. 1.25). Они имеются в металлах наряду с большеугловыми границами общего типа, для которых не характерна высокая степень совпадения (рис. 1.25, а). Границы относят к разряду специальных после расчета ориентировок соседних зерен. По модели решетки мест совпадения определяют специальные границы, описываемые непрерывным рядом с $\Sigma = 3, 5, 7, 9, 11$. Чаще других встречаются границы с $\Sigma = 3, 9$ и 11 . Чем меньше Σ , тем выше степень совпадения. Строение специальных границ — фасетчатое, причем фасетки имеют определенную ориентировку вдоль зернограничных плоскостей с низкой энергией (рис. 1.25, б).

В основу модели границы Брендона положена идея о совмещении концепции мест совпадения и дислокационной модели. Дислокации в большеугловых границах наблюдали экспериментально.

Отклонение ориентационного соотношения на границе от идеального совпадения Кронберга — Вильсона приводит к исчезновению общей «сверхрешетки» на границе зерен. Действительная структура границ может полностью не совпадать с моделью, поскольку больше-

угловые границы общего типа имеют сложную структуру, содержат дефекты — ваканси, атомы примесей, зернограничные дислокации.

Так называемые зернограничные дислокации имеют вектор Бюргерса, отличный от вектора Бюргерса внутризеренных дислокаций. На рис. 1.26 показана краевая зернограничная дислокация, вектор Бюргерса которой лежит в плоскости границы. Дислокация может скользить в этой плоскости. Движение зернограничной дислокации по границе вызывает вза-

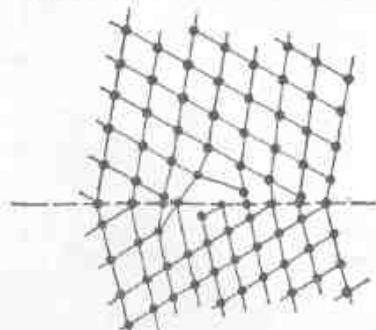


Рис. 1.26. Модель зернограничной дислокации

имное смещение зерен на величину вектора Бюргерса дислокации. По аналогии с внутризеренными, зернограничные дислокации могут переползать. Они движутся легче при сочетании скольжения и переползания. Переползание зернограничных дислокаций связано с испусканием или поглощением точечных дефектов, поэтому граница служит их стоком, или источником.

Границы зерен, вызывающие искажение кристаллической решетки, способствуют повышению внутренней энергии металлов. Удельное значение энергии границы определяется из следующего выражения:

$$E_r = E_0 \Theta_a (A - \ln \Theta_a), \quad (1.1)$$

где E_0 — зависит от величины вектора Бюргерса дислокаций на границе и модуля упругости металла; Θ_a — угол разориентировки зерен; A — константа. Энергия границы служит мерой конечной работы, необходимой для образования границы в материале. Сила, действующая на единицу длины границы, называется поверхностью напряжением, или удельной поверхностью энергии границы. Специальные границы имеют меньшую удельную поверхностную энергию, чем границы общего типа.

Границы зерен способны перемещаться — мигрировать под действием усилий при изменении температуры. Малоугловые дислокационные границы мигрируют как целое вследствие коллективного скольжения содержащихся в них дислокаций. Средне- и большеугловые границы не могут скользить как целое.

Элементарным актом процесса миграции границы является единичное перемещение атома через границу. Между исходным и конечным положениями атома существует градиент свободной энергии, который ему необходимо преодолеть. На основе остроной модели строения границ установлено, что в элементарном акте миграции границы атомы принимают участие группами. Если граница состоит из участков хорошего атомного соответствия, разделенных областями плохого соответствия, обмен атомами между соседними зернами, необходимый для миграции границы, идет преимущественно через зоны хорошего соответствия.

Перенос атомов через границу возможен вдоль ядер дислокаций. При наличии на границе вакансий в движение границы вносят вклад обмены местами атомов и вакансий. Взаимодействие вакансий с зернограничными дислокациями, у которых составляющая вектора Бюргерса перпендикулярна к плоскости границы, вызывает переползание дислокаций вдоль границы, а это приводит к ее миграции. Если на границе имеются ступеньки (фасетки), образованные плотноупакованными плоскостями, миграция границы происходит посредством ухода атомов со ступенек на поверхности одного зерна и присоединения такого же количества атомов ступенеками другого зерна.

При миграции границы масса переносится перпендикулярно к границе на расстояния порядка нескольких межатомных расстояний. Когерентные границы перемещаются параллельно самим себе, некогерентные образуют веер поворотов. Высокой подвижностью обладают специальные границы, скорость миграции которых почти на два порядка выше, чем границ общего типа. Мигрирующая грани-



Рис. 1.27. Расщепление большеугловой границы в железном сплаве ($\times 600$, Н. В. Резник)

двойников. Например, обнаружены стыки границ $\Sigma 27 \rightarrow \Sigma 9 + \Sigma 3$. Расщепление (диссоциация) границы происходит, если в ней возникают слои, соответствующие строению специальных границ с меньшей энергией. Поскольку ориентация решеток мест совпадения для этих границ различна, происходит перемещение каждого из слоев в положение с высокой плотностью совпадающих узлов. Между слоями остается область кристалла с почти идеальной решеткой (зерно).

Для поликристаллических металлов наиболее характерны тройные стыки зерен, когда контактируют три зерна (см. рис. 1.23, а). Если все три границы специальные, такой тройной стык представляет собой линейный дефект с упорядоченной атомной структурой. Стыки четырех границ могут образоваться при расщеплении специальной границы на новые специальные с меньшими Σ и двойниковые. Например, $\Sigma 27 \rightarrow \Sigma 3 + (\Sigma 9 \rightarrow \Sigma 3 + \Sigma 3)$. В этом случае стык является линейным дефектом, вдоль которого контактируют четыре зерна. Тройные стыки мигрируют быстрее, чем четверные, вследствие чего последние стабилизируют структуру металла.

Границы двойников также принадлежат к поверхностным дефектам кристаллической структуры. Двойники представляют собой переориентированные области внутри кристалла, ограниченные двумя параллельными границами. Решетка двойника является зеркальным отражением решетки остальной части кристалла. Атомы обеих решеток на границе раздела образуют общие узлы, граница, как правило, имеет полное сопряжение (рис. 1.28, а). Такая граница называется когерентной.

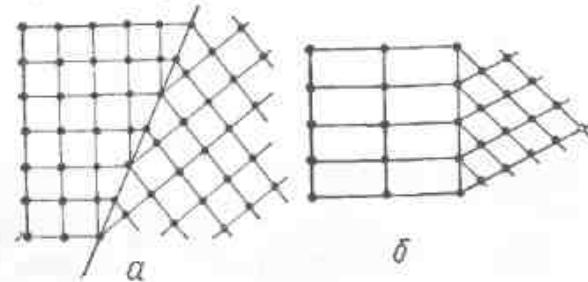


Рис. 1.28. Модели когерентных двойниковых (а) и межфазных (б) границ

ца оставляет за собой дислокации. Чем выше температура, тем активнее проходит миграция границ.

Иногда при исследовании структуры металла или сплава возникает видимость оборванных границ. При тщательном травлении видно, что в местах «обрывов» выявляются более тонкие границы (рис. 1.27). Место «обрыва» является на самом деле стыком границ. Специальные границы зерен с большими значениями Σ могут диссоциировать с образованием специальных границ с малыми значениями Σ , в том числе

и о. Границы двойников относятся к специальным границам с высокой степенью совпадения. Двойники могут возникать различными способами, например, во время роста кристаллов (двойники роста), при механическом воздействии (деформационные двойники), в процессе термической обработки — отжига (двойники отжига).

Границы дефектов упаковки. При каждом из существующих различных типов укладки атомов в металлах можно установить порядок чередования атомных рядов, обеспечивающих большую или меньшую плотность упаковки. Как было показано в гл. 2, ГЦК и ГП решетки — это наиболее плотные структуры, которые могут быть построены путем последовательного наложения плоских слоев, состоящих из плотно уложенных атомов. Если обозначить плотноупакованную плоскость базиса решетки ГП через A , а следующую параллельную ей плотноупакованную плоскость через B , то ГП решетку можно представить в виде чередующихся слоев $ABABABAB$. Точное воспроизведение размещения атомов происходит через слой. В ГЦК решетке плотноупакованные слои чередуются следующим образом: $ABCABCABC$. В этом случае размещение атомов повторяется через два слоя. В результате сдвига части кристалла по плотноупакованной плоскости в ГЦК решетке возможно нарушение расположения плотноупакованных слоев $ABCABCABC$. Таким образом, в ГЦК структуре чередуются плотноупакованные слои AB , что соответствует решетке ГП. Такое нарушение называется дефектом упаковки. Границы дефекта упаковки и основного кристалла когерентны, как и двойниковые границы. На рис. 1.29 показан дефект упаковки в металле, имеющем ГЦК решетку; дефект упаковки декорирован выделившимися на нем частицами включений.

Расторимость примесей в ГЦК и ГП решетках не одинакова, поэтому атомы примесей перераспределяются диффузионным путем между дефектом упаковки и остальной частью кристалла. Если в решетке дефекта упаковки примеси растворяются в большей степени, чем в решетке остальной части кристалла, то в дефекте упаковки возникает повышенная концентрация атомов, называемая атмосферой Сузуки. Образование атмосферы Сузуки служит одной из причин упрочнения металлов и сплавов при деформации.

Межфазные границы. Двумерными дефектами являются также поверхности раздела между разными фазами, имеющими неодинаковые кристаллические решетки. Межфазные границы бывают когерентными и некогерентными. Когерентной является граница двух фаз с взаимно связанными ориентировками, что обусловлено сопряжением межплоскостного расстояния двух разных решеток (рис. 1.28, б). Энергия такой границы очень мала. В реальных условиях сопряжение должно



Рис. 1.29. Дефект упаковки в металле ($\times 70\,000$)

осуществляется в результате некоторого упругого искажения решеток. Поскольку вероятность когерентности в произвольной плоскости очень мала из-за отсутствия связи между ориентировками решеток двух фаз, более реально существование некогерентных границ раздела.

Взаимодействие поверхностных дефектов с примесными атомами играет важную роль в фазовых и структурных изменениях, происходящих в металлах и сплавах при термической и пластической обработке. Атомы примесей притягиваются к границам зерен и субграницам и располагаются на них. Энергия взаимодействия границы и примесного атома определяется следующим образом:

$$E_0 = 4(1 + \mu) r^2 G A_1 / 3(1 - \mu). \quad (1.10)$$

где A_1 — безразмерный параметр.

Движение примесных атомов к границе облегчается при образовании комплексов вакансия — примесный атом. Скопление атомов примеси на границе называется сегрегацией. При образовании сегрегаций следует учитывать не только упругое взаимодействие атомов с границами, но и химическое взаимодействие с атомами других компонентов. Равновесная концентрация примесных атомов на границах C_r , связана с концентрацией примесных атомов в объеме зерна C_0 следующей зависимостью:

$$C_r = [C_0 \exp(E_0/kT)] / \{1 - C_0 [1 - \exp(E_0/kT)]\}. \quad (1.11)$$

Максимальное количество атомов примеси на 1 см² границы может достигать 10^{14} . Найденные экспериментально концентрации примесей на границах иногда превышают равновесное значение. Такие сегрегации называются неравновесными. Они возникают при резком охлаждении сплавов. Размер зоны равновесной сегрегации меньше, чем неравновесной. Если равновесные сегрегации способствуют уменьшению внутренних напряжений, то неравновесные, наоборот, сами создают внутренние напряжения, вызывая упругие искажения на границах. Адсорбируясь, примеси повышают энергию специальных границ и уменьшают энергию границ общего типа.

Сегрегации существенно изменяют свойства границ, снижают их подвижность, затрудняют развитие деформации по границам, вызывают оплавление последних при высоких температурах.

§ 4. Объемные дефекты

К объемным дефектам относятся микропоры и микротрешины, образующиеся при кристаллизации и охлаждении металла или сплава вследствие термических напряжений или усадки; колонии вакансий, зафиксированных в металле резким охлаждением; инородные включения различного характера и происхождения.

Объемные дефекты ограничены вогнутой поверхностью металла, вблизи которой действует лапласовское давление, вызывающее силы растяжения, направленные к центру поры. В результате в кристалле начинают протекать процессы, ослабляющие это воздействие, и к поверхности поры диффундируют ваканси. Вдали от объемных дефектов концентрация вакансий остается равновесной C_0 , а у поверхности

она повышена:

$$C_{\text{пов}} = C_0 \exp(2\gamma_n/R_n kT), \quad (1.12)$$

где γ_n — поверхностная энергия поры; R_n — радиус кривизны поры.

§ 5. Диффузия

Диффузией называется перемещение атомов в металле (сплаве) на расстояния, превышающие средний параметр его кристаллической решетки. Процесс движения атомов в металле под действием теплового возбуждения является *самодиффузией*. Перемещение атомов примесей, сопровождающееся изменением концентрации элементов, называется собственно диффузией, или *гетеродиффузией*.

Большинство явления, протекающих в металлах и сплавах, носят диффузионный характер. К ним относятся кристаллизация, фазовые превращения, пластическая деформация.

В основе процесса диффузии в металлах лежит атомный механизм. Предложено несколько моделей диффузионного движения атомов. Согласно циклическому механизму диффузия представляет собой совместное перемещение группы атомов, меняющихся местами по кругу. По обменному механизму диффузии соседние атомы меняются местами. Вакансийный и межузельный механизмы заключаются в обмене атома местом соответственно с вакансией и межузельным атомом. В металлах самодиффузия и диффузия атомов примесей с большими радиусами осуществляются преимущественно по вакансийному механизму, а перемещение атомов примесей, имеющих малые радиусы, — по межузельному.

Количество атомов, проходящих в единицу времени через единицу площади поверхности раздела (поток вещества J), описывается первым уравнением Фика:

$$J = -D dc/dx, \quad (1.13)$$

где D — коэффициент диффузии (самодиффузии); dc/dx — градиент концентрации элемента. Знак «минус» указывает, что диффузия протекает в направлении, противоположном градиенту концентрации элемента. Экспериментально показано, что коэффициент диффузии зависит от температуры:

$$D = D_0 \exp(-Q/R), \quad (1.14)$$

Здесь D_0 — константа; Q — энергия активации диффузии; R — газовая постоянная. Если градиент концентрации изменяется во времени t , то процесс диффузии описывается вторым уравнением Фика

$$dc/dt = D d^2c/dx^2. \quad (1.15)$$

Важным фактором, определяющим возможность перехода атома из одного положения в другое, является энергетический барьер, который при этом надо преодолеть. Энергия активации диффузии Q характеризует энергию связи атомов в кристаллической решетке. Чем выше значение Q , тем больше энергия, необходимая для перемещения атома. Эту энергию атом может получить от соседей, с которыми у него происходит непрерывный обмен кинетической энергией.

Диффузия значительно облегчается, если в металле имеются дефекты кристаллического строения. При наличии дислокаций самодиффузия и диффузия атомов примесей ускоряются, так как решетка около дислокаций сильно искажена. Наиболее интенсивно атомы перемещаются вдоль ядра дислокации. Энергия активации при зернограничной диффузии (по границам зерен и блоков) примерно вдвое меньше таковой в случае объемной диффузии (по телу зерен).

Контрольные вопросы

- Объясните принцип классификации дефектов кристаллического строения металлов.
- Опишите виды точечных дефектов и принципы их взаимодействия друг с другом.
- Начертите схемы расположения атомов вблизи точечных и линейных дефектов кристаллического строения.
- Какие типы дислокаций вы знаете?
- Охарактеризуйте параметры дислокаций.
- Дайте определение вектора Бюргерса дислокаций.
- Как движутся дислокации в кристалле?
- В чем заключается принцип взаимодействия дислокаций друг с другом и с остальными дефектами кристаллического строения?
- Что такое плотность дислокаций? В каких единицах она измеряется?
- Как влияют атмосферы атомов примесей на свойства дислокаций?
- Объясните принцип действия источников дислокаций в кристаллах.
- Перечислите основные типы дислокаций и их параметры.
- Опишите поверхностные дефекты кристаллов.
- Чем отличаются границы зерен от субграниц?
- Раскройте сущность механизма диффузии в металлах и сплавах.
- Как влияет количество дефектов кристаллического строения на прочность металлов и сплавов?

ГЛАВА 4. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ И ПОЛИМОРФНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

§ 1. Первичная кристаллизация металлов

Кристаллизацией называется превращение металла из жидкого состояния в твердое. Для ее протекания необходим переход системы в термодинамически более устойчивое состояние с меньшей свободной энергией. При давлении P_1 , температуре t_1 (см. рис. 1.2), которая является температурой плавления, свободные энергии жидкого и твердого металла равны. Выше температуры t_1 устойчив жидкий металл, ниже — твердый. Процесс кристаллизации развивается при переохлаждении жидкого металла ниже температуры t_1 , например до температуры t_2 (см. рис. 1.2). Разница $\Delta t = t_1 - t_2$ носит название степени переохлаждения, ее величина зависит от скорости охлаждения. В ходе очень медленного охлаждения степень переохлаждения невелика и кристаллизация протекает при температуре, близкой к равновесной t_1 , что объясняется выделением скрытой теплоты кристаллизации. С увеличением скорости охлаждения степень переохлаждения возрастает, и при температурах ниже равновесной металл затвердевает.

Кристаллизация металла начинается с образования зародышей (центров кристаллизации). Они могут возникнуть на базе имею-

щихся в жидкости гетерофазных флюидуаций, представляющих собой небольшие группировки атомов, для которых характерна такая же атомная упаковка, как и для кристаллов. Гетерофазные флюидуации не устойчивы. Одни из них растут, другие — разрушаются при тепловом движении атомов. Возникновение зародышей кристаллизации на базе гетерофазных флюидуаций возможно в чистом металле. Оно называется гомогением.

Рост зародышей возможен при достижении ими критической величины. Зародыши меньших размеров не устойчивы. Размер критического зародыша $r_{\text{кр}}$ определяется из соотношения

$$r_{\text{кр}} = 2\gamma/\Delta U. \quad (1.16)$$

Здесь γ — поверхностное натяжение; ΔU — разность свободных энергий жидкого и твердого металла.

В процессе кристаллизации свободная энергия системы изменяется в результате перехода металла из жидкого в твердое состояние и образования поверхностей раздела. Суммарное изменение свободной энергии металла ΔF можно определить из выражения

$$\Delta F = -V\Delta U + S\gamma, \quad (1.17)$$

где V — объем зародыша; S — суммарная величина поверхности зародышей.

Энергия, необходимая для гомогенного образования зародышей, может быть получена за счет энергетических флюидуаций, т. е. в результате появления в жидкости группировок атомов, имеющих размеры большие критических и обладающих повышенной энергией.

В технических металлах всегда присутствуют примеси (включения), которые облегчают образование зародышей. Примеси будут активными, если кристаллические решетки примеси и металла одинаковы, а параметры указанных решеток близки. Это — принцип структурного и размерного соответствия. Образование зародышей на посторонних примесях называется гетерогением.

Рост зародышей при кристаллизации осуществляется в результате перехода атомов из переохлажденной жидкости к кристаллам. Одиночный атом, попадая на плоскую плотноупакованную грань зародыша, может вернуться обратно в жидкость. Атомы на грани закрепляются с помощью двумерных зародышей, представляющих собой плоские скопления атомов определенной величины. Атомы легко присоединяются к кромкам двумерных зародышей, которые растут до заполнения атомного слоя. Для дальнейшего протекания кристаллизации необходимо образование нового двумерного зародыша.

Рост кристаллов значительно облегчается при наличии на гранях различных дефектов поверхности в виде ступенек и выступов, на которых легкодерживаются атомы. Выход на поверхность кристалла линтовой дислокации создает на ней ступеньку, к последней присоединяются атомы из жидкости. При этом она закручивается вокруг неподвижной оси дислокации, в результате чего возникают спирали роста.

Скорость кристаллизации металла определяется скоростью образования зародышей, т. е. числом зародышей, возникающих в единицу времени в единице объема V_1 , и скоростью их роста, или скоростью

увеличения линейных размеров зародышей в единицу времени V_p :

$$V_p = [n_{at}^{1/2} N_{at} \exp(-A_0/kT)]/t; \\ V_p = [2\gamma b \Delta v \exp(-q/M)]/M, \quad (1.18)$$

где n — число атомов в кристалле (зародыше); A_0 — работа образования зародыша; t — время; Δv — изменение химического потенциала при переходе одного атома из жидкости к кристаллу; q — энергия активации перемещения атомов из жидкости к кристаллу. Чем больше скорости образования и роста зародышей, тем быстрее протекает кристаллизация.

Форма кристаллов зависит от условий их роста. В равновесных условиях в процессе медленного охлаждения образуются правильно ограненные кристаллы, грани которых растут равномерно. Неоднородное распределение температуры и примесей в жидкости способствует преимущественному развитию граней кристаллов, имеющих плотную упаковку атомов, и минимальную поверхностную энергию. При наличии примесей в жидкости поверхность кристаллов может быть неравномерной, образуется множество ячеек, центр и край которых растут с разной скоростью. Ускоренное охлаждение приводит к тому, что наряду с плотноупакованными гранями растут грани с менее плотной упаковкой, в результате возникают игольчатые, пластинчатые и дендритные кристаллы.

§ 2. Полиморфные превращения в металлах

Полиморфизм — это способность металлов существовать в различных модификациях при изменении температуры и давления. Многие металлы (железо, натрий, литий, марганец, кобальт, титан и др.) обладают этим свойством. Например, титан, марганец, кобальт и гафний имеют по две модификации соответственно с такими решетками: гексагональной и ОЦК, кубической и тетрагональной, ГЦК и ГП, ГП и ОЦК.

На диаграммах состояния полиморфных металлов (рис. 1.30) область кристаллического состояния разделена на несколько участков, в пределах которых устойчива соответствующая модификация. Модификации одного и того же металла обозначаются буквами греческого алфавита (α , β , γ , δ). Линии, разделяющие эти участки, описывают условия двухсторонних равновесий смежных модификаций. В точке M реализуется трехфазное равновесие $K_\alpha + K_\beta + K_\gamma$, при котором равны свободные энергии всех трех модификаций металла.

Полиморфное превращение металла, или перекристаллизация, происходит в результате образования и роста зародышей новой фазы. В случае переохлаждения металла ниже температуры полиморфного превращения t_1 при давлении P_1 на величину Δt при t_2 модификация K_α станов-

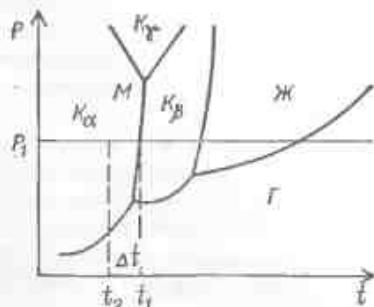


Рис. 1.30. Диаграмма состояния полиморфного металла при разных температурах и давлениях

ится нестабильной и появляются зародыши кристаллов модификации K_α . Гомогенное зарождение происходит при высокой флуктуации энергии, поэтому в металлах оно почти не наблюдается. Зародыши возникают гетерогенным путем в дефектных участках структуры (на границах кристаллов, в скоплениях вакансий и дислокаций, на частицах примесей) и вызывают упругое искажение кристаллической решетки.

Рост зародышей K_α в условиях достаточно высокой диффузионной подвижности атомов происходит путем постепенного перехода атомов из решетки K_β в решетку K_α . Это механизм нормального полиморфного превращения. Если диффузионная подвижность атомов невелика, полиморфное превращение проходит без диффузии, или сдвиговым путем. В основе сдвигового механизма лежит упорядоченная перестройка решетки, которая возможна при определенной ориентации сопрягающихся решеток модификаций K_β и K_α . Во время сдвигового перехода одной модификации в другую атомы перемещаются на небольшие расстояния, меньшие межатомных. Скорость такой перестройки велика ($\approx 10^9$ м/с), поскольку в этом случае тепловое движение атомов не является определяющим. В некоторых металлах полиморфное превращение может проходить двумя путями: при малых переохлаждениях реализуется нормальный механизм, при больших — сдвиговый.

Полиморфные превращения в металлах сопровождаются скачкообразным изменением их физических, механических, химических и других свойств.

Контрольные вопросы

- В чем сущность кристаллизации чистых металлов?
- Какова роль дислокаций в процессе кристаллизации?
- Что такое полиморфизм? Приведите примеры.
- Назовите основные виды полиморфных превращений.

ГЛАВА 5. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

В технике используются, как правило, не чистые металлы, а сплавы. К наиболее распространенным сплавам относятся стали, чугуны, силикаты, латуни, бронзы, баббиты, дюралюминии. Их прочностные свойства часто выше, чем таковые чистых металлов. Пластичность же металлов при добавлении атомов других элементов, как правило, понижается. Наиболее простым способом получения сплавов является процесс, когда в жидкий металл добавляются другие материалы в твердом или жидким состоянии. Сплав можно получить также путем спекания порошков различных металлов, при этом происходит взаимная диффузия компонентов.

§ 1. Фазы, возможные в сплавах. Диаграммы состояния сплавов

Химические элементы, из которых состоят сплавы, называются компонентами. Определение фазы дано в гл. 1. Фаза в сплавах может состоять из одного или нескольких компонентов. Под составом фазы понимают относительное содержание компонентов. Твердая фаза имеет определенное атомное строение, идеальная твердая фаза должна быть физически и химически однородной. В сплавах возможны такие фазы: жидкые и твердые растворы, химические (промежуточные) соединения.

Для получения сведений о структуре сплавов используются диаграммы состояния, или диаграммы фазового равновесия. С их помощью определяют температуры начала и конца кристаллизации или расплавления любого сплава данного состава, число, тип и состав фаз, присутствующих в любом сплаве при заданной температуре; рассчитывают относительное весовое количество фаз в двухфазных областях; описывают процессы кристаллизации или плавления и соответствующие превращения в твердом состоянии, определяют микроструктуру сплава при любой заданной температуре. Закономерность изменения числа фаз в сплаве устанавливается правилом фаз Гиббса

$$S = K + 2 - f, \quad (1.19)$$

где S — число степеней свободы; K — число компонентов; 2 — количество внешних факторов (температура и давление); f — число фаз, находящихся в равновесии.

Жидкие растворы образуются в процессе сплавления двух или нескольких компонентов — простых элементов или соединений, когда между их атомами возникают определенные взаимодействия. Атомы сплавляемых компонентов ионизируются, испытывают колебания около положений равновесия и, перемещиваясь, непрерывно движутся в объеме. При понижении температуры в жидкости начинают проявляться химические свойства компонентов. Это приводит к тому, что нарушается существовавшее при высоких температурах статистическое распределение атомов. В макроскопических объемах жидкости возможны временные, местные отклонения состава от среднего значения, которые называют коинцидентными и флюктуациями. Каждой температуре в условиях равновесия соответствует свой постоянный набор концентрационных флуктуаций.

Твердыми растворами называются кристаллические вещества, в которых один из компонентов сохраняет свою кристаллическую решетку, а атомы другого компонента располагаются в решетке и изменяют ее параметры. При образовании твердого раствора наблюдается повышение твердости, пределов текучести и прочности, так как искаженные в местах расположения атомов растворенного компонента области препятствуют движению дислокаций. Упрочнение сплава (твердого раствора) определяется по формуле Мотта — Набарро

$$\sigma_t = GB^2C, \quad (1.20)$$

где B — параметр, зависящий от степени различия размеров атомных радиусов; C — атомная концентрация растворенного компонента.

Различают три вида твердых растворов: замещения, внедрения и вычитания. В твердых растворах замещения атомы растворенного компонента находятся в узлах кристаллической решетки растворителя. Такие растворы могут образоваться, если разница в размерах атомов компонентов не превышает 10—15 %, кристаллические решетки последних изоморфны (одинаковы), элементы принадлежат к одной или смежным группам периодической системы. В твердых растворах замещения компоненты растворяются неограниченно или ограниченно. Примерами могут служить системы Fe-Co, Fe-Cr, Cu-Ni, Ni-Fe.

В твердых растворах внедрения атомы растворенного компонента располагаются в междуузлиях кристаллической решетки растворителя. Растворы внедрения образуют с металлами элементы с малым атомным радиусом (углерод, водород, азот, бор) и отличаются ограниченной растворимостью.

Твердые растворы вычитания возникают на базе химических соединений (промежуточных фаз), в узлах кристаллической решетки которых недостает определенного количества атомов одного из компонентов. В этом случае химическое соединение имеет переменный состав.

Рассмотрим диаграмму состояния двух компонентов, неограниченно растворимых в жидком и твердом состояниях.

На диаграмме можно различить три области фазового состояния (рис. 1.31). Выше линии ликвидуса $t_{\text{ликв}}^A t_{\text{ликв}}^B$ существует только жидккая фаза, ниже линии солидуса $t_{\text{солид}}^A t_{\text{солид}}^B$ — α -твердый раствор, между линиями ликвидуса и солидуса — жидкость и твердый раствор.

Опишем процесс кристаллизации сплава, содержание в котором компонентов B и A определяется соответственно отрезками x и y .

При температурах выше линии ликвидуса сплав находится в жидком состоянии. Для появления твердой фазы необходимо, чтобы температура сплава находилась ниже линии ликвидуса. Жидкость при этом пересыщается тугоплавким компонентом, и в ней зарождаются кристаллы α -фазы. Таким образом, кристаллизация сплава начинается при небольшом переохлаждении ниже линии ликвидуса. Состав жидкой и твердой фаз, находящихся в равновесии при температуре t_1 , определяется точками пересечения горизонтальной линии (конусы), проходящей через точку I , соответственно с линиями ликвидуса (точка I') и солидуса (точка I''). Относительное количество каждой из фаз, существующих в равновесии, находится по правилу отрезков (правилу рычага) $J_I / \alpha_I = (I - I') / (I'' - I)$.

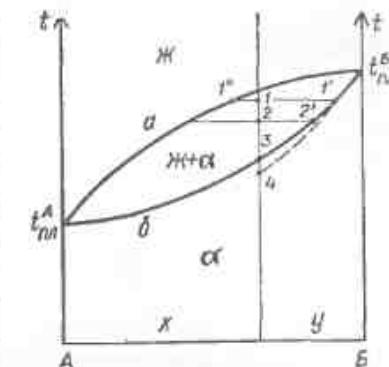


Рис. 1.31. Диаграмма состояния компонентов с неограниченной растворимостью в жидком и твердом состояниях

Кристаллизация сплава продолжается в процессе дальнейшего охлаждения, относительное количество фаз постоянно изменяется. Сплав полностью затвердевает при достижении температуры t_3 (солидус). Таким образом, для затвердевания сплавов необходимо постепенно уменьшать температуру, чистые же металлы кристаллизуются при постоянной температуре. В процессе кристаллизации состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидуса, а твердого раствора — по линии солидуса. В случае медленного охлаждения сплав кристаллизуется с образованием однородного α -твердого раствора. При ускоренном охлаждении сплава состав α -фазы в пределах каждого кристалла не успевает выравниваться. Внутренняя часть кристаллов, образовавшаяся при температуре t_1 , имеет состав, определяемый точкой $1'$, составу следующего слоя, возникшего при температуре, — отвечает точка $2'$ и т. д. Средний состав α -твердого раствора изменяется не по равновесной линии солидуса, а по штриховой линии (неравновесный солидус) и не соответствует равновесному составу. В условиях неравновесной кристаллизации сплав затвердевает при температуре ниже равновесной температуры затвердевания (при t_4). В результате образуется неоднородный твердый раствор.

Такая химическая неоднородность называется в и у т р и кристаллической ликвацией. Ее еще называют дендритами, если кристаллы имеют форму дендритов. Чем больше разность температур ликвидуса и солидуса сплава, тем сильнее проявляется ликвация. Она может быть ослаблена или даже устранена, если сплав нагреть до температур, при которых обеспечивается достаточно высокая скорость диффузии (несколько ниже температуры солидуса). Такой вид термической обработки называется диффузионным, или гомогенизирующим отжигом.

Для осуществления горячей пластической деформации сплавы нагревают до высоких температур, при этом возможно достижение температуры неравновесного окончания кристаллизации неоднородного твердого раствора (при t_4), в результате зоны, обогащенные легкоплавкими компонентами, оплавляются. Деформация сплава с прослойками жидкой фазы может привести к браку или даже к аварии на прокатном стане. Чтобы избежать этого, деформацию следует проводить при температурах ниже неравновесного солидуса, либо использовать предварительный гомогенизирующий отжиг.

На диаграмме состояния компонентов, образующих ограниченные твердые растворы (рис. 1.32), существуют две области ограниченной растворимости: компонента B в компоненте A (α -твердый раствор) и компонента A в компоненте B (β -твердый раствор). Линии ab и ac являются линиями ограниченной растворимости компонентов друг в друге, $t_{\text{пл}}^A E t_{\text{пл}}^B$ — ликвидуса, $t_{\text{пл}}^A a E b t_{\text{пл}}^B$ — солидуса. На линии $aE b$ реализуется трехфазное равновесие $\alpha_a + \text{Ж}_E + \beta_b$. Превращение $\text{Ж}_E \rightarrow \alpha_a + \beta_b$, когда жидкость одновременно распадается на две твердые фазы, называется эвтектическим, а образующаяся в результате эвтектической кристаллизации двухфазная структура — эвтектика.

Все сплавы на этой диаграмме можно разделить на три группы: дозвтектические, состав которых находится левее точки E ; эвтектиче-

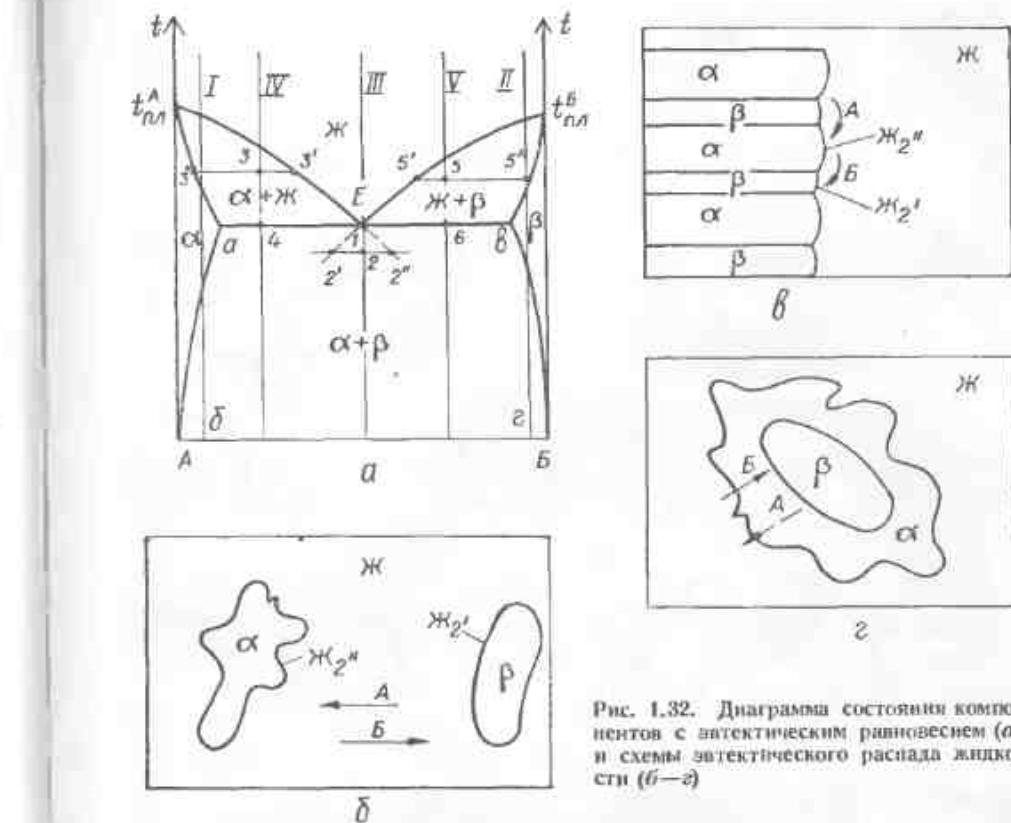


Рис. 1.32. Диаграмма состояния компонентов с эвтектическим равновесием (а) и схемы эвтектического распада жидкости (б—г)

ской, соответствующий составу в точке E ; дозвтектические, состав которых лежит правее точки E .

Рассмотрим процесс кристаллизации сплавов разного состава. Сплавы I и II затвердевают аналогично сплаву, схема кристаллизации которого приведена на рис. 1.31. Сплав III эвтектического состава имеет самую низкую температуру затвердевания. При температурах выше t_1 он находится в жидком состоянии. Температура t_1 совпадает с температурой эвтектического равновесия, при которой жидкость насыщена одновременно компонентами A и B . Кристаллизация начинается после переохлаждения сплава, например до температуры t_2 , при которой жидкость окажется пересыщенной компонентами A и B . Степень пересыщения определяется соответственно величинами отрезков $2-2'$ и $2'-2$. Создаются условия для одновременного выделения из жидкости двух твердых фаз, т. е. для эвтектической кристаллизации $\text{Ж}_E \rightarrow \alpha_a + \beta_b$, которая проходит при постоянной температуре.

В зависимости от степени переохлаждения изменяется ход эвтектического превращения. При незначительном переохлаждении кристаллы α - и β -твердых растворов зарождаются и растут в жидкости раздельно. Образование кристаллов α и β приводит к химической неоднородности жидкости. В контакте с кристаллами α жидкость обедняется компонентом A (ее состав соответствует точке $2''$ на рис. 1.32, а), около кристал-

лов β — жидкость обедняется компонентом B (до состава в точке 2'). В результате возникают диффузионные потоки атомов компонентов A и B в противоположных направлениях (рис. 1.32, б). Прыжок атомов компонента A к кристаллам α и атомов компонента B к кристаллам β обеспечивает условия для их роста. Кристаллы растут до полного исчезновения жидкости. В результате образуется структура, состоящая из крупных кристаллов α и β , которая называется структурой грубого конгломерата фаз.

При увеличении степени переохлаждения кристаллы α - и β -твердых растворов зарождаются и растут совместно. На какое-то мгновение раньше возникает первая фаза, например α , а на ее поверхности, как на подложке, кристаллизуется β -фаза. Перед фронтом кристаллизации жидкость химически неоднородна. Вблизи кристаллов α она обогащена компонентом B , вблизи кристаллов β — компонентом A . Диффузионные потоки компонентов A и B (рис. 1.32, в) приводят к совместному (кооперативному) росту кристаллов α и β , их взаимному прорастанию. Двухфазный агрегат, который образуют кристаллы α и β , выросшие из одного центра, называется эвтектической колонией, фаза эвтектики, зародившаяся первой, называет свою форму эвтектической колонии. Эта фаза является ведущей, или матричной фазой. Вторая фаза прорастает в ведущей и разветвляется в ней.

Возможен случай эвтектической кристаллизации, когда зародившаяся первой β -фаза окружается растущей α -фазой и изолируется от жидкости. При этом эвтектическое превращение проходит аномальным путем, α - и β -фазы растут за счет диффузионных потоков в α -оболочке (рис. 1.32, г).

Затвердевание дозвтектического IV и заэвтектического V сплавов начинается при переохлаждении ниже линии ликвидуса с выделения из жидкости первичных кристаллов соответственно α или β (см. рис. 1.32, а). Состав жидкой фазы определяется точкой на линии ликвидуса 3' или 5', состав твердой фазы α или β — точкой на линии солидуса 3" или 5". Относительное количество фаз для сплава IV $\chi_{\alpha}/\alpha_0 = (3'' - 3)/(3'' - 3')$, для сплава V — $\chi_{\beta}/\beta_0 = (5'' - 5)/(5'' - 5)$.

Выделение первичных кристаллов фаз α или β продолжается до эвтектической температуры, состав жидкости в процессе кристаллизации изменяется по линии ликвидуса, твердой фазы — по линии солидуса. При температурах t_4 и t_6 сплав IV имеет структуру χ_E и α_0 , а сплав V — χ_E и β_0 . В обоих сплавах жидкость приобрела эвтектический состав, поэтому при охлаждении сплава ниже эвтектической температуры образуется эвтектика $\chi_E \rightarrow \alpha_0 + \beta_0$. После завершения кристаллизации дозвтектический сплав IV имеет структуру первичных кристаллов α и эвтектики $\alpha + \beta$, заэвтектический сплав V — первичных кристаллов β и эвтектики $\alpha + \beta$.

На рис. 1.33 показаны микроструктуры сплавов эвтектических систем. Структура грубого конгломерата фаз не имеет четко выраженной периодичности (рис. 1.33, а). Морфология эвтектик определяется несколькими факторами: типом сплава, кристаллохимическими свойствами компонентов или фаз, образующих эвтектику, условиями затвердевания, степенью чистоты сплава. Морфологически эвтектики подразделяются на две большие группы: стержневые (рис. 1.33, б) и пластин-

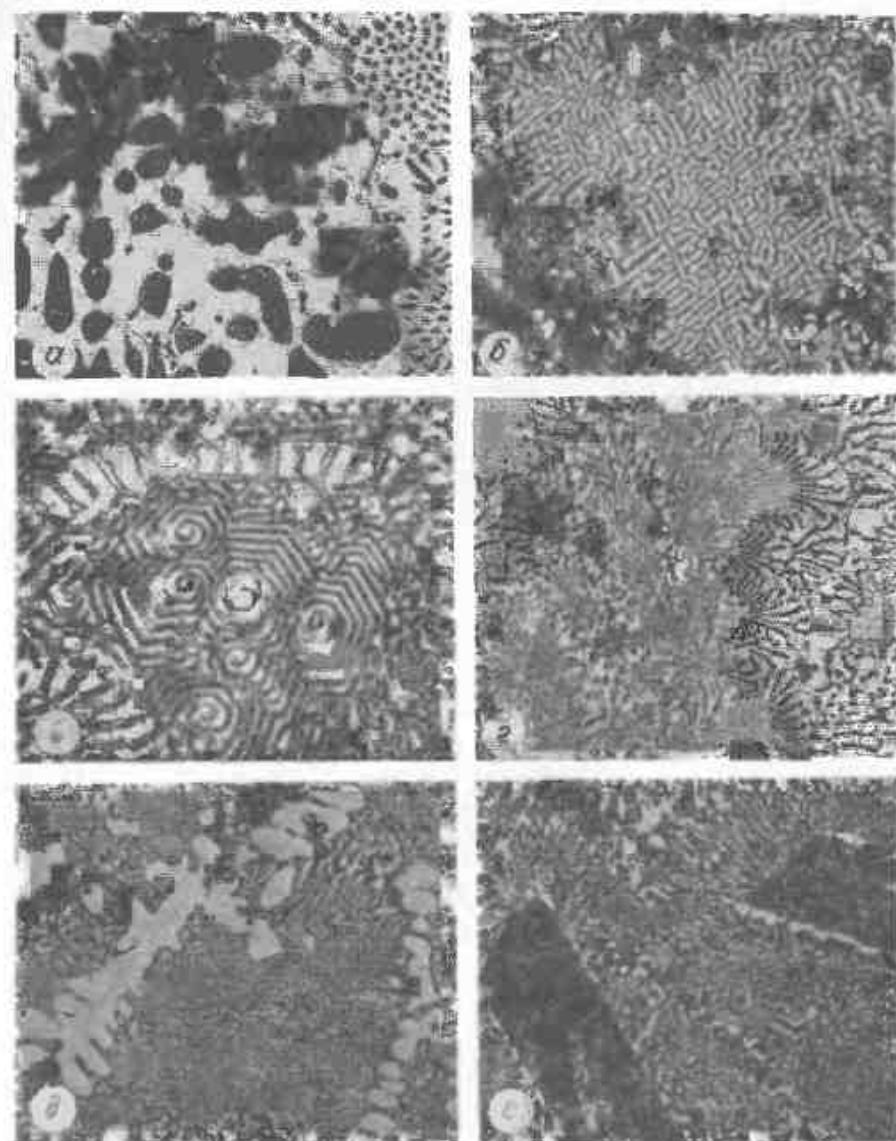


Рис. 1.33. Структуры эвтектических сплавов систем Cd — Zn (а, в), Sb — ZnSb (б), Zn — Mg (д), дозвтектического (в) и заэвтектического (е) сплавов системы Sb — ZnSb ($\times 600$, Т. М. Шпак)

чатые (рис. 1.33, б, в). Форма пластин и стержней эвтектических фаз может быть самой различной, этим и объясняется разнообразие эвтектических структур. Эвтектики также различаются по виду ячеек, из которых состоит эвтектическая колония.

Морфология эвтектики, механические свойства составляющих ее фаз, а также степень их дисперсности определяют уровень прочностных

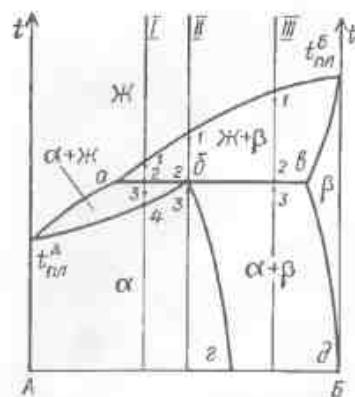


Рис. 1.34. Диаграмма состояния компонентов с перитектическим равновесием

и $t_{\text{лвд}}^A$ и $t_{\text{лвд}}^B$ являются соответственно линиями ликвидуса и солидуса, ab и ed — линии ограниченной растворимости. На линии ab реализуется трехфазное равновесие $\text{Ж}_o + \alpha_b + \beta_b$. Превращение $\text{Ж}_o + \beta_b \rightarrow \alpha_b$ (из жидкой и твердой фаз возникает новая твердая фаза) называется **перитектическим**.

При температурах линии ликвидуса и выше сплавы находятся в жидком состоянии. Затвердевание сплавов I , II , III начинается после их переохлаждения ниже линии ликвидуса до температуры t_1 с выделения кристаллов β -твердого раствора. Кристаллизация β -фазы продолжается при охлаждении до перитектической температуры t_2 . В этом случае структура всех трех сплавов состоит из фаз Ж_o и β_b — твердого раствора и отличается лишь относительным количеством жидкой и твердой фаз, которое можно для каждого сплава определить по правилу отрезков. При переохлаждении сплавов ниже перитектической температуры (до t_3) проходит перитектический распад. В сплаве II обе исходные фазы полностью расходуются на образование новой фазы $\text{Ж}_o + \beta_b \rightarrow \alpha_b$.

Сплав I содержит жидкой фазы больше, чем нужно для образования α -фазы, и после перитектического превращения ($\text{Ж}_o + \beta_b \rightarrow \alpha_b + \text{Ж}_{\text{ост}}$) остается жидкость, которая затвердевает в интервале температур t_3 — t_4 . В сплаве III в избытке имеется β -фаза, и после перитектического превращения $\text{Ж}_o + \beta_b \rightarrow \alpha_b + \beta$ сплав имеет структуру двух твердых фаз. Перитектическая кристаллизация характерна для сплавов медь — цинк, медь — олово, железо — углерод.

Химические соединения отличаются от твердых растворов тем, что при их образовании возникает новая кристаллическая решетка, отличная от решеток компонентов. Химические соединения могут иметь постоянный A_nB_n и переменный A_xB_y составы. Последние на диаграммах состояния часто обозначаются буквами греческого алфавита подобно твердым растворам (рис. 1.35). Химические соединения отличаются своим поведением при плавлении. Если составы твердой

и пластических свойств сплава. Чем дисперсней эвтектика и большее степень разветвления эвтектических фаз, тем выше прочность металлического сплава. На свойства до- и заэвтектических сплавов влияет морфология первичной фазы α (рис. 1.33, d) или β (рис. 1.33, e). Эвтектическая кристаллизация проходит в сплавах железо — углерод, алюминий — кремний, цинк — магний, алюминий — германий, кадмий — цинк, цинк — алюминий и др.

Существует другой способ двухфазной кристаллизации твердых растворов внедрения с ограниченной растворимостью в твердом состоянии. Диаграмма состояния в этом случае имеет вид, показанный на рис. 1.34. Линии $t_{\text{лвд}}^A$ и $t_{\text{лвд}}^B$

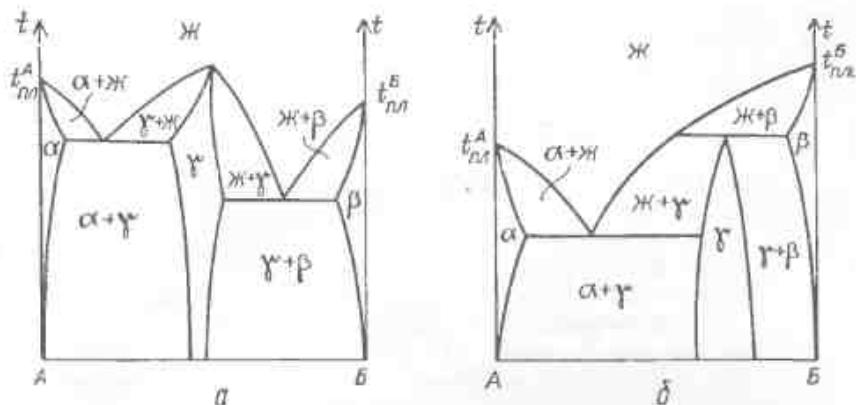


Рис. 1.35. Диаграммы состояния компонентов, образующих химические соединения переменного состава

и жидкой фаз совпадают, химические соединения называют **конгруэнтно плавящимися**, или соединениями с открытым максимумом (рис. 1.35, a). Если же при плавлении химического соединения образуются жидкая и твердая фазы, причем их составы отличаются, такие химические соединения называют **инконгруэнтно плавящимися**, или соединениями со скрытым максимумом (рис. 1.35, b).

§ 2. Фазовые превращения в сплавах

Полиморфные превращения. Диаграммы состояния сплавов усложняются, если один или оба компонента системы полиморфны (рис. 1.36). Диаграмма состояния компонентов, растворимых неограниченно и ограниченно растворимых в твердом состоянии, приведена соответственно на рис. 1.36, a и b .

Рассмотрим полиморфное превращение в сплаве, образованном компонентами с неограниченной растворимостью. При температурах t_1 и выше устойчив α_1 -твердый раствор. Полиморфное превращение $\alpha_1 \rightarrow \alpha$ начинается при небольшом переохлаждении, например до температуры t_2 . Зародыши α -твердого раствора возникают в основном гетерогенным путем в дефектных участках структуры α_1 -твердого раствора (на границах зерен и субзерен, у частиц неметаллических включений, в скоплениях дислокаций). Они отличаются от исходной α_1 -фазы типом кристаллической решетки и составом. Составы зародышей α -фазы и исходного α_1 -твердого раствора (после выделения кристаллов α) соответствуют точкам $2'$ и $2''$. При температуре t_3 относительное количество фаз выразится так: $\alpha_2/\alpha_{2''} = (2' - 2)/(2 - 2'')$.

Зародыши α -фазы растут при понижении температуры, а состав обеих фаз непрерывно изменяется. Перекристаллизация заканчивается при температуре t_5 .

Форма кристаллов α -фазы в случае реализации нормального механизма превращения близка к равноосной. Если зародыши α -фазы ориентационно связаны с решеткой исходной α_1 -фазы, то скорость их роста в разных кристаллографических направлениях неодинакова.

В результате кристаллы α -фазы принимают форму пластин или игл. Такая структура называется в и д м а и ш т е т т о в о й.

В ходе ускоренного охлаждения диффузионное перераспределение компонентов между фазами α и α_1 подавляется. Полиморфное превращение $\alpha_1 \rightarrow \alpha$ возможно в случае упорядоченного коллективного перехода атомов из одной фазы в другую, т. е. при сдвиговом механизме, который называется м а р т е н с и т и ю м. Образующиеся с большой скоростью кристаллы α -фазы имеют игольчатую форму. Между кристаллами исходной α_1 и новой α фаз существует определенное ориентационное соотношение, характер которого зависит от их кристаллической структуры. Как правило, удельные объемы исходной и новой фаз различны, поэтому в процессе мартенситного превращения возникают напряжения (фазовый паклел). Их релаксация осуществляется пластическими сдвигами, в результате чего мартенситное превращение сопровождается деформацией, которая может достигать 20–30 %.

Мартенситное превращение в системах Cu–Zn, Cu–Sn, Cu–Al–Ti, Ti–Ni носит термоупругий характер, поскольку оно сопровождается накоплением значительной упругой энергии без пластической релаксации термических напряжений. Такие сплавы отличаются сверхупругостью и способностью «запоминать форму». Мартенситное превращение в них не приводит к макроскопическому изменению объема.

Обратное превращение термоупругого мартенсита в исходную фазу связано с накопленной энергией упругих искажений. Оно происходит в результате перестройки решетки строго в обратном направлении таким образом, что атомы возвращаются в исходные положения. Накопленная деформация может возвращаться сразу же после разгрузки, и при температуре дефор-

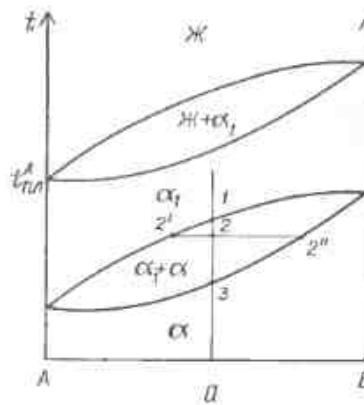
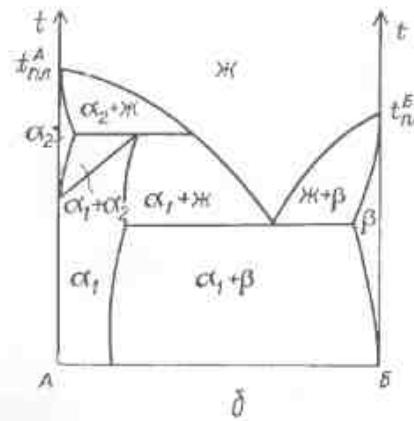


Рис. 1.36. Диаграммы состояния сплавов, образованных полиморфными компонентами



мации наблюдается сверхупругость, а также в процессе нагрева после деформации во время прохождения определенного температурного интервала, когда изделие «вспоминает» форму, которую оно имело до деформации, и таким образом проявляется э ф ф е к т з а п о м и н а н и я ф о�мь.

На рис. 1.36, в приведена диаграмма состояния компонентов, высокотемпературные модификации которых растворимы друг в друге неограниченно, а низкотемпературные — ограниченно. На линии ab существует трехфазное равновесие $\alpha_{1a} + \alpha_{1b} + \beta_b$. Превращение $\alpha_{1a} \rightarrow \alpha_{1b}$, состоящее в одновременном образовании из твердой фазы двух новых твердых фаз, называется э в т е к т о и д н ы м.

Выделение фаз из пересыщенных твердых растворов обусловлено ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии. На диаграммах состояния компонентов с ограниченной растворимостью имеются однофазные области устойчивости твердых растворов, отделенные от двухфазных областей линиями ограниченной растворимости (рис. 1.37). При температуре t_1 сплав находится в однофазном состоянии, α -твердый раствор насыщен компонентом B . Дальнейшее охлаждение сплава до температуры t_2 вызывает пересыщение α -фазы компонентом B . Величина отрезка $2'-2$ определяет степень пересыщения. Однофазное состояние сплава становится метастабильным. В сплаве появляются зародыши новой фазы β , обогащенные компонентом B . Они возникают обычно гетерогенным путем в дефектных участках структуры α -фазы, обогащенных компонентом B . Состав зародышей определяется точкой $2''$ на линии bg .

С появлением β -фазы состав исходной α -фазы становится равновесным для данной температуры и определяется точкой $2'$ на линии ab . Относительное количество фаз при этом $\alpha_{2''}/\beta_{2'} = (2-2'')/(2'-2)$. Для дальнейшего выделения β -фазы сплав необходимо охладить. Форма кристаллов β -фазы зависит от скорости охлаждения. При медленном охлаждении и малых пересыщениях β -фаза выделяется на границах α -фазы в виде равноосных зерен, в случае ускорения охлаждения — в виде оболочки вдоль границ. Возможно появление β -фазы и внутри зерен α -фазы; форма кристаллов β -фазы при этом может быть равноосной, пластиничатой или игольчатой в зависимости от скорости охлаждения.

В процессе нагрева сплава с исходной структурой $\alpha + \beta$ избыточная фаза β растворяется, поскольку при повышенной температуре растворимость компонента B в α -фазе увеличивается. Растворение кристаллов избыточной фазы связано с переходом атомов компонента B через межфазную границу α/β и с последующей диффузией их в α -твердом растворе.

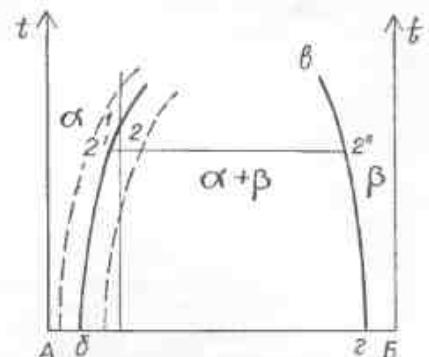


Рис. 1.37. Участок диаграммы состояния компонентов, ограничено растворимы друг в друге

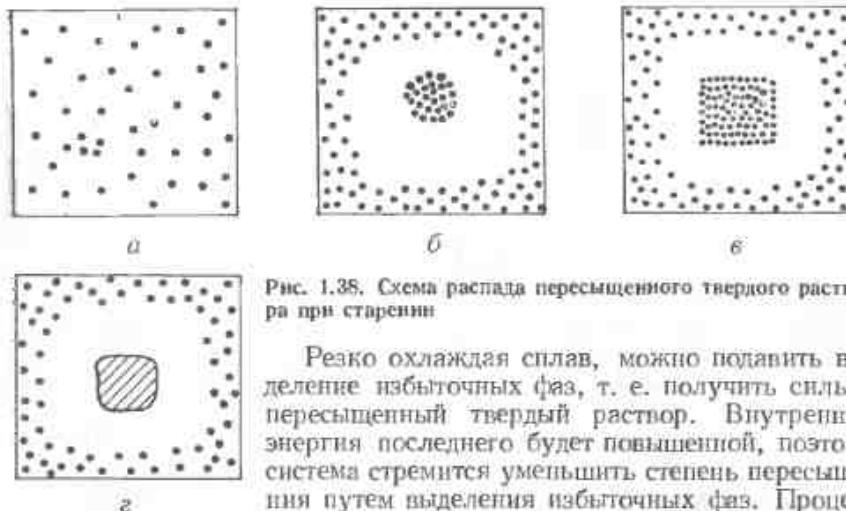


Рис. 1.38. Схема распада пересыщенного твердого раствора при старении

Резко охлаждая сплав, можно подавить выделение избыточных фаз, т. е. получить сильно пересыщенный твердый раствор. Внутренняя энергия последнего будет повышенной, поэтому система стремится уменьшить степень пересыщения путем выделения избыточных фаз. Процесс выделения избыточных фаз из пересыщенного твердого раствора называется дисперсионным упрочнением, или старением (термическим). Это явление способствует повышению твердости и прочности сплава. Если старение проходит при температуре 20 °C, его называют естественным, в условиях подогрева — искусственным.

В процессе старения в α -фазе возникает множество мелких выделений, которые равномерно распределяются в сплаве. Они образуются в несколько стадий (рис. 1.38). На начальных этапах старения (*I* стадия) в пересыщенном твердом растворе появляются зоны, обогащенные растворенным компонентом (рис. 1.38, *a*, *b*). Эти искаженные участки твердого раствора называются зонами Гинье — Престона. Они имеют форму дисков толщиной в несколько межатомных расстояний. Быстро охлажденный сплав содержит повышенное количество вакансий, которые формируют комплексы с растворенными атомами. Вакансии стремятся к стокам и исчезают в них, а в этих местах зарождаются атомные сегрегации.

При дальнейшем развитии распада твердого раствора зоны растут и размещение в них атомов становится упорядоченным, близким к строению кристаллической решетки будущей избыточной β -фазы (*II* стадия) (рис. 1.38, *c*). Они пока не имеют четких границ. Зоны Гинье — Престона становятся зародышами новой β -фазы, которые вначале когерентны с исходным раствором и отличаются от него упаковкой атомов и составом. Напряжения в переходной зоне приводят к нарушению когерентности и образованию границ раздела (*III* стадия, рис. 1.38, *d*).

Иногда при старении вместо стабильной β -фазы выделяется метастабильная β' -фаза, являющаяся по структуре и составу промежуточной между α и β -фазами. Образованная β' -фаза связана с α -фазой когерентно. Метастабильная фаза неустойчива и может превращаться в стабильную β -фазу. При этом когерентность решеток нарушается и возникают нормальные межфазовые границы.

На всех стадиях образования и роста выделений в решетке окру-

жающего их α -твердого раствора возникают большие искажения, которые приводят к появлению напряжений и дефектов кристаллического строения, что вносит определенный вклад в упрочнение сплава. Локальное напряжение τ в α -фазе при выделении частицы избыточной фазы можно определить на основании теории упругости:

$$\tau = 20\xi C_B \cdot \epsilon \quad (1.21)$$

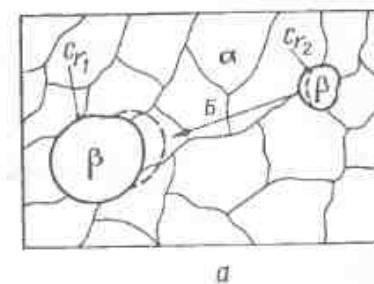
где ξ — коэффициент, зависящий от соотношения атомных радиусов компонентов A и B ; C_B — концентрация компонента B в α -фазе.

Выделившаяся частица испытывает действие только нормальных напряжений, растягивающих или сжимающих. В решетке α -фазы вблизи частицы развиваются значительные касательные напряжения, под действием которых по определенным благоприятно ориентированным кристаллографическим плоскостям возможны сдвиговые процессы. В этом случае направление роста зародыша β или β' -фазы будет определяться ориентацией вновь возникших дислокаций.

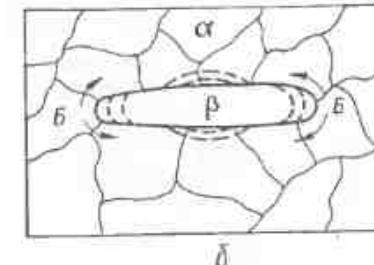
Несовершенства в α -фазе служат местами предпочтительного зарождения избыточной фазы, так как необходимое для этого пересыщение твердого раствора в них может быть меньше, чем в идеальной гомогенной среде. Избыточная фаза выделяется преимущественно на вакансационных кластерах, дислокациях и дефектах упаковки, границах зерен. Влияние дефектов структуры на процесс выделения избыточных фаз проявляется во взаимодействии растворенных атомов с полем напряжения дефектов кристаллического строения α -фазы.

Упрочняющее действие зон Гинье — Престона и частиц выделивших избыточных фаз обусловлено их взаимодействием с движущимися дислокациями.

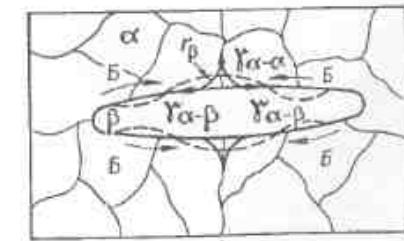
Сплав, содержащий кристаллы избыточной фазы, обладает большой межзеренной энергией и находится в метастабильном состоянии, поэтому формы и размеры частиц избыточной фазы могут изменяться (рис. 1.39). Энергию сплава можно понизить, если уменьшить количество частиц β -фазы. Если кристаллы β -фазы различны по величине, α -твердый раствор будет химически неоднородным. Согласно уравнению Томпсона, концентрация атомов компонента B в α -твердом растворе



а



б



в

Рис. 1.39. Схемы коалесценции (*а*) и сфероидизации частиц избыточной фазы (*б*, *в*)

C_r зависит от кривизны поверхности раздела α и β -фаз:

$$C_r = C_\infty \exp(2\gamma V_B / r_f kT) \quad (1.22)$$

где C_∞ — концентрация атомов компонента B в α -фазе в случае плоской границы раздела, определяемая положением линии ab на рис. 1.37; V_B — атомный объем компонента B ; r_f — радиус кривизны границы.

Если радиус кривизны r_f уменьшается, линия ab смещается вправо, если кривизна отрицательная — влево (на рис. 1.37 штриховыми линиями отмечены изменяющиеся положения кривой ab). В α -твердом растворе концентрация компонента B C_{r_1} вблизи мелких кристаллов β -фазы больше, чем его содержание C_r , около крупных кристаллов. В результате в α -фазе создаются диффузионные потоки атомов компонента B (рис. 1.39, а), нарушающие равновесие у границ раздела. Диффузия атомов компонента B от мелких частиц способствует выходу таких атомов из частиц β -фазы в α -фазу, что приводит к растворению частиц. Приток атомов компонента B к крупным частицам вызывает их рост.

Укрупнение одних кристаллов избыточной фазы за счет растворения других называется коалесценцией. Коалесценцию используют для разупрочнения сплавов при подготовке их к пластической деформации.

В случае выделения кристаллов избыточной фазы в виде пластин структура сплава также нестабильна. Уменьшение межфазной поверхности сплава происходит в результате изменения пластинчатой формы частиц на равнносную. Этот процесс называют сфероидизацией.

Кристаллы пластинчатой формы имеют переменную кривизну поверхности, в них наряду с участками плоской границы раздела есть участки границы с кривизной разного радиуса. Концентрация компонента B в α -растворе вблизи пластины β -фазы согласно уравнению Томпсона (1.21) будет неодинаковой: около плоской границы она меньше, чем у краев пластины. В результате возникает диффузионный поток атомов компонента B от краев пластины к ее середине, что вызывает нарушение равновесия у границ раздела (рис. 1.39, б). У краев пластины α -раствор будет насыщен компонентом B , и это способствует растворению концов пластины. Вблизи плоской границы раздела α -раствор будет пересыщен компонентом B , что приведет к росту средней части пластины.

Сфероидизация пластин β -фазы возможна путем их деления. В месте встречи границы зерна α -твердого раствора с плоской поверхностью пластины β -фазы существуют силы поверхностного натяжения $\gamma_{\alpha-\beta}$ и $\gamma_{\alpha-\alpha}$. Равновесие сил будет достигнуто, если на пластине появится выступ, который приведет к образованию участков β -фазы с отрицательной кривизной радиуса r_β (рис. 1.39, в). В месте соприкосновения с ними α -твердый раствор содержит меньше компонента B , чем вблизи плоской поверхности. Это вызовет диффузию атомов компонента B от плоских участков границы раздела к образовавшемуся выступу и нарушение равновесия у границ раздела. Участки β -кристалла с плоской поверхностью растворяются, и в этом месте пластина становится тонь-

ше, участки же β -кристалла с выступами растут (штриховые линии). Сфероидизацию используют при термической обработке сплавов для повышения их пластичности в процессе последующей деформации.

Контрольные вопросы

1. Дайте определение понятиям фаза, компонент, диаграмма состояния сплава.
2. В чем состоит правило фаз Гиббса?
3. Каковы основные виды твердых растворов и условия их образования?
4. Чем различаются структуры твердых растворов и химических соединений?
5. Как вычислить относительное количество и определить состав фаз в двухфазной области диаграммы состояния сплава?
6. В чем заключается сущность кристаллизации твердых растворов? Объясните механизмом дендритной кристаллизации.
7. Как влияет степень переохлаждения на кристаллизацию сплава?
8. Что такое внутрикристаллическая ликвация?
9. Чем отличаются эвтектическое, перитектическое и эвтектоническое превращения в сплавах?
10. Каковы особенности эвтектической кристаллизации и характер эвтектических структур?
11. Перечислите стадии выделения избыточных фаз в результате изменения растворимости компонентов при колебаниях температуры.
12. Как происходит дисперсионное упрочнение сплава?
13. Охарактеризуйте явления сфероидизации и коалесценции фаз. Как они влияют на свойства сплавов?

РАЗДЕЛ 2. МАТЕЛЛОФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

ГЛАВА 1. ОСНОВНЫЕ ПОНЯТИЯ И ОПРЕДЕЛЕНИЯ

Напряженно-деформированное состояние металлов. Внешние силы, действующие на металл, могут быть растягивающими, сжимающими, изгибающими, скручающими. Они вызывают в металле соответствующее напряженное состояние. Например, одноосное растяжение или сжатие приводит к возникновению одноосного напряженного состояния. При более сложных схемах деформации металл находится в условиях двухосного или трехосного (объемного) напряженного состояния.

Напряжением называют приложенную к телу силу, отнесенную к единице площади его сечения. Общее напряжение состоит из нормального и касательного напряжений, действующих существенно перпендикулярно к сечению и в плоскости сечения образца. Напряженное состояние в любой точке образца, т. е. значения нормальных и касательных напряжений, определяют с помощью тензора напряжений. Напряжения, возникающие в металле, соответственно влияют на процессы деформации и разрушения. Металлы и сплавы в случае приложения внешней нагрузки находятся в упругом или вязкоупругом состояниях, которые характеризуются соответствующими значениями напряжений и деформаций.

Деформация — это изменение размеров и формы тела под действием приложенных сил. Она бывает упругой и пластической. Упругой является деформация, влияние которой на форму, размеры, структуру и свойства сплава полностью устрашается после прекращения действия внешних напряжений. При возрастании приложенных напряжений выше предела упругости деформация становится необратимой, и после снятия внешней нагрузки устрашается лишь упругая составляющая деформации. Пластической считают такую деформацию, при которой форма и размеры тела изменяются необратимо.

Характер деформированного состояния металла определяется его напряженным состоянием и может быть одноосным, двухосным и объемным. Деформированное состояние в любой точке образца описывают с помощью тензора деформаций.

Важнейшим свойством металлов и сплавов является их пластичность, позволяющая получать изделия, имеющие различные формы и размеры. П л а с т и ч н о с т ь рассматривают как свойство металла или сплава сохранять часть деформации после снятия вызвавших ее нагрузок. На пластичность материала влияют различные факторы: тип кристаллической структуры, характер межатомных связей, химический состав, структурное состояние, температура и скорость деформации.

Изменение внешних факторов может привести к изменению деформируемости тела. Под л е ф о р м и р у е м о с т ью понимают способность тела (слитка, заготовки) необратимо изменять свою форму

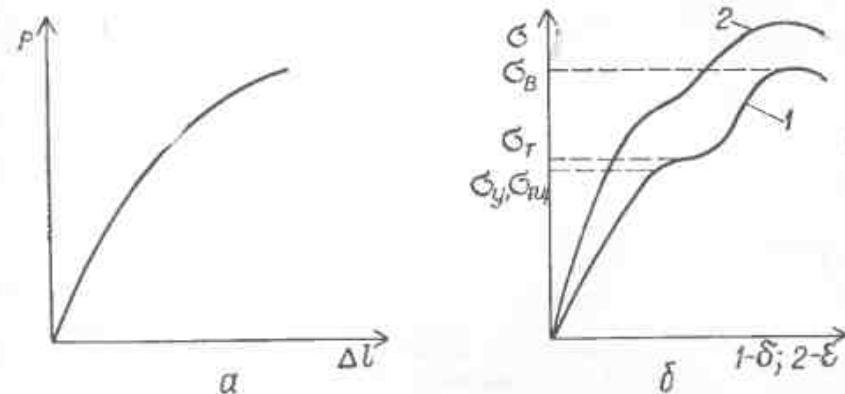


Рис. 2.1. Диаграммы растяжения металла

без нарушения сплошности в случае деформирования его в данных условиях. Деформируемость зависит от пластичности материала, размеров тела, его конфигурации, формы деформирующего инструмента, способа деформации.

Одной из важных особенностей металлов и сплавов является их сравнительно высокая п р о ч н о с т ь, т. е. способность сопротивляться деформации при воздействии внешних сил. Если возможность сопротивления тела деформации исчерпана, появляются трещины, которые нарушают его сплошность и непрерывность, т. е. вызывают разрушение.

Разрушением называется разделение тела на части под действием напряжений. Оно бывает вязким, хрупким и квазивязким (квазихрупким). Вязкое разрушение сопровождается значительной пластической деформацией, при хрупком разрушении пластическая деформация мала. Квазивязкое (квазихрупкое) разрушение является переходным между вязким и хрупким разрушением.

Механическое поведение металлов и сплавов определяется способностью их сопротивляться упругой и пластической деформации и разрушению.

Механические испытания. Закономерности, связывающие напряжения, которые возникают в металле под воздействием приложенной нагрузки, с соответствующими деформациями, находят при механических испытаниях.

Под механическими свойствами понимают характеристики, определяющие поведение металла или сплава под действием приложенных внешних механических сил. В результате механических испытаний получают числовые значения механических свойств.

К статическим механическим испытаниям относятся испытания на растяжение, сжатие, кручение и изгиб. Чаще образцы испытывают на растяжение. Машины для испытания снабжены прибором, записывающим диаграмму растяжения, которая дает наглядное представление о поведении металла (сплава) под нагрузкой (рис. 2.1). Кривая изменения абсолютного удлинения Δl в зависимости от прилагаемой нагрузки P называется технической диаграммой растяжения (рис. 2.1).

а). Кривая изменения условного напряжения σ в зависимости от относительного удлинения δ называется условной диаграммой растяжения (рис. 2.1, б, кривая 1). Координаты для этой диаграммы устанавливают следующим образом:

$$\sigma = P_x/F_0; \quad \delta = \Delta l/l_0. \quad (2.1)$$

где P_x — сила; F_0 — начальная площадь поперечного сечения образца; $\Delta l = l - l_0$ — изменение длины образца (абсолютное удлинение); l_0 — начальная расчетная длина образца.

С помощью диаграммы растяжения можно определить критические напряжения, т. е. пределы упругости, пропорциональности, текучести и прочности. Предел упругости σ_u — условное напряжение, соответствующее остаточному удлинению определенной заданной величины (0,001; 0,003; 0,005 %). Предел пропорциональности $\sigma_{0.2}$ — условное напряжение, при достижении которого наблюдается склонение ст линейного хода кривой деформации, т. е. перестает действовать закон Гука. Предел текучести σ_t — условное напряжение, при котором образец деформируется без заметного увеличения растягивающей нагрузки. Если на диаграмме отсутствует площадка текучести, то для определения предела текучести пользуются понятием «условный предел текучести» $\sigma_{0.2}$ — это условное напряжение, при котором остаточная деформация достигает определенной величины (обычно 0,2 % от рабочей длины образца). Предел прочности σ_b — условное напряжение, соответствующее наибольшей нагрузке, предшествующей разрушению образца.

Условная диаграмма растяжения не учитывает постоянного изменения поперечного сечения и расчетной длины образца во время испытаний. Если отнести усилие P_x и абсолютное удлинение Δl в каждый момент испытания соответственно к истинной площади сечения F_x и длине образца l_x , то диаграмма зависимости истинных напряжений от истинных деформаций примет иную форму (рис. 2.1, б, кривая 2) по сравнению с условной диаграммой растяжения. Истинные напряжения $\sigma_x = P_x/F_x$ будут больше условных, так как истинная площадь сечения F_x меньше начальной F_0 . Это объясняется тем, что образец во время испытания становится более тонким. В последнее время истинные диаграммы строятся по значениям логарифмов σ и ε .

При испытаниях на растяжение определяют характеристики пластичности — относительное удлинение δ и относительное сужение ψ :

$$\delta = [(l - l_0)/l_0] 100\%; \quad \psi = [(F_0 - F)/F_0] 100\%. \quad (2.2)$$

где l и F — соответственно конечные рабочая длина и площадь поперечного сечения образца.

Испытания на сжатие проводят на специальных машинах. При этом записывают диаграммы сжатия, которые могут быть условными или истинными. При сжатии образец укорачивается, а его сечение увеличивается. В этом случае получают те же характеристики, что и при растяжении (пределы упругости, пропорциональности, текучести, прочности), но с обратным знаком. Относительная осадка образца определяется отношением величины созданной осадки $h_0 - h$ к его исходной высоте h_0 .

Характер разрушения материалов в зависимости от вида испытаний различен. Хрупкие металлы в процессе растяжения разрушаются путем отрыва, при сжатии — срезом. Пластичные материалы, разрывающиеся при растяжении, в случае сжатия вовсе не разрушаются: образец сплющивается в диск.

Механические испытания на изгиб малопластичных материалов проводятся путем воздействия сосредоточенной нагрузки на образец, лежащий на двух опорах. В процессе испытаний производится запись диаграммы зависимости изгибающего усилия от стрелы прогиба, в результате получают пределы упругости, пропорциональности и текучести. Для определения нормального напряжения пользуются формулой

$$\sigma_x = M_x/W_x, \quad (2.3)$$

где M_x — изгибающий момент в сечении, где определяется напряжение; $W_x = ah^3/6$ — момент сопротивления прямоугольного сечения шириной a и высотой h .

При нагрузке P , приложенной к середине пролета образца, прогиб f в упругой стадии выражается так:

$$f = P^3/48EI_x. \quad (2.4)$$

Здесь I — длина пролета; E — модуль упругости; I_x — момент инерции.

Мерой пластичности может служить угол β , на который деформировался образец до появления первой трещины. Хрупкие материалы разрушаются, образцы пластичных материалов изгибаются до соприкосновения сторон. Для испытания на изгиб применяют плоские образцы.

Испытанию на кручение подвергают цилиндрические образцы. При этом определяют касательные пределы упругости, пропорциональности, текучести, поскольку наибольшие касательные напряжения действуют в плоскости нормального поперечного сечения и τ_{max} равно σ_{max} . Диаграммы кручения записываются в координатах момент кручения M — угол закручивания φ . В результате этих испытаний определяют модуль упругости при сдвиге G , пределы пропорциональности, текучести и прочности τ_x и относительный сдвиг v :

$$G = M/I_p\varphi; \quad \tau_x = Mr/I_p; \quad v = d_0\Delta\varphi/2l, \quad (2.5)$$

где I_p — полярный момент, равный $\pi d^4/32$; d_0 — диаметр образца; $\Delta\varphi$ — приращение угла закручивания.

В особых случаях проводятся специальные (технологические) механические испытания: растяжение кольцевых образцов, выдавливание лунки в листовом материале, изгиб дисков, загиб труб, скручивание проволоки и т. д. Цель таких испытаний состоит в определении способности материала воспринимать деформацию в условиях, максимально приближенных к производственным.

Нередко конструкции, изготовленные из различных материалов и сплавов, хрупко разрушаются при достижении напряжений, меньших, чем предел текучести. Для обеспечения надежности конструкции материал должен обладать высоким сопротивлением хрупкому разрушению. Динамические испытания на ударный изгиб проводят с целью определения сопротивления металла или сплава хрупкому разрушению.

нию. Ударная вязкость a_u характеризуется работой A_{uu} , необходимой для налома образца, отнесенной к рабочей площади поперечного сечения F :

$$a_u = A_{uu}/F. \quad (2.6)$$

Определяемая ударная вязкость является суммой двух величин: работы, затрачиваемой на деформацию образца до зарождения трещины a_s , и работы, требуемой для распространения трещины a_p .

Коэффициент интенсивности напряжений K_I дает возможность рассчитать на прочность конструкции при наличии в металле микротрещин, т. е. позволяет получить количественную оценку хрупкости материала. С помощью K_I находят критическую длину трещины, которая может вызвать преждевременное разрушение при заданном уровне напряжений, и размер максимально безопасного дефекта при данном уровне напряжений.

К механическим испытаниям относят и испытания на твердость металлов и сплавов. Твердостью называют способность материала оказывать сопротивление пластической деформации при контактном воздействии в поверхностном слое. Существует несколько способов измерения твердости.

Метод определения твердости по Бринеллю основан на том, что в плоскую поверхность металла (сплава) вдавливается под постоянной нагрузкой P твердый стальной шарик диаметром D . После снятия нагрузки образуется отпечаток диаметром d . Твердость по Бринеллю H_B рассчитывают так:

$$H_B = 2P/[πD(D - \sqrt{D^2 - d^2})]. \quad (2.7)$$

Твердость по Роквеллу получают по глубине отпечатка, оставленного при вдавливании алмазного конуса с углом при вершине 120° (HRA и HRC) или стального шарика (HRB). Она выражается в условных единицах. За единицу твердости принята величина, соответствующая смещению наконечника на 0,002 мм.

Твердость по Виккерсу HV измеряют вдавливанием под нагрузкой P в испытуемую поверхность четырехгранной алмазной пирамиды с углом между гранями $\alpha = 136^\circ$. После снятия нагрузки рассчитывают среднее арифметическое двух диагоналей отпечатка d и находят твердость:

$$HV = (2p \sin \alpha/2)/d^2 = 1,8544P/d^2. \quad (2.8)$$

Существует корреляция между твердостью и другими механическими свойствами. Например, предел прочности прямо пропорционален значению твердости H : $\sigma_b = kH$, где k — коэффициент, зависящий от природы и структурного состояния металла. Подобные зависимости имеют некоторую условность, поскольку не отражают разницу в напряженном состоянии металла при различных видах механических испытаний.

Механические и эксплуатационные свойства металлов и сплавов. Поведение металлов и сплавов при эксплуатации зависит от их механических свойств, хотя условия механических испытаний не всегда совпадают с условиями практического применения изделий из металлов. В процессе эксплуатации металлические конструкции и детали находятся в сложных условиях нагружения, испытывают знакопеременные

нагрузки, подвергаются воздействию повышенной или пониженной, а часто и циклически изменяющейся температуры. В зависимости от условий эксплуатации могут проявляться такие негативные свойства металлов и сплавов, как усталость, ползучесть, хладноломкость, износ. Детали современных машин испытывают действие нагрузок, изменяющихся либо по величине, либо по величине и знаку. Металл (сплав), находящийся в условиях переменных (циклических) и особенно знакопеременных нагрузок, разрушается при напряжении, которое значительно ниже предела прочности. Процесс постепенного накопления повреждений металла под действием циклических или знакопеременных напряжений, приводящий к разрушению, называется *усталостью*. При испытаниях на усталость определяют предельно устойчивость, характеризующий сопротивление металла циклическому нагружению и соответствующий наибольшему напряжению, которое может выдержать металл без разрушения за большое число циклов N (10^6 — 10^8 и более). Сопротивление металла усталости является *усталостной прочностью*.

Если деформация образца происходит во времени под действием постоянного напряжения, величина которого меньше предела текучести, такое явление называют *ползучестью*. Процесс ползучести исследуют по кривым ползучести, полученным на специальных установках. При этом оценивают способность металла сопротивляться пластической деформации под воздействием длительно приложенной постоянной нагрузки — *длительную прочность*. В условиях повышенных температур металл нередко должен противостоять кратковременному или длительному действию внешних нагрузок, вызывающих деформацию и разрушение, т. е. обладать *жаропрочностью*.

Металлы и сплавы в зависимости от условий испытаний или эксплуатации могут разрушаться пластично или хрупко. Хрупкое разрушение деталей машин и конструкций нередко имеет катастрофические последствия. Важным фактором, способствующим переходу от вязкого к хрупкому разрушению, является понижение температуры. Хладноломкость — это склонность металла или сплава к хрупкому разрушению при понижении температуры. Температура перехода металла от вязкого разрушения к хрупкому и наоборот называется *критической температурой хрупкости*, или *порогом хладноломкости* I_{cl} . Его определяют путем испытания ударным изгибом надрезанных образцов при разных температурах. Чем выше порог хладноломкости, тем большее склонность металла к хрупкому разрушению. Металл следует эксплуатировать при температурах выше I_{cl} , когда ударная вязкость сохраняет высокое значение.

Износ металла происходит в процессе движения сопряженных деталей машин, когда между контактирующими поверхностями возникает трение. Металл изнашивается в результате механического, усталостного, коррозионного, эрозионного или кавитационного воздействий. Свойство материала оказывать сопротивление износу называется *износостойкостью*.

Особый вид износа — абразивный, возникает вследствие режущего или царапающего действия на поверхность металла твердых частиц. Контактная усталость проявляется при трении качения или сочетании

трения со скольжением, когда на поверхности металла возникают повреждения в виде ямок или питтингов. Разрушение происходит в результате зарождения на поверхности и развития в глубь металла усталостной трещины. Контактная выносливость характеризуется пределом контактного выкрашивания, представляющим собой величину контактного давления при определенном числе циклов, которое не приводит к образованию питтингов.

Металлические детали и конструкции в условиях эксплуатации должны работать достаточно долго и надежно. Для этого необходимо, чтобы они обладали такими важными качествами, как надежность, долговечность, конструкционная прочность.

Под **надежностью** понимают свойство изделия выполнять заданные функции, сохраняя свои эксплуатационные показатели в заданных пределах в течение требуемого времени.

Долговечность — это способность изделия сохранять работоспособность до предельного состояния, определяемого невозможностью его дальнейшей эксплуатации.

Конструкционная прочность — это прочность металла и сплава в конструкции. Она зависит не только от свойств самого материала, но и от характера конструкции, условий ее изготовления и эксплуатации. Для получения высокой конструкционной прочности изделий следует обеспечить высокое сопротивление хрупкому разрушению при сохранении показателей сопротивления пластической деформации. Уровень конструкционной прочности регулируется совокупностью конструкторских и технологических мероприятий.

Контрольные вопросы

1. Объясните понятия напряжения, деформации.
2. Какие виды деформации вы знаете?
3. Перечислите основные механические свойства металлов и поясните их физический смысл.
4. Начертите кривую растяжения металла и определите критические напряжения.
5. Дайте определение понятиям пластичности, деформируемости, прочности, твердости, усталости, ползучести, износостойкости металлов.
6. Что такое надежность, долговечность и конструкционная прочность деталей машин и конструкций?

ГЛАВА 2. МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

§ 1. Деформация скольжением

Скольжение — это вид пластической деформации, при которой происходит смещение одной части кристалла относительно другой по плоскостям скольжения (рис. 2.2). Если скольжение рассматривать как одновременный сдвиг всех атомов, расположенных на плоскости скольжения, по отношению к атомам, находящимся под плоскостью скольжения, то рассчитанные по такой модели значения напряжения, необходимого для скольжения, оказываются намного выше величин критического напряжения в реальных монокристаллах. Например, теоретическая и реальная прочность железа составляет соответственно 13 400 и 300 МПа.

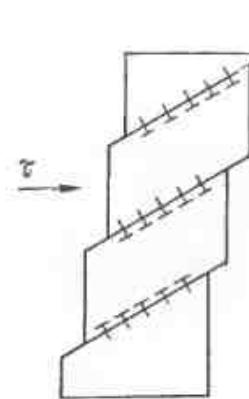


Рис. 2.2. Схема деформации скольжением

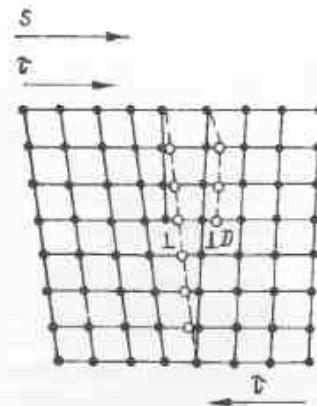


Рис. 2.3. Схема скольжения краевой дислокации

Низкое значение критического скользящего напряжения позволило предположить, что при сдвиге соседних слоев межатомные силы преодолеваются не одновременно.

Модели движения дислокаций. На рис. 2.3 показана схема перемещения атомов при скольжении краевой дислокации. Под действием напряжения t происходит упругое смещение атомов вдоль всей плоскости сдвига. Между оказавшимися сближенными атомами устанавливаются другие связи, вследствие чего линии, охватывающие атомы, становятся изогнутыми. Роль экстраплоскости в направлении смещения начинает выполнять следующая атомная плоскость. Если при этом напряжение t продолжает действовать, то дислокация по-прежнему будет скользить в направлении S и в конце концов выйдет на поверхность кристалла, где образуется ступенька (рис. 2.2), величина которой равна межатомному расстоянию. Краевая дислокация движется в направлении действия напряжения t . На рис. 2.4 показана полоса скольжения в металле.

При смещении винтовой дислокации на один параметр решетки влево под действием напряжения t ось дислокации перешла из положения атомов между рядами 4 и 5 в положение 5—6 (рис. 2.5). Атомы в районе дислокации передвинулись на небольшое расстояние. Особенностью скольжения винтовой дислокации является то, что она



Рис. 2.4. Дислокации в полосе скольжения ($\times 100\ 000$)

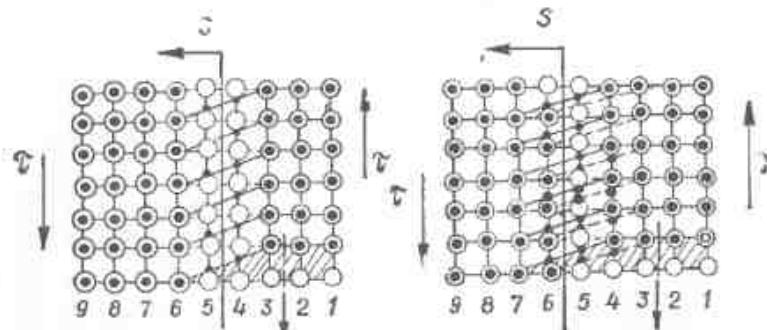


Рис. 2.5. Схема скольжения винтовой дислокации

движется перпендикулярно к направлению сдвигающего напряжения (в направлении S).

Дислокации смешанного типа перемещаются также путем скольжения (рис. 2.6). Смешанная дислокация AB под действием напряжения τ скользит таким образом, что зона сдвига, заштрихованная на рис. 2.6, a , расширяется. Участок краевой компоненты вблизи точки B движется в направлении τ , участок винтовой компоненты вблизи точки A — в направлении, перпендикулярном к приложенному напряжению. Когда дислокация выйдет на внешнюю поверхность кристалла, произойдет взаимное смещение обеих его частей на параметр решетки, а на поверхности кристалла с двух сторон появятся ступеньки. Если смешанная дислокация не оканчивается на гранях кристалла, а образует внутри него замкнутую петлю, скольжение последней развивается при расширении или сужении ее, в зависимости от того внутри или вне петли находится зона сдвига, возникшего при образовании дислокации.

В гл. 3 разд. 1 рассматривалась возможность перехода винтовой или смешанной дислокации из одной плоскости скольжения в другую, пересекающую первую, путем поперечного скольжения. Такого рода перемещение дислокации возможно, если в кристаллической решетке имеются пересекающиеся системы плоскостей скольжения.

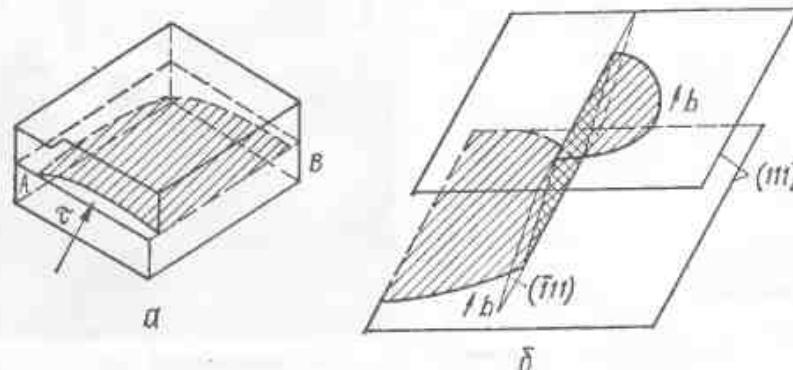


Рис. 2.6. Схемы перемещения дислокации смешанного типа

Смешанная дислокация может совершать поперечное скольжение благодаря наличию винтовых компонент. Например, при движении дислокации в плоскости (111) ГЦК решетки и встрече ее с препятствием участок с винтовой ориентацией может скользнуть на пересекающую плоскость (111), которая является плоскостью поперечного скольжения. Многократно изменения плоскость скольжения, дислокация осуществляет множественное поперечное скольжение. На рис. 2.6, б показана схема двойного поперечного скольжения дислокационной петли.

Краевая дислокация также может переходить из одной плоскости скольжения в другую путем восхождения в результате диффузионного взаимодействия с точечными дефектами (см. рис. 1.12). Восхождение или переползание дислокации не вызвано действием сдвигающих напряжений и наиболее активно происходит при высокой температуре.

Как было указано ранее, при встрече и пересечении дислокаций на них возникают ступеньки (пороги). Если порог на краевой дислокации имеет краевую ориентацию, он может скользить вместе с ней. Образование порога с краевой ориентацией на винтовой дислокации тормозит ее движение. В этом случае порог может перемещаться с дислокацией только путем переползания. При быстром скольжении дислокация тянет его за собой, оставляя на пути дорожку вакансий или межузельных атомов, которые рассасываются в результате колебаний. В случае торможения порога возможно его вытягивание с образованием петли, состоящей из двух дислокаций разных знаков, находящихся в параллельных плоскостях.

В результате деформации первоначально гладкая поверхность монокристалла становится ступенчатой в тех местах, где дислокации выходят на поверхность кристалла. Ступеньки очень малы, поэтому они имеют вид линий, которые называют линиями скольжения. У металлов с ГЦК решеткой линии скольжения прямые. Для металлов с ОЦК решеткой характерно развитие поперечного скольжения дислокаций, поэтому линии скольжения у них волнистые. Совокупность линий скольжения образует полосу скольжения.

Условия движения дислокаций. Для начала движения дислокации ей необходимо преодолеть потенциальный барьер ΔE (энергия старта дислокации). Кроме того, касательное сдвигающее напряжение τ должно достичь критической величины. Это напряжение называют напряжением старта дислокации, или напряжением Пайерлса — Набарро:

$$\tau = [2G \exp(-2\pi\Lambda_d/a)]/(1-\mu), \quad (2.9)$$

где G — модуль сдвига; Λ_d — ширина дислокации, равная $a_1/(1-\mu)$; a_1 — расстояние между соседними плоскостями скольжения; a — межатомное расстояние в направлении скольжения; μ — коэффициент Пуассона. Подвижность дислокации возрастает с увеличением ее ширины. У краевой дислокации при прочих равных условиях она выше, чем у винтовой. Если $a_1/a = 1$, то для краевой дислокации $\tau = 2,5 \times 10^{-4} G$, а для винтовой — $\tau = 4 \cdot 10^{-5} G$.

Зависимость приведенного касательного напряжения от внешнего нормального напряжения называют законом Шмидта — Босса. На

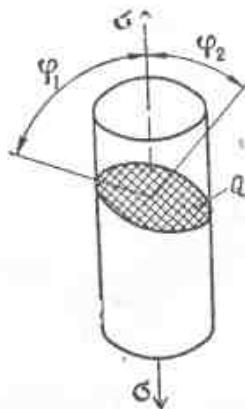


Рис. 2.7. Схема для определения приведенного касательного напряжения в плоскости скольжения

рис. 2.7 показана схема для определения касательного напряжения σ . Плоскость скольжения Q расположена по отношению к действующему напряжению под углом φ_1 . Угол между нормалью к плоскости скольжения и осью образца равен φ_2 . Приведенное касательное напряжение рассчитывается из выражения

$$\tau_{\text{ср}} = \sigma \cos \varphi_1 \cos \varphi_2, \quad (2.10)$$

где $\cos \varphi_1 \cos \varphi_2$ — фактор Шмита. Касательное напряжение будет максимальным и равным $\sigma/2$, если $\varphi_1 = \varphi_2 = 45^\circ$. Рассмотренный закон Шмита — Босса справедлив для кристаллов всех сингоний.

Скольжение дислокаций начинается в плоскостях скольжения, имеющих наибольшую ретикулярную плотность, и происходит в направлениях, соответствующих наиболее плотной упаковке атомов. Это объясняется тем, что самой высокой подвижностью обладают дислокации

с малым вектором Бюргерса, лежащие в атомных плоскостях, расстояние между которыми наибольшее, а также тем, что для плотноупакованных плоскостей величина τ минимальна. Эти плоскости являются плоскостями легкого скольжения. Металлы с ГЦК решеткой, имеющей четыре плоскости $\{111\}$ и три направления $\langle 110 \rangle$ в каждой плоскости, обладают двенадцатью системами скольжения. У ОЦК решетки восемь направлений $\{111\}$, вокруг каждого из которых расположено по шесть плоскостей, входящих в семейства $\{123\}$, $\{110\}$ и $\{112\}$. Таким образом, металлы с ОЦК решеткой имеют 48 систем скольжения.

После развития деформации в системе легкого скольжения генерирование и движение дислокаций начинаются в других, менее благоприятно ориентированных системах скольжения. Активность плоскостей скольжения изменяется с температурой (табл. 2.1).

При перемещении одной дислокации с вектором Бюргерса b через весь кристалл длиной L деформация ϵ определяется из выражения

$$\epsilon = b/L. \quad (2.11)$$

При движении множества дислокаций n

$$\epsilon = nb/L. \quad (2.12)$$

Если не все дислокации пересекают кристалл, то следует учитывать длину свободного пробега дислокации L_1 . Тогда

$$\epsilon = nbL_1/L. \quad (2.13)$$

Модели движения дискиназий определяются видом дискиназии. Кристалл может деформироваться в результате зарождения и движения дискиназий (рис. 2.8). При этом происходит закономерно ориентированый пластический поворот отдельных частей кристалла. Дискиназионная петля кручения может перемещаться вдоль оси поворота, при этом она будет частично переползать и переходить в сосед-

Таблица 2.1. Системы и направления скольжения в металлах при различных температурах

Тип решетки	Металл	Температура 20 °C		Высокая температура	
		Плоскость скольжения	Направление скольжения	Плоскость скольжения	Направление скольжения
ГЦК	Al	(111) (010)	[101]	(010)	[101]
	Cu	(111)	[101]	(111)	[101]
	Ni	(111)	[101]	(111)	[101]
	Ag	(111)	[101]	(111)	[101]
ОЦК	α -Fe	(110) (112) (123)	[111]	(110)	[111]
	Mo	(211)	[111]	(110)	[111]
	W	(211)	[111]	(111) (321)	[111]
ГП	Mg	(0001)	[2110]	(1011)	[2110]
	Zn	(0001)	[2110]	(1011)	[2110]
	Ti	(1010) (0001)	[2110]	(1011)	[2110]

шюю параллельную плоскость, перпендикулярную к оси поворота (рис. 2.8, а). Возможен также поворот дискиназионной петли кручения в смешанную ориентацию путем наклона петли скольжением по цилиндрической поверхности относительно оси поворота (рис. 2.8, б).

В процессе перемещения оси поворота дискиназии на вектор ΔR петля дискиназии испускает дислокационную петлю с вектором Бюргерса $b = \omega \Delta R$, где ω — вектор поворота. При этом возможно непосредственное испускание дислокации, зарождение ее внутри петли дискиназии, последующее поглощение дислокации дискиназией, испускание отрезка дислокации и его движение в плоскости залегания петли дискиназии (рис. 2.8, в).

Клиновые дискиназии и дискиназии кручения вместе с осью поворота перемещаются в кристалле путем испускания или поглощения дислокаций, находящихся рядом. Каждая дислокация вызывает не только смещение дискиназии, но и производит трансформацию ядра последней. Направление перемещения дискиназии определяется знаком дискиназии, а также знаком и ориентацией вектора Бюргерса дислокаций, обеспечивающих ее движение. Способ скольжения или

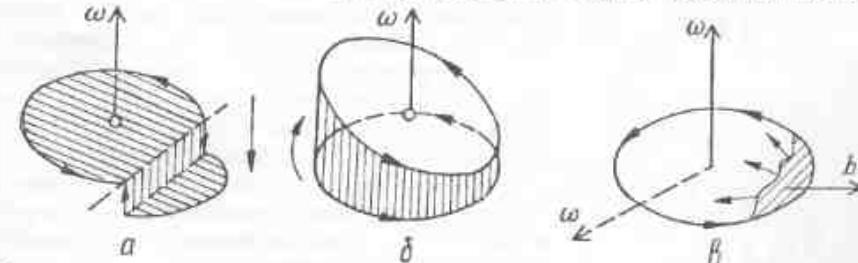


Рис. 2.8. Схемы скольжения дискиназионной петли (а, б) и движения оси поворота дискиназии (в)

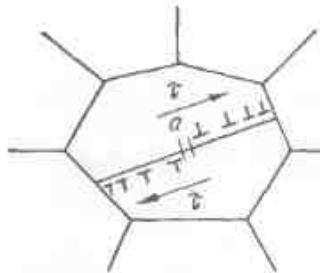


Рис. 2.9. Схема торможения дислокаций границей зерен

Степень пластической деформации, вызванной движением дискиназий в кристалле, можно определить следующим образом:

$$\epsilon = \rho \omega L V, \quad (2.14)$$

где ρ — плотность дискиназий; ω — вектор поворота; L — размер кристалла; V — средняя скорость движения дискиназий. Поскольку при движении дискиназий генерируются дислокации, необходимо учитывать и их вклад в развитие деформации.

Развитие скольжения в поликристаллах происходит в каждом зерне. Однако значение касательных напряжений, действующих вдоль плоскостей скольжения, в разных зернах неодинаково, так как оно зависит от угла поворота плоскостей скольжения по отношению к внешнему напряжению. Поэтому, если в одном зерне касательные напряжения оказались достаточными для обеспечения работы источника Франка — Рида (обозначен буквой a на рис. 2.9) и движения дислокаций, то в соседнем зерне они могут быть меньшими и не вызвать смещений. В этом случае дислокации, движущиеся в одном зерне в плоскости скольжения, будут остановлены границей зерен.

Граница зерен (и блоков) при температурах ниже $0,4T_m$ является препятствием для движущихся дислокаций, поскольку условия скольжения в соседних зернах (блоках) различны. При температурах деформации выше $0,4T_m$ дислокации могут затягиваться границей. Торможение дислокаций у поверхностей раздела приводит к образованию горизонтальных дислокационных группировок, которые названы так потому, что дислокации располагаются в них вдоль плоскости скольжения. Первая дислокация в группировке задержится границей зерен. При приближении к ней следующей дислокации того же знака искажения решетки будут усиливаться и вторая дислокация также остановится. Третья дислокация, натолкнувшись на зерно искажений от группы первых двух, затормозится раньше, на расстоянии, большем, чем промежуток между двумя первыми дислокациями. Это будет происходить со всеми последующими дислокациями. Подобное взаимодействие дислокаций, задержанных препятствием, показано на рис. 2.10.

Размещение дислокаций в горизонтальных группировках по Мотту таково, что скопление отрицательных краевых дислокаций искривляет решетку в одну сторону, а положительных — в другую. Это вызывает соответствующий изгиб полос скольжения. Число дислокаций одного знака на одной стороне полосы скольжения достигает 10^{10} см^{-2} . Вокруг

таких группировок дислокаций создается после больших напряжений, тормозящее движение других дислокаций в этой же и соседних плоскостях скольжения. Суммарное напряжение вокруг горизонтальной группировки, состоящей из n дислокаций, в n раз больше, чем напряжение вокруг единичной дислокации τ_0 :

$$\tau = n\tau_0. \quad (2.15)$$

Торможение дислокаций у границы будет происходить до тех пор, пока уровень напряжений не достигнет величины, достаточной для их прорыва в соседнее зерно. Так осуществляется эстафетная передача скольжения от зерна к зерну. Горизонтальные дислокационные группировки образуются и внутри зерен при встрече дислокаций с неметаллическими включениями или частицами второй фазы, являющимися барьерами на пути их движения, а также при наличии пересекающихся плоскостей скольжения (так называемые барьеры Ломер — Коттрелла).

Прорыв дислокаций из одного зерна в другое не всегда возможен. Деформация передается по следующему механизму. Когда дислокации скользят в одном зерне, доходят до границы и останавливаются, в месте торможения сдвиг возникают высокие напряжения. Последние инициируют скольжение в соседнем зерне, даже если действующие в этом зерне касательные напряжения еще не достигли величины критического напряжения сдвига.

Установлено, что при малых углах разориентировки зерен (менее 5°) деформация передается эстафетно путем непосредственного прорыва дислокаций через границу зерен. При углах разориентировки, больших 5° , этот процесс осуществляется путем инициирования скольжения в соседнем зерне.

Неравномерность деформации соседних зерен вызывает смещение центров зерен на разные расстояния. Возникающая при этом несогласованность не приводит к нарушениям сплошности благодаря развитию в приграничных областях а к комодационного скольжения, а также межзерennого проскальзывания, которое будет рассмотрено ниже.

Пластическая деформация в приграничных областях происходит в результате относительного перемещения двух зерен по их общей поверхности. Предположим, что в первом зерне скольжение идет в одной плоскости. Для того чтобы не было нарушения сплошности между двумя зернами, деформация во втором зерне должна идти в нескольких плоскостях. При этом вектор сдвига будет разлагаться на составляющие. По условию совместности деформации для сохранения связи между соседними зернами необходимо, чтобы в каждом зерне действовало не менее пяти систем скольжения (правило Мизеса).



Рис. 2.10. Скопление дислокаций поблизости границ зерен ($\times 1000$)

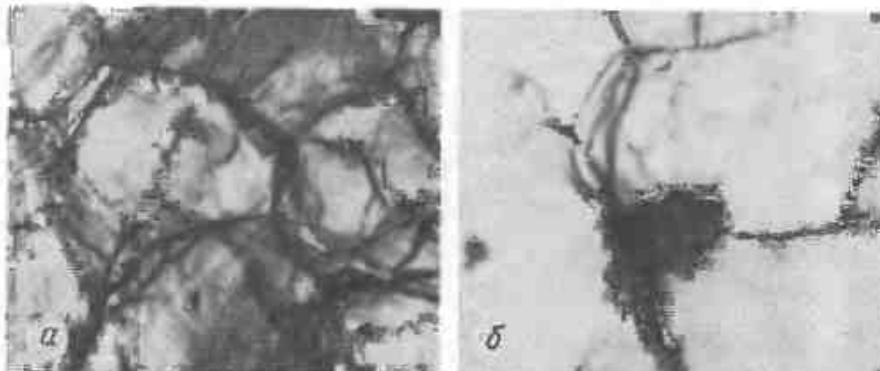


Рис. 2.11. Структура металла после деформации проскальзыванием (а) и миграции границы зерен при температуре 1100 °С (б — $\times 1000$)

Движущиеся в плоскостях скольжения дислокации взаимодействуют не только с границами зерен, но и с субграницами. Субграницы наклона или кручения, имеющие дислокационную структуру, могут пересекаться дислокациями с образованием так называемых «слабых мест», из которых дислокации границы будут уходить в кристалл и на соседние субграницы. Обрыв дислокационной стенки есть не что иное, как дисклиниация. Прохождение линий скольжения через субграницу разбивает ее на части.

При деформации скольжением одновременно со сдвигом части зерен повернутся в направлении растяжения. Такой поворот вызывается тем, что соседние зерна мешают смещающимся частям зерна свободно двигаться в направлении касательного напряжения. В результате зерна примут вытянутую форму.

До сих пор мы рассматривали смещение дислокаций внутри кристаллов, т. е. *внутризеренное скольжение*. Для деформации в условиях высокой температуры большое значение имеет *скольжение по границам зерен — межзеренное проскальзывание*, которое происходит наряду с внутризеренным скольжением (рис. 2.11). Микроструктура металла после проскальзывания показана на рис. 2.11, а.

Механизм деформации по границам зерен может быть различен. Смещение вдоль малоугловых границ, имеющих дислокационную структуру, может происходить путем одновременного передвижения дислокаций, ориентированных соответствующим образом. Такое движение вызывает сдвиг зерен в плоскости границы. Движению дислокаций на границах препятствуют другие дислокации, которые из-за неблагоприятной ориентации не могут скользить по поверхности раздела.

Проскальзывание вдоль большеугловых границ гораздо сложнее. Раньше считали, что оно происходит скольжением и переползанием вдоль границы дислокаций решетки, накопленных у границы при внутризеренном скольжении. Эти представления не получили экспериментального подтверждения. Если внутризеренные дислокации выйдут на границу, они лишь оставят на ней ступеньку несответствия, размер которой определяется величиной вектора Бюргерса дислокации.

Механизм межзеренного проскальзывания можно представить следующим образом. На границах зерен имеются дислокации с вектором Бюргерса, не равным вектору Бюргерса дислокаций решетки — зернограничные дислокации. Дислокации такого типа скользят вдоль плоскости границы зерна, поэтому проскальзывание по границам осуществляется посредством движения дислокаций границы в плоскости последней. При относительно невысоких напряжениях источники дислокаций на границе зерен (типа источников Франка — Рида) генерируют дислокации границы, которые перемещаются на определенные расстояния вдоль нее. Движение каждой дислокации приводит к сдвигу двух зерен относительно друг друга на вектор Бюргерса этой дислокации.

Если граница содержит какое-либо препятствие (ступеньку, включение), зернограничные дислокации нагромождаются перед ним. Дальнейшее проскальзывание оказывается возможным лишь тогда, когда разрушаются скопления дислокаций или растет внешнее напряжение. Скопления зернограничных дислокаций могут быть разрушены в результате испускания (скольжения) дислокаций в соседнее зерно или переползания их через препятствие. Зернограничные дислокации образуют плоские (типа горизонтальных) скопления, узлы и дислокационные петли в плоскости границы зерна точно так же, как дислокации решетки — в плоскостях скольжения.

В процессе деформации границы зерен и субзерен могут передвигаться (мигрировать) (рис. 2.11, б). При образовании у границы горизонтальной дислокационной группировки на границу по нормали к ней действует давление, значение которого зависит от количества дислокаций в скоплении, в результате чего граница стремится мигрировать путем скольжения. Малоугловые границы могут перемещаться параллельно первоначальному положению в случае одновременного движения всех дислокаций границы в своих плоскостях скольжения или переползания дислокаций. Направление движения границы определяется знаком действующих напряжений.

Большеугловые границы более подвижны, чем малоугловые, поскольку содержат повышенное количество вакансий и имеют более дефектную структуру. Большеугловые границы в условиях высоких температур мигрируют по механизму самодиффузии (при переходе атомов от одного зерна к другому), а также в результате переползания зернограничных дислокаций в направлении, перпендикулярном к плоскости границы. Примеси, находящиеся на границе, тормозят ее миграцию, поскольку граница должна увлекать их за собой.

Межзеренное проскальзывание тесно связано с миграцией границ, которые благодаря миграции становятся «гибкими» и перестраиваются в нужную ориентировку, что облегчает скольжение зернограничных дислокаций.

§ 2. Деформация двойникование

Двойникование — это такой вид смещения, при котором отдельные области кристалла приобретают новую по отношению к остальной части кристалла ориентировку, т. е. кристаллическая решетка переориентируется вполне закономерным образом (рис. 2.12). Решетка внутри

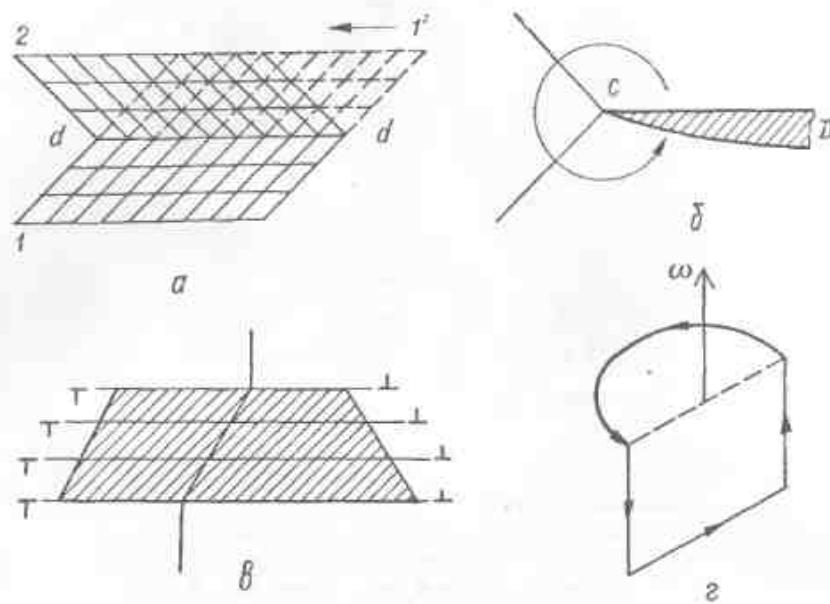


Рис. 2.12. Схемы деформации двойниками

двойникового образования часто является зеркальным отображением решетки остальной части кристалла. На рис. 2.12, а исходное состояние кристалла обозначено $I-I'$, положение после двойникования $I-2$; $d-d$ — плоскость двойникования, которая является плоскостью зеркального отражения и имеет вид прямолинейной границы.

Условия двойникования отличаются от условий скольжения. Двойникование проходит с высокой скоростью и характерным потрескиванием, возникающим при выделении энергии. Двойники зарождаются при напряжениях, обычно более высоких, чем требуется для начала скольжения, когда по каким-либо причинам скольжение тормозится. Это возможно в условиях деформации ударом, взрывом. Двойникование наиболее часто наблюдается в металлах с ограниченным числом плоскостей скольжения, особенно если они неблагоприятно ориентированы по отношению к действующей нагрузке. Установлено, что двойникование начинается при напряжении, достигающем $\mu/10$. Оно происходит при низких температурах или высоких скоростях деформации.

Таблица 2.2. Плоскости и направления двойникования

Тип штампа	Металл	Плоскость	Направление
OЦК	Fe	(112)	[111]
ГЦК	Al	(111)	[112]
ГП	Zn	(1012)	[1011]

Двойникование наблюдается только на некоторых семействах плоскостей и получает развитие в определенных кристаллографических направлениях (табл. 2.2).

Модели двойникования. Механизм деформации двойникование представляет собой кооперативное перемещение атомов на часть межатомного расстояния. Для осуществления такого перемещения не-

обходимы двойникующие дислокации с вектором Бюргерса, значение которого меньше параметра решетки, т. е. частичные дислокации. Двойникование происходит при движении под действием напряжения специальной двойникующей дислокации CD (рис. 2.12, б), которая представляет собой частичную дислокацию Шокли, связанную с дефектами упаковки в кристаллической решетке. Она является границей дефекта упаковки, отделяющей его от совершенной решетки, и расположена в плоскости дефекта упаковки. Вектор Бюргерса частичной дислокации Шокли находится в плоскости дефекта упаковки, служащей плоскостью скольжения дислокации. Вектор Бюргерса двойникующей частичной дислокации в металлах с ГЦК решеткой равен $a/6 [111]$, а в металлах с ОЦК решеткой — $a/6 [111]$.

Двойникующая дислокация перемещается скольжением в кристаллографической плоскости двойникования. Пробег двойникующей дислокации в одной плоскости способствует переходу в двойниковую ориентацию одного слоя атомов. Для образования многослойного двойника (видимого в микроскопе), необходимо, чтобы в каждом из параллельных слоев решетки участка с дефектом упаковки зарождалась и скользила двойникующая дислокация. Двойникование облегчается, если рядом с двойникующей дислокацией имеется другая с винтовой ориентацией, у которой вектор Бюргерса перпендикулярен к плоскости дефекта упаковки. Винтовая дислокация способствует скольжению двойникующей дислокации по винтовой поверхности. Двойникующая дислокация все время движется вокруг линии винтовой дислокации, при этом дефект упаковки распространяется по винтовой поверхности и атомы переходят в новое двойниковое положение на каждом горизонте. Если на пути скольжения двойникующей дислокации встречается препятствие, она его обходит путем поперечного скольжения. При этом ширина двойника изменяется.

Двойниковая область ограничена двумя параллельными линиями — границами. Возможны клиновидная (рис. 2.12, в) и линзообразная формы двойников. Двойник может образоваться и в процессе движения дисклиниации. Например, при перемещении части дисклинической петли вдоль вектора поворота ω смещающаяся дуга выпрямляется до прямоугольной конфигурации (рис. 2.12, г). Аналогичное преобразование испытывает и другая часть петли, движущаяся вдоль вектора поворота в противоположном направлении.

Ширина образующегося двойника зависит от скорости движения двойникующей дислокации. Сдвиг кристаллической решетки создает большие напряжения. Существует критическая стадия упругого роста двойника, если в этот момент снять нагрузку, двойник захлопнется (исчезнет). Критическая ширина двойника составляет величину порядка $2 \cdot 10^{-4}$ см (это около 100 слоев в двойнике). Двойник растет в две стадии:

1. Динамический рост, когда двойник удлиняется в плоскости двойникования, а ширина его почти не меняется. Скорость роста на этой стадии составляет 5000—6000 м/с, т. е. близка к скорости распространения звука в металлах.

2. Развитие в толщину, когда скорость роста достигает 50—200 м/с. Высокая скорость роста двойников объясняется значительной концент-

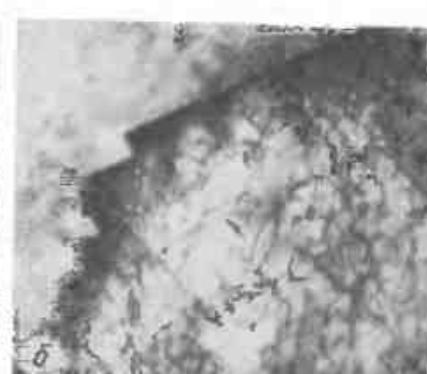
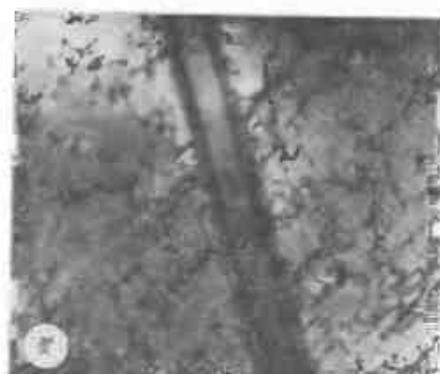


Рис. 2.13. Двойники в сплавах:
а — $\times 15\ 000$; б — $\times 15\ 000$, В. Н. Киршнер; в — $\times 600$. К. М. Жак



рацией напряжений, а также тем, что частичные двойникующие дислокации имеют меньший вектор Бюргерса, а значит, и большую силу, действующую на единицу длины, по сравнению с полными дислокациями. Кроме того, сопротивление (трение) решетки движению двойникующих дислокаций меньше, чем при скольжении полных дислокаций, опять же благодаря различию их векторов Бюргерса. Для роста двойника требуется напряжение $\sim \mu/10\ 000$, т. е. в 1000 раз меньшее, чем для его зарождения.

Двойники в металлах взаимодействуют между собой и с другими дефектами (рис. 2.13). Они пересекают полосы скольжения (рис. 2.13, а). Если на своем пути двойники встречают препятствия (границы зерен, неметаллические включения), тормозящие их движение, это способствует изменению ширины двойников. В местах торможения двойников на границах зерен и субграницах возникают четкие ступеньки (рис. 2.13, б), создаются готовые скопления дислокаций, что вызывает концентрацию напряжений. Кроме того, двойники распространяются с высокой скоростью и резко тормозятся, в результате чего возникает ударная волна, энергия которой частично отражается от препятствия, частично преломляется им (проходит через него). В обоих направлениях создаются волны напряжения (продольные и поперечные). В этих участках образуются сложнодеформированные зоны, так называемые деформационные факелы, представляющие собой веер полос скольжения (рис. 2.13, в).

Двойники могут взаимодействовать с дислокациями, движущимися в плоскостях скольжения. Дислокации тормозятся у границ двойников, вызывая появление на них ступенек, либо преобразуются в двойникующие дислокации, порождающие новые двойники.

При двойникении поликристаллического металла каждое зерно

принимает вытянутую форму в результате перемещения частей зерна относительно друг друга под действием касательных напряжений и изменения ориентировки кристаллической решетки.

В некоторых металлах и сплавах двойники возникают при отжиге после пластической деформации. Двойники отжига легко отличить от двойников деформации: они более широкие. Эти двойники возникают в местах локализации предварительной деформации.

5.3. Другие механизмы деформации

В реальных деформированных кристаллах и зернах поликристаллических металлов дислокации распределяются неравномерно, возможен избыток дислокаций одного знака, а значит, и локальная разориентировка, приводящая к появлению сложнодеформированных участков (рис. 2.14). Механизм деформации в таких участках отличен от скольжения и двойникования. К особым случаям деформации относят складкообразование, сброс, вторичное скольжение, диффузионную пластичность.

Складкообразование — один из механизмов деформации. В складках, как и в двойниках, кристаллическая решетка повернута относительно остальной части кристалла. Однако в отличие от двойника угол поворота решетки не строго определен и граница складки шире, а ориентация решетки, как правило, не является зеркальной по отношению к решетке остальной части кристалла. Складки образуются в случае совмещения скольжения с изгибом. Складкообразование при деформации показано на рис. 2.14, а.

Сброс возникает, когда при растяжении кристаллов, имеющих только одно семейство плоскостей скольжения, окажется, что плоскости скольжения перпендикулярны к оси растяжения, а при сжатии параллельны оси сжатия. В этих случаях деформация происходит в узкой полосе (рис. 2.14, б). Появление сброса связывают с возникновением в параллельных плоскостях скольжения пар дислокаций, перемещающихся в разные стороны.

В результате сброса появляется полоса, внутри которой решетка повернута по отношению к остальной части кристалла на определенный угол. Между двумя зонами сильно искаженной решетки имеется участ-

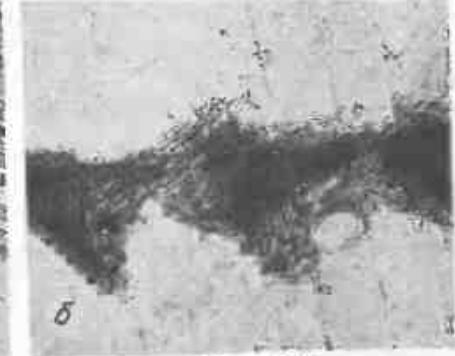


Рис. 2.14. Деформационные складки (а — $\times 200$) и сбросы (б — $\times 100$) в металле

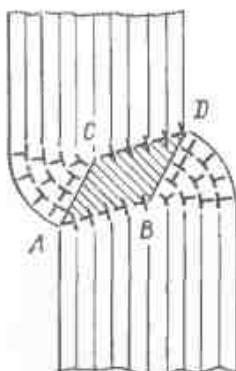


Рис. 2.15. Схема полосы сброса

ток недеформированного кристалла, отделенный от искаженных участков плоскостями сброса *AB* и *CD* (рис. 2.15). Внутри полосы сброса появляются следы скольжения. Искривленные области имеют избыток дислокаций одного знака. При сжатии полосы сброса образуются постепенным поворотом решетки. Сбросообразование при сжатии наиболее легко осуществляется, если угол между плоскостью скольжения и осью сжатия находится в интервале $(2,5-24)^\circ$.

Вторичное скольжение является разновидностью деформации скольжением. Оно состоит в появлении на ранних стадиях деформации между пачками первичных линий скольжения полос ограниченного скольжения по другим системам. Полосы вторичного скольжения обычно встречаются в слабодеформированных крупнозернистых металлах, зерна которых имеют симметричную ориентировку.

Диффузионная пластичность наблюдается тогда, когда при приложении внешнего неизотропного напряжения в металле или сплаве возникает градиент концентрации вакансий, следствием которого является диффузионный массоперенос через тело зерен или вдоль границ в зависимости от температуры. Двигущиеся внутри зерен точечные дефекты (вакансины) взаимодействуют с границами зерен, являющимися источниками и стоками вакансий. Характер этого взаимодействия неодинаков. Границы, перпендикулярные к приложенному напряжению, испускают вакансию, а параллельные приложеному напряжению или расположенные к нему под некоторым углом — поглощают вакансию. В поле напряжений идет направленный поток вакансий, навстречу которому движутся атомы, что вызывает перенос массы и пластическое течение металла.

Другой механизм диффузионной пластичности характерен для циклического нагружения. При нагрузке вакансины движутся к стокам, образуя кластеры и дислокационные петли в результате захлопывания вакансационных дисков, а также вызывая перенаполнение уже имеющихся и вновь образовавшихся дислокаций. В процессе разгрузки металла возникает недосыщение вакансиями, которые засасываются из источников, главным образом, границ зерен и свободной поверхности. Повторение этих циклов способствует реализации своего рода «вакансационного насоса», вызывающего микропластичность металла.

Контрольные вопросы

- Почему величина реальной прочности металлов отличается от теоретического значения?
- В чем состоит механизм деформации скольжением?
- Каковы условия скольжения дислокаций и дислокационный?
- Охарактеризуйте системы и направления скольжения в металлах.
- Как влияют дефекты кристаллического строения на скольжение дислокаций?
- Что такое поперечное скольжение?
- Определите напряжение в горизонтальной группировке дислокаций.
- Как происходит передача скольжения от зерна к зерну в металле?

- Как осуществляется проскальзывание по границам зерен?
- Охарактеризуйте условия и механизм двойникования в металлах.
- Назовите плоскости и направления двойникования.
- Опишите складко- и сбросообразование, поперечное скольжение и диффузионную пластичность металлов.

ГЛАВА 3. ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ДЕФОРМАЦИИ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

§ 1. Упрочнение металлов при деформации

В процессе пластической деформации металл упрочняется (наклепывается). Например, наклеп железа приводит к повышению его предела прочности в два раза. Дислокационная теория позволяет объяснить развитие деформации и упрочнения металлов.

Развитие упрочнения в монокристаллах рассмотрим на примере типичной кривой I напряжение — деформация монокристалла чистого металла, имеющего ГЦК решетку (рис. 2.16). На этой кривой четко выражены три стадии деформации.

Стадия I — легкого скольжения характеризуется малым упрочнением. Деформация развивается при небольшом возрастании приложенного напряжения, так как длина свободного пробега дислокаций велика. На поверхности образца появляются тонкие параллельные линии, находящиеся на расстоянии $(2-3) \cdot 10^{-4}$ см друг от друга. Величина сдвига в каждом следе скольжения находится в интервале $(0,3-0,5) \times 10^{-4}$ см. Следы скольжения называются линиями Чернова — Людера.

Внутренние напряжения, вызываемые нагромождениями дислокаций, складываются с внешним напряжением, в результате чего активизируются источники дислокаций во второй системе скольжения, пересекающей первую. Новые полосы скольжения пересекают образовавшиеся ранее. Развивается множество скольжения, при котором скорость упрочнения металла возрастает, и наступает II стадия упрочнения.

На III стадии возникают новые полосы скольжения ступенчатого характера, свидетельствующие о развитии поперечного скольжения винтовых дислокаций. Между полосами происходит двойное поперечное скольжение.

Линии скольжения в металле для разных стадий деформации приведены на рис. 2.17.

Дислокационная структура металла в процессе деформации изменяется (рис. 2.18). Легкое скольжение осуществляется сначала движением имеющихся дислокаций, а затем дислокаций, генерируемых источниками Франка — Рида в одной благоприятно ориентированной системе скольжения. Двигущиеся дислокации выходят на поверхность кристалла. Однако часть дислокаций может задер-

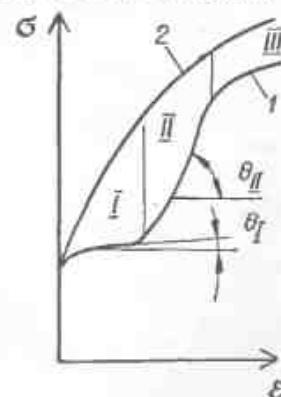


Рис. 2.16. Кривые напряжение — деформация монокристаллов с решеткой ГЦК

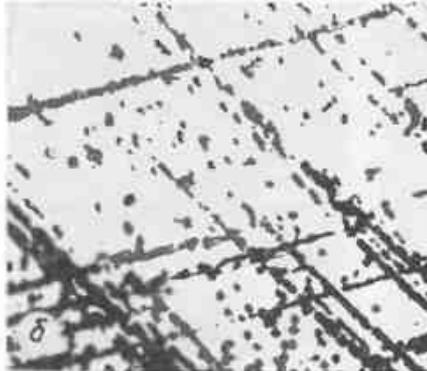
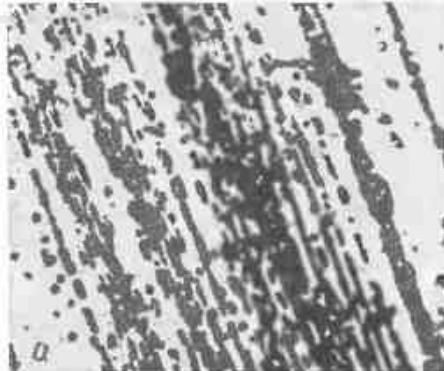
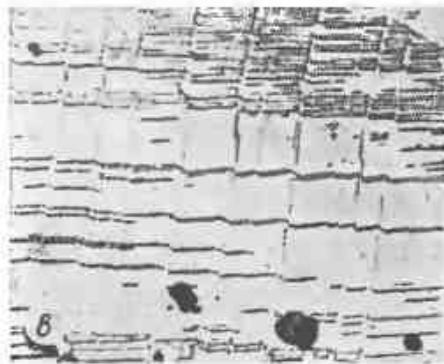


Рис. 2.17. Линии скольжения на первой (*а*), второй (*б*) и третьей (*в*) стадиях упрочнения металла ($\times 500$)



жаться в кристалле, если они встретят на своем пути препятствия. Винтовые дислокации при движении совершают поперечное скольжение, в результате чего возникают пороги (ступеньки), тормозящие их перемещение. Дислокации скапливаются в плоскостях скольжения (рис. 2.17, *а*, 2.18, *а*). Средняя плотность дислокации составляет примерно 10^8 см^{-2} .

Коэффициент упрочнения Θ_1 при легком скольжении зависит от угла наклона участка кривой I стадии и определяется из выражения

$$\Theta_1 = [8G(x/l_c)^{3/4}] / 9\pi, \quad (2.16)$$

где x — расстояние между соседними линиями скольжения; l_c — длина линии скольжения. При растяжении или сжатии величина Θ_1 близка к $(10^{-4} - 10^{-5}) G$. Легкое скольжение заканчивается, когда плотность дислокаций на первичной системе скольжения становится критической.

Множественное скольжение дислокаций в пересекающихся плоскостях скольжения приводит к взаимодействию дислокаций, их пересечению, появлению сидячих дислокаций Ломера — Коттрелла. На дислокациях появляются пороги, тормозящие их движение. Дислокации скапливаются, образуют клубки, в которых они распределены хаотически. Такие дислокации называются дислокациями «леса». Дислокационные клубки преобразуются в устойчивые регулярные сетки (рис. 2.18, *б*), расположенные вдоль направлений скольжения. Эти сетки представляют собой субграницы (стенки ячеек), в которых плотность дислокаций «леса» высока (около 10^{10} см^{-2}). Они разбивают кристалл на участки, сравнительно свободные от дислокаций. Такая дислокационная структура называется ячейстой.

При взаимодействии движущихся дислокаций с дислокациями «леса» образуется значительное количество порогов. Последние по-



Рис. 2.18. Формирование ячейстой структуры железного сплава на различных стадиях упрочнения ($\times 700$, В. И. Мазур, В. С. Савельев)

а — $\varepsilon = 15\%$, *б* — $\varepsilon = 50\%$, *в* — $\varepsilon = 60\%$



рождают точечные дефекты, обеспечивающие переползание. Внутри ячеек находятся области с относительно низкой плотностью дислокаций. В процессе развития II стадии упрочнения плотность дислокаций увеличивается постепенно, и чем их больше, тем выше степень разориентировки ячеек. Угол разориентировки ячеек составляет $(2-3)^\circ$, а при больших деформациях может доходить до $(5-10)^\circ$. Таким образом, причина упрочнения металла на этой стадии заключается в резком увеличении плотности дислокаций и появлении ячейстой структуры, стенки которой являются препятствием на пути движения дислокаций. Увеличение плотности дислокаций не подчиняется линейному закону, а коэффициент упрочнения Θ_1 в десять раз больше коэффициента упрочнения на I стадии и равен примерно $2 \cdot 10^{-3} G$.

Величина деформирующих напряжений на II стадии определяется сопротивлением, которое испытывают движущиеся дислокации при пересечении субграниц:

$$\tau = Gb \sqrt{\rho_1 / 2\pi k}, \quad (2.17)$$

где ρ_1 — плотность дислокаций; k — константа, равная 1 для винтовых и $(1-p)$ для краевых дислокаций.

Характер ячейстой структуры на III стадии не изменяется, происходит увеличение ширины стенок за счет повышения в них плотности дислокаций (рис. 2.18, *в*). Кривая I на рис. 2.16 становится пологой, значит интенсивность упрочнения металла уменьшается (стадия параболического упрочнения). Снижение интенсивности упрочнения, обусловленное перераспределением дислокаций под влиянием высоких напряжений, называется «смягчением при наклее».

Случай упрочнения металла с ГЦК решеткой, описываемый кривой I на рис. 2.16, наблюдается при благоприятной для возникновения

легкого скольжения ориентировке кристалла. Если кристалл с ГЦК решеткой ориентирован произвольно, в нем сразу начинается множественное скольжение дислокаций и наступает быстрое упрочнение, описываемое кривой 2 на рис. 2.16. При деформации кристалла с ОЦК решеткой также отсутствует стадия легкого скольжения, потому что в нем много систем скольжения и легко развивается поперечное скольжение дислокаций.

Упрочнение кристаллов с ОЦК решеткой и ориентированных для множественного скольжения кристаллов с ГЦК решеткой наступает быстро в результате формирования ячеистой структуры (фрагментации кристаллов). Это так называемое субструктурное упрочнение. Степень упрочнения кристаллов различной симметрии можно определить следующим образом:

$$\epsilon_y = (\sigma/\Theta_1)^m, \quad (2.18)$$

где m — константа, равная двум для кубических кристаллов и единице для гексагональных кристаллов.

Характер тормозящего воздействия субграниц на движение дислокаций определяется критической величиной угла разориентировки соседних субзерен. Если значение этого угла больше критического, зависящего от типа металла и равного для железа 20° , субграницы оказывают сопротивление движению дислокаций подобно границам зерен. Если же угол разориентировки субзерен меньше критической величины, субграницы препятствуют движению дислокаций по типу дислокаций «леса».

Металл упрочняется и в результате движения дискиназий, вызывающих пластические повороты отдельных частей кристалла. При встрече дискиназий друг с другом и с различными препятствиями происходит их торможение, возникают дискинационные скопления, приводящие к фрагментации кристалла.

В процессе циклического нагружения металла ячеистая структура с ростом числа циклов преобразуется в полосовую ячеистую структуру, в которой стеки ячеек параллельны. Плотность дислокаций в стеках ячеек достигает 10^{18} см^{-2} , что значительно выше, чем в обычной ячеистой структуре ($10^{11-12} \text{ см}^{-2}$).

Деформация кристалла двойникование начинается с развития двойников в системе, которая благоприятно ориентирована к внешнему напряжению. При этом в кристалле возникают параллельные двойники. Затем активизируются менее благоприятно ориентированные плоскости двойникования, в результате происходит пересечение двойников, тормозится их движение и ограничивается развитие. В кристалле образуются фрагменты (ячейки), ограниченные каркасом из двойников.

Развитие упрочнения в поликристаллах следует рассматривать с точки зрения того, что поликристаллический металл состоит из множества зерен-кристаллов, в каждом из которых деформация развивается неодинаково вследствие их различной ориентировки по отношению к действующим напряжениям. Границы зерен служат тормозом на пути движения дислокаций, что обуславливает прерывистый характер процесса скольжения. Скопление дислокаций у границ зерен вызывает

концентрацию напряжений [см. выражение (2.15)], что может активизировать источник дислокаций в соседнем зерне. Границы двойников не всегда являются барьерами на пути движения дислокаций: при неблагоприятной ориентировке они тормозят их движение, границы двойников с ориентировкой $[111]$ в металле с ГЦК решеткой не препятствуют движению дислокаций с векторами Бюргерса, параллельными этой границе.

Естественно предположить, что возрастание приложенного напряжения способствует началу скольжения в зернах с благоприятно ориентированными системами скольжения, где приведенные касательные напряжения максимальны. Однако границы этих зерен блокируют скольжение, что вызывает концентрацию напряжений около границ и приводит в действие менее благоприятно ориентированные системы. Скольжение переходит в соседние зерна (эстафетная передача скольжения), а в зернах, претерпевших легкое скольжение, начинается множественное скольжение. В результате в некоторых зернах происходит скольжение дислокаций по пересекающимся системам, что приводит к быстрому упрочнению; в менее благоприятно ориентированных зернах идет легкое скольжение в одной системе; в отдельных зернах скольжение не развивается. В каждом зерне возникает ячеистая структура. У границ, проявляющих барьерный эффект, возрастает вероятность множественного скольжения. Торможение пластических сдвигов границ зерен и образование дислокационных скоплений способствуют появлению аккомодационного скольжения, которое должно обеспечить совместность деформации зерен.

При образовании в зернах ячеистой структуры они разворачиваются на довольно большие углы, достигающие иногда 60° , что вызывает возникновение дополнительных напряжений вблизи границ. В результате в стыках зерен появляются дискиназии, которые непрерывной есткойхватывают весь поликристалл. Поля упругих напряжений, связанные с дискиназиями, релаксируют за счет дополнительных аномодационных поворотов кристаллической решетки, что возможно в случае ухода дискиназий из стыков в тело зерен. Таким образом, совместная деформация зерен в поликристаллах происходит в результате аккомодационных сдвигов и поворотов решетки.

На кривой упрочнения поликристаллического металла стадии упрочнения не так сильно выражены, как на кривой упрочнения монокристалла, особенно I стадия легкого скольжения. Объясняется это ограничением легкого скольжения границами зерен и быстрым развитием множественного скольжения.

Размер зерен металла существенно влияет на степень наклепа. Согласно соотношению Холла — Петча предел текучести металла также зависит от размера зерен:

$$\sigma_m = \sigma_t + K_y D_z^{-n}, \quad (2.19)$$

где σ_t — сопротивление решетки пробегу дислокаций; K_y — постоянная, связанная с распространением скольжения через границы зерен; D_z — размер зерен; n — коэффициент, равный $1/2$. Значение K_y пропорционально напряжению, необходимому для движения заблокированной дислокации σ_d , и среднему расстоянию от границы зерен до

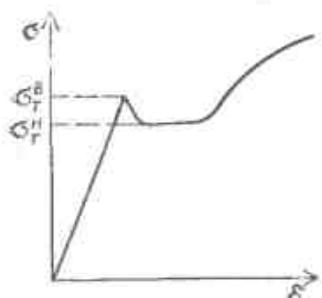


Рис. 2.19. Кривая напряжение — деформация поликристаллического металла с решеткой ОЦК

Кривые напряжение — деформация поликристаллических металлов с ОЦК решеткой с учетом поправок на модуль сдвига и температуру плавления лежат ниже, чем кривые для металлов с ГЦК решеткой, причем степень упрочнения первых также существенно меньше. Влияние размера зерен на степень упрочнения металла с ОЦК решеткой и предел текучести аналогично воздействию на соответствующие характеристики у металлов с ГЦК решеткой.

Температура деформации металла влияет на вид кривой напряжение — деформация во всех рассмотренных случаях. Чем выше температура, тем меньшее напряжение текучести и раньше наступает стадия легкого скольжения. Указанная температура практически не влияет на коэффициент упрочнения металла на II стадии упрочнения, но с повышением температуры III стадия упрочнения начинается раньше и при более низком напряжении. И наконец, с повышением температуры уменьшается скорость упрочнения металла на III стадии.

Высокочистые металлы при одинаковой плотности дислокаций имеют меньшую прочность, чем технически чистые. Примеси являются эффективными стопорами движения дислокаций. Располагаясь в плоскостях скольжения на пути движущихся дислокаций, они тормозят их скольжение, находясь же вокруг дислокаций, — способствуют повышению напряжения их старта.

Резкий предел («зуб») текучести рассмотрим на примере кривой напряжение — деформация поликристаллических металлов с ОЦК решеткой (рис. 2.19). В конце упругой части кривой наблюдается небольшое падение напряжения, что приводит к появлению верхнего σ_t'' и нижнего пределов текучести σ_t^u , за которыми иногда следует горизонтальный участок, называемый площадкой текучести. В этом случае пластическая деформация металла происходит при постоянной нагрузке.

Напряжение, достигнув верхнего предела текучести, падает скачком, поскольку происходит чистая релаксация напряжений в металле, сопровождающаяся появлением локализованной зоны скольжения. Фронтальному расширению последней в пределах всего образца соответствует площадка текучести на кривой. Зуб и площадку текучести наблюдают у многих металлов и сплавов, в том числе у нитевидных кристаллов высокой степени чистоты.

ближайшего источника дислокаций I:

$$K_y = \sigma_d d_y^{1/2}. \quad (2.20)$$

Критическое напряжение двойникования σ_d зависит от размера зерен (уравнение Петча — Стро):

$$\sigma_d = \sigma_0 + K_d D_z^{-n}, \quad (2.21)$$

где σ_0 — сопротивление решетки движению двойникующих дислокаций; K_d — постоянная, связанная с распространением двойникования через границу зерен.

Кривые напряжение — деформация поликристаллических металлов с ОЦК решеткой с учетом поправок на модуль сдвига и температуру плавления лежат ниже, чем кривые для металлов с ГЦК решеткой, причем степень упрочнения первых также существенно меньше. Влияние размера зерен на степень упрочнения металла с ОЦК решеткой и предел текучести аналогично воздействию на соответствующие характеристики у металлов с ГЦК решеткой.

Температура деформации металла влияет на вид кривой напряжение — деформация во всех рассмотренных случаях. Чем выше температура, тем меньшее напряжение текучести и раньше наступает стадия легкого скольжения. Указанная температура практически не влияет на коэффициент упрочнения металла на II стадии упрочнения, но с повышением температуры III стадия упрочнения начинается раньше и при более низком напряжении. И наконец, с повышением температуры уменьшается скорость упрочнения металла на III стадии.

Высокочистые металлы при одинаковой плотности дислокаций имеют меньшую прочность, чем технически чистые. Примеси являются эффективными стопорами движения дислокаций. Располагаясь в плоскостях скольжения на пути движущихся дислокаций, они тормозят их скольжение, находясь же вокруг дислокаций, — способствуют повышению напряжения их старта.

Резкий предел («зуб») текучести рассмотрим на примере кривой напряжение — деформация поликристаллических металлов с ОЦК решеткой (рис. 2.19). В конце упругой части кривой наблюдается небольшое падение напряжения, что приводит к появлению верхнего σ_t'' и нижнего пределов текучести σ_t^u , за которыми иногда следует горизонтальный участок, называемый площадкой текучести. В этом случае пластическая деформация металла происходит при постоянной нагрузке.

Напряжение, достигнув верхнего предела текучести, падает скачком, поскольку происходит чистая релаксация напряжений в металле, сопровождающаяся появлением локализованной зоны скольжения. Фронтальному расширению последней в пределах всего образца соответствует площадка текучести на кривой. Зуб и площадку текучести наблюдают у многих металлов и сплавов, в том числе у нитевидных кристаллов высокой степени чистоты.

Традиционное трактование причин появления зуба текучести у металлов, содержащих примеси, основано на взаимодействии их с дислокациями. В гл. 3 разд. 1 показано, что атомы примеси, перемещаясь в результате диффузии в кристаллической решетке, взаимодействуют с полями напряжения краевых и винтовых дислокаций и располагаются в районе искажения решетки дислокациями. Это приводит к снижению внутренней энергии системы вследствие уменьшения искажений решетки матрицы вокруг растворенных атомов и дислокаций. Концентрация атомов примеси в районе дислокации (в атмосфере Коттрелла) определяется выражением (1.5).

Атмосферы Коттрелла блокируют дислокации, иными словами, затрудняют их движение в плоскостях скольжения. Эффективность торможения движения дислокаций зависит от размера атмосферы, плотности атомов примеси в ней и температуры.

Зуб текучести на кривой напряжение — деформация будет иметь место тогда, когда для начала пластического течения дислокаций их необходимо вырвать из атмосферы примесных атомов, т. е. разблокировать. При этом требуется большее напряжение, чем в случае перемещения свободных от примеси дислокаций. Дальнейшее перемещение дислокаций происходит при меньшем напряжении σ_t'' . Кроме того, во время течения разблокированных дислокаций зарождается много новых и происходит их легкое скольжение, которому соответствует площадка текучести. При дальнейшем повышении внешнего напряжения наступают II и III стадии упрочнения металла, развивается множественное скольжение и формируется ячеистая структура. Следует отметить, что зуб текучести на диаграмме напряжение — деформация может быть обнаружен и в случае деформации монокристалла, содержащего примеси.

Если после достижения предела текучести образец разгрузить, а затем вслед за этим нагрузить снова, то на кривой не будет зуба текучести. С другой стороны, если после разгрузления образец выдержать достаточно долгое время при температуре 20 °C или более короткое время при повышенной температуре (для железа 100...150 °C), то в процессе последующего нагружения зуб текучести обнаружится вновь. Это явление известно как деформационное старение.

С повышением температуры деформации зуб текучести постепенно исчезает и кривая напряжение — деформация приобретает зигзагообразный вид, т. е. будет наблюдаться эффект Портевена — Ле-Шателье. Скачки на кривой вызваны тем, что дислокации, освободившиеся под действием термической активации диффузии от атомов примесей, снова оказываются закрепленными этими атомами. Происходит так называемая вторичная блокировка дислокаций.

Чем выше температура деформации, тем меньше высота зубьев текучести и Портевена — Ле-Шателье.

Влияние посторонних включений и частиц второй фазы на упрочнение металлов и сплавов зависит от характера взаимодействия частиц с дислокациями. Частицы неметаллических включений, имеющие более высокий модуль сдвига, чем матрица, являются препятствиями на пути движения дислокаций, обходя частицы путем обыч-

ного или поперечного скольжения, оставляют около них дислокационные петли. Накопление последних у неметаллических включений приводит к упрочнению металлов и сплавов. Предел текучести металла в этом случае повышается [см. выражение (1.6)]. Такое упрочнение называют *дисперсионно-упрочнением*. Этот эффект лежит в основе получения дисперсионно-упрочненных сплавов, содержащих частицы второй фазы.

Текстурообразование при деформации связано с ее развитием по определенным плоскостям и направлениям.

При деформации зерна поликристаллического металла подвергаются такому же формоизменению, как и весь образец в целом. Они стремятся принять определенную ориентировку относительно внешних деформирующих усилий. Ориентировка изменяется постепенно по мере роста степени деформации. В результате в сильно деформированных металлах возникает отчетливая структурная текстура деформации или преимущественная ориентировка зерен.

Зеренная и субструктурная текстуры являются *механическими текстурами*.

Наличие текстуры связано с поворотом решетки, происходящим в результате движения дислокаций и дисклиниций в кристаллах. Каждая система скольжения приводит к определенному повороту зерна в процессе деформации; наложение поворотов от разных систем скольжения дает конечную ориентировку — зеренную текстуру. Субзерна в пределах каждого зерна также изменяют свою форму и ориентируются в направлении деформации. В зерне возникает неравновесная ячеистая структура с преимущественной ориентировкой вдоль направления деформации или под углом к нему — субструктурная текстура.

Под *кристаллографической текстурой* понимают наличие преимущественных кристаллографических ориентировок кристаллических решеток отдельных частей зерен в поликристаллическом металле. Текстуры образуются вследствие ориентированного воздействия на металлы внешних напряжений, а также развития деформации вдоль определенных кристаллографических плоскостей и направлений. Слабое проявление текстуры наблюдается уже при деформациях, составляющих 5–10 %, максимальная четкость текстур достигается при значительных деформациях (70–90 %).

Приведем несколько примеров кристаллографических текстур. При деформации волочением возникает так называемая *аксиальная текстура*, проявляющаяся в том, что во всех зернах определенное кристаллографическое направление $\{n\bar{n}\}$ ориентируется вдоль направления протяжки, но вокруг оси протяжки зерна занимают произвольное положение. При протяжке металлов с ОЦК решеткой (железо, вольфрам, молибден) зерна ориентированы параллельно оси волочения в направлении $\langle 110 \rangle$. Основной системой скольжения в ОЦК решетке является система $\langle 110 \rangle \langle 111 \rangle$. В каждой из плоскостей типа $\langle 110 \rangle$ имеется по два равноправных направления из системы $\langle 111 \rangle$, которые служат направлениями сдвига, например $\langle 111 \rangle$ и $\langle \bar{1}11 \rangle$. В силу симметрии напряженного-деформированного состояния скольжение по указанным двум направлениям эквивалентно скольжению

в направлении их равнодействующей, поэтому оба направления должны быть симметричны относительно оси волочения. Последнее возможно, если вдоль оси волочения расположится одно из двух направлений $\langle 100 \rangle$ или $\langle 110 \rangle$. В металле с ГЦК решеткой, имеющим систему скольжения $\langle 111 \rangle \langle 110 \rangle$, три направления скольжения типа $\langle 110 \rangle$ симметричны относительно направления $\langle 111 \rangle$, которое будет равно действующим и установится вдоль оси волочения.

Для конической текстуры характерна ориентировка кристаллографического направления $\langle n\bar{n} \rangle$ под определенным углом к оси образца. У колпачковой текстуры этот угол равен 90° .

Более сложный характер имеет текстура после прокатки, поскольку фиксируется не только направление $\langle n\bar{n} \rangle$, параллельное направлению прокатки, но и кристаллографическая плоскость $\langle hkl \rangle$, параллельная плоскости прокатки. Текстура прокатки обозначается как $\langle hkl \rangle \langle luv \rangle$. Вследствие того, что при деформации происходит множественное скольжение дислокаций, в нескольких системах возникает не одна, а несколько текстур, т. е. все зерна разбиваются на несколько групп, каждая из которых имеет свою ориентировку. Например, текстура холоднокатаного железа, деформированного на 98 %, характеризуется тремя ориентировками, записанными в порядке убывания их вероятности: $\langle \bar{1}2 \rangle \langle 110 \rangle$; $\langle 001 \rangle \langle 110 \rangle$; $\langle 111 \rangle \langle 112 \rangle$. У металлов с ГЦК решеткой (алюминий, медь, никель) имеются две преимущественные ориентировки: $\langle 100 \rangle \langle 112 \rangle$ и $\langle 112 \rangle \langle 111 \rangle$.

Текстура куба в листовом металле характеризуется тем, что параллельно поверхности листа располагаются плоскости куба $\langle 100 \rangle$, а вдоль листа в направлении прокатки — направление куба $\langle 001 \rangle$. Эту текстуру обозначают $\langle 100 \rangle \langle 001 \rangle$. Для ребровой текстуры характерна ориентировка ребра куба $\langle 100 \rangle$ параллельно направлению прокатки, а плоскости $\langle 110 \rangle$ — параллельно поверхности листа $\langle 110 \rangle \langle 100 \rangle$.

От кристаллографической текстуры зависят текстуры дислокаций и выделений.

Текстура дислокаций называется неравномерное распределение дислокаций между кристаллографически возможными системами скольжения в каждом зерне и между отдельными зернами. Она проявляется при упорядоченной ориентировке полос скольжения относительно направления деформации, когда наблюдается развитие преимущественных направлений среди кристаллографически равноправных элементов структуры зерен.

Текстура выделений определяется кристаллографической текстурой матрицы, поскольку между выделениями и матрицей часто имеется ориентационное соответствие — когерентность (связь некоторых кристаллографических элементов их кристаллических решеток).

При наличии текстуры наблюдается анизотропия механических и физических свойств металла, которая заключается в том, что величины модуля упругости, коэффициента термического расширения, пределов упругости, пропорциональности, текучести и прочности, относительного удлинения не одинаковы в направлении деформации и под углом к нему.

§ 2. Разупрочнение деформированных металлов и сплавов при нагреве

Состояние упрочненного или наклепанного деформацией металла термодинамически неустойчиво при всех температурах. Переход металла в более стабильное состояние с меньшей свободной энергией является термически активированным процессом. Дефекты решетки, внесенные деформацией, при нагреве металла устраняются в результате элементарных процессов, совершающихся в разных температурных интервалах с неодинаковыми скоростью и энергией активации. К этим процессам следует отнести: диффузию точечных дефектов, их аннигиляцию и сток в дислокации и границы зерен; перераспределение и аннигиляцию дислокаций путем простого и поперечного скольжения и переползания; формирование малоугловых границ; перемещение (миграцию) субзеренных малоугловых и межзеренных высокоградиентных границ с поглощением дефектов; рост зерен путем миграции границ для снижения зернограницевой поверхностной энергии. В зависимости от температуры, скорости и продолжительности нагрева, а также условий и степени предварительной деформации эти процессы совершаются последовательно или накладываются один на другой.

Различают следующие процессы разупрочнения наклеченных металлов и сплавов при нагреве: возврат и рекристаллизацию. Если они совершаются после деформации (холодной или горячей) при осуществлении специального нагрева, то называются статическими, если же протекают непосредственно в процессе деформации (горячей) — динамическими.

Возвратом называют совокупность процессов изменения плотности и распределения дефектов в деформированных кристаллах до начала рекристаллизации. Он включает две стадии: уменьшения концентрации точечных дефектов и перераспределения дислокаций без возникновения новых границ — *отдых* и перераспределения дислокаций с образованием малоугловых границ — *полигонизацию*.

Основные структурные изменения в деформированном металле на стадии отдыха заключаются в уменьшении количества точечных дефектов — вакансий и межузельных атомов в результате их взаимного уничтожения при встрече (аннигилиации) и стока к дислокациям, границам зерен и внешней поверхности. Механизмы миграции точечных дефектов и взаимодействия их с другими дефектами подробно рассмотрены в гл. 3 разд. I. Примесные атомы затрудняют диффузию вакансий, что замедляет отдых. Нагрев металла активизирует переползание дислокаций. При встрече дислокаций разных знаков они аннигилируют и плотность их в металле несколько уменьшается. Некоторые дислокации продвигаются на небольшие расстояния и изгибаются. На стадии отдыха новые субграницы или границы не образуются. Этот процесс не имеет инкубационного периода, т. е. перестройка дефектов решетки начинается сразу же во время нагрева металла.

Изменение количества дефектов на стадии отдыха подтверждается выделением энергии в виде тепла, увеличением плотности металла,

изменением физических свойств, например уменьшением электросопротивления.

На стадии полигонизации происходит перегруппировка и частичная аннигиляция дислокаций разного знака. Дислокации одного знака в результате упругого взаимодействия образуют границы наклона — вертикальные стенки, перпендикулярные к плоскости скольжения (рис. 2.20). Такие границы малоподвижны, поскольку имеют небольшую кривизну. Области кристалла между малоугловыми границами, почти свободные от дислокаций, называются блоками. Структура металла после полигонизации показана на рис. 2.21.

Перераспределение дислокаций при полигонизации происходит в результате простого и поперечного скольжения и переползания, поэтому скорость полигонизации зависит от скорости их протекания, особенно самого медленного процесса — переползания дислокаций. Чем выше температура нагрева металла, тем быстрее протекают термически активируемые процессы поперечного скольжения и переползания дислокаций. При полигонизации на стадии формирования малоугловых границ (рис. 2.21, а) происходит миграция, или движение,

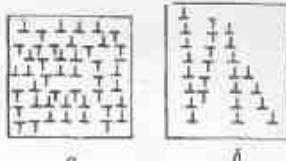


Рис. 2.20. Схема распределения дислокаций в кристалле после деформации (а) и полигонизации (б)

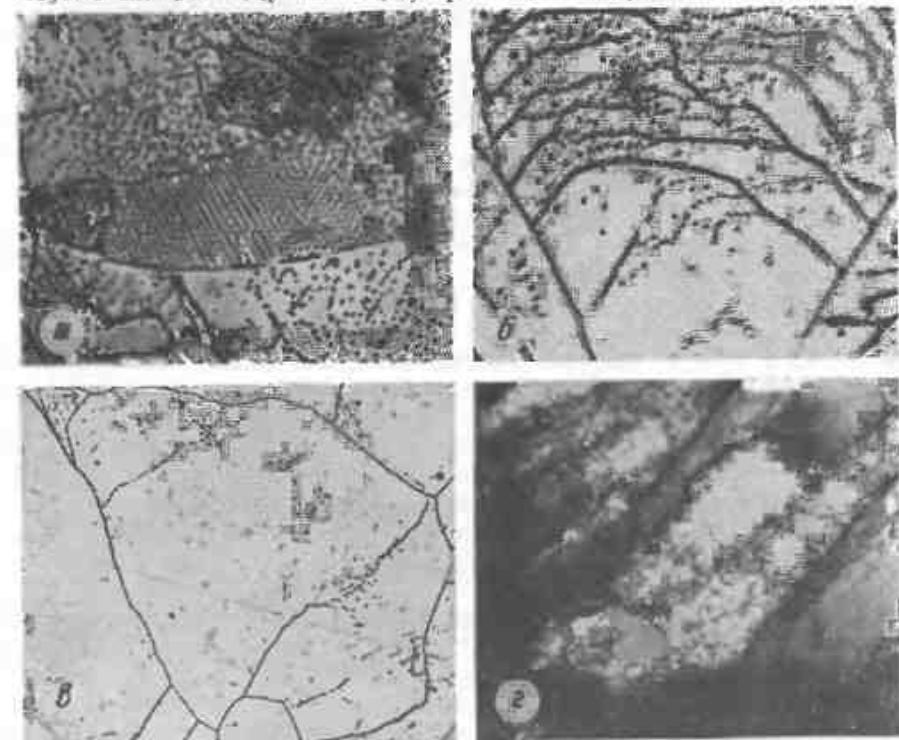


Рис. 2.21. Полигональная структура металла (а—е — $\times 600$, К. М. Жак) и ячеистая субструктура металла после полигонизации (г — $\times 100\ 000$)

дислокационных групп, а на стадии роста субзерен — выгибание и миграция малоугловых дислокационных границ (рис. 2.21, б). В ходе развития полигонизации возможно «рассыпание» мало- и среднеугловых границ путем ухода из них дислокаций (рис. 2.21, в) в результате чего субзерна сливаются.

Описанный механизм полигонизации наблюдается при нагреве слабо деформированных металлов, в которых нет ячеистой структуры. Главная его особенность состоит в преимущественном образовании малоподвижных устойчивых субграниц с малыми углами разориентировки. Такая полигонизация стабилизирует структуру, поэтому ее называют стабилизирующей.

В сильно деформированных металлах в ходе деформации образуется ячеистая субструктура. Плотность дислокаций внутри каждой ячейки сравнительно низкая, тогда как плотность дислокаций на границах, разделяющих ячейки, велика. При нагреве границы ячеек становятся уже, затем ячейки начинают расти и плотность дислокаций на субграницах снижается. Итак, в сильно деформированных металлах происходит полигонизация, в результате которой стенки ячеек становятся более тонкими и четкими, а размер ячеек увеличивается (рис. 2.21, г). Плотность дислокаций в стенках ячеек уменьшается за счет взаимодействия и аннигиляции дислокаций путем простого и поперечного скольжения и переползания.

При рассматриваемом механизме полигонизации ячейки деформированной структуры превращаются в субзерна большой разориентировки с подвижными субграницами большой кривизны, способными к миграции. Образовавшиеся подвижные субграницы легко мигрируют под влиянием поверхностного напряжения и в результате разности объемной энергии смежных субзерен (полигонов). В процессе миграции субграницы присоединяют к себе новые дислокации, встречающиеся на их пути, что приводит к увеличению угла разориентировки между субзернами. В этом случае полигонизацию, которая подготовливает структуру к дальнейшему развитию разупрочнения (рекристаллизации), называют предрекристализацией.

Если в процессе миграции субграниц субзерна вырастают до размеров в несколько микрометров без заметного изменения угла разориентировки, проходит так называемая рекристаллизация *in situ*. Последними исследованиями установлено, что рекристаллизация *in situ* наблюдается в том случае, когда деформация не приводит к избытку дислокаций одного знака, что осуществимо при легком скольжении в условиях малых деформаций.

Полигонизация проходит тем интенсивнее, чем выше температура. Скорость полигонизации сильно замедляют примеси, образующие на дислокациях «облака» Коттрелла.

На стадии полигонизации происходит дальнейшее увеличение плотности металла, уменьшение его твердости и электросопротивления, как и на стадии отдыха. Кроме того, наблюдается некоторое восстановление механических свойств металла, например понижение предела текучести. Однако до начала рекристаллизации плотность дислокаций в металле еще достаточно высока и поэтому механические свойства изменяются незначительно.



Рис. 2.22. Зародыши рекристаллизации в деформированном металле ($\times 600$. Н. Е. Казимирова)



рекристаллизацией называется процесс замены одних зерен другими, обладающими более высоким структурным совершенством и меньшей энергией. Движущей силой рекристаллизации является выигрыш в объемной энергии, достигаемый при уменьшении плотности линейных и точечных дефектов, а также зернограничной энергии, получаемый в результате стабилизации границ, совершенствования их структуры и снижения суммарной протяженности границ.

Во время *первичной рекристаллизации* в металле формируются и растут новые зерна, содержащие значительно меньше дефектов кристаллической решетки, чем деформированные зерна. Новые зерна отделены от деформированной матрицы большеглавыми границами. Первичная рекристаллизация происходит при нагреве металла, претерпевшего кристаллическую деформацию. Для металлов последняя составляет несколько процентов. Плотность дислокаций, возникающих в металле при докритической степени деформации, мала и в процессе последующего нагрева дислокации, слабо связанные в ячеистые сетки, легко перераспределяются с образованием малоугловых границ и частично аннигилируют.

Определяющими условиями рекристаллизации являются высокая плотность дислокаций, избыток дислокаций одного знака и неоднородный характер деформации, приводящий к локальным скоплениям дефектов.

Центры, или зародыши, рекристаллизации при нагреве формируются в первую очередь в зонах локализации деформации (рис. 2.22): в местах пересечения полос скольжения, у границ зерен (рис. 2.22, а), в двойниках (рис. 2.22, б), у неметаллических включений (рис. 2.22, в). Новые зерна появляются после определен-

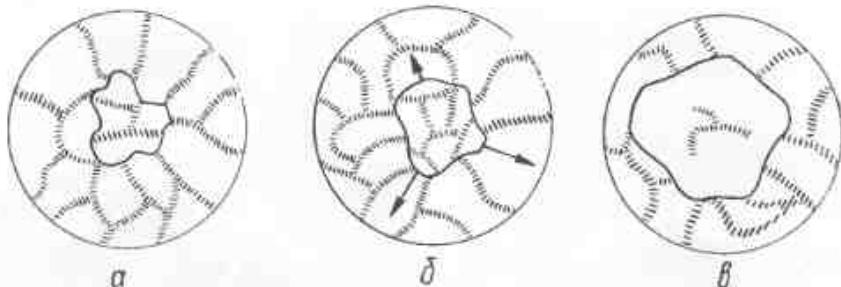


Рис. 2.23. Схема коалесценции субзерен с образованием зародыша рекристаллизации (С. С. Горелик)

ного инкубационного периода t_0 , который тем меньше, чем выше температура нагрева и больше степень предварительной деформации. Во время инкубационного периода в местах локализации напряжений происходит перераспределение дислокаций путем поперечного скольжения и переползания, приводящее к образованию малоугловых границ (полигонизации) и их миграции. Последняя способствует росту субзерен, в результате чего увеличивается степень их разориентировки. При движении малоугловые границы поглощают встречающиеся на их пути дислокации и преобразуются в большеугловые подвижные границы, окружающие малые области — зародыши рекристаллизации.

Второй способ формирования зародышей рекристаллизации состоит в том, что рост субзерен происходит путем исчезновения границ между ними (рассыпания субграниц), т. е. путем слияния субзерен. Это приводит к переориентировке последних и образованию вокруг них большеугловых границ (рис. 2.23). Как правило, склонность к рассыпанию проявляют субграницы с малой плотностью дислокаций. Группу коалесцирующих ячеек окаймляет стабильная субграница, которая впоследствии превратится в большеугловую границу (рис. 2.23, а). Рассыпание субграниц чаще всего начинается в участках, прилегающих к окаймляющей субгранице (рис. 2.23, б). Поглощение дислокаций окаймляющей границей приводит к ее движению, рассыпание субграниц продолжается до полного их исчезновения (рис. 2.23, в).

Полигонизация не всегда служит начальной стадией рекристаллизации. Из рис. 2.24 видно, что при нагреве металла после слабой деформации полигонизация успевает совершившись до рекристаллизации, а в случае большой деформации полигонизация практически не реализуется.

В сильно деформированном металле, имеющем развитую чистую структуру, зародыши рекристаллизации при нагреве формируются путем перераспределения дислокаций скольжением и переползанием в стенах ячеек и роста суб-

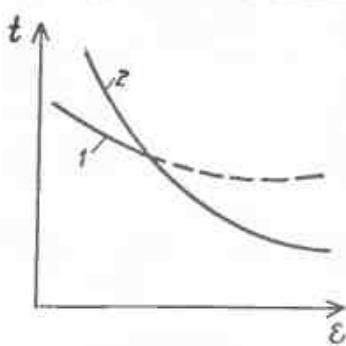


Рис. 2.24. Зависимость скорости полигонизации (1) и рекристаллизации (2) от степени деформации (Мак Лин)

зерен в результате миграции субграниц, иначе, происходит предрекристаллизационная полигонизация. В процессе движения субграницы изгибаются, присоединяют к себе новые дислокации и превращаются из малоугловых в большеугловые границы.

Когда субзерно отделено от деформированной области металла большеугловыми границами, оно становится зародышем рекристаллизации. Минимальный размер зародышей (критический) составляет величину порядка нескольких микрометров. Разориентировка окружающей их границы относительно деформированной области должна быть не менее (15—20)°. Образование зародышей рекристаллизации — термодинамически выгодный процесс, ведущий к снижению внутренней энергии системы.

Зародыши рекристаллизации растут в результате миграции большеугловых границ, что также ведет к снижению внутренней энергии металла. Основным стимулом роста является различие объемных энергий, обусловленное разницей в плотности дефектов структуры у зародышей и окружающей деформированной матрицы, или градиент наклепа. Границы движутся в сторону большей плотности дефектов, поглощают последние и оставляют за собой относительно совершенную структуру. Столкновение зерен приостанавливает их рост.

Первичная рекристаллизация развивается в металле постепенно, охватывая все больший объем. Увеличение доли рекристаллизованного объема V_p в зависимости от времени выдержки металла при высокой температуре (кинетика рекристаллизации) показано на рис. 2.25.

Первичная рекристаллизация характеризуется такими параметрами: скоростью образования зародышей N_1 (число зародышей, возникающих в единицу времени) и скоростью роста зародышей N_2 (увеличение линейного размера зародыша в единицу времени):

$$N_1 = \Delta n / \Delta t; \quad N_2 = \Delta D_s / \Delta t. \quad (2.22)$$

Эти параметры постоянны во времени. Скорость рекристаллизации и характер структуры определяются соотношением указанных величин. Чем больше скорость образования зародышей и ниже скорость их роста, тем меньший конечный размер рекристаллизованных зерен.

Температура начала первичной рекристаллизации t_p^* — это температура, при которой выявляются первые центры рекристаллизации. Согласно правилу А. А. Бочвара она зависит от температуры плавления металла и в абсолютной шкале температур определяется соотношением

$$t_p = (0,3—0,5) t_{\text{пл}}. \quad (2.23)$$

Коэффициент 0,3—0,5 определяется степенью чистоты металла. Для технически чистых металлов он равен 0,3—0,4, а для твердых растворов — 0,5.

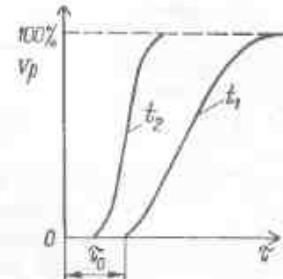


Рис. 2.25. Кинетика рекристаллизации металла при различных температурах ($t_1 < t_2$)

Рекристаллизация протекает тем быстрее, чем выше температура нагрева, так как в этом случае возрастает подвижность дефектов кристаллического строения. Увеличение степени деформации, начиная от критической величины, приводит к повышению значений N_1 и N_2 и соответственно скорости рекристаллизации. Влияние степени деформации на кинетику рекристаллизации проявляется в изменении степени дефектности структуры. Повышенная плотность дефектов кристаллического строения способствует увеличению внутренней энергии металла, поэтому процессы перераспределения дефектов при нагреве проходят легче. К концу первичной рекристаллизации зерна темельче, чем больше степень деформации и ниже температура (рис. 2.26). Влияние температуры нагрева и степени предварительной деформации на конечный средний размер зерен после первичной рекристаллизации описывается с помощью диаграмм рекристаллизации I рода.

Уменьшение размеров исходных зерен, а значит, и увеличение протяженности границ ускоряет процесс первичной рекристаллизации, так как границы являются местами предпочтительного зарождения центров рекристаллизации. Повышение скорости нагрева способствует увеличению скорости образования зародышей рекристаллизации, что вызывает измельчение зерен рекристаллизованного металла.

Атомы растворенных в металле или сплаве примесей, располагающиеся в дислокациях, уменьшают их подвижность, затрудняют перераспределение и тем самым задерживают формирование центров рекристаллизации, что проявляется в увеличении времени инкубационного периода t_0 . Примеси, находящиеся на границах, уменьшают их подвижность, а значит, и скорость роста зародышей рекристаллизации. Увеличение в металле или сплаве количества растворенных примесей приводит к возрастанию времени протекания рекристаллизации и расширяет температурный интервал рекристаллизации.

Частицы неметаллических включений, возле которых повышенена плотность дислокаций, облегчают рекристаллизацию, поскольку в этом случае увеличивается скорость образования зародышей и сокращается инкубационный период. В то же время включения задерживают миграцию границ, а значит, и рост зародышей рекристаллизации. Чем больше размер включений, тем сильнее увеличивается скорость образования зародышей и уменьшается скорость их роста.

В деформированном металле вследствие преимущественной ориентации зерен в определен-

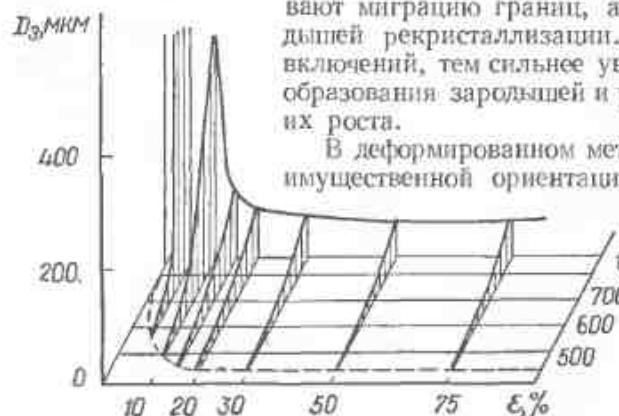


Рис. 2.26. Диаграмма рекристаллизации I рода для железа, отложенного в течение 1 ч

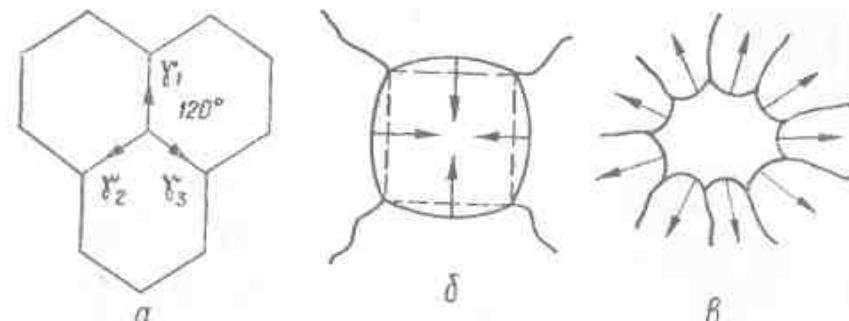


Рис. 2.27. Влияние числа граней зерен на кривизну границ и направление роста зерен

ном направлении появляется текстура деформации. Во время рекристаллизации такого металла в нем образуется текстура рекристаллизации, которая может быть идентична исходной, но чаще отличается от нее. Она возникает, если зародыши рекристаллизации располагаются в строго определенных ориентациях по отношению к текстуре деформации и растут в этих направлениях.

После окончания первичной рекристаллизации структура металла еще не стабильна. Снижение внутренней поверхностной энергии металла может происходить благодаря уменьшению протяженности границ зерен в результате роста зерен путем миграции границ. Собирательная рекристаллизация заключается в росте одних зерен за счет других. Особенностью собирательной рекристаллизации или нормального роста зерен является движение границ зерен к центрам своей кривизны. Вблизи стыков зерен границы изгибаются, чтобы приблизить углы в стыках к 120° (рис. 2.27). Чем ближе значения углов в стыках зерен отличаются от 120° , тем быстрее идет миграция границ. Рост зерен замедляется и практически прекращается, когда большинство углов в стыках зерен становится равными 120° . Поясним эти утверждения.

Равновесным положением границы является такое, при котором векторная сумма коэффициентов поверхностного натяжения границ трех стыкающихся зерен γ_1 , γ_2 , γ_3 равна нулю. В этом случае сечение зерен соответствует шестигранникам (рис. 2.27, а). Если число сторон у зерна отлично от шести, контактный угол в стыке зерен окажется равным 120° только при искривлении границы. Например, зерно имеет четыре стороны и для образования в каждом стыке углов 120° границы должны быть выпуклыми (рис. 2.27, б). Когда число сторон у зерна больше шести, то для достижения в стыках углов 120° границы должны быть вогнутыми (рис. 2.27, в).

Через границу происходит постоянный обмен атомами между соседними зернами. Обмен будет скомпенсирован, если граница не движется и представляет собой плоскую поверхность. В случае искривления границы обмен атомами будет не скомпенсирован, т. е. из зерна, у которого вогнутая поверхность, уйдет меньше атомов, чем из зерна с выпуклой поверхностью, так как в первом случае атомы имеют больше соседей и лучше удерживаются на поверхности. Это приведет

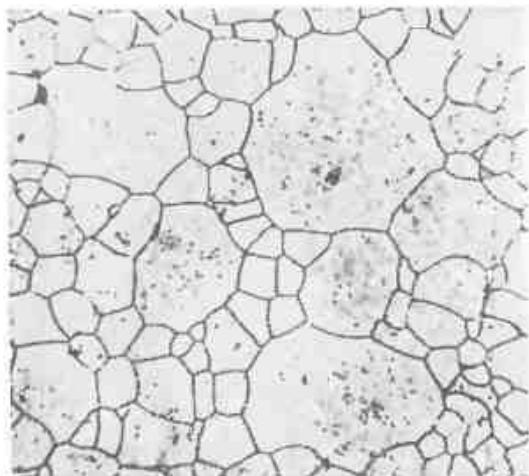


Рис. 2.28. Микроструктура железа в процессе собирательной рекристаллизации ($\times 400$)

Больцмана; ΔU — изменение свободной энергии системы (сила миграции); d_a — длина одиночного скачка, равная межатомному расстоянию. Таким образом, подвижность границы определяется скоростью диффузионных процессов, концентрацией вакансий, степенью неуравновешенности зернограницного напряжения.

Размер зерен к концу собирательной рекристаллизации тем больше, чем выше температура нагрева и значительно длительность выдержки при этой температуре. Атомы примесей, находящиеся на границах зерен, задерживают их миграцию и замедляют или даже тормозят собирательную рекристаллизацию. Большую роль в формировании конечной зернистой структуры играют частицы второй фазы и неметаллических включений. При нахождении неметаллического включения вблизи границы зерен поля напряжений границы и включения взаимодействуют, что вызывает искажение поля напряжений около включения и изменение кривизны границы (рис. 2.29). Включения, находящиеся на границах, изменяют свойства границ и влияют на способность границ к миграции. Расположение включений на границах энергетически выгодно, поскольку при этом уменьшается протяженность границ зерен, а суммарная протяженность межфазных границ включение — матрица не изменяется.

При встрече мигрирующей границы с включениями возникает сила, тормозящая ее движение (рис. 2.29, а):

$$F = \pi r \gamma \sin 2\alpha, \quad (2.25)$$

где r — радиус включения; γ — удельная поверхностная энергия границы. Если удельная энергия границы внутри когерентного включения γ_1 ниже энергии границы вне включения γ_2 , граница пересекает включение (рис. 2.29, б). В случае некогерентного включения, когда энергия границы внутри включения выше, чем вне его, граница стремится обойти включение (рис. 2.29, в). Это приводит к увеличению

к движению границы в сторону зерна, имеющего выпуклую поверхность, т. е. к центру своей кривизны (показано стрелками на рис. 2.27, б, в). Из описанного следует, что зерно на рис. 2.27, в будет расти за счет соседних зерен. Структура металла в процессе собирательной рекристаллизации показана на рис. 2.28.

Скорость миграции границ зерен определяется выражением

$$V = (D_p/k) (\Delta U/d_a), \quad (2.24)$$

где D_p — эффективный коэффициент диффузии при миграции; k — постоянная Больцмана; ΔU — изменение свободной энергии системы (сила миграции); d_a — длина одиночного скачка, равная межатомному расстоянию. Таким образом, подвижность границы определяется скоростью диффузионных процессов, концентрацией вакансий, степенью неуравновешенности зернограницного напряжения.

Размер зерен к концу собирательной рекристаллизации тем больше, чем выше температура нагрева и значительно длительность выдержки при этой температуре. Атомы примесей, находящиеся на границах зерен, задерживают их миграцию и замедляют или даже тормозят собирательную рекристаллизацию. Большую роль в формировании конечной зернистой структуры играют частицы второй фазы и неметаллических включений. При нахождении неметаллического включения вблизи границы зерен поля напряжений границы и включения взаимодействуют, что вызывает искажение поля напряжений около включения и изменение кривизны границы (рис. 2.29). Включения, находящиеся на границах, изменяют свойства границ и влияют на способность границ к миграции. Расположение включений на границах энергетически выгодно, поскольку при этом уменьшается протяженность границ зерен, а суммарная протяженность межфазных границ включение — матрица не изменяется.

При встрече мигрирующей границы с включениями возникает сила, тормозящая ее движение (рис. 2.29, а):

$$F = \pi r \gamma \sin 2\alpha, \quad (2.25)$$

где r — радиус включения; γ — удельная поверхностная энергия границы. Если удельная энергия границы внутри когерентного включения γ_1 ниже энергии границы вне включения γ_2 , граница пересекает включение (рис. 2.29, б). В случае некогерентного включения, когда энергия границы внутри включения выше, чем вне его, граница стремится обойти включение (рис. 2.29, в). Это приводит к увеличению

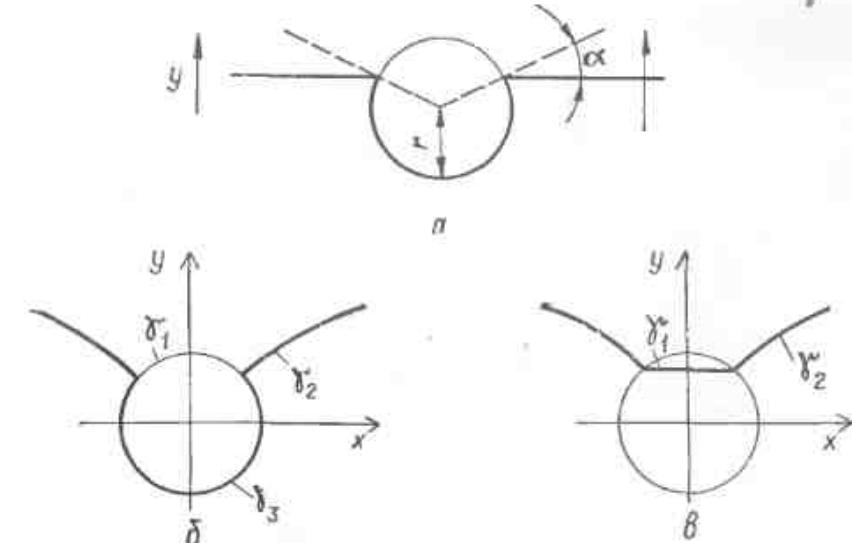


Рис. 2.29. Схемы взаимодействия границ зерен с неметаллическими включениями (Г. Гейтер, Б. Чалмерс)

протяженности границ и, следовательно, к повышению внутренней поверхностной энергии. Двигущаяся граница может увлекать включения за собой; скорость миграции границы при этом уменьшается. Подвижность частиц связана со строением поверхности раздела включение — матрица: некогерентные частицы подвижнее, чем сильно связанные с матрицей когерентные включения.

В сплавах, содержащих частицы неметаллических включений, не удается получить крупнозернистую структуру даже при длительных выдержках. Максимальный размер зерен, который может быть достигнут при наличии в сплаве частиц размером d_v и объемной долей f , определяется уравнением Зенера — Смита: $D_{\max} = d_v/f$. Для торможения роста зерен достаточно, чтобы расстояния между ними были порядка 60—100 межатомных. Если включения склонны к коагуляции, можно нагревом регулировать размер частиц и расстояние между ними, а значит, и размеры зерен. Но если сплав нагреть до температуры растворения включений, границы очищаются, они свободно могут мигрировать и в результате происходит бурный рост зерен.

Вторичная рекристаллизация, или аномальный рост зерен, протекает в металле, претерпевшем первичную и собирательную рекристаллизацию, и заключается в росте отдельных зерен до очень больших размеров, в то время как остальные зерна увеличиваются медленно (рис. 2.30). Одной из причин вторичной рекристаллизации является наличие благоприятной ориентировки одного зерна относительно близлежащих, что стимулирует миграцию границ и рост этого зерна путем поглощения соседних зерен. Например, в металлах с ГЦК решеткой наиболее подвижными оказываются границы, по которым решетки соседних зерен повернуты на $(30-40)^\circ$ вокруг направления [111]. Другая причина аномального роста зерен заключается в наличи-

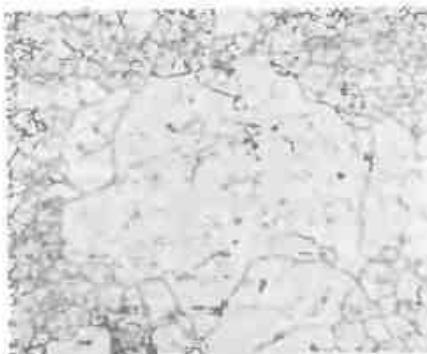


Рис. 2.30. Аномальный рост зерен ($\times 100$, И. Е. Казимира)

примесей, распределенных в металлах неравномерно и образующих дисперсные частицы включений. При высоких температурах дисперсные включения частично растворяются, и в местах их растворения зерна растут. Вторичная рекристаллизация может привести к разнозернистости металлов.

Из рис. 2.26 следует, что в металле, претерпевшем критическую степень деформации, в ходе рекристаллизации вырастают очень крупные зерна. Рекристаллизация металла в этом случае имеет свои особенности.

При нагреве металла одни зерна растут за счет других без образования зародышей. Малые степени деформации (докритические и критическая) достигаются в результате внутризеренного скольжения дислокаций, при этом деформация, как описывалось ранее, протекает неоднородно. Такие условия деформации приводят к тому, что рядом находятся зерна с различной объемной энергией. Это способствует при последующем нагреве росту одних зерен за счет других путем перемещения границ. Рекристаллизацию после критической степени деформации можно рассматривать как частный случай вторичной рекристаллизации, обусловленный различием объемных энергий исходных зерен.

Исследованиями при длительных выдержках в некоторых сплавах обнаружена циклическая рекристаллизация. После прохождения в металле или сплаве первичной и собирательной рекристаллизации возможно измельчение зерен, сменяющееся их ростом. Циклы могут повторяться. Такая рекристаллизация называется второй, механизм ее пока не установлен.

§ 3. Особенности горячей деформации

Температурный интервал деформации можно разделить на два интервала: температуры деформации ниже ($0,3-0,5$) $t_{\text{пл}}$ и выше температуры начала рекристаллизации. Отсюда различают холодную и горячую пластическую деформацию. Особенности изменения структуры металлов и сплавов при холодной пластической деформации рассмотрены в § 1 гл. 3.

На рис. 2.31 приведены кривые напряжение — деформация металла, имеющего ГЦК решетку и деформированного в интервале температур горячей деформации. Кривые характеризуются участком упрочнения, за ним следует область установившейся деформации, в которой напряжение практически не зависит от степени деформации. Наличие горизонтальных участков свидетельствует об отсутствии деформационного упрочнения и указывает на значительное различие механизмов горячей и холодной деформации. Уровень установленвшегося напряжения уменьшается при повышении температуры благодаря

термически активируемой природе горячей деформации.

Повышение температуры деформации существенно влияет на поведение дефектов кристаллической решетки, вызывая миграцию точечных дефектов, облегчая преодоление дислокациями препятствий путем развития попечного скольжения и переползания. Вследствие этого в процессе горячей деформации происходит динамическое разупрочнение, которое протекает в две стадии: динамический возврат и динамическая рекристаллизация. Оно приводит к уменьшению степени упрочнения металла.

Динамический возврат включает динамический отдых (миграция и анигилия точечных дефектов и частично дислокаций) и динамическую полигонизацию, которую часто в литературе без учета отдыха называют динамическим возвратом. В зависимости от температурно-скоростных условий деформации реализуются три механизма динамического возврата: образование субзерен, рост субзерен, поворот субзерен.

Динамическая рекристаллизация также бывает трех типов: первичная (образование и рост новых зерен), собирательная (нормальный рост зерен) и вторичная (аномальный рост зерен).

При горячей деформации кристаллов с высокой степенью совершенства структуры динамически залечиваются лишь дефекты, возникающие в ходе упрочнения — динамические возврат и рекристаллизация I рода. В процессе деформации реальных металлов и сплавов динамически залечиваются как вновь образовавшиеся, так и ранее имевшиеся дефекты кристаллической решетки — динамические возврат и рекристаллизация II рода.

В ходе горячей деформации происходит скольжение дислокаций от источников Франка — Рида по определенным плоскостям и направ-

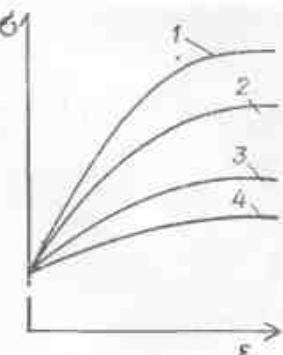


Рис. 2.31. Кривые высокотемпературной деформации металла с решеткой ГЦК:
1 — $0,4 t_{\text{пл}}$; 2 — $0,6 t_{\text{пл}}$; 3 — $0,7 t_{\text{пл}}$; 4 — $0,8 t_{\text{пл}}$



Рис. 2.32. Микроструктура горячедеформированного металла ($\times 900$, высокотемпературный микроскоп)

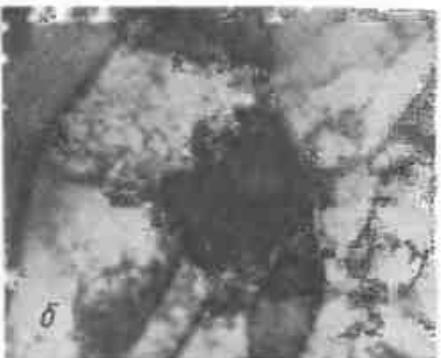
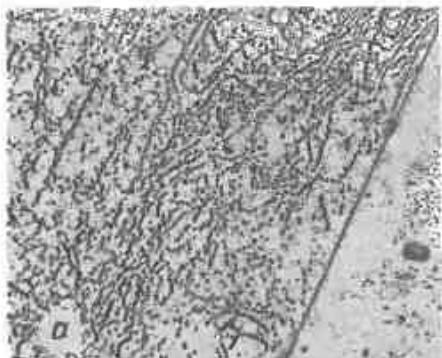


Рис. 2.33. Ячейстая субструктура горячедеформированных металлов:
а — $\times 600$; б — $\times 15\,000$, В. И. Киршавидзе

лением (см. табл. 2.1), приводящее к изменению структуры металла (рис. 2.32). В зернах появляются линии скольжения нескольких систем (рис. 2.32, а). С увеличением степени деформации в результате пересечения систем скольжения друг с другом и с границами зерен структура металла усложняется (рис. 2.32, б). Путем термически активируемого поперечного скольжения и переползания дислокаций собираются в клубки, которые преобразуются в ячейстую субструктуру, подобную возникающей в процессе холодной деформации.

Вследствие пересечения дислокаций образуются пороги, увеличивается количество вакансий и соответственно возрастает скорость переползания дислокаций. Последнее дает возможность дислокациям обходить препятствия и при встрече аннигилировать. Скорость аннигиляции дислокаций возрастает с увеличением плотности дислокаций в стенах ячеек и становится в конце концов равной скорости генерирования дислокаций, что приводит к динамическому равновесию. Последнее характеризуется тем, что плотность дислокаций, размеры ячеек и напряжения при деформации остаются постоянными. При повышении температуры дислокации становятся более подвижными, что приводит к увеличению скорости их аннигиляции. В горячедеформированном металле обнаруживается ячейстая субструктура (рис. 2.33).

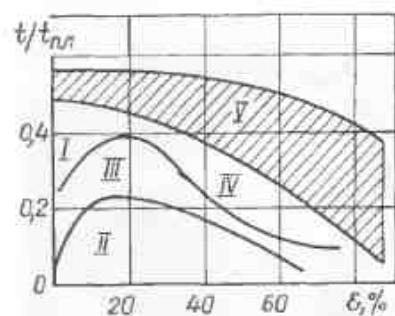


Рис. 2.34. Диаграмма структурного состояния деформированного металла в зависимости от температуры и степени деформации (В. И. Третьяков)

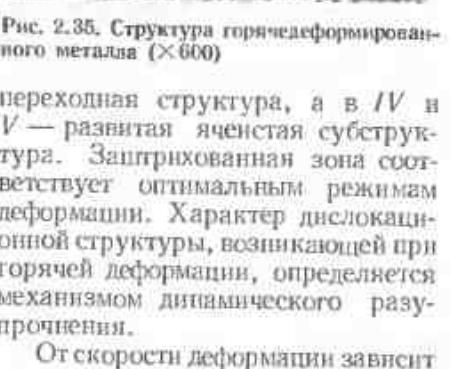
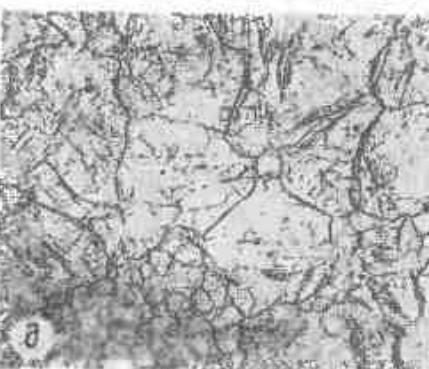
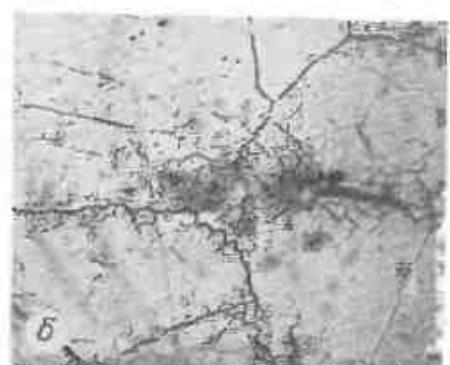


Рис. 2.35. Структура горячедеформированного металла ($\times 600$)

переходная структура, а в IV и V — развитая ячейстая субструктура. Защищованная зона соответствует оптимальным режимам деформации. Характер дислокационной структуры, возникающей при горячей деформации, определяется механизмом динамического разупрочнения.

От скорости деформации зависит характер дислокационной структуры горячедеформированного металла, а также степень и механизм динамического разупрочнения. Для каждого металла и сплава при всех температурах существуют интервалы скоростей деформации, в которых металл разупрочняется полностью (малые скорости) или скорость упрочнения значительно больше скорости разупрочнения и последнее не успевает проходить (большие скорости деформации). В ходе горячей деформации дислокационная структура стенок ячеек и разориентировка субзерен постоянно изменяются (рис. 2.35). Как и при статическом разупрочнении, динамический возврат происходит путем образования субзерен и их роста. Последний осуществля-

ляется в результате миграции субграниц (обусловлено разной плотностью дефектов в соседних субзернах), а также коалесценции субзерен по механизму рассыпания субграниц (рис. 2.35, а). При рассыпании происходит групповое движение дислокаций к стабильным субграницам, а также групповая анигиляция дислокаций противоположных знаков. Это приводит к тому, что часть дислокаций и обрывки субграниц остаются внутри субзерен, т. е. структура субзерен не является совершенной. Перестройка дислокационной структуры внутри субзерен способствует их повороту относительно соседей, а это стимулирует миграцию субграниц.

Описанные преобразования в субструктуре приводят к возникновению субзерен, окруженных большеугловыми границами, т. е. зародышей первичной рекристаллизации, развивающейся в результате движения границ зерен. Последнее, в свою очередь, происходит в процессе деформации и потому называется динамической миграцией границ. В горячедеформированных металлах зародыши первичной рекристаллизации образуются на большеугловых границах зерен, что связано с локальной миграцией отдельных участков границ, в результате которой они приобретают зубчатую форму (рис. 2.35, б).

В случае протекания динамического возврата по механизму коалесценции субзерен возможно образование устойчивой (стабильной) субзеренной структуры, характеризующейся равновесной конфигурацией стыков субграниц. Такой жесткий каркас субграниц затрудняет миграцию границ зерен и развитие динамической рекристаллизации.

Холодная деформация развивается главным образом скольжением дислокаций внутри зерен. При горячей деформации наряду с внутризеренным скольжением происходят двойникование, образование полос сброса (рис. 2.35, в) и деформация по границам зерен — проскальзывание (рис. 2.35, г). Последнее вносит существенный вклад в полную деформацию металла. Кроме того, деформация осуществляется проскальзыванием по границам субзерен.

Движущей силой проскальзывания по границам являются скольжение в соседних зернах и образование субзерен, которое приводит к смещению зерен относительно друг друга и сдвигу на границе. Механизм проскальзывания по границам зерен в результате движения зернограничных дислокаций рассмотрен в § 1 гл. 2. Размер зерен влияет на проскальзывание по границам: чем крупнее зерна, тем большее смещение по границам.

Проскальзывание по границам зерен вызывает отклонение от равновесия в стыках. Неравновесная конфигурация стыка по границам зерен (контактные углы в этом случае должны быть близки к 120°) создает избыток свободной поверхностной энергии, представляющей собой движущую силу миграции границ. Различие в плотности дислокационной структуры в соседних зернах заставляет границу перемещаться в сторону более деформированного зерна. Таким образом, в ходе горячей деформации происходит миграция границ зерен, вызывающая собирательную рекристаллизацию (рис. 2.35, д). Подвижность границ зерен тем больше, чем выше температура. Наличие на

границах примесей и дисперсных включений тормозит динамическую миграцию границ зерен.

Кривые напряжение — деформация, приведенные на рис. 2.31, отражают развитие горячей деформации при малых скоростях нагружения, например при ползучести. В условиях высоких скоростей деформации и температур кривая напряжение — деформация выглядит несколько иначе (рис. 2.36, кривая 1). Если степень деформации меньше 10 %, на кривой 1 наблюдается участок горячего наклена, при степени деформации 10 % начинается динамический возврат, однако он не превалирует над упрочнением, и напряжение растет. На этом участке формируется иченстая структура. Вследствие интенсификации динамического возврата напряжение падает, а с развитием динамической рекристаллизации начинается установившаяся деформация (горизонтальный участок). Дальнейшая деформация может сопровождаться периодическим повторением циклов упрочнения и разупрочнения, поэтому кривая напряжение — деформация приобретает волнистый характер (кривая 2).

Горячая деформация может протекать при температурах растворения дисперсных включений в сплаве и, поскольку вначале растворяются мелкие включения, в местах, освободившихся от них, возможна вторичная рекристаллизация.

Размер зерен в горячедеформированных металлах и сплавах зависит от температуры и степени деформации и определяется с помощью диаграммы рекристаллизации II рода (рис. 2.37).

При горячей деформации, как и при холодной, возникает текстура деформации. В процессе развития динамической рекристаллизации возникает текстура, повторяющая текстуру деформации. После окончания деформации в металле или сплаве, имеющем большой запас энергии деформации, также развивается рекристаллизация, которую

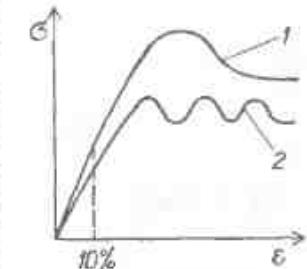


Рис. 2.36. Кривые высокотемпературной деформации для больших скоростей нагружения.

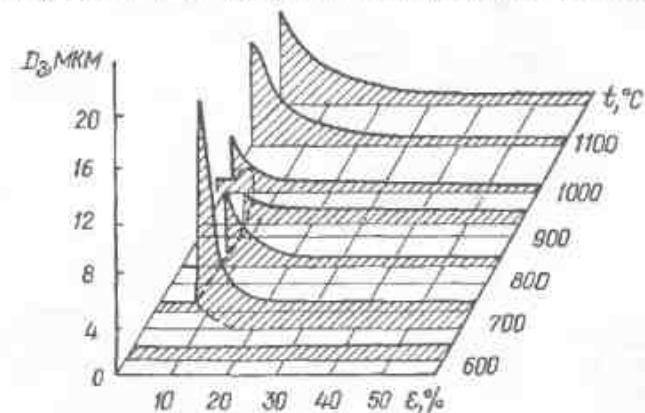


Рис. 2.37. Диаграмма рекристаллизации II рода для железа

называют самопроизвольной или спонтанной, поскольку она протекает во время охлаждения металла после горячей деформации без специальной его обработки (деформации или нагрева). Спонтанная рекристаллизация осуществляется по статическому механизму. Температура окончания деформации и скорость охлаждения определяют время прохождения рекристаллизации.

§ 4. Неоднородность деформации металлов и сплавов

Пластические и прочностные свойства металлов и сплавов зависят от взаимодействия между отдельными зернами и структурными составляющими, которое, в свою очередь, определяется способностью отдельных зерен к деформации и упрочнению. Прочностные и пластические свойства поликристаллического металла являются интегральными по отношению к свойствам отдельных зерен и структурных составляющих.

Одной из важнейших закономерностей деформации металлов и сплавов является ее неоднородный характер. Речь идет о природной микронеоднородности деформации металла, которую следует отличать от неравномерности деформации, связанной с режимом деформирования. Неравномерность пластической деформации может проявляться внутри зерен, в их группе и в отдельных частях деформируемого тела. Поэтому различают субмикроскопическую, микроскопическую и макроскопическую неоднородности деформации, которые называются соответственно неравномерностями деформации I, II и III рода. Неравномерность деформации I рода всегда сопровождается двумя другими.

Субмикроскопическая неоднородность деформации проявляется в пределах зерна. Сдвиговые процессы, осуществляемые движением дислокаций в плоскостях скольжения, распределяются в объеме кристалла неравномерно: деформация сосредоточена в полосах скольжения, в то время как в участках кристалла, расположенных между ними, деформация может не развиваться. Скольжение происходит в плоскостях с наибольшей ретикулярной плотностью атомов, а активность этих плоскостей зависит от их ориентировки по отношению к внешнему напряжению. Даже при значительной степени деформации количество таких плоскостей не превышает 1 %. Двойникование, как и скольжение дислокаций и дисклиниаций, также происходит в определенных плоскостях и направлениях. Внутри одного зерна можно обнаружить участки, отличающиеся по степени деформации в 10 раз.

Микроскопическая неоднородность деформации определяется взаимодействием зерен. Развитие деформации отдельных зерен поликристаллического металла зависит от кристаллографической ориентировки их по отношению к внешней нагрузке. Деформация начинается вначале в тех зернах, которые благоприятно расположены по отношению к внешним напряжениям, затем происходит эстафетная передача скольжения в соседние зерна или деформация активизируется в менее благоприятно ориентированных зернах. В связи с барьерным эффектом границ зерен деформация внутри каждого зерна осущест-

вляется неодинаково: центральная часть зерна деформируется больше, чем области вблизи границ. Неоднородность деформации может быть вызвана и неоднородным распределением примесей в зернах.

Неодновременный характер деформации отдельных объемов зерна и соседних зерен вызывает изгибы и локальные повороты решетки, такие, как двойникование, полосы сброса. В результате степень деформации, зерен различна и при средней макроскопической степени деформации, например 20 %, в поликристаллическом металле оказываются зерна, степень деформации которых колеблется от 0 до 70 %. Неоднородность внутризеренной деформации усугубляется присутствием частиц второй фазы, неметаллических включений, которые могут быть пластичными или жесткими.

При повышении температуры неоднородность деформации увеличивается в связи с развитием межзеренного проскальзывания, которое также начинается неодновременно, в зависимости от ориентировки границ по отношению к внешнему напряжению и от разориентировки соседних зерен. Величина пластической деформации, вызванной межзеренным проскальзыванием, составляет примерно 8–12 % от полной деформации, включающей суммарное действие внутризеренной и межзеренной деформации. Динамическая миграция границ зерен вносит свой вклад в неоднородное развитие деформации. Способность границ к миграции зависит от их ориентировки: когда граница зерен параллельна внешнему напряжению, движущая сила, действующая на границу, направлена в сторону зерна с большим пределом упругости, когда же граница перпендикулярна к внешнему напряжению, она движется в сторону зерна с меньшим пределом упругости. Следствием неоднородного развития деформации является образование текстур деформации (кристаллографических и структурных).

Рассмотрим механизм развития микронеоднородной деформации на примере растяжения сплава железа, содержащего 0,06 % углерода и 0,04 % алюминия при температурах 25–1100 °C. Определенный участок образца по прямой линии разбивали на интервалы длиной $l_0 = 10$ мм (рис. 2.38). Деформацию образца осуществляли в три ступени до степеней деформации 4, 8 и 12 %, т. е. до значений средней деформации образца \bar{e} . При достижении каждой из этих трех степеней деформации замеряли степень деформации всех интервалов e_i :

$$e_i = (l_i - l_0)/l_0, \quad (2.26)$$

где l_i и l_0 — соответственно конечная и начальная длина микронтервала. Интенсивность деформации интервала оценивали путем подсчета параметра относительной локальной неоднородности $\eta_i = (e_i - \bar{e})/\bar{e}$. Если $\eta_i = 0$, степень деформации интервала равна \bar{e} , если же $\eta_i > 0$ или $\eta_i < 0$, то эта величина достигает соответственно большего или меньшего значения по сравнению со значением \bar{e} .

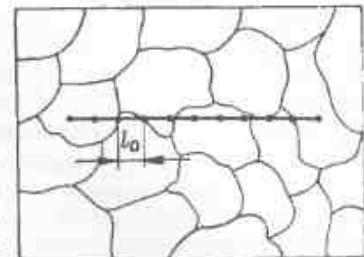


Рис. 2.38. Схема расположения реперных точек для исследования неоднородности деформации

При температуре 25—400 °С, когда развивается внутризеренное скольжение, происходит неоднородная деформация по отдельным микронтервалам. Наблюдаются участки, e_i которых больше и меньше \bar{e} , для них значения η_i достигают $-0,7\dots+1$. Однако после всех трех ступеней деформирования одни и те же участки сохраняют уровень деформации относительно \bar{e} , т. е. если на первой ступени значение $\eta_i > 0$, оно сохраняется и в дальнейшем. При 500—700 °С положительные отклонения от усредненной деформации по отдельным интервалам возрастают, η_i достигает $+1,5\dots+1,8$. Это объясняется некоторым разупрочнением границ зерен (т. е. появлением признаков миграции границ), хотя в основном механизм внутризеренного скольжения сохраняется и на большинстве интервалов $\eta_i = -0,9\dots+1$. Как и при более низких температурах, в этом случае уровень локально повышенной ($\eta_i > 0$) или пониженной ($\eta_i < 0$) деформации относительно среднего значения сохраняется на всех участках. Поэтому можно говорить о том, что в интервале температур 25—700 °С происходит стабильное микронеоднородное деформирование.

Повышение температуры деформации до 900 °С и выше влияет на характер распределения микронеоднородной деформации. Наблюдается изменение знака локальной деформации e_i на многих микронтервалах, т. е. резкое колебание интенсивности накопления деформации. После второй и третьей ступеней деформирования примерно у половины интервалов изменился знак показателя η_i с «+» на «-» и наоборот. У большинства интервалов $\eta_i = -1\dots+1$, но в отдельных случаях, как и при температурах 500—700 °С, достигал $+1,5\dots+1,8$. При высоких температурах решающую роль в процессе деформации играют проскальзывание по границам зерен, миграция границ, динамические возврат и рекристаллизация. Горячий паклэ в зернах происходит с разной скоростью и в неодинаковой степени, поэтому в какой-то момент в одних зернах проходит динамический возврат, в других — динамическая рекристаллизация, в третьих — новый цикл упрочнения и т. д. Поэтому в процессе деформации имеет место непрерывная перестройка структуры сплава, и можно считать, что идет нестабильное микронеоднородное деформирование. Наложение очагов повышенной и пониженной микронеоднородной деформации приводит в результате к более равномерному распределению микродеформации при повышении степени деформации образца.

Неоднородное распределение микродеформаций в поликристаллах — закономерное явление. Оно определяется различной ориентацией зерен, которая обуславливает упругую, прочностную и пластическую анизотропию поликристаллических металлов и сплавов. Температура деформации влияет на механизм развития деформации металлов.

Структура сплавов может состоять из двух фаз — жесткой и пластичной (одна фаза деформируется, а зерна другой тормозят развитие деформации) — или из двух пластичных фаз, обладающих разной способностью к упрочнению и динамическому разупрочнению. В по-

следнем случае деформация начинается в той фазе, которая пластичнее, более жесткая фаза в это время деформируется упруго. Затем с повышением степени деформации в процессе вовлекается другая фаза. При холодной деформации это приводит к разной скорости упрочнения фаз и в итоге к неоднородному упрочнению сплава. В процессе горячей деформации в фазе, деформирующейся первой, протекают процессы разупрочнения, в то время как в другой фазе развивается горячий паклэ и к моменту начала в ней разупрочнения в первой фазе вновь идет упрочнение и т. д. Неоднородность деформации двухфазных сплавов и сплавов со сложной структурой выражена сильнее, чем однофазных (вследствие различия механических свойств фаз).

Макроскопическая неоднородность деформации предопределена характером внешнего деформирующего воздействия. Внешние напряжения имеют определенную направленность, в результате чего возникает зональная неравномерность течения деформации. Например, одноосное сжатие цилиндрического образца на 25 % приводит к фактическому колебанию деформации по высоте от 10 до 50 %. Сложнее распределены напряжения при двухосном растяжении и сжатии, изгибе (максимальные напряжения приходятся на середину образца), прессовании (пластическая зона сосредоточена вблизи матрицы).

Для каждого вида деформации в образце можно выделить очаг, в котором она локализована. Например, при одноосном растяжении уменьшается площадь сечения на небольшом участке длины образца, т. е. образуется шейка. Мерой локализации деформации служит коэффициент локализации K , который определяется по формуле

$$K = D_0^2/d_0^2(1 + \delta), \quad (2.27)$$

где D_0 и d_0 — соответственно начальный и текущий диаметры образца; δ — относительное удлинение. Значение этого коэффициента не остается постоянным в процессе деформации. Если относительное сужение $\psi < 20\%$, то K стремится к нулю, т. е. деформация локализована незначительно; изменение ψ от 20 до 60 % вызывает увеличение K до 0,5, возрастание ψ от 60 до 90 % способствует повышению K почти в четыре раза, в результате чего происходит интенсивное развитие деформации в шейке образца. Таким образом, на разных этапах деформации скорость течения металла неодинакова. При достижении высоких степеней деформации скорость течения увеличивается на 2—4 порядка из-за уменьшения объема, участвующего в деформации.

В результате влияния сил трения между металлом и поверхностью деформирующего инструмента условия деформации по сечению изделия оказываются неодинаковыми, поскольку напряжения в поверхностных и центральных слоях различны (рис. 2.39). На величину сил трения влияют температура инструмента и металла, размер инструмента (например, диаметр прокатных валков), смазка. Очаг деформации можно разбить на несколько участков, в каждом из которых течение металла осуществляется по-разному (зональная неоднородность деформации). Например, в процессе прокатки полосы в очаге деформации металл проходит три стадии (рис. 2.40). На входе в валки цент-

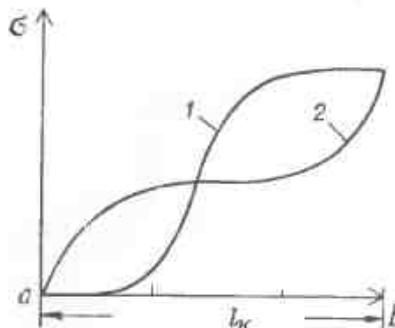


Рис. 2.39. Схема распределения напряжения по поверхности контакта металла с валком l_k и сечению полосы при прокатке (Х. К. Роджерс):
a — распределение давления;

a — вход полосы в валок; b — выход полосы из валков; I — ось полосы; 2 — поверхность полосы

относительно постоянной скоростью течения. Соответственно на каждой стадии изменяется сечение металлической заготовки.

Следствием такой макронеоднородности являются напряжения, которые возникают между различно деформированными слоями (зональных напряжений I рода). Например, при прокатке полосы в поверхностных слоях металла течение более интенсивное, и в них могут быть остаточные напряжения сжатия; в центральной части, где скорость течения металла меньше, — остаточные напряжения растяжения. Деформированное состояние трубы характеризуется деформацией растяжения в осевом направлении и сжатия — по окружности. При любой схеме деформации, используемой в промышленности, наблюдается макронеоднородность пластического течения металла, приводящая к возникновению растягивающих и сжимающих напряжений.

Неоднородное развитие пластической деформации на разных уровнях способствует возникновению остаточных напряжений I, II и III рода, которые могут приводить к образованию трещин, а также к снижению пластичности металлов и сплавов и неравномерному развитию их упрочнения.

§ 5. Явление сверхпластичности

Сверхпластичность — это способность некоторых металлов и сплавов равномерно пластически деформироваться на очень большие степени при относительно высоких температурах, малых напряжениях и скоростях деформации. Если металлы и сплавы, не проявляющие сверхпластичность, разрушаются с образованием шейки при деформации не более 50 %, то в случае сверхпластичности можно добиться увеличения длины образцов в 10—30 и более раз.

Условиями сверхпластичности являются наличие ультрамелкозернистости (размеры зерен 1—10 мкм), малая скорость деформации (10^{-4} — 10^{-1} с⁻¹), относительно высокая температура (более $0,5t_{\text{пл}}$), малые внешние напряжения. Пластическая деформация происходит при

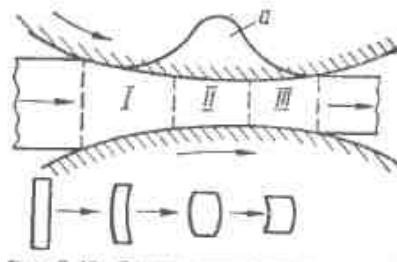


Рис. 2.40. Схема неоднородного течения металла в очаге прокатки (Х. К. Роджерс):
a — распределение давления;

a — вход полосы в валок; b — выход полосы из валков; I — ось полосы; 2 — поверхность полосы

устойчивом равномерном течении металла.

Склонность металла или сплава к сверхпластичности характеризует параметр $m_{\text{сп}}$, описывающий чувствительность напряжения пластического течения σ к скорости деформации $\dot{\epsilon}$:

$$m_{\text{сп}} = d_1 \lg \sigma / d_1 \lg \dot{\epsilon}. \quad (2.28)$$

Сверхпластичность проявляется при $m_{\text{сп}} > 0,3$, если $m_{\text{сп}} < 0,2$, материал имеет обычную пластичность.

Значения $m_{\text{сп}}$, а также σ зависят от скорости деформации (рис. 2.41). Область сверхпластичности разделена на части, соответствующие трем стадиям: I, наблюдающейся при низких скоростях деформации и значениях параметра $m_{\text{сп}}$, меньших 0,5 (до 0,3); II, протекающей при средних скоростях деформации (10^{-4} — 10^{-1} с⁻¹) и максимальном значении параметра $m_{\text{сп}} = 0,8$; III, характерной для интервала высоких скоростей деформации (более 10^{-2} с⁻¹), когда параметр $m_{\text{сп}} < 0,3$. Максимальное проявление сверхпластичности наблюдается на II стадии. Для сплавов, не склонных к сверхпластичности, параметр $m_{\text{сп}}$ от значения 0,2 уменьшается с увеличением скорости деформации. Значение напряжения в состоянии сверхпластичности мало и составляет несколько мегапаскалей и даже доли мегапаскаля. На II стадии материал не упрочняется, а предел текучести после деформации в режиме сверхпластичности остается на прежнем уровне. На III стадии происходит заметное упрочнение материала.

С повышением температуры кривая зависимости σ — $\dot{\epsilon}$ смещается в сторону более высоких скоростей деформации и меньших напряжений, а значение параметра $m_{\text{сп}}$ резко возрастает. Однако при температуре $0,4t_{\text{пл}}$ параметр $m_{\text{сп}}$ не превышает 0,3.

Сверхпластичность возможна при любом способе деформации. Она наблюдается у сплавов с очень мелкими зернами. Напряжение течения при сверхпластичности пропорционально размеру зерна:

$$\sigma_{\text{сп}} \sim D_z. \quad (2.29)$$

Эта зависимость обратна наблюдаемой во время деформации в обычных условиях, когда справедливо соотношение (2.19), из которого следует, что $\sigma_t \simeq D_z^{-n}$, причем $n = 1/2$.

При температурах ниже (выше) $0,4t_{\text{пл}}$ значение $\sigma_{\text{сп}}$ тем больше, чем меньше (больше) размеры зерен. Температура, при которой изменяется характер этой зависимости, является температурой перехода в сверхпластичное состояние. Укрупнение зерен во время деформации приводит к потере сверхпластичности. Измельчение структуры, необходимое для проявления сверхпластичности, может быть достигнуто путем предварительной горячей деформации.

Влияние химического состава сплава на сверхпластичность проявляется в обеспечении стабильной мелкозернистой микроструктуры,

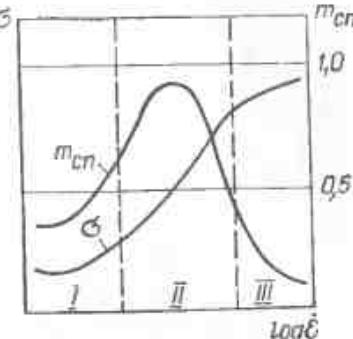


Рис. 2.41. Зависимость напряжения σ и параметра $m_{\text{сп}}$ от скорости деформации

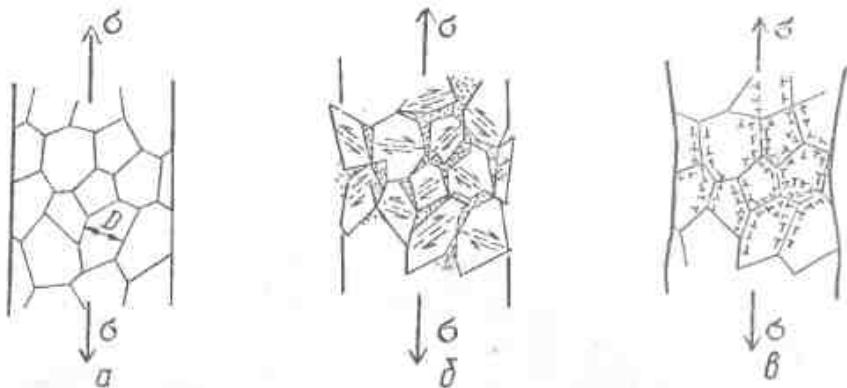


Рис. 2.42. Схема образования дислокаций в приграничных областях (М. Ф. Ашби, С. Х. Геллес, Л. Е. Таниер)

не склонной к росту зерен. Более явно сверхпластичность выражена у двухфазных сплавов, в том числе у эвтектических, и в меньшей степени у однофазных — твердых растворов и чистых металлов. В двухфазных сплавах межфазные границы тормозят рост зерен каждой фазы, поэтому в них легче создаются условия для стабилизации мелкозернистой структуры, чем в однофазных сплавах. Если зерна обеих фаз равнозернины, равномерно распределены и занимают примерно одинаковый объем, количество граничащих друг с другом зерен одной фазы будет минимально и эффект сверхпластичности выражается максимально. При этом обе фазы должны быть термически высокостабильными, не склонными к коалесценции при нагреве и горячей деформации и иметь близкую степень пластичности.

Механизм сверхпластичности основан на том, что пластическая деформация в условиях высоких температур и малых скоростей проходит путем скольжения и переползания дислокаций, диффузионного массопереноса за счет вакансий и проскальзывания вдоль межзеренных и межфазных границ. Важнейшая роль в создании оптимальных условий сверхпластичности принадлежит межзеренному проскальзыванию, которое осуществляется перемещением зернограничных дислокаций и сопровождается диффузионным заlewиванием микронесплошностей, возникающих на границах зерен. Типичных линий скольжения, свидетельствующих о внутризеренной деформации, не наблюдали, поэтому было высказано предположение, что во время сверхпластической деформации не происходит скоординированных перемещений дислокаций в плоскостях скольжения. Доля зернограничного скольжения в общей деформации максимальна в области наибольших значений параметра $t_{\text{сп}}$.

Проскальзывание протекает преимущественно по границам, находящимся в плоскостях, расположенных под углом 45° к оси растяжения, на которых значения касательных напряжений максимальны.

Сверхпластическая деформация вызывает очень малые изменения микроструктуры. Зерна после максимального удлинения образца остаются приблизительно равнозерниными и вытягиваются лишь на III

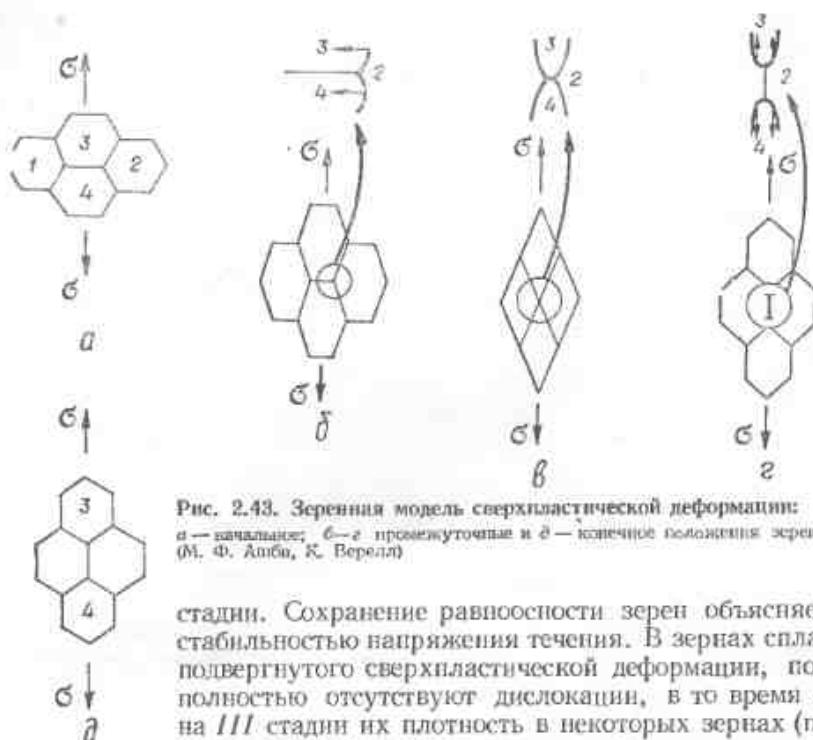


Рис. 2.43. Зеренная модель сверхпластической деформации:
а — начальное; б—г — промежуточные и д — конечное положение зерен (М. Ф. Ашби, К. Вереда)

стадии. Сохранение равнозернистости зерен объясняется стабильностью напряжения течения. В зернах сплава, подвергнутого сверхпластической деформации, почти полностью отсутствуют дислокации, в то время как на III стадии их плотность в некоторых зернах (примерно в 10 % зерен) возрастает и образуется ячеистая субструктура. Появление ее связано с генерированием дислокаций границами зерен вследствие пластической аккомодации (рис. 2.42). Возникающие при проскальзывании трещины могут быть устранены (рис. 2.42, а, б), а сплошность образца сохранена за счет образования дислокаций в приграничных областях (рис. 2.42, в). Аккомодационное скольжение не приводит к возникновению заметных линий скольжения, так как оно локализовано в областях, прилегающих к границам.

В процессе сверхпластической деформации границы зерен действуют как источники и стоки дислокаций. В последнем случае дислокации решетки реагируют с зернограничными поверхностями. Выход зернограничных дислокаций на границу создает на ней ступеньки несостыковки, величина которых равна вектору Бюргерса зернограничных дислокаций. Кроме того, взаимодействие последних с границами приводит к образованию зернограничных дислокаций с векторами Бюргерса, параллельными поверхности границы. Движение зернограничных дислокаций способствует взаимному смещению зерен.

На рис. 2.43 показана схема взаимного смещения зерен при сверхпластической деформации. В процессе деформации зерна 3 и 4 вытягиваются, а 1 и 2 перемещаются не параллельно зернам 3 и 4, а по перпендикулярным траекториям и врачаются при передвижении. Зерна перемещаются друг относительно друга сдвигом в плоскости границы, а также по нормали к границе путем диффузионного переноса атомов. При переходе в промежуточные состояния межзеренная

поверхность увеличивается. Это и обеспечивает увеличение скорости течения примерно на порядок по сравнению с течением в процессе ползучести.

Деформация в условиях сверхпластичности является новым и перспективным методом обработки давлением. Преимуществами этого метода являются высокая деформируемость металлов и сплавов, что значительно расширяет возможности формоизменения; очень небольшие усилия, необходимые для деформации и позволяющие существенно увеличивать размеры слитков и заготовок; возможность избежать разнотолщинности; отсутствие макро- и микронапряжений; мелкозернистость и равноносность структуры, обеспечивающая высокий комплекс механических свойств. Однако недостатки этой обработки (малая скорость деформации, высокие требования к исходной структуре, необходимость нагрева инструмента и др.) пока сдерживают ее широкое внедрение. Сверхпластическая деформация уже нашла применение в процессах глубокой вытяжки листового проката, вакуумного и вакуумно-газового прессования, бесфильевого волочения трубной и конической заготовки. Открыты широкие возможности ее применения в различных видах термомеханической обработки.

Контрольные вопросы

1. Охарактеризуйте структурные изменения в металлах при деформации.
2. Объясните три стадии упрочнения монокристаллов металлов, имеющих ГЦК решетку.
3. Что такое ячеистая субструктура металлов?
4. Как происходит субструктурное упрочнение металлов?
5. Как изменяется плотность дислокаций в процессе деформации металлов?
6. Каковы особенности развития упрочнения поликристаллических металлов?
7. Объясните соотношения Холла — Петча и Петча — Стро.
8. Каковы причины аккомодационных явлений при деформации?
9. Раскройте физический смысл верхнего и нижнего пределов текучести на диаграмме растяжения.
10. Охарактеризуйте влияние примесей и посторонних частиц на развитие упрочнения металлов и сплавов.
11. В чем состоит эффект Портсена — Ле-Шателье?
12. Объясните текстурообразование при деформации.
13. Как изменяются механические свойства металлов и сплавов при холодной деформации?
14. Переяните стадии разупрочнения холододеформированных металлов при нагреве.
15. Каковы структурные изменения в металле на стадии отдыха?
16. Объясните явление полигонизации.
17. Какие существуют виды рекристаллизации?
18. Охарактеризуйте механизм, движущие силы и параметры первичной рекристаллизации металла.
19. Определите температуру начала рекристаллизации железа, олова, свинца, вольфрама по правилу А. А. Бочвара.
20. Объясните механизм и движущие силы собирательной рекристаллизации.
21. Как влияют примеси на рекристаллизацию?
22. Что такое вторичная рекристаллизация?
23. Каковы особенности рекристаллизации в металлах после критической степени деформации?
24. Что такое циклическая (вторая) рекристаллизация?
25. Как возникает текстура рекристаллизации?
26. В чем состоят особенности горячей деформации металлов?
27. Охарактеризуйте процессы динамического восстановления структуры металлов.

28. Какова субструктура горячедеформированного металла?
29. Как изменяется вид кривой напряжение — деформация при понижении температуры?
30. Объясните причины неоднородности пластической деформации. Основные виды неоднородности деформации.
31. Охарактеризуйте механизм и условия сверхпластичности.

ГЛАВА 4. ОСНОВНЫЕ ПОНЯТИЯ О РАЗРУШЕНИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Металлы и сплавы разрушаются путем образования и распространения трещин. В зависимости от температуры, скорости деформации, структуры металла это происходит по нескольким механизмам. Для реализации разрушения необходима энергия накопленной деформации.

По величине деформации, предшествующей разрушению, различают три вида разрушения: хрупкое, вязкое и квазихрупкое (квазивязкое). Последнее является промежуточным, так как имеет признаки и хрупкого, и вязкого разрушения.

По структурному признаку выделяют транскристаллитное и интеркристаллитное разрушение. В случае транскристаллитного разрушения трещины распространяются через зерна, при интеркристаллитном — они проходят по границам зерен.

Разрушение — это сложный, многостадийный процесс, развивающийся на структурном и атомном уровнях. Условием высокой прочности металлов и сплавов, упрочненных деформацией, является высокая плотность дислокаций, движение которых должно быть заторможено внутренними барьерами. Последние делят на «жесткие» и «полупроницаемые». Жесткие барьеры способствуют очень большой локализации напряжений, так как совершенно не пропускают дислокации. Указанные напряжения могут превысить величину предела прочности и привести к разрушению. К жестким барьерам относятся большеугловые границы, некогерентные частицы второй фазы (не пластичные). Полупроницаемые барьеры на определенном этапе не пропускают дислокации, вызывают их скопление и способствуют локализации напряжений. Если эти напряжения приближаются к величине предела прочности, происходит их релаксация путем прорыва дислокаций. К полупроницаемым барьерам относятся мало- и среднеугловые границы, когерентные включения и пластичные частицы второй фазы.

В структурном аспекте зарождение трещин подчиняется строгим закономерностям. Микротрещины образуются лишь после того, как в деформируемом металле разовьется структурное состояние, конкретный вид которого зависит от условий деформации. Зародышевые микротрещины образуются в строго определенных элементах сформировавшейся структуры, а их плотность резко возрастает с увеличением степени деформации. Развитие зародышевых микротрещин обусловлено типом структурного состояния металла. Таким образом, разрушение является структурно-детерминированным процессом.

Разрушение можно представить как следствие двух конкурирующих процессов: накопления в ходе пластической деформации внутренних напряжений и их пластической релаксации. При действии этих



Рис. 2.44. Схемы образования микротрещин

двух процессов дислокационная и зеренная структуры металла постоянно изменяются, что может привести к критическому состоянию. Критическая структура (структура предразрушения) — это такая структура, которая не может видоизменяться без образования трещин.

Хрупкое разрушение наблюдается тогда, когда ему предшествует совсем небольшая пластическая деформация металла. Этот вид разрушения сопровождается минимальным поглощением энергии и проходит со скоростью, близкой к скорости звука. Хрупкие трещины возникают в металле под действием внешних нагрузок. Механизмы их возникновения носят дислокационный характер (рис. 2.44).

Согласно модели Мотта — Стро микротрещины образуются в местах скопления групп краевых дислокаций у границы зерен или неметаллического включения, в этом случае трещина зарождается в результате слияния нескольких головных дислокаций скопления (рис. 2.44, а). Расчеты показали, что количество дислокаций в скоплении достигает 10^2 — 10^3 . Трещина формируется в плоскости, перпендикулярной к плоскости скольжения, если напряжение в месте торможения сдвига достигает значения, примерно равного $\frac{3}{4}G$.

По механизму Коттрелла, если дислокации движутся в двух пересекающихся плоскостях скольжения, например (101) и (101), то в месте их пересечения появляются раскальвающие дислокации по реакции: $a/2 [1\bar{1}\bar{1}] + a/2 [\bar{1}\bar{1}\bar{1}] \rightarrow a [001]$. В результате в плоскости (001), являющейся плоскостью скола, возникает трещина (рис. 2.44, б). Согласно модели Гилмана дислокации могут скапливаться у границы зерна, как на рис. 2.44, в, при этом происходит изгиб полосы скольжения и трещина раскрывается в плоскости скольжения.

Механизм Орована основан на пересечении вертикальных дислокационных стенок полосами скольжения (рис. 2.44, в). Условиями зарождения трещины могут быть сильная разориентировка субзерен и обрыв субграницы. Трещинообразование возможно в результате торможения двойников, движущихся с высокой скоростью, границами зерен и субзерен (рис. 2.44, г); встречи двойников друг с другом, поскольку двойники при блокировке их движения способны создавать высокие напряжения.

Дисклинационные механизмы образования трещин аналогичны дислокационным и проявляются при больших степенях деформации, когда размножение и движение в кристалле дисклинаций приводят к фрагментации кристалла, т. е. к делению его на сильно разориентированные малые области. В результате возможны дисклинационные сбросы. Трещины клиновидной формы возникают в стыках фрагментов и распространяются вдоль субграниц.

Условия роста хрупкой трещины определяются критерием Гриффита: напряжение σ в вершине трещины, обеспечивающее ее распространение, должно достичь критической величины согласно выражению

$$\sigma = (2\gamma_T E / \pi c)^{1/2}, \quad (2.30)$$

где γ_T — удельная поверхностная энергия трещины; c — размер трещины. Выражение (2.30) справедливо для случая упругой деформации металла. Небольшая пластическая деформация, предшествующая хрупкому разрушению, способствует тому, что роль трещины как концентратора напряжений снижается, поскольку в результате пластической деформации радиус кривизны r_T в вершине трещины увеличивается. Поэтому потребность в энергии, необходимой для продолжения распространения трещины, возрастает. Для указанных условий критерий Гриффита имеет следующий вид:

$$\sigma = (2\gamma_T E_{p_T} / \pi c a)^{1/2}. \quad (2.31)$$

Здесь a — межатомное расстояние.

В процессе разрушения накопленная энергия деформации металла расходуется на образование поверхности разрушения и частично переходит в кинетическую энергию распространяющейся трещины. Хрупкое разрушение или скол металлов осуществляется по определенным кристаллографическим плоскостям скола в зависимости от типа кристаллической решетки.

Хрупкое транскристаллитное разрушение может реализоваться сколом и срезом, которые отличаются видом поверхностей разрушения. Поверхность скола имеет кристаллографическую направленность и представляет собой почти гладкие участки с мелкими ступеньками (так называемый «греческий узор») (рис. 2.45). Этот рельеф свидетельствует о том, что поверхность скола не целиком располагается в одной плоскости, а трещина по ступенькам изменяет свое направление и переходит в другие параллельные плоскости благодаря встрече с винтовыми дислокациями или включениями. Поверхность среза волнистая и не отличается кристаллографической направленностью.

Хрупкое интеркристаллитное разрушение проявляется при ослаб-



Рис. 2.45. Структура поверхности излома при хрупком сколе ($\times 500$)

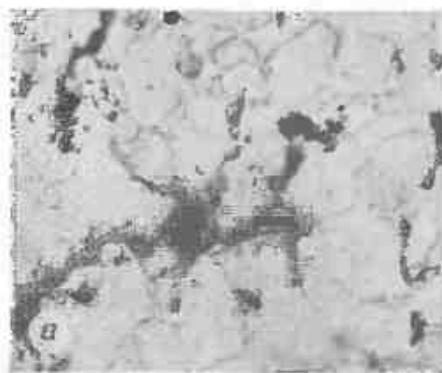
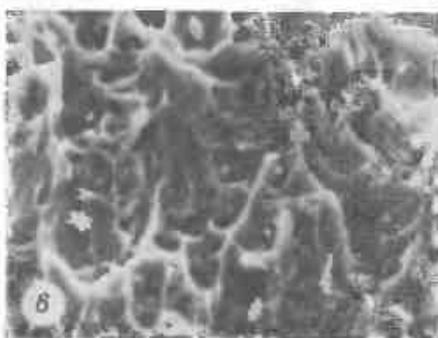


Рис. 2.46. Микроноры (*a* — 900 °С, × 900; *b* — 600 °С, × 1200) в деформированном железном сплаве и вязкий транскристаллитный излом (*в* — 600 °С, × 900)



сильно деформированной области шейки образца. Раньше мы пришли к выводу, что неоднородность пластической деформации приводит к локализации деформации и неравномерному упрочнению металла. В результате этого в отдельных областях металлического образца напряжения превышают предел прочности металла, что приводит к образованию вязких трещин, или микронор (рис. 2.46). Вязкие трещины отличаются от хрупких овальной формой. Поры появляются в местах пересечения плоскостей скольжения друг с другом, с границами зерен и субзерен (рис. 2.46, *a*), у неметаллических включений (рис. 2.46, *b*), т. е. в наиболее напряженных участках ячеистой дислокационной структуры.

Рост пор происходит в результате развития пластической деформации в прилегающих областях и выхода дислокаций на поверхность пор. При растяжении поры растут под углом 45° по отношению к внешнему напряжению или параллельно ему, т. е. в направлении интенсивной деформации. В процессе роста поры сливаются и образуют магистральную трещину, распространяющуюся по конусной поверхности через тело зерен, т. е. происходит *вязкое транскристаллитное разрушение*.

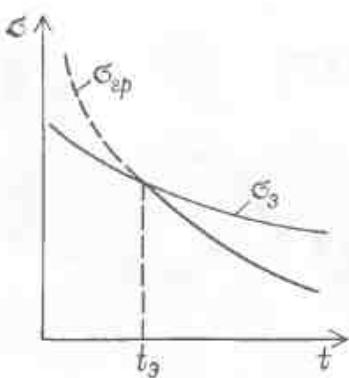


Рис. 2.47. Влияние температуры на сопротивление разрушению границ σ_{gb} и тела зерен σ_s .

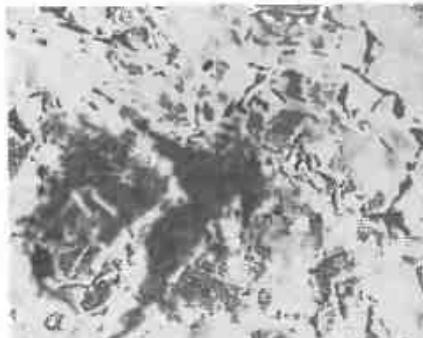


Рис. 2.48. Межзеренные трещины в деформированном железном сплаве: *а* — 900 °С, × 600; *б* — 1100 °С, × 1200



Рельеф поверхности излома в случае вязкого транскристаллитного разрушения состоит из лунок (рис. 2.46, *в*), которые называют чашками, а сам излом — чашечным. Иногда на поверхности излома встречаются участки с удлиненными лунками, что объясняется совпадением поверхности разрушения с плоскостью, в которой действуют максимальные касательные напряжения.

При повышении температуры деформации возможен переход от транскристаллитного к *вязкому интеркристаллитному разрушению* металла. Температура перехода называется *эквивалентной температурой* t_s , выше которой металл разрушается по границам зерен, а ниже — по телу зерен (рис. 2.47). При нагреве выше t_s прочность металла определяется поведением границ зерен, по которым преимущественно происходит деформация в результате развития проскальзывания. Прочность границ зерен выше (ниже) прочности тела зерен при температурах ниже (выше) t_s .

Высокотемпературное интеркристаллитное разрушение происходит в результате образования по границам зерен клиновидных трещин (рис. 2.48). Клиновидные трещины на стыках зерен зарождаются при относительно низких температурах (для железа, например, 900 °С) и высоких скоростях деформации (рис. 2.48, *а*). Полости на границах наблюдаются главным образом при высоких температурах (для железа, например, при 1100 °С) и низких скоростях деформации (рис. 2.48, *б*).

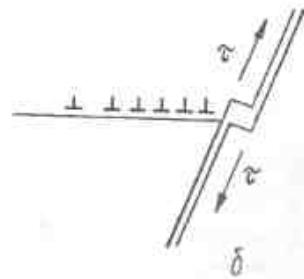
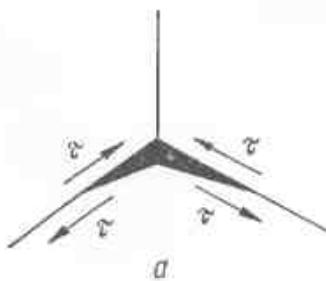


Рис. 2.49. Схемы образования межзеренных трещин.

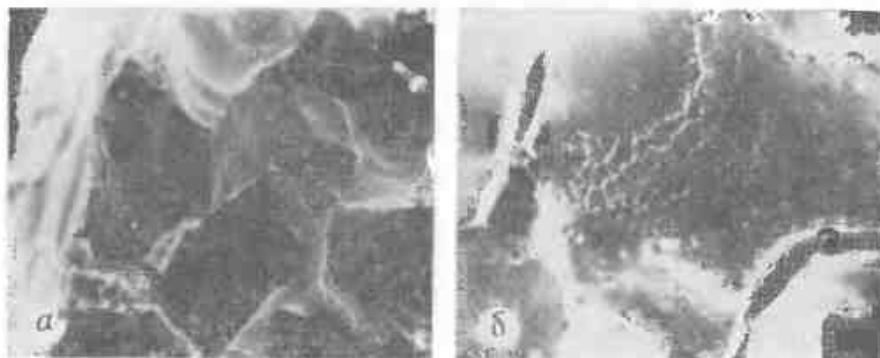


Рис. 2.50. Структура поверхности излома при вязком интеркристаллитном разрушении:
а — 100 °С, × 200; б — 1100 °С, × 1200

Механизмы образования трещин и полостей на границах носят дислокационный характер (рис. 2.49). Трещины клиновидного типа возникают в результате торможения проскальзывания вдоль границ (или субграниц) на стыке трех зерен, обусловленного высокой концентрацией напряжений τ (рис. 2.49, а). Полости появляются в участках пересечения границы полосой внутризеренного скольжения (рис. 2.49, б), в месте торможения которой на границе образуется порог-ступенька. В результате межзеренного проскальзывания неперекрывающиеся ступеньки действуют нормальные напряжения, способствующие зарождению полости.

Клиновидные трещины и межзеренные поры растут в результате межзеренного проскальзывания и выхода зернограницевых и внутризеренных дислокаций на их поверхность. Диффузионное развитие межзеренных пор обусловлено движением вакансий к их поверхности. На рис. 2.50 показаны поверхности излома после межзеренного разрушения сплава железа при 1100 °С, причем видно, что разрушение осуществлялось не только по границам зерен, но и по границам субзерен (фрагментов).

Виды хрупкости металлов. Многие металлы и сплавы при высоких температурах претерпевают вязкое разрушение, а с понижением температуры разрушаются хрупко, т. е. обладают *низкотемпературной хрупкостью* (хладноломкостью). Переход от вязкого к хрупкому состоянию обычно осуществляется в очень узком температурном интервале. Условия перехода можно описать с помощью схемы (рис. 2.51), согласно которой материал имеет не зависящее от температуры испытания сопротивление хрупкому разрушению — отрыву S_{σ} и сильно уменьшающийся с повышением

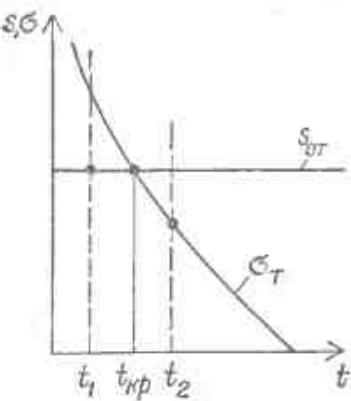


Рис. 2.51. Влияние температуры на предел текучести и сопротивление металла хрупкому разрушению (А. Ф. Иоффе)

температуры предела текучести σ_t . Точка пресечения линий $S_{\sigma t}$ и σ_t делит схему на две температурные области (соответственно левее и правее точки пересечения): хрупкого и вязкого разрушения. Точка пересечения линий соответствует критической температуре хрупкости t_{kp} , ее называют температурой хладноломкости.

Для металлов не существует постоянной температуры перехода из вязкого состояния в хрупкое. Чем больше скорость деформации и размеры зерен металла, тем выше температура хладноломкости. Переход от вязкого к хрупкому состоянию происходит при ударном нагружении. Увеличение количества примесей, особенно при их склонении на границах зерен, также способствует повышению температуры перехода металла в хрупкое состояние.

Интеркристаллитное разрушение при высоких температурах считаются проявлением *высокотемпературной хрупкости* (красноломкости), так как пластичность металлов в этом случае заметно понижается. Причины ослабления границ зерен могут быть связаны с выделением примесей или новых фаз по границам зерен, оплавлением легкоплавких включений, межкристаллитным окислением. Уменьшить склонность металлов к высокотемпературной хрупкости можно путем измельчения зерен, поскольку в случае большой протяженности границ интеркристаллитное разрушение затруднено.

Интеркристаллитная хрупкость сплавов может проявляться при низких температурах. В основе этого явления лежит специфическое состояние границ зерен, обеспечивающее минимальную энергию разрушения металла вдоль границ. Основными причинами интеркристаллитной хрупкости являются образование сегрегаций примесей на границах зерен, а также действие внутренних напряжений в области границ, возникших в результате выделения избыточных фаз на границах.

Примеси могут вызывать не только интеркристаллитную хрупкость. При высокой плотности дислокаций (декорированных примесями) внутри кристаллов, т. е. в случае образования внутрикристаллических сегрегаций, проявляется *внутрикристаллитная хрупкость*. Такой механизм реализуется при разрушении сплавов, предварительно подвергнутых нейтронному или лазерному облучению.

Вследствие формирования в процессе деформации кристаллографической и структурной текстур может возникнуть анизотропия разрушения. Хрупкое разрушение наиболее опасно при расслоении и 45-градусной хрупкости (названной так в связи с распространением трещин под углом 45° по отношению к оси деформации). В этих случаях разрушение локализуется по субграницам, в которых ранее была локализована пластическая деформация. Расслоение возникает в результате вязкого развития трещины вдоль субграниц слоистой ячеистой дислокационной структуры с разориентировкой около 10°.

Контрольные вопросы

- Перечислите основные виды разрушения металлов.
- Объясните механизмы образования трещин.
- Опишите случаи хрупкости металлов и сплавов.

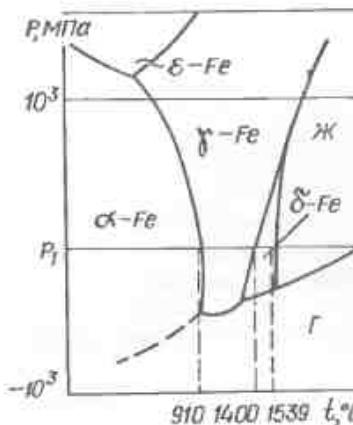
РАЗДЕЛ 3. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ

Железоуглеродистые сплавы — сталь и чугун — имеют большое значение как основные материалы современной промышленности. С каждым годом их производство неуклонно возрастает. В настоящее время доля железных сплавов в машиностроении превышает 95 % и ежегодно мировая металлургия производит свыше 5 млрд. т железных сплавов.

ГЛАВА 1. КОМПОНЕНТЫ, ФАЗЫ И ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО—УГЛЕРОД

Диаграммы состояния компонентов системы железо — углерод приведены на рис. 3.1. Рассмотрим свойства железа. Химически чистое железо — металл серебристо-белого цвета. Атомный номер 26, атомная масса 55,85, атомный радиус $1,27 \cdot 10^{-8}$ см. Оно в зависимости от температуры и давления может находиться в трех агрегатных состояниях: кристаллическом, жидком и газообразном. Железо — полиморфный металл, который в кристаллическом состоянии может быть в четырех модификациях. При атмосферном давлении P_1 в интервале температур 20–910 °C существует α — Fe, имеющее ОЦК решетку с координационным числом, равным восьми. Атомный радиус α — Fe $1,26 \cdot 10^{-8}$ см, параметр решетки при температуре 20 °C составляет $2,8606 \cdot 10^{-8}$ см. До температуры 768 °C (точка Кюри) железо ферромагнитно, выше этой температуры — парамагнитно. При 911 °C происходит полиморфное превращение α — Fe в γ — Fe, которое устойчиво до температуры 1400 °C и имеет ГЦК решетку с координационным числом, равным 12. Атомный радиус γ — Fe $1,284 \cdot 10^{-8}$ см, параметр решетки $3,656 \cdot 10^{-8}$ см. Температура 1400 °C является точкой второго полиморфного превращения γ — Fe в δ — Fe. Модификация δ — Fe имеет ОЦК решетку с координационным числом, равным восьми, и параметром $2,96 \cdot 10^{-8}$ см, она устойчива до температуры плавления 1536 °C. При высоких давлениях (выше 13 ГПа) и температурах ниже 770 °C устойчиво ε — Fe, для которого характерна ГЦ решетка с координационным числом, равным 12, и отношением параметров c/a , равным 1,603.

Между атомами железа в твердом состоянии существует металлическая связь, заключающаяся в том, что положительно заряженные ионы, колеблющиеся относительно воображаемых узлов кристаллической решетки, взаимодействуют с валентными электронами ($3d^64s^2$), образующими электронный газ. Кристаллическое железо имеет дальний порядок расположения атомов, жидкое — ближний порядок и также обладает металлическим типом связи. Газообразное железо не отличается от обычных газов. Между хаотически расположеннымными атомами существуют связи типа Ван-дер-Ваальса.



a



b

Рис. 3.1. Диаграммы состояния железа (a) и углерода (б)

Железо при температуре 20 °C имеет следующие механические свойства: модуль упругости $E = (19-21) \cdot 10^4$ МПа; модуль сдвига $G = 8,4 \cdot 10^{-2}$ МПа; предел прочности при растяжении $\sigma_u = 170-210$ МПа; предел текучести при растяжении $\sigma_t = 100$ МПа; относительное удлинение $\delta = 45-50\%$; ударную вязкость $a_u = 3$ МДж/м²; твердость $HB = 70-80$.

Второй компонент системы — углерод — является неметаллическим элементом. Он имеет атомный номер 6, атомную массу 12, атомный радиус $0,77 \cdot 10^{-8}$ см, температуру плавления 3500 °C. Углерод полиморфен. Кристаллические решетки модификаций углерода показаны на рис. 3.2. В обычных условиях он находится в виде модификации графита, которой свойственна гексагональная слоистая кристаллическая решетка. В слоях расстояние между атомами составляет $1,415 \cdot 10^{-8}$ см, сила связи достигает 712,3 кДж/г-ат, тип связи ковалентный. Между слоями расстояние равно $3,3544 \cdot 10^{-8}$ см, сила связи между атомами типа Ван-дер-Ваальса достигает 8,38 кДж/г-ат. Графит мягок благодаря слоистости его структуры. Алмазная модификация углерода существует при высоких давлениях, имеет тетрагональную решетку.

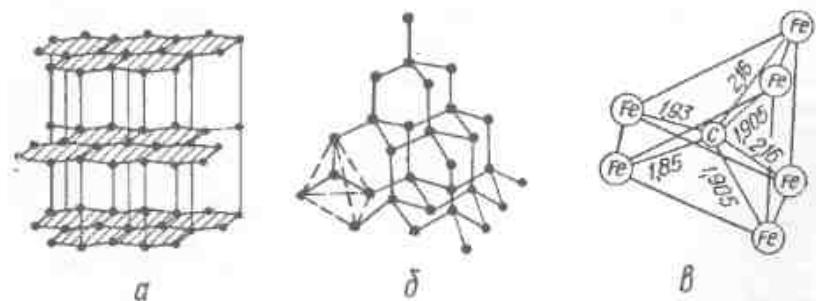


Рис. 3.2. Модели кристаллических решеток графита (a), алмаза (б) и цементита (в)

электрическую решетку с ковалентной связью между атомами, находящимися на расстоянии $1,545 \cdot 10^{-8}$ см. Алмаз — самый твердый из существующих в природе минералов, что объясняется значительной энергией связи между атомами (712,3 кДж/г-ат).

В системе Fe—С различают следующие фазы: жидкий раствор, твердые растворы (α -феррит, аустенит, δ -феррит), а также высокоуглеродистые фазы — графит и цементит.

Структура жидкого раствора углерода в железе зависит от концентрации углерода в расплаве. Особенностью жидкого раствора является склонность к образованию различных типов ближнего порядка в расположении атомов. При содержании углерода менее 0,2 % и более 0,6 % жидкость имеет ближний порядок в размещении атомов железа, близкий соответственно к ОЦК и ГЦК решеткам, при этом атомы углерода занимают позиции внедрения. Интервал концентраций углерода 0,2—0,5 % считают переходным от ОЦК и ГЦК. В случаях высоких концентраций углерода (более 2 %) ближний порядок в расположении атомов железа соответствует ГП1 решетке, атомы углерода имеют тенденцию к образованию группировок, что приводит к нарушению микронеоднородности жидкости.

Твердые растворы образуются на базе α , γ и δ -модификаций железа в результате растворения атомов углерода по типу внедрения. Твердые растворы α - и δ -фerrит имеют ОЦК решетку, аустенит — ГЦК решетку. Предельная растворимость углерода в α -Fe (α -феррите) при 727 °C составляет 0,025 %, в γ -Fe (аустените) при 1147 °C — 2,06 %, в δ -Fe (δ -феррите) при 1499 °C — 0,1 %. Различные объемы элементарных пустот между атомами в ОЦК и ГЦК решетках предопределяют различную растворимость углерода.

Феррит ферромагнитен до температуры 768 °C. При температуре 20 °C он имеет следующие механические свойства: $\sigma_B = 250$ МПа; $\sigma_y = 120$ МПа; $\delta = 50\%$; $\psi = 80\%$; $HB = 80$ —90. Аустенит обладает высокой пластичностью, низкими пределами текучести и прочности при высоких температурах.

Высокоуглеродистая фаза в системе Fe—С может быть стабильной (графит) и метастабильной (цементит). Графит — это почти чистый углерод. Строго говоря, графит содержит немного железа, однако растворимость в нем железа очень мала.

Цементит представляет собой карбид железа Fe_3C , имеющий орторомбическую решетку. Согласно формуле, в цементите находится около 6,67 % С. Это метастабильная фаза, которая при высоких температурах распадается с образованием графита и богатого железом раствора. Ниже температуры 210 °C цементит магнитен. Цементит — очень твердая ($HV \approx 1000$), но хрупкая фаза.

В зависимости от условий охлаждения превращения в Fe—С сплавах проходят в условиях стабильного (при медленном охлаждении) или метастабильного равновесия (при быстром охлаждении). Соответственно различают две диаграммы состояния (рис. 3.3).

Диаграмма состояния стабильного равновесия сплавов показана на рис. 3.3, а. В табл. 3.1 приведены координаты точек диаграммы. Диаграмма характеризует фазовые равновесия в химически чистых сплавах. В качестве высокоуглеродистой фазы в условиях стабиль-

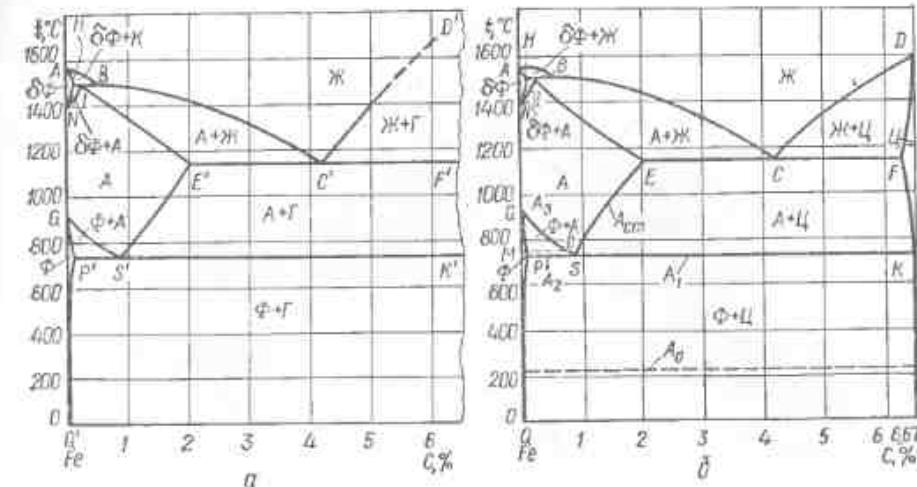


Рис. 3.3. Диаграммы состояния стабильного и метастабильного равновесия Fe—С сплавов

ного равновесия выделяется графит. Линия $ABC'D'$ является линией ликвидуса, $AHIE'C'F'$ — линией солидуса. В стабильных условиях возможны три трехфазных равновесия: перитектическое $Ж_B + A_I + \delta\Phi_H$ (линия HIB), эвтектическое $Ж_C + A_E + Г$ (линия $E'C'F'$) и эвтектоидное $A_S + \Phi_P + Г$ (линия $P'S'K'$). Перитектическое, эвтектическое и эвтектоидное превращения протекают при постоянной температуре соответственно по таким реакциям: $Ж_B + \delta\Phi_H \rightarrow A_I$; $Ж_C \rightarrow A_E + Г$; $A_S \rightarrow \Phi_P + Г$. Пары линий HN , IN и GP' , GS' образуют интервалы перекристаллизации (полиморфных превращений) в сплавах Fe—С. Линии $E'S'$ и $P'Q'$ являются линиями ограниченной растворимости углерода соответственно в аустените и феррите.

Диаграмма метастабильного равновесия приведена на рис. 3.3, б, координаты точек диаграммы — в табл. 3.1. В качестве высокоуглеродистой фазы в условиях метастабильного равновесия выделяется цементит. В метастабильных условиях возможны три трехфазных рав-

Таблица 3.1. Координаты точек диаграмм стабильного и метастабильного равновесия системы железо — углерод

Точка	% С	$t, ^\circ\text{C}$	Точка	% С	$t, ^\circ\text{C}$	Точка	% С	$t, ^\circ\text{C}$
A'	0	1536	C'	4,25	1153	C	4,3	1147
N	0	1400	F'	—	1153	F	6,51	1147
G	0	911	P'	0,025	738	P	0,03	723
H	0,1	1495	S'	0,09	738	S	0,8	723
I	0,16	1495	K'	—	738	K	6,67	723
B	0,52	1495	Q'	0,004	20	Q	0,006	—
E'	2,03	1153	E	2,06	1147			

Примечание: Координаты точек определяются экспериментально, поэтому у разных авторов появляются расхождения, ссылающиеся различием степени чистоты материалов и точности измерений.

новесия: перитектическое $\mathcal{J}_B + A_I + \delta\Phi_H$ (линия HIB), эвтектическое $\mathcal{J}_C + A_E + \mathcal{I}$ (линия ECF), эвтектоидное $A_S + \Phi_P + \mathcal{I}$ (линия PSK). При охлаждении превращения происходят соответственно по реакциям: $\mathcal{J}_B + \delta\Phi_H \rightarrow A_I$; $\mathcal{J}_C \rightarrow A_E + \mathcal{I}$; $A_S \rightarrow \Phi_P + \mathcal{I}$. Линии NN , IN , GP , GS , ES и PQ обозначают то же, что и на предыдущей диаграмме, но обозначаются точками без штриха. Критические точки на линиях NI , GS , ES , MO (точка Кюри феррита), PSK называют соответственно температурами A_{c1} , A_{s1} , A_{cm} , A_2 , A_1 . Температура Кюри цементита — A_0 . Для этих точек используются символы: A_c — при нагревании; A_r — при охлаждении, например A_{c1} , A_{r1} .

Часто диаграммы стабильного и метастабильного равновесия совмещают на одном чертеже, в результате получается диаграмма с двойными линиями.

Железоуглеродистые сплавы, содержащие менее 2,06 % С, являются сталью, более 2,06 % С — чугунами.

Контрольные вопросы

- Назовите свойства компонентов системы железо — углерод.
- Дайте характеристику модификаций железа.
- Начертите диаграмму состояния железа.
- Чем отличаются диаграммы стабильного и метастабильного равновесия системы железо — углерод?
- Охарактеризуйте значение линий равновесия в назовите параметры критических точек из диаграммы Fe — С.
- Дайте определение фаз системы Fe — С.
- Какие превращения происходят при нагреве и охлаждении сплавов, содержащих 0,01; 0,16; 0,3; 0,5; 0,8; 1,2; 2,06; 2,7; 4,3 и 5,5 % С?
- Какова классификация железоуглеродистых сплавов?

ГЛАВА 2. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА СТАЛИ

§ 1. Кристаллизация стали

Затвердевание стали начинается при переохлаждении расплава ниже линии ликвидуса ABC . Рассмотрим несколько сплавов с различным содержанием углерода. Стали в промышленных условиях охлаждаются, как правило, ускоренно, поэтому воспользуемся диаграммой метастабильного равновесия Fe — С сплавов.

Сплав I содержит менее 0,1 % С (рис. 3.4). При переохлаждении его ниже линии ликвидуса до температуры t_1 жидкость будет пересыщена железом, степень пересыщения определяется величиной отрезка $I - I'$. Жидкость находится в метастабильном состоянии и из нее выделяются кристаллы δ -феррита, состав которых определяется точкой I'' . После выделения кристаллов жидкость приобретает равновесный для температуры t_1 состав $\mathcal{J}_{I'}$. Устанавливается равновесие между жидкостью и выделившимися кристаллами $\delta\Phi_{I'}$. Количественное соотношение фаз при температуре t_1 определяется по правилу отрезков $\mathcal{J}_{I'}/\delta = \Phi_{I'} = (I'' - I)/(I - I')$.

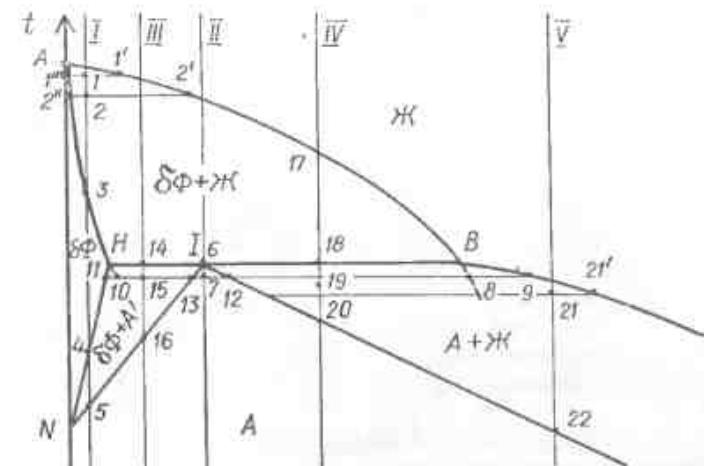


Рис. 3.4. Участок диаграммы состояния Fe — С сплавов с перитектическим равновесием

Дальнейшее охлаждение сплава приводит к новому пересыщению жидкости железом, продолжается выделение кристаллов δ -феррита. При этом в интервале температур $t_1 - t_2$ жидкость изменяет свой состав от точки I' до точки $2'$, т. е. по линии ликвидуса, а δ -феррит — от точки I'' до точки $2''$, т. е. по линии солидуса.

Кристаллизация продолжается при охлаждении до температуры t_3 , количество жидкости постепенно уменьшается и сплав полностью затвердевает с образованием однофазной структуры δ -феррита.

В случае медленного охлаждения, когда успевает закончиться процесс диффузии, и при каждой из промежуточных температур (t_1 , t_2) достигается равновесие, конечная структура сплава представляет собой однородный твердый раствор. Если же диффузионное выравнивание состава не успевает закончиться, то затвердевший сплав определяет собой неоднородный твердый раствор. Содержание углерода в каждом дендрите увеличивается от осей к междендритным участкам, т. е. возникает дендритная или внутрикристаллическая ликвация.

При переохлаждении ниже температуры t_4 начинается перекристаллизация δ -феррита в аустенит, которая продолжается до температуры t_5 , в результате сталь приобретает аустенитную структуру.

Сплав II содержит 0,16 % С. Его кристаллизация начинается при небольшом переохлаждении ниже линии ликвидуса и продолжается до температуры t_6 . Состав жидкости в процессе кристаллизации изменяется по линии ликвидуса до точки B ; состав δ -феррита — по линии солидуса до точки H . При температуре t_6 количество фаз в сплаве определяется соотношением $\mathcal{J}_B/\delta\Phi_H = (H - I)/(I - B)$. Небольшое переохлаждение до температуры t_7 приводит к пересыщению обеих фаз: жидкости — железом (разница концентрации железа $\Delta C_{Fe} = C_B - C_H$), а δ -феррита — углеродом ($\Delta C_C = C_{10} - C_{11}$). Это создает условия для выделения новой фазы — аустенита, т. е. для перитектического превращения $\mathcal{J}_B + \delta\Phi_H \rightarrow A_I$.

Обычно аустенит зарождается и растет на поверхности кристаллов δ -феррита. Состав аустенита неоднороден: согласно диаграмме (рис. 3.4) в контакте с жидкостью он определяется точкой 12, в контакте же с δ -ферритом — точкой 13. В аустените возникает диффузия атомов углерода и железа, поддерживающая необходимые для перитектического превращения пересыщенные исходные фазы. Аустенит растет за счет обеих фаз до их полного исчезновения. Сплав II затвердевает в результате перитектической кристаллизации.

Сплав III содержит 0,1—0,16 % С. Кристаллизация его, как и сплава II, начинается с выделения δ -феррита при переохлаждении ниже линии ликвидуса и продолжается до температуры t_{14} . Перитектическая кристаллизация происходит при переохлаждении до температуры t_{15} по следующей реакции: $\mathcal{J}_B + \delta\Phi_H \rightarrow A_1 + \delta\Phi_{\text{ост}}$. Остаток δ -феррита превращается в аустенит в интервале температур $t_{16} - t_{17}$.

Сплав IV содержит 0,16—0,5 % С (рис. 3.4). Кристаллы δ -феррита образуются в интервале температур $t_{17} - t_{18}$, затем при переохлаждении сплава до температуры t_{19} протекает перитектическая реакция $\mathcal{J}_B + \delta\Phi_H \rightarrow A_1 + \mathcal{J}_{\text{ост}}$. В отличие от сплавов II и III после перитектического превращения кристаллизация сплава IV полностью не завершается. Остаток жидкости затвердевает в процессе дальнейшего охлаждения до температуры t_{20} в результате выделения аустенита.

Сплав V содержит 0,5—2,06 % С. В результате переохлаждения до температуры t_{21} жидкость пересыщается железом $\Delta C_{Fe} = C_{21} - C_{21}$, что способствует кристаллизации аустенита в интервале температур $t_{21} - t_{22}$. В результате медленного или ускоренного охлаждения кристаллизуется соответственно химически однородный или неоднородный аустенит.

§ 2. Превращения в стали в твердом состоянии

Фазовые превращения после кристаллизации в стали любого состава начинаются из аустенитного состояния. Микроструктура аустенита показана на рис. 3.5.

Рассмотрим превращения в нескольких сплавах (рис. 3.6). Сплав I содержит менее 0,025 % С. Это технически чистое железо. Переохлаждение ниже линии GS, например до температуры t_1 , способствует полиморфному превращению аустенита в феррит. В первую очередь зародыши феррита появляются в дефектных участках аустенита — в стыках зерен, у границ. В процессе полиморфного превращения перераспределяются атомы углерода, растворимость которого в феррите намного меньше, чем в аустените. При температуре t_1 отношение весовых количеств фаз определяется из выражения $\Phi_F/A_1 = (1 - 1')/(1' - 1)$. Охлаждение сплава способствует продолжению перекристаллизации, и при температуре t_2 сплав имеет ферритную структуру.

В интервале температур $t_2 - t_3$ фазовые превращения в сплаве I не происходят. В точке 3 феррит насыщен углеродом. Охлаждение до температуры t_4 приводит к пересыщению феррита углеродом, степень пересыщения ΔC_C определяется величиной отрезка 4—4'. В результате выделяется высокоуглеродистая фаза — цементит третичный. Во врем-



Рис. 3.5. Микроструктура аустенита (высокотемпературный микроскоп, $\times 900$)

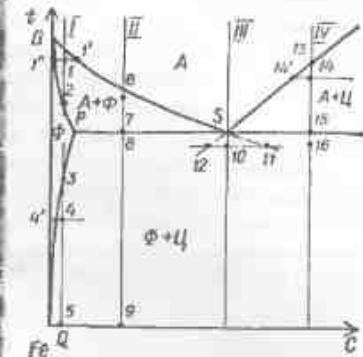


Рис. 3.6. Участок диаграммы metastabilного равновесия Fe-C сплавов с эвтектоидным равновесием

яя охлаждения растворимость углерода в феррите постепенно уменьшается и выделяется третичный цементит. Сплав I при температуре t_6 имеет структуру феррита с небольшим количеством цементита третичного.

Сплавы II содержат 0,025—0,8 % С. Это эвтектоидные стали. Переохлаждение до температуры t_6 приводит к полиморфному превращению пересыщенного железом аустенита в феррит, которое продолжается до температуры t_7 . В процессе перекристаллизации состав аустенита изменяется по линии GS, феррита — по линии GP. При температуре t_8 в структуре сплава имеются аустенит A_S и феррит Φ_F . Небольшое переохлаждение ниже линии PSK (до температуры t_9) приводит к эвтектоидному превращению аустенита $A_S \rightarrow \Phi_F + \mathcal{C}$. В бывших аустенитных зернах образуется структура, называемая перлитом. Кроме того, в структуре остаются зерна феррита, образовавшиеся в интервале температур $t_6 - t_7$. Этот феррит является избыточным. При дальнейшем охлаждении вследствие уменьшения растворимости углерода в феррите выделяется третичный цементит \mathcal{C}_{III} , который структурно не обособляется. Конечная структура сплава при температуре t_8 включает феррит и перлит.

Сплав III содержит 0,8 % С и является эвтектоидной сталью. В переохлажденном до температуры t_{10} состоянии аустенит пересыщается железом ($\Delta C_{Fe} = C_{10} - C_{11}$) и углеродом ($\Delta C_C = C_{10} - C_{12}$). Это создает условия для одновременного выделения высокоуглеродистой фазы (цементита) и полиморфного превращения $A \rightarrow \Phi$, т. е. для эвтектоидного превращения аустенита $A_S \rightarrow \Phi_F + \mathcal{C}$ (перлит).

Первым обычно выделяется цементит, и близлежащий к нему аустенит обедняется углеродом, создавая условия для образования ферритной пластины. Рост последней приводит к обогащению аустенита углеродом и зарождению цементитной пластины и т. д. Перлитная колония развивается за счет диффузии углерода в исход-

ком аустените, который является химически неоднородным: согласно диаграмме состояния вблизи ферритных пластин он содержит больше углерода A_{11} , чем вблизи цементита A_{12} . Это вызывает диффузию углерода от феррита к цементиту, в результате чего аустенит вблизи цементита пересыщается углеродом, а вблизи феррита обедняется. Так поддерживаются условия роста цементитных и ферритных пластин за счет аустенита.

После завершения эвтектоидного превращения сплав III имеет перлитную структуру. При эвтектоидном превращении в одном зерне аустенита образуется несколько колоний перлита. Для последних характерно пластинчатое строение: они состоят из чередующихся пластин феррита и цементита. Количество феррита и цементита в перлите можно определить из отношения $\Phi/\bar{\varphi} = \bar{S}K/\bar{P}\bar{S} = (6,67 - 0,8)/(0,8 - 0,025) \approx 7$.

Чем больше переохлаждение сплава, при котором проходит эвтектоидное превращение, тем дисперснее структура перлита, т. е. тоньше пластины феррита и цементита. Перлитные колонии дифференцируют по величине межпластиночного расстояния, равного средней сумме толщин пластинок феррита и цементита Δ . Различают грубые, средние и тонколифференцированный перлита, для каждого из которых величина Δ находится соответственно в интервале (0,6—1,0); (0,25—0,3); (0,1—0,15) мкм. Часто эти структуры называют соответственно перлитом, сорбитом, трооститом. С увеличением степени дисперсности структуры повышаются твердость, пределы текучести и прочности, а относительное удлинение понижается.

При малом переохлаждении в результате эвтектоидного превращения аустенита образуются не колонии перлита, а грубый конгломерат фаз феррита и цементита. В этом случае кристаллы феррита и цементита могут расти раздельно за счет диффузии углерода в химически неоднородном аустените. Приток атомов углерода к цементиту и уход их от феррита способствуют росту цементитных частиц и превращению аустенита в феррит. Процесс продолжается до полного исчезновения аустенита.

Сплав IV содержит 0,8—2,06 % С и представляет собой эвтектоидную сталь. При температурах выше t_{13} сплав находится в аустенитном состоянии, причем при температуре t_{13} он насыщен углеродом. Понижение температуры до t_{14} приводит к пересыщению аустенита углеродом ($\Delta C_c = C_{14} - C_{13}$) благодаря уменьшению растворимости его в аустените. В результате выделяется высокоуглеродистая фаза — цементит вторичный C_{II} , который возникает, как правило, на границе зерен аустенита в виде сетки. Выделение C_{II} продолжается в процессе охлаждения до температуры t_{15} , при этом аустенит обедняется углеродом по линии ES . Образование сетки хрупкого цементита затрудняет деформацию эвтектоидной стали. Переохлаждение стали ниже линии PSK до температуры t_{16} способствует эвтектоидному превращению аустенита. Сплав IV при температуре 20 °С имеет структуру перлита и цементита вторичного.

§ 3. Влияние содержания углерода и примесей на структуру и свойства стали

На рис. 3.7 представлены микроструктуры сталей с различным содержанием углерода. У технически чистого железа ферритная структура содержит небольшое количество третичного цементита (рис. 3.7, а). Углерода в феррите в условиях равновесия должно быть не более 0,006 % при температурах ниже 600 °С, однако при ускоренном охлаждении (в метастабильном состоянии) возможно превышение предела растворимости до 0,05—0,08 % С.

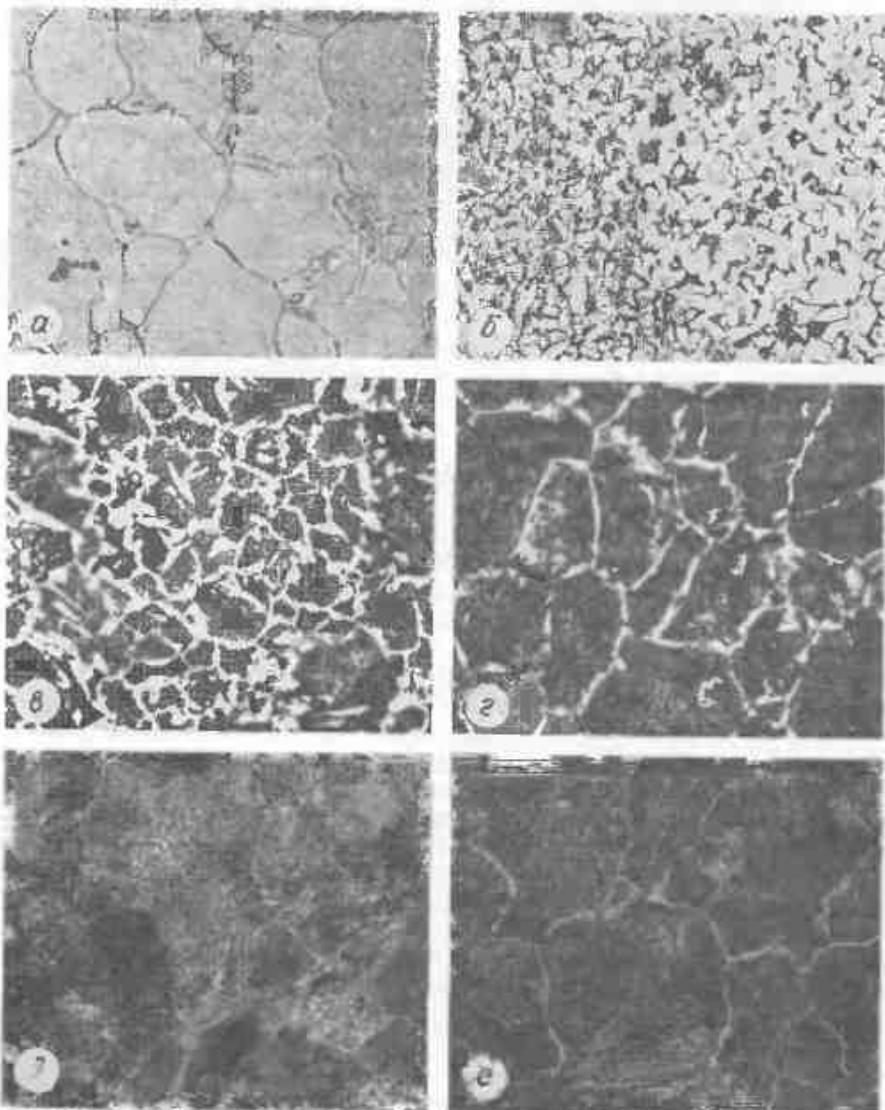


Рис. 3.7. Микроструктура сталей ($\times 100$)

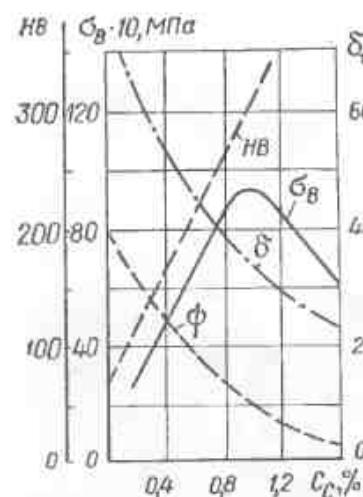


Рис. 3.8. Влияние содержания углерода на механические свойства стали

лерода от 0,8 до 2,06 % возрастает количество вторичного цементита. По структуре можно определить содержание углерода в заэвтектоидной стали:

$$C = C_{\text{II}} + C_{\text{Ц}} = 0,8\Pi/100 + 6,67\text{Ц}/100, \quad (3.2)$$

где $C_{\text{Ц}}$ — содержание углерода в цементите; Ц — количество в структуре цементита вторичного.

Содержание углерода влияет не только на структуру, но и на механические свойства сталей (рис. 3.8). Твердость HB и предел прочности σ_b с повышением содержания углерода до 1 % возрастают, а относительные удлинение δ и сужение φ уменьшаются. Это вызвано увеличением в структуре сталей количества цементита, входящего в состав перлита дозвтектоидных сталей и выделяющегося на границах зерен в заэвтектоидных сталях. Причем при содержании в заэвтектоидной стали более 1 % С значение σ_b уменьшается вследствие увеличения ее хрупкости, вызванной ростом количества цементита вторичного на границах зерен, т. е. образованием хрупкой сетки. Для изменения пластинчатой формы цементита вторичного и перлитного на глобулярную с целью повышения пластичности заэвтектоидные стали обычно подвергают сфероидизирующему отжигу.

Повышение содержания углерода облегчает переход стали из вязкого в хрупкое состояние, т. е. повышает хладноломкость. При увеличении содержания углерода на каждые 0,1 % повышается температура хладноломкости в среднем на 20 % и расширяется переходный интервал от вязкого состояния к хрупкому. Чем больше в стали количество углерода, тем ниже плотность, теплопроводность и магнитная проницаемость, выше электросопротивление и козернитивная сила.

В углеродистых сталях всегда находятся примеси марганца, кремния, фосфора, серы, водорода, азота, кислорода. Их содержание в ка-

чественных сталях ограничивается верхними пределами, вес. %: 0,8 Mn, 0,5 Si, 0,035 P, 0,04 S. Специально добавляемые для обеспечения нужных свойств примеси называют легирующими элементами, а стали — легированными.

Марганец вводят в сталь для раскисления и связывания серы. Он растворяется в феррите и цементите. Введение в сталь этого элемента повышает ее прочность, устраниет склонность к красноломкости.

Кремний также вводится в сталь для раскисления. Он растворяется в феррите и повышает его предел текучести.

Фосфор попадает в сталь из руды. Это вредная примесь. Растворяясь в феррите, он вызывает повышение температуры перехода из вязкого состояния в хрупкое, т. е. способствует хладноломкости стали. В то же время фосфор облегчает обработку стали резанием, а в присутствии меди повышает коррозионную стойкость, увеличивает пределы текучести и прочности, снижает пластичность и вязкость.

Сера, как и фосфор, является вредной примесью и попадает в сталь из руды, а также из печных газов. Она нерастворима в железе и образует с ним сернистое соединение — сульфид железа FeS , который способствует хладноломкости стали. Сера, как и фосфор, облегчает обработку сталей резанием.

Водород, азот и кислород содержатся в стали в очень небольших количествах (около 0,004—0,02 %). Эти элементы находятся в металле в газообразном состоянии либо образуют (кроме водорода) различные соединения — неметаллические включения. Растворимость газов в стали при низких температурах невелика. В основном их атомы являются в α -Fe примесями внедрения. Они уменьшают ударную вязкость, повышают порог хладноломкости и способствуют деформационному старению стали. Водород, не образующий с железом соединений, вызывает в стали внутренние разрывы — флокены (водородное охрупчивание). С течением времени он удаляется из стали, что приводит к повышению пластичности.

§ 4. Особенности структуры литых сталей

Для литьих сталей характерна крупнозернистая структура, что вызывает понижение как прочностных, так и пластических свойств, и особенно ударной вязкости. Такую структуру можно исправить (измельчить зерна) путем термической обработки, если сталь в зависимости от содержания углерода нагреть до температуры аустенитной области (800...1000 °C) и охладить на воздухе.

Литая сталь часто имеет вид макштеттовую структуру, особенностью которой является направленность структурных составляющих, образующих в пространстве треугольные фигуры (рис. 3.9). В дозвтектоидной стали так располагается избыточной феррит, в заэвтектоидной — вторичный цементит. Характер расположения феррита и цементита свидетельствует об их выделении вдоль определенных кристаллографических направлений в аустените. Сталь с видмакштетовой структурой имеет пониженную ударную вязкость, поэтому ее необходимо подвергнуть термической обработке.



Рис. 3.9. Видманштейнова структура доэвтектоидной (а) и залитектоидной (б) сталей ($\times 100$)

В сталях в процессе кристаллизации возникает неоднородное распределение углерода и других примесей. Это приводит к тому, что в разных участках превращения в металле, находящемся в твердом состоянии, протекают с различной скоростью. В результате в стали возникает структурная неоднородность, заключающаяся в неравномерном распределении фаз и структурных составляющих, наличии продуктов эвтектоидного распада разной степени дисперсности (перлита, сорбита, троостита), появления зон с видманштейновой структурой и разнозернистостью, т. е. участков с мелкими и крупными зернами. Химическая и связанныя с ней структурная неоднородность обусловливает весьма низкие механические свойства литьих сталей. От них можно избавиться, проводя специальную термическую обработку (гомогенизирующий отжиг).

5. Классификация углеродистых сталей

В зависимости от содержания углерода стали делят на низко- (менее 0,25 % С), средне- (0,25—0,60 % С) и высокоуглеродистые (более 0,6 % С). По отношению к точке S на диаграмме Fe — С стали бывают доэвтектоидные (менее 0,8 % С), эвтектоидные (0,8 % С), залитектоидные (0,8—2 % С). По применению различают конструкционные и инструментальные стали.

Конструкционными сталими называют такие, которые идут для изготовления деталей машин, конструкций и сооружений. Содержание углерода в конструкционных сталях не превышает (0,5—0,6 %). Эти стали должны обладать высокими механическими свойствами и достаточной конструкционной прочностью, хорошо обрабатываться давлением и иметь хорошую прокаливаемость.

Существует два класса углеродистых конструкционных сталей: стали обыкновенного качества и качественные стали. Различают кипящие (обозначают «кп»), полуспокойные («пс») и спокойные («сп») углеродистые стали.

Углеродистые конструкционные стали обыкновенного качества могут содержать до 0,06 % серы и 0,07 % фосфора. Они делятся на три группы А, Б, В. Стали всех трех групп обозначаются буквами Ст и

цифрами 0, 1, 2, ..., 6, показывающими порядковый номер стали (категорию). Например, Ст2кп. К группе А относятся стали с гарантированными механическими свойствами. Группа Б включает стали с гарантированным химическим составом. В обозначение марки стали вводится буква Б. Например, БСт3кп. В группу В входят стали повышенного качества с гарантированными механическими свойствами и химическим составом. В обозначение марки стали этой группы вводится буква В. Например, ВСт5. Стали группы А предназначаются для использования в состоянии поставки, т. е. после обработки лавлением, стали групп Б и В подвергаются горячей деформации или упрочняющей термической обработке. Углеродистые стали обычного качества применяются для изготовления сварных строительных конструкций, арматуры железобетонных сооружений, различных гнутых профилей, малоагруженных деталей, а также деталей, подверженных интенсивному износу, в том числе в тяжелонагруженном состоянии.

Качественные углеродистые стали содержат регламентированное количество углерода, серы (менее 0,04 %) и фосфора (менее 0,035—0,04 %). В маркировку сталей входят цифры 08, 10, 20, обозначающие среднее содержание углерода в сотых долях процента, например, 08кп, 10пс. Низкоуглеродистые стали 08, 10 обладают высокой пластичностью и низкой прочностью. Поэтому их применяют для производства изделий холодной штамповки. Стали 10, 20, 25 используют для изготовления деталей, работающих на износ без высоких нагрузок после предварительной цементации, а также сварных конструкций. Среднеуглеродистые стали 30, 35, 40, 45 после нормализации, поверхностной закалки или улучшения обладают высокими прочностью и твердостью, поэтому из них производят детали машин, в том числе повышенной прочности. Стали 60, 65, 70, 75, 80, 85 имеют высокие прочность, упругость, износостойкость. Их относят к рессорно-пружинным сталям.

Качественные углеродистые стали по содержанию марганца делят на две группы: в сталях I группы менее 0,7 % марганца, а II — 0,7—1,0 %. Стали II группы имеют высокую прочность. Из них производят железнодорожные рельсы и колеса, строительные конструкции, ими армируют железобетонные конструкции.

Инструментальные стали, в которых содержится более 0,6—0,7 % С, применяются для изготовления режущего, штампового, мерительного инструмента. Они имеют высокие твердость, прочность, износостойкость.

Углеродистые инструментальные стали маркируют буквой У, а также цифрами 7, 8, 10 и т. д., указывающими среднее содержание углерода в десятых долях процента. В обозначение марки высококачественной стали вводится буква А, например, У10А, что указывает на пониженное содержание серы (менее 0,04 %) и фосфора (менее 0,035 %) в стали. Стали марок У7, У8 применяются для изготовления инструмента, испытывающего динамические нагрузки, а стали марок У10, У11, У12, У13 — для производства режущего инструмента. Режущим инструментом из углеродистой стали можно обрабатывать материалы с низкой твердостью.

Для сталей обычновенного качества и качественных содержание серы и фосфора строго регламентировано. Однако есть группа так называемых автоматных сталей с повышенным содержанием серы (0,08–0,30 %) и фосфора (0,06–0,50 %), которые улучшают обрабатываемость сталей резанием. К недостаткам этих сталей относятся пониженные пластичность и вязкость и повышенная склонность к коррозии.

Контрольные вопросы

1. Опишите кристаллизацию сталей, содержащих 0,05; 0,1; 0,16; 0,3; 0,5; 1,0 % С.
2. В чем состоит сущность перитектической кристаллизации стали?
3. Охарактеризуйте полиморфные превращения в сталях.
4. Объясните механизм выделения и растворения избыточного графита и цементита.
5. Как осуществляется эвтектоидное превращение в сталях? Каково влияние скорости охлаждения на характер продуктов эвтектоидного распада аустенита?
6. Как по структуре можно определить содержание углерода в стали?
7. Охарактеризуйте влияние содержания углерода и примесей на структуру и свойства стали.
8. Что такое видманштеттова структура стали?
9. Как классифицируются и где применяются углеродистые стали?

ГЛАВА 3. СТРУКТУРА СТАЛЬНОГО СЛИТКА

§ 1. Кристаллизация слитка

Структура стального слитка формируется в процессе затвердевания жидкой стали в кристаллизаторе или изложнице и зависит от теплотехнических и кристаллизационных параметров процесса затвердевания: условий отвода тепла, объема слитка, температуры разливки стали, теплоты кристаллизации, химического состава стали. Тепло-передача в застывающем слитке при наличии конвективных потоков жидкого металла складывается из теплопередачи конвекцией и теплопроводностью.

Кристаллизация стали начинается от стенок изложницы, которые служат подложкой для зарождения кристаллов. В результате возникает множество мелких хаотически ориентированных кристаллов (рис. 3.10), образующих первую зону кристаллизации, называемую корковой, или зоной «зарождения» кристаллов. Число кристаллов в этой зоне зависит от скорости отвода тепла, т. е. от тепловых свойств изложницы и ее температуры в момент до-



Рис. 3.10. Зоны кристаллизации в слитке

стижения жидкой сталью температуры ликвидуса. При низкой температуре залитой стали количество кристаллов увеличивается, при повышенной — уменьшается. Высокая теплопроводность изложницы обеспечивает отвод тепла и способствует росту числа зародышей. Мелкозернистость наружной зоны слитка определяется неупорядоченностью роста кристаллов в поверхностном слое на границе сталь — изложница.

Формирование второй зоны слитка происходит тогда, когда начинают быстро расти кристаллы, соприкасающиеся с жидкостью и благоприятно ориентированные по отношению к направлению отвода тепла, т. е. перпендикулярно к стенке изложницы. Рост кристаллов, оси которых отклонены от указанного направления, происходит медленнее и прекращается при столкновении с соседними кристаллами, опередившими их в росте. В результате этого создается зона кристаллизации, состоящая из вытянутых или столбчатых кристаллов. Она называется зоной транскристаллизации. Ширина области столбчатых кристаллов увеличивается при повышении температуры разливки стали и скорости отвода тепла. За время роста двух первых зон температура в оставшейся жидкости снижается и создаются условия для зарождения новых кристаллов во всем остающемся объеме жидкости. Эти кристаллы растут, соприкасаются и формируется третья кристаллическая зона слитка, состоящая из произвольно ориентированных равноосных кристаллов — зоной объемной кристаллизации.

Наличие всех трех зон кристаллизации и их размер зависит в первую очередь от скорости отвода тепла. В быстро охлажденном слитке столбчатые кристаллы прорастают до центра, весь слиток затвердевает по механизму транскристаллизации, структура же медленно охлажденного слитка состоит только из равноосных кристаллов. В тонкостенных изложницах слиток кристаллизуется быстрее, чем в толстостенных. При повышении температуры изложницы (в результате специального ее подогрева) скорость затвердевания стали уменьшается. На скорость кристаллизации стали влияют также конвективные потоки. При их сильном развитии уже образовавшиеся кристаллы могут оплавиться. Повышение в стали содержания углерода и легирующих элементов приводит к увеличению температурного интервала кристаллизации.

Наличие трех зон кристаллизации в стальном слитке, т. е. неоднородность структуры по сечению слитка, приводит при последующей деформации к неоднородности его свойств. В слитках, имеющих зону транскристаллизации, проявляется анизотропия свойств. Если при деформации направления прокатки и столбчатых кристаллов совпадают, это приводит к резкому увеличению технологической пластичности стали и уменьшению энергии, требуемой для деформации.

Деформируемость слитков зависит от их размеров (масштабный фактор): чем крупнее слиток, тем труднее он деформируется, так как уменьшение отношения площади контактной поверхности к объему слитка снижает влияние контактных сил трения. Для слитков каждой марки стали существуют критические размеры, при превышении которых деформация крайне затруднительна.

§ 2. Дефекты слитка, возникающие при кристаллизации и охлаждении

Вследствие различия плотностей жидкой и твердой стали в процессе кристаллизации происходит усадка металла и образуется **усадочная раковина**, объем V_u , которой можно определить, зная массу слитка P , а также плотности жидкой $\rho_{ж}$ и твердой $\rho_{тв}$ стали:

$$V_u = (P/\rho_{тв}) [(\rho_{тв} - \rho_{ж})/\rho_{ж}]. \quad (3.3)$$

Усадочная раковина образуется следующим образом. После кристаллизации наружного слоя стали у стенок изложницы исходный уровень жидкости понижается: образование нового слоя кристаллов опять приводит к снижению уровня жидкой стали и т. д. Усадочная раковина может быть открытая и закрытая (если изложница пакрыта крышкой), симметричная и несимметричная в зависимости от равномерности отвода тепла в разных направлениях; сосредоточенная в одном объеме и рассредоточенная — в виде нескольких несплошностей. Причинами образования усадочной раковины являются слишком быстрый отвод тепла в головной части слитка, недостаточное количество жидкой стали к концу затвердевания из-за неполной заливки изложницы. Особенность неблагоприятна осевая (удлиненная) усадочная раковина, которая может возникнуть при преждевременном раздевании и опрокидывании слитка.

Головная, часть слитка, содержащая усадочную раковину, перед прокаткой обычно удаляется — производится так называемая головная обрезь. При нарушении инструкций в прокатанной из слитка заготовке может сохраниться часть усадочной раковины. Осевая усадочная раковина обрезанием не устраняется, ее поверхность окисляется при соприкосновении с атмосферой, поэтому при горячей деформации она не заваривается. Избежать появления усадочной раковины можно при непрерывной разливке стали, когда поддерживается резерв жидкой стали, а усадочная раковина выводится в прибыльную надставку, а также при использовании изложниц с обратной конусностью. Если создать условия для отвода тепла только в одном направлении, усадочный объем металла окажется вне слитка.

В слитке при кристаллизации могут возникнуть **усадочные поры**, если усадка происходит в микрообъемах при срастании отдельных кристаллов (дендритов). Чаще всего поры располагаются в центре верхней части слитка (центральная пористость), хотя могут наблюдаться во всем объеме слитка (общая пористость). Последующая горячая деформация не всегда может обеспечить заваривание пор, в этом случае они проявляются в деформированной стали в виде раскатанных пор и трещин напряжения.

При понижении температуры растворимость газов в жидкой и твердой стали уменьшается. Газы скапливаются в микрообъемах, в результате чего возникают **газовые пузыри**. Кислород в жидкой стали реагирует с углеродом, при этом образуется газ. Пузыри газа легче жидкой стали, они бурно всплывают на поверхность, создавая впечатление, что сталь «кипит». Такая сталь называется кипящей. Многие пузыри не успевают всплыть, встречая на своем пути растущие

кристаллы, и остаются в слитке. Слиток кипящей стали имеет вблизи поверхности зону вытянутых сотовых пузырей. В процессе нагрева такого слитка для горячей деформации давление газа в сотовых пузырях возрастает, и это может привести к разрыву тонких стенок и обнажению газовых пузырей. Поверхность проката из такого слитка окажется пораженной дефектом «плена».

В головной части слитка кипящей стали может образоваться ракхость, вызывающая расслоение при деформации. Для ее устранения раскатанную полосу необходимо значительно обрезать. Слитки кипящей стали отличаются большой химической неоднородностью по углероду, сере и фосфору, отсутствием сосредоточенной усадочной раковины, они содержат множество мелких микроусадок.

Для предотвращения кипения сталь раскисляют алюминием, марганцем, кремнием, титаном, которые связывают кислород в твердые оксиды. При добавлении 1—1,5 и 0,5 кг алюминия на тонну стали она будет соответственно спокойной и полуспокойной. В слитке спокойной стали отсутствуют сотовые газовые пузыри, но имеются усадочная раковина и большое количество неметаллических включений, особенно оксидов (Al_2O_3 , MnO , SiO_2 , TiO_2 и др.).

С наличием в стали газов, в частности водорода, связано появление таких дефектов, как **флокены**. Атомарный водород скапливается в микрообъемах, что вызывает моллизацию, которая сопровождается повышением давления в газовых пузырях и образованием внутренних разрывов (флокенов), особенно при нагреве слитков перед горячей деформацией.

Стали содержат примеси, которые делят на обычные, или технологические (S, P, Si, Mn, O, N, H), и легирующие, (Al, Mn, Si, Cr, Ti, V, W, Mo, Co, Ni и др.). Неравномерное распределение в стали примесей называют **ликвацией**. Если примеси неоднородно распределены по всему объему слитка, ликвация называется зональной. Чаще всего примеси скапливаются в центре верхней половины слитка. Форма сечения зоны слитка, обогащенной примесями, соответствует контуру слитка. В слитке квадратного сечения наблюдают зону ликвации, которая называется ликвационным квадратом. Зональная ликвация может быть выявлена глубоким травлением темпилетов. Участки, обогащенные примесями, проявляются в виде темных пятен. По характеру расположения пятен зональная ликвация бывает общей пятнистой, краевой пятнистой, V-образной и щуровой.

Если неравномерность химического состава наблюдается в пределах отдельных кристаллов (дендритов), такой вид ликвации называется **дендритной**, или **внутрикристаллической**. По склонности к дендритной ликвации примеси можно расположить в следующий убывающий ряд: S, P, B, C, W, As, V, Ti, Mo, Al, Cr, Mn, Co, Ni. Ликвация выявляется при специальном травлении стали (рис. 3.11).

Повышение растворимости элемента в твердом железе, увеличение скорости, уменьшение продолжительности и температурного интервала кристаллизации ($\Delta t = t_{лик} - t_{коо}$) снижают степень ликвации элементов. При увеличении содержания элемента в стали, а также массы слитка степень ликвации возрастает.



Рис. 3.11. Дендритная ликвация в стали ($\times 100$)

ная по С — 200—600, S — 500—1000, Mn — 5—30, P — 200—400; отрицательная по С — 11—20, S — 20—70, Mn — 10—15, P — 10—40. В слитке спокойной стали наблюдается сравнительно небольшая ликвация, %: положительная по С — 20—30, S — 40—50, P — 30—40, Mn — 5, Si — 10—20; отрицательная — по С — 15—20, S — 25—35, P — 25—30, Mn — 2—4, Si — 7—12.

Степень ликвации примесей можно частично уменьшить при нагреве слитка перед горячей деформацией. Полностью ее можно устранить специальным гомогенизирующим отжигом. Рациональный режим отжига позволяет существенно улучшить пластичность хрупких в литом состоянии сталей. Стали, полученные специальными методами выплавки (вакуумный, дуговой, индукционный, электронно-лучевой, зонной плавки, электрошлакового переплава), содержат меньше примесей и отличаются малой степенью ликвации компонентов.

Дендритная ликвация вызывает различие пластических свойств осей дендритов и междендритных участков, что приводит к неоднородности пластической деформации, снижению пластичности и прочности стали. Ликвация слитка сохраняется в деформированной стали. Для слитков непрерывной разливки, подвергаемых принудительному охлаждению, характерна малая степень ликвации компонентов, что благоприятно сказывается на пластичности.

Особенно отрицательно на пластичность стали влияет сера, которая по склонности к ликвации стоит на первом месте среди других примесей. Сера малорастворима в железе и способствует красноломкости стали.

В стали содержится множество неметаллических включений, которые представляют собой частицы химических соединений, образующихся при выплавке, выпуске, разливке стали и кристаллизации слитка. Включения, встречающиеся в сталях, по происхождению можно разделить на эндогенные и экзогенные. Эндогенные включения возникают в результате реакций компонентов стали, уменьшения растворимости элементов в жидкой и твердой стали при понижении температуры, добавления раскислителей и десульфураторов. Эндогенные включения могут зарождаться гомогенно в местах ликвации

Ликвация в слитках обычно характеризуется коэффициентом ликвации K_d , который показывает разницу между содержанием примесей в данной точке слитка С и средним количеством примеси в жидкой стали $C_{ж}$, отнесенную к $C_{ж}$ и выраженную в процентах:

$$K_d = (C - C_{ж})/C_{ж} \cdot 100\%. \quad (3.4)$$

Если $C > C_{ж}$, ликвация будет положительной, при $C < C_{ж}$ — отрицательной. В слитке кипящей стали химическая неоднородность значительно выше, чем в спокойной, и может достигать, %: положитель-

примесей или гетерогенно — на поверхности ранее существовавших включений или растущих кристаллов стали. Экзогенные включения представляют собой продукты разрушения футеровки сталеплавильных агрегатов и сталеразливочных устройств, а также частицы шихты и шлаков.

По составу неметаллические включения можно разделить на несколько основных групп: простые оксиды (FeO , MnO , Al_2O_3 , TiO , $FeO \cdot MnO$, Cr_2O_3 , MgO , TiO_2); сложные оксиды — включения типа шпинелей с общей формулой $MeO \cdot Me_2O_3$ ($FeO \cdot Al_2O_3$, $MnO \cdot Al_2O_3$, $MnO \cdot Cr_2O_3$); силикаты ($FeO \cdot SiO_2$, $MnO \cdot SiO_2$, $2FeO \cdot SiO_2$); сульфиды (FeS , MnS); нитриды (AlN , Fe_3N , TiN), фосфиды, гидриды.

По структурным признакам неметаллические включения можно объединить в три основные группы. К первой группе относятся однодофазные частицы, состав которых постоянный и соответствует формуле любой из перечисленных выше основных групп включений, например, MnO , Al_2O_3 , или переменный (твердые растворы), например, $FeO \cdot MnO$, $(Fe, Mn)O \cdot Al_2O_3$, $(Fe, Mn)S$. Вторую группу составляют двух- или многофазные частицы, которые возникают, если включение, появившееся первым, служит подложкой для кристаллизации новой неметаллической фазы в виде сплошной или прерывистой оболочки. Например, двухфазное окиссульфидное включение состоит из оксидной фазы Al_2O_3 и сульфидной оболочки ($Fe, Mn)S$; двухфазное окиссилилатное включение — из силикатной фазы $MnO \cdot SiO_2$, в которой распределены оксиды $MnO \cdot Al_2O_3$. В третью структурную группу входят двух- или многофазные частицы, образовавшиеся при одновременной кристаллизации фаз в результате эвтектического превращения. Например, $FeS \rightarrow (Fe, Mn)S$, $FeO \rightarrow (FeMn)S$, $FeO \cdot SiO_2 \rightarrow MnO \cdot SiO_2$, $MgO \cdot Al_2O_3 \rightarrow 2MgO \cdot SiO_2$. Эти включения имеют эвтектическую структуру.

В одной стали могут образоваться включения нескольких типов, которые отличаются по составу и структуре. Количество неметаллических включений в стали велико. В 1 т обычной углеродистой стали содержится до $10^{12} \text{--} 10^{13}$ включений оксидов и еще больше сульфидных включений. Основное количество этих включений (98 %) имеют размеры менее 0,2 мкм, поэтому не все из них можно увидеть под микроскопом.

Форма частиц неметаллических включений в литой стали зависит от типа их кристаллической решетки и условий возникновения. Тугоплавкие включения имеют, как правило, шаровидную, полиэдрическую, дендритную, пластинчатую, неправильную форму; легкоплавкие включения, образующиеся на последних этапах кристаллизации стали и располагающиеся по границам дендритов, — пленочную или неправильную форму. Включения могут образовывать скопления в литой стали.

В слитках возможны продольные и поперечные трещины. Продольные трещины на поверхности слитка располагаются вдоль его оси. Причиной их возникновения служит то, что неравномерный отвод тепла, сильно развитая транскристаллизация, наличие внутрикристаллической ликвации в краевой зоне способствуют появлению

напряжений в стали, величина которых превышает предел прочности. Поперечные трещины усадочного происхождения имеют извилистую форму, они часто образуют кольца вокруг слитка. Трещины от остаточных напряжений направлены от головной к донной части слитка (с незначительным разветвлением). Они возникают вследствие быстрого протекающих фазовых превращений в стали при резком охлаждении. Узор в виде сетки трещин на поверхность слитка переходит от внутренней поверхности изношенных изложниц, с которой соприкасается слиток. В центральной части слитка встречаются осевые межкристаллитные трещины, расходящиеся веерообразно — так называемые, пачки. Такой дефект снижает пластичность и вязкость стали. В процессе горячей деформации межкристаллитные трещины завариваются.

На поверхности слитка могут быть плены и наплыты, которые связаны с окислением металла. Они носят как локальный, так и общий характер. Раковины на поверхности слитка появляются при попадании на изложницу стальных брызг, которые не полностью срастаются со слитком.

Следует выделить группу дефектов слитка, связанных с неметаллическими включениями (оксидные плены, различные корочки, трещины, расслоения, микропористость и др.).

§ 3. Дефекты слитка, образующиеся при нагреве перед горячей деформацией

Перед горячей деформацией (прокаткой, ковкой) слитки нагревают до заданной температуры в специальных печах и нагревательных колодцах. Температура нагрева (1200—1300 °C) зависит от состава стали, время выдержки определяется массой слитка. Слитки из сталешлавильных цехов подаются в прокатные цеха при достаточно высокой температуре. Для выравнивания температуры по объему слитка производится посадка их в колодцы — это «горячий посад». При «холодном посаде» слитки со склада загружают в колодцы холодными. Следует контролировать равномерность нагрева, так как прокатка неравномерно прогретого слитка или заготовки может привести к браку или аварии на прокатном стане.

Большое значение имеет обеспечение оптимальных условий нагрева (температура нагрева, время нагрева и выдержки, состав атмосферы в печи), поскольку отклонение от них приводит к возникновению дефектов структуры стали (рис. 3.12).

При высоких температурах возможно *поверхностное окисление* стали, когда образуется слой окалины (рис. 3.12, а). Потери металла на окалину могут достигать 3—4 % от массы слитка. Сталь окисляется путем реактивной диффузии. Образуется три слоя оксидов железа, расположенных последовательно: сталь — FeO — Fe_3O_4 — Fe_2O_3 . Слои окалины имеют такие температуры плавления, °C: FeO (бюстит) — 1377; Fe_3O_4 (магнетит) — 1527; Fe_2O_3 (гематит) — 1565. Наличие в стали кремния и марганца, которые растворяются в окалине, способствует понижению температуры плавления оксидов железа до 1300—1250 °C, что соответствует температурам нагрева стали для де-

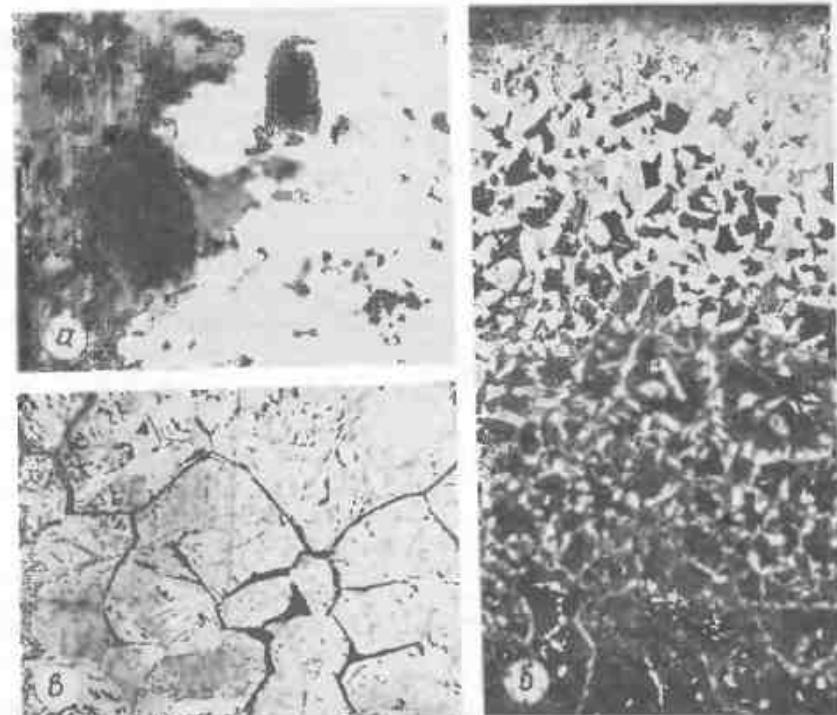


Рис. 3.12. Дефекты структуры слитка ($\times 100$)

формации. Оплавление поверхности слитка может вызвать аварию на стане или брак.

Длительное пребывание слитка при высокой температуре приводит к снижению содержания углерода в поверхностном слое, что вызывает структурную неоднородность и *обезуглероживание стали*. Образуются зоны полного обезуглероживания со структурой феррита и частичного обезуглероживания с ядровой феррито-перлитной структурой, переходной от феррита к основной структуре (рис. 3.12, б). Обезуглероживание изменяет механические свойства поверхностного слоя слитка.

При нагреве стали возможно окисление границ и тела зерен аустенита благодаря диффузии окисляющих газов. В результате на границах образуются пленки хрупких оксидов, а внутри зерен — дисперсные частицы оксидов, происходит так называемый *пережог* стали (рис. 3.12, в). При прокатке оксиды разрушаются и в слитке образуются трещины.

Следует иметь в виду, что в слитках стали при нагреве возможно оплавление легкоплавких эвтектик с температурой плавления 950—1000 °C. Во время прокатки при этих температурах в слитке образуются *рванины*.

Длительное пребывание слитков при высокой температуреineизбежно приводит к росту зерен аустенита и нежелательному огрублению структуры. Этот дефект называется *перегревом стали*. Он

вызывает снижение пластичности стали, которую можно восстановить путем повторного нагрева до температуры 800–1000 °С и охлаждения на воздухе (нормализации).

В процессе нагрева в слитках особенно легированной стали могут появиться термические трещины, вызванные резким перепадом температуры по сечению слитка и возникающими при этом термическими и структурными напряжениями. Такие слитки бракуют.

Контрольные вопросы

1. Охарактеризуйте структурные зоны слитка.
2. Какие дефекты относят к дефектам слитка кристаллизационного происхождения?
3. Что такое ликвация?
4. Какие существуют виды неметаллических включений?
5. Как происходит окисление и обезуглероживание поверхности слитка при нагреве перед деформацией?

ГЛАВА 4. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

Проводя термическую обработку, изменяют структуру металлов и сплавов с целью получения заданных механических, физических и химических свойств. Она служит одним из важнейших звеньев технологии обработки металлов давлением, причем ее можно использовать для улучшения обрабатываемости давлением.

Различают такие виды термической обработки: отжиг, закалка, и отпуск. Для обработки металлов давлением важна термомеханическая обработка, сочетающая действие температуры и давления. Свойства поверхности стальных изделий можно изменить химико-термической обработкой.

§ 1. Отжиг стали

Отжиг заключается в нагреве стали до определенной температуры, выдержке при этой температуре заданное время и медленном охлаждении. Выделяют такие виды отжига: отжиг первого рода, отжиг второго рода, нормализация.

Отжиг первого рода частично или полностью устраняет отклонения от равновесного состояния, возникшие при предыдущей обработке. Он не связан с фазовыми превращениями в стали. Ему могут предшествовать литье, обработка давлением, сварка, термическая обработка. В зависимости от характера процессов, происходящих при отжиге, различают гомогенизирующий, рекристаллизационный и отжиг для снятия напряжений.

Гомогенизирующий, или диффузионный, отжиг проводится для устранения внутрикристаллической ликвации. Слитки углеродистой стали, как правило, специально не отжигают, поскольку при нагревании перед обработкой давлением успевает проходить диффузионное выравнивание углерода в аустените. Слитки легированной стали подвергают гомогенизирующему отжигу, так как легирующие элементы обладают меньшей диффузионной подвижностью, чем углерод. Скорость диффузии углерода на несколько порядков больше скорости

диффузии легирующих элементов, растворенных в аустените по типу замещения.

Температура выдержки при гомогенизирующем отжиге зависит от состава стали и размеров слитка и достигает 1050–1300 °С, когда сталь находится в аустенитном состоянии. Время выдержки составляет несколько десятков часов. Чем выше температура, тем короче время выдержки. Для ускорения гомогенизации предварительно регулируют исходную структуру стали (измельчают). Возможны три пути измельчения структуры: ускоренное охлаждение стали в процессе кристаллизации, обработка давлением и модификация (давление специальных элементов).

В результате гомогенизирующего отжига повышаются пластичность стали при холодной и горячей деформации и ее качество. Следует отметить, что гомогенизация протекает интенсивнее при отжиге слябов, а не слитков, что свидетельствует о влиянии предварительной горячей деформации на скорость диффузионных процессов. При гомогенизирующем отжиге возможно также полное или частичное изменение формы кристаллов зоны транскристаллизации, что значительно повышает качество слитка и улучшает его поведение при обработке давлением.

Рекристаллизационный отжиг проводится для устранения упрочнения стали, вызванного деформацией (наклепа). Этот процесс рассматривается в гл. 8 разд. 4.

Отжиг, уменьшающий напряжения, применяют для снятия напряжений, внесенных предшествующей обработкой (остаточных напряжений). В зависимости от величины остаточных напряжений их релаксация может проходить вследствие локальных пластических сдвигов или в результате ползучести. Продолжительность отжига для уменьшения внутренних напряжений устанавливают опытным путем. Температура нагрева находится в интервале 550–680 °С.

Отжиг второго рода основан на использовании фазовых превращений в стали. Он заключается в нагреве стали до температуры выше A_{c_1} (доэвтектоидные стали) или A_{e_1} (заэвтектоидные стали), выдержке и последующем медленном охлаждении. Фазовые превращения в стали в процессе нагрева и охлаждения при отжиге отображаются диаграммой состояния Fe—C. Отжиг второго рода бывает полный, неполный, изотермический, сфероидизирующий, нормализационный.

Полный отжиг используют для улучшения грубой структуры листовой стали (видманштегговой, крупнозернистой структуры, неравномерно распределенного избыточного феррита), устранения строчечной структуры горячедеформированной стали, изменения структуры в зоне термического влияния сварных соединений. Температура полного отжига на 20–50 °С превышает температуру A_{c_1} . При нагреве в стали появляются мелкие аустенитные зерна, из которых при последующем охлаждении образуется равномерная и мелкозернистая ферритно-перлитная структура.

Неполный отжиг отличается от полного тем, что сталь нагревают до более низкой температуры (чуть выше точки A_{c_1}). Заэвтектоидную сталь подвергают только неполному отжигу. При неполном отжиге заэвтектоидной стали происходит ее частичная перекристаллизация,

вызванная превращением перлита и части избыточного феррита в аустенит.

Изотермический отжиг включает ступенчатое охлаждение от температуры нагрева 900—1000 °С с изотермической выдержкой при температуре перлитного превращения (ниже точки A_1 , на 30—100 °С), в процессе которой температура по сечению стального изделия выравнивается. В результате перлитное превращение во всем объеме происходит при одной и той же температуре, что приводит к получению однородной структуры.

Особый вид изотермической обработки применяют при производстве проволоки из высокоуглеродистой стали, например канатной. Эта обработка, называемая патентированием, заключается в нагреве проволоки до температуры выше точки A_{cs} , выдержке ее в свинцовом ванне при 450—550 °С. В результате образуется квазизвтектоидная ферритоцементитная структура, благоприятная для последующего холодного волочения. Операции холодного волочения и патентирования проводят многократно, что может вызвать повышение вдвое предела прочности проволоки из стали, содержащей 0,7 % С.

Сфероидизирующему отжигу подвергают звтектоидные и заэвтектоидные стали с целью изменения формы цементита (вторичного и перлитного) с пластинчатой на сферическую. Стали, предназначенные для изготовления инструмента, легче обрабатываются на токарных, фрезерных и других станках после сфероидизации цементита. Последующее термическое воздействие позволяет получить нужные структуру и свойства инструмента.

Температура нагрева стали при сфероидизирующем отжиге должна быть на 20—50 °С выше точки A_{cs} , т. е. быть равной 740—780 °С. Нагревать сталь выше точки A_{cm} (линия ES) не следует, так как во время охлаждения может появиться сетка вторичного цементита. Применяют также маятниковый отжиг, при котором в процессе выдержки сталь несколько раз попаременно нагревают и охлаждают на 30—40 °С выше и ниже температуры A_1 . Циклическая термическая обработка ускоряет сфероидизацию. Кроме того, для ускорения сфероидизации цементита сталь можно подвергать холодной деформации.

Сфероидизация цементита протекает за счет диффузии углерода в окружающем твердом растворе. Согласно уравнению Томисона (1.22), растворимость углерода в аустените вблизи цементита зависит от кривизны границы раздела. Вблизи плоской границы цементита углерода в аустените содержится меньше, чем у концов пластины. В результате в аустените возникает диффузионный поток атомов углерода, направленный от концов к середине цементитной пластины, что приводит к нарушению равновесия (см. рис. 1.35, б). Отток атомов углерода от концов пластины приводит к недонасыщенности аустенита углеродом в этих участках и способствует переходу углерода в аустенит из цементита. Поступление углерода к середине пластины вызывает пересыщение аустенита углеродом в этом месте, в результате из пересыщенного твердого раствора выделяется цементит, который наслаждается на среднюю часть пластины. Таким образом, концы пластины растворяются, а середина растет, что приводит к постепенному переходу от пластиначатой к равноосной форме частиц цементита.

Сфероидизация цементита начинается с деления пластин. В местах выхода к цементитной пластине границы аустенитных зерен нарушаются равновесие сил поверхностного натяжения (γ_A-A и γ_A-C), в результате на цементитной пластине появляется выступ, имеющий вогнутую поверхность (см. рис. 1.35, в). Это приводит к изменению кривизны поверхности раздела, а значит, и к нарушению равновесной концентрации углерода в аустените. Вблизи выступа в аустените содержится меньше углерода, чем у плоской поверхности пластины и это вызывает его диффузию. В результате участки пластины с плоской поверхностью начнут растворяться, и углерод перейдет в аустенит, а выступающая часть будет расти за счет пересыщения аустенита.

В месте выхода границы зерен цементита к аустениту также нарушается равновесие сил поверхностного натяжения (γ_C-C и γ_A-C), которое может быть восстановлено при локальном растворении цементита с образованием углубления (канавки). В этом случае поверхность цементита становится выпуклой, и равновесная концентрация углерода в аустените у поверхности изменяется. Вблизи канавки углерода в аустените будет больше, чем около плоской поверхности пластины. Возникает диффузия атомов углерода от канавки к плоской поверхности цементита, нарушающая граничное равновесие. Цементит в месте канавки будет растворяться и атомы углерода перейдут в аустенит, на участках цементитной пластины с плоской границей выделятся избыточный цементит из пересыщенного углеродом аустенита.

Конечная структура стали после сфероидизирующего отжига (феррит и частицы цементита) приведена на рис. 3.13. Такую структуру часто называют зернистым цементитом или зернистым перлитом. Размеры цементитных частиц зависят от температуры отжига, продолжительности выдержки и скорости охлаждения стали. При длительной выдержке в условиях высокой температуры на процесс сфероидизации накладывается коалесценция цементита, в результате чего частицы вырастают до больших размеров. Огрубление структуры снижает прочностные свойства стали и усложняет обработку ее резанием.

Нормализационный отжиг, или **нормализация**, применяется для устранения крупнозернистой структуры литой стали, строчечной структуры горячедеформированной стали; измельчения структуры перед закалкой; смягчения стали перед обработкой давлением. Этот вид обработки отличается от отжига большей скоростью охлаждения. Если сталь в процессе отжига охлаждается с печью, то при нормализации — на воздухе. Сталь нагревается на 30—50 °С выше линий GS (заэвтектоидные) и ES (заэвтектоидные). Нормализация обеспечивает большее переохлаждение аустенита, чем отжиг, поэтому в первом

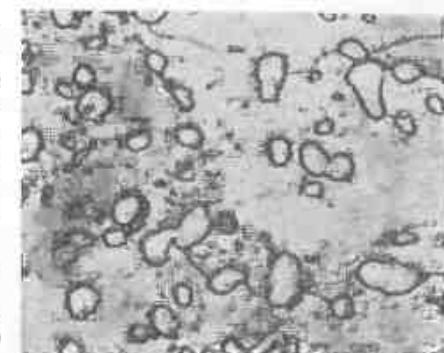


Рис. 3.13. Структура стали после сфероидизирующего отжига ($\times 900$)

случае получается более равномерная мелкозернистая структура с тонким перлитом. Прочность стали после нормализации выше, чем после отжига.

§ 2. Закалка стали

Закалкой называется вид термической обработки, заключающийся в нагреве стали, выдержке и последующем быстрым охлаждении, после которого сталь находится в так называемом неравновесном структурном состоянии, не свойственном ей при температуре 20 °C. Охлаждение стали при закалке проводят в воде или в масле.

Переохлаждение аустенита до низких температур (линия M_H на рис. 3.14) вызывает его превращение в мартенсит. Мартенсит представляет собой пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе, содержащий столько же углерода, сколько и исходный аустенит, и имеющий искаженную тетрагональную кристаллическую решетку.

Минимальная скорость охлаждения, необходимая для переохлаждения аустенита до мартенситного превращения, называется критической скоростью закалки. Скорость охлаждения стали максимальна на поверхности и снижается к центру изделия, поэтому возможно, что здесь не образуется мартенсит. Склонность изделия к закалке характеризуется проактивностью, под которой подразумевают глубину проникновения закаленной зоны.

Переохлажденный ниже эвтектоидной температуры аустенит оказывается метастабильным и претерпевает распад, для описания кинетики которого пользуются экспериментально построенными диаграммами температура — время — степень распада. Эти диаграммы называют диаграммами изотермического превращения аустенита (рис. 3.14). Образцы стали нагревают до температур стабильности аустенита, а затем охлаждают с различной скоростью до температуры ниже A_1 , и выдерживают, не изменяя ее, до полного распада аустенита. При этом определяют время начала и окончания превращения, и по найденным значениям строят соответственно линии ab и ag . В течение некоторого промежутка времени, называемого инкубационным периодом, распад аустенита не фиксируется. Например, при температуре 650 °C величина отрезка a_1a_2 характеризует время инкубационного периода, когда устойчивый переохлажденный аустенит, в точке a_2 начинается эвтектоидное превращение аустенита, в точке a_3 оно заканчивается.

При температуре ниже A_1 , инкубационный период и временной

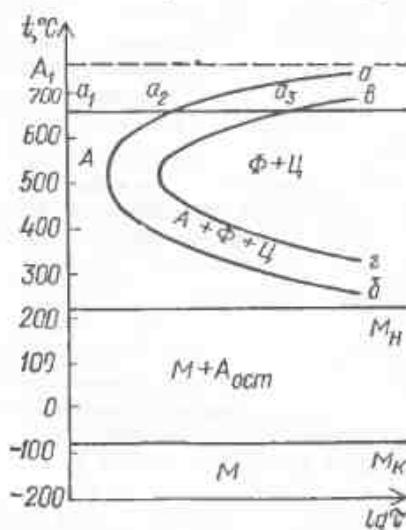


Рис. 3.14. Диаграмма изотермического превращения аустенита

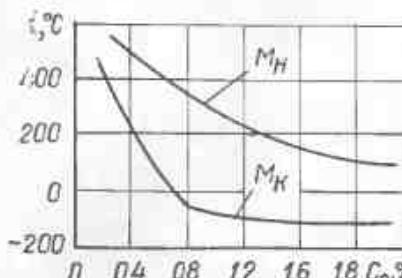


Рис. 3.15. Влияние содержания углерода в стали на температуру начала и окончания мартенситного превращения

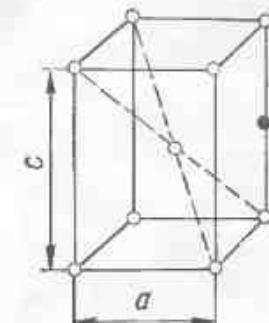


Рис. 3.16. Модель элементарной ячейки решетки мартенсита

интервал перлитного превращения уменьшаются, и в интервале 500—600 °C они достигают минимального значения. Это объясняется тем, что с понижением температуры возрастает разность свободных энергий аустенита и ферритоцементитной смеси и при сохранении достаточно высокой диффузионной подвижности атомов скорость перлитного превращения увеличивается.

Как было рассмотрено в § 2 гл. 2, при нормальном эвтектоидном распаде аустенита, имеющем диффузионный характер, с ростом скорости охлаждения увеличивается дисперсность эвтектоида и можно получить набор структур грубо-, средне- и тонкодифференцированного перлита. Твердость стали со структурой грубо-, средне- и тонкодифференцированного перлита составляет соответственно 150, 200 и 250 НВ.

В интервале 500—300 °C понижение температуры приводит к увеличению инкубационного периода и, поскольку диффузия резко замедляется, нормальное перлитное превращение аустенита подавляется. Происходит промежуточное (бейнитное) превращение и получается особого вида ферритокарбидная смесь, называемая и гольчатым тростником, или бейнитом.

Температура начала мартенситного превращения зависит от содержания в стали углерода (рис. 3.15), это происходит в интервале температур M_K — M_H .

Мартенситное превращение не имеет инкубационного периода и происходит бездиффузионным (сдвиговым) путем. Кристаллическая решетка перестраивается в результате кооперативного перемещения атомов на расстояния, меньшие межатомных. Зародыш мартенсита когерентно связан с решеткой аустенита. В процессе его роста возникают упругие напряжения, возрастающие до предела текучести, что приводит к нарушению когерентности. ГЦК решетка мартенсита превращается в тетрагональную решетку мартенсита, в которой атомы углерода (черный кружок на рис. 3.16) расположены на серединах ребер элементарной ячейки вдоль оси [001] и в центрах горизонтальных граней, т. е. также вдоль оси [001]. Степень тетрагонального искажения решетки мартенсита (величина c/a) тем выше, чем больше в нем содержится углерода. Кристаллические решетки аустенита и мартенсита связаны между собой ориентационным соотношением Кур-

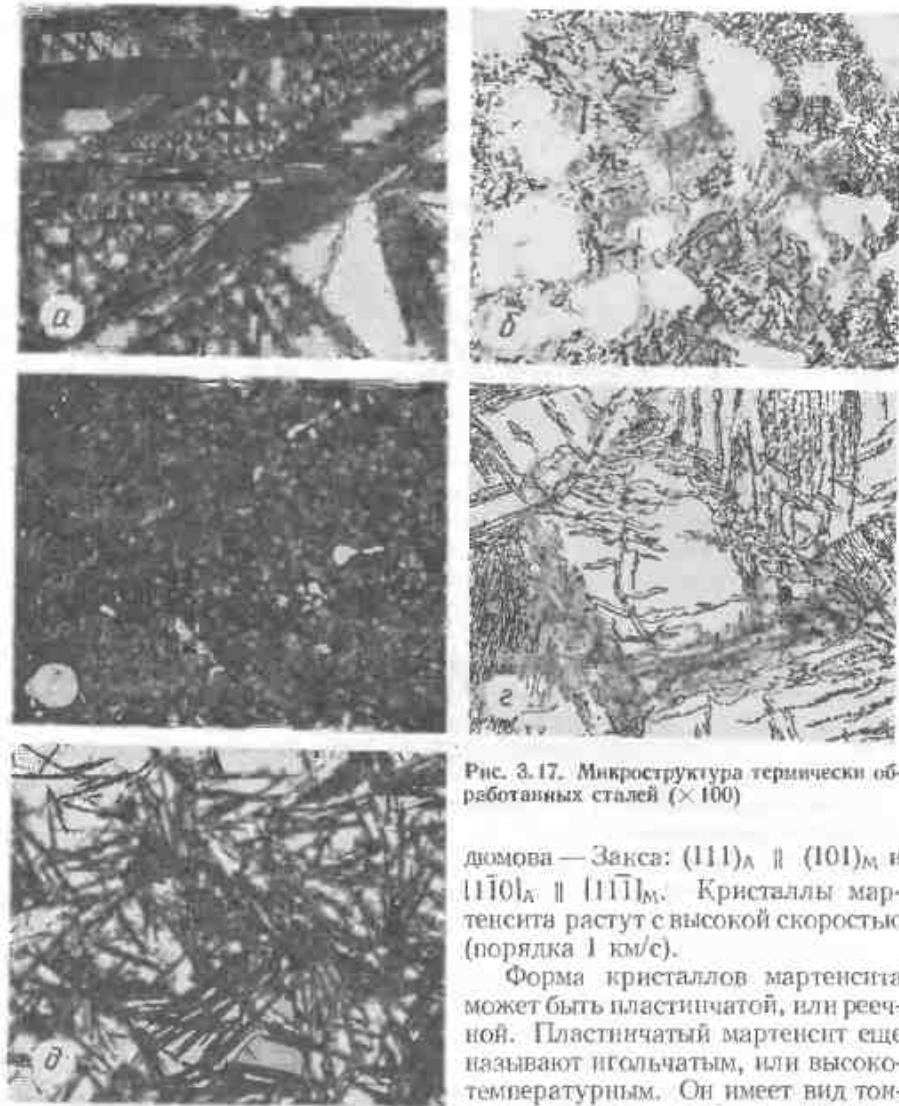


Рис. 3.17. Микроструктура термически обработанных сталей ($\times 100$)

домова — Закса: $(111)_A \parallel (101)_M$ и $(1\bar{1}\bar{1}0)_A \parallel (1\bar{1}\bar{1}3)_M$. Кристаллы мартенсита растут с высокой скоростью (порядка 1 км/с).

Форма кристаллов мартенсита может быть пластинчатой, или реечной. Пластинчатый мартенсит еще называют игольчатым, или высокотемпературным. Он имеет вид тонких линз (рис. 3.17, а). Размеры мартенситных пластин ограничиваются размерами аустенитных зерен, поскольку пластины растут только в их пределах. Реечный мартенсит представляет собой тонкие планки, расположенные в одном направлении в виде пакетов. Тонкая структура мартенсита характеризуется наличием дислокационных скоплений (их плотность 10^9 — 10^{10} см $^{-2}$), двойников и двойниковых прослоек. Их образование обусловлено деформацией решетки скольжением и двойникованием при мартенситном превращении, а также возникновением фазового наклена.

В структуру закаленной стали входит аустенит, называемый остаточным. Чем выше содержание в стали углерода, тем больше будет в структуре остаточного аустенита.

В результате мартенситного превращения твердость стали возрастает (до 600 НВ), сталь упрочняется, пластичность же резко падает. Объясняется это тем, что образование пересыщенного углеродом твердого раствора с сильно искаженной решеткой, возникновение дислокационных скоплений и двойников затрудняют движение дислокаций. Кроме того, на дислокациях образуются атмосфера атомов углерода (атмосфера Коттрелла), а из пересыщенного твердого раствора возможно выделение избыточной фазы — цементита. Твердость мартенсита возрастает с увеличением содержания углерода. Наличие в структуре остаточного аустенита приводит к снижению твердости стали.

При повышении содержания в мартенсите углерода проявляется склонность его к хрупкому разрушению, поскольку образование атмосфер Коттрелла вызывает сильное охрупчивание стали, затрудняет ее обработку давлением при низких температурах.

Закалка может быть неполной, если дозвтектоидную сталь, находящуюся в двухфазном аустенитно-ферритном состоянии, резко охладить от температуры в области $A_{c1} — A_{c2}$. Структура охлажденной стали будет включать феррит и мартенсит (рис. 3.17, б). При скорости охлаждения меньше критической скорости закалки в структуре дозвтектоидной стали наряду с мартенситом и остаточным аустенитом могут быть области тонкодифференцированного эвтектоида — троостита. Завтектоидная сталь, закаленная из двухфазной аустенитоцементитной области ($A_{c1} — A_{cm}$), приобретает мартенситоцементитную структуру (рис. 3.17, в). Наличие в структуре цементита приводит к повышению твердости стали.

Бейнитное превращение является промежуточным между перлитным и мартенситным, поскольку происходит в интервале температур 250—500 °С и имеет признаки диффузного и сдвигового превращения. В результате бейнитного превращения аустенит переходит в α -фазу и дисперсный цементит. Различают бейнит верхний, имеющий вид резаной соломы (рис. 3.17, г), и нижний с игольчатой структурой (рис. 3.17, д). В интервале температур бейнитного превращения переохлажденный аустенит распадается после инкубационного периода. Поскольку при этом диффузия атомов железа затруднена, бейнитное превращение включает сдвиговую перестройку $\gamma \rightarrow \alpha$, т. е. происходит по мартенситному механизму. Кристаллы α -фазы при бейнитном превращении растут медленно. Диффузия атомов углерода в интервале температур бейнитного превращения еще достаточно активна, поэтому углерод способен перераспределяться между фазами. Кристаллы α -фазы образуются из обедненных углеродом участков γ -фазы, а в областях пересыщенного раствора выделяется цементит. Сталь с бейнитной структурой может иметь твердость до 400 НВ.

Различают такие виды закалки: непрерывная, прерывистая, с саботопуском, ступенчатая, изотермическая, поверхностная.

Непрерывной называют закалку в одной охлаждающей среде непосредственно от температуры нагрева. Она получила наибольшее распространение.

Прерывистая закалка проводится в двух средах. Вначале сталь охлаждают в воде (легированные стали — в масле) до температуры несколько выше точки M_{in} , а затем ее быстро помещают в менее интен-

сивную охлажденную среду. Это способствует уменьшению внутренних напряжений в стали.

Закалка с самоотпуском также является прерывистой. В этом случае охлаждение в закалочной среде прерывают с таким расчетом, чтобы запаса тепла в стали хватило для самоотпуска поверхности. В результате при переходе от рабочей к центральной части инструмента твердость уменьшается постепенно.

Ступенчатая закалка состоит в том, что сталь после нагрева и выдержки при температуре закалки охлаждают в среде, имеющей температуру несколько выше точки M_{α} , выдерживают в ней, а затем помещают на воздух. Такой вид закалки способствует выравниванию температуры по сечению образца.

При *изотермической* закалке, как и при ступенчатой, сталь выдерживают при температуре выше точки M_{α} , но более длительное время. В этом случае аустенит превращается в верхний бейнит. Сталь после такой обработки имеет повышенную ударную вязкость.

Поверхностная закалка проводится для повышения твердости, износостойчивости деталей из среднеуглеродистых сталей. Для поверхностной закалки применяют нагрев токами высокой частоты (индукционный) или газовым пламенем (газопламенный). Такой обработке подвергают, например, прокатные валки.

В последнее время все большее применение находит поверхностная закалка с использованием для нагрева лазерного излучения. Особенностью лазерной обработки являются высокие энергия лазерного импульса и удельная мощность излучения, кратковременность воздействия (около 10^{-5} с), большие скорости нагрева (10^6 — 10^8 °C/c) и охлаждения.

При облучении в поверхностном слое стали протекают структурные и фазовые превращения. Воздействие луча лазера подобно взрыву. В ударных волнах развиваются огромные давления, приводящие к пластической деформации. В результате происходит размножение и взаимодействие дислокаций, плотность которых в зоне лазерного воздействия достигает 10^{11} — 10^{12} см $^{-2}$. Кроме того, благодаря высокой энтропии лазерного воздействия, приводящей к увеличению амплитуды колебания атомов, возникает множество вакансий.

Коэффициенты диффузии железа и атомов примесей замещения при лазерном воздействии увеличиваются на порядок по сравнению с их равновесными величинами, коэффициенты диффузии атомов примесей внедрения возрастают еще больше. Поэтому в зоне лазерного воздействия происходит перераспределение компонентов стали. При быстром охлаждении мартенситное превращение осуществляется с огромной скоростью, что вызывает появление больших внутренних напряжений (фазовый наклеп). В этом случае растворившийся во время нагрева цементит или карбиды не успевают выделиться.

В результате лазерного воздействия сталь упрочняется. Твердость поверхности в зависимости от типа и состава стали может находиться в пределах 6200—9500 МПа, чего нельзя достичь обычной закалкой. Сталь упрочняется при повышении количества дефектов структуры, пластических сдвигов, высокотемпературном наклете, мартенситном превращении (фазовом наклете), растворении карбидов и фиксирова-

нии углерода и других элементов в твердом растворе, микрохимической неоднородности.

При закалке могут образоваться дефекты термической обработки — трещины, если внутренние напряжения превышают величину предела прочности. Склонность к трещинообразованию возрастает с увеличением содержания углерода, повышением температуры нагрева под закалку и скорости охлаждения в интервале температур M_{α} — M_{κ} . Кроме того, трещины могут возникать у концентраторов напряжений — неметаллических включений, в местах переменного сечения изделия. Во избежание появления трещин закалку необходимо проводить от наиболее низкой температуры, но выше критической, обеспечивать замедленное охлаждение в интервале температур M_{α} — M_{κ} (ступенчатая закалка), осуществлять отпуск сразу же после закалки.

В результате возникновения термических и структурных напряжений происходят неоднородные объемные изменения, которые вызывают пластическую деформацию. Чаще всего деформация несимметрична. Ее называют короблением. Оно особенно часто наблюдается в изделиях сложной формы при высокой температуре нагрева перед закалкой, неравномерном прогреве, большой скорости и неравномерности охлаждения в интервале температур M_{α} — M_{κ} . Для устранения коробления стальные детали подвергают закалке в специальных приспособлениях (штампах). Так как в момент протекания мартенситного превращения сталь еще пластична, ее можно править в штампе. При мартенситном превращении происходит изменение объема стали, поскольку мартенсит имеет больший удельный объем, чем аустенит, в процессе бейнитного распада изменение объема невелико.

§ 3. Отпуск стали

Закаленные стали, как правило, подвергают отпуску. Отпуск заключается в нагреве стали до температуры ниже точки A_c , выдержке при этой температуре и охлаждении с заданной скоростью. При отпуске в зависимости от температуры нагрева в мартенсите происходят структурные изменения. Интервал температур первого превращения при отпуске составляет 100—200 °C. Оно заключается в уменьшении степени тетрагональности решетки мартенсита (величина c/a стремится к единице) благодаря перераспределению углерода внутри решетки твердого раствора. В мартенсите образуются кластеры углерода, на базе которых возникают дисперсные частицы карбида, когерентно связанные с матрицей. Рентгеноструктурными исследованиями установлено, что выделяющийся карбид не является цементитом. Это метастабильный ϵ -карбид Fe_2C , имеющий гексагональную решетку.

Второе превращение при отпуске (интервал температур 200—300 °C) заключается в переходе остаточного аустенита в пересыщенный α -твердый раствор и карбид, т. е. спущенный мартенсит.

Третье превращение при отпуске (интервал температур 300—400 °C) является карбидным: ϵ -карбид Fe_2C превращается в цементит Fe_3C . При этом нарушается когерентность цементита

с твердым раствором и снижаются внутренние напряжения. При завершении третьего превращения сталь имеет ферритоцементитную структуру.

Повышение температуры отпуска выше 400 °С приводит к коалесценции цементитных частиц за счет диффузии углерода в феррите, растворимость которого, согласно уравнению Томпсона (1.22), зависит от характера кривизны границ раздела. Сталь, отпущенная при 400—500 °С, имеет структуру троостита отпуска, при 500—600 °С — сорбита отпуска. Если температуры близки к A_{c1} , образуется структура зернистого цементита (рис. 3.12). Коалесценция цементита приводит к снижению прочности стали.

Температура отпуска оказывает большое влияние на свойства отпущененной стали. Различают следующие виды отпуска: низко-, средне- и высокотемпературный.

Низкотемпературный (низкий) отпуск проводят при температуре 150—200 °С. Его цель — снятие внутренних напряжений, получение структуры отпущененного мартенсита. Закаленная сталь после низкого отпуска сохраняет высокую твердость (58—63 HRC).

Среднетемпературный (средний) отпуск выполняют при 350—500 °С. Он обеспечивает высокие пределы упругости и выносливости, твердость стали 40—50 HRC. Структура стали после среднего отпуска — троостит отпуска.

Высокотемпературный (высокий) отпуск осуществляют при 500—680 °С. Сталь после отпуска имеет структуру сорбита отпуска и наилучшее соотношение прочности, вязкости и пластичности.

Термическую обработку, состоящую из закалки и высокого отпуска, называют *улучшением*. Оно позволяет одновременно повысить пределы текучести и прочности, относительное сужение и ударную вязкость стали, однако при этом снижается твердость. Такая обработка значительно увеличивает конструкционную прочность стали.

§ 4. Химико-термическая обработка стали

Химико-термической обработкой (ХТО) называют поверхностное насыщение стали каким-либо элементом путем диффузии его из внешней среды при повышенной температуре. В процессе химико-термической обработки сталь нагревают в определенной среде, содержащей необходимый элемент, который может находиться в твердом, жидком или газообразном состоянии. При этом изменяется химический состав поверхности стали, а значит, и свойства. Различают следующие виды ХТО: цементацию — насыщение углеродом; азотированием — азотом; цианирование и нитроцементацию — углеродом и азотом; силицирование — кремнием; борирование — бором; диффузионную металлизацию — алюминием (алитирование), хромом (хромированием).

Процесс химико-термической обработки состоит из следующих стадий: выделение необходимого элемента в атомарном состоянии, проникновение атомов в поверхностный слой и диффузия в глубь стали.

Атомарное состояние элемента достигается в результате реакций во внешней среде. Скорость диффузии элемента зависит от состава стали и размера его атомов. Элементы внедрения диффундируют быстрее, чем элементы замещения. Глубина обогащенного элементом слоя зависит от температуры и продолжительности обработки, а также от концентрации элемента у поверхности, которая определяется активностью окружающей среды.

Насыщение поверхностного слоя каким-либо элементом в процессе выдержки или охлаждения приводит к структурным изменениям, описываемым диаграммами состояния железо — насыщающий элемент. Во время цементации низкоуглеродистой стали в austenитном состоянии при температуре выше A_c содержание углерода в поверхностном слое максимально у поверхности и изменяется по параболической зависимости при удалении от нее. Предположим, что концентрация углерода на поверхности достигает 1 % и уменьшается по глубине до исходного состава, например, 0,2 %. В процессе последующего охлаждения в поверхностном слое пройдут превращения, описываемые диаграммой состояния Fe—C. Конечная структура на поверхности представляет собой перлит и вторичный цементит, затем следует переходной слой с перлитной и ферритно-перлитной структурой, в котором при удалении от поверхности уменьшается количество перлита. Химико-термическую обработку применяют для повышения твердости, износостойчивости, выносливости, контактной прочности поверхностного слоя стали при сохранении вязкой сердцевины. Например, нитроцементацией можно получить твердость поверхности легированной стали (500—1100) HV, азотированием — (300—350) HV углеродистой и (600—1100) HV легированной, хромированием — (1200—1300) HV, борированием — (1800—2000) HV.

Химико-термическую обработку применяют для многих стальных изделий: режущего инструмента, деталей, работающих на износ при различных температурах и особенно в агрессивных средах. Выбор ХТО определяется назначением стального изделия и экономичностью. Перед или после ХТО стали подвергают термической обработке. Например, после цементации низкоуглеродистой стали следуют закалка и низкий отпуск. Перед азотированием применяют улучшение, а после азотирования термообработка не требуется.

Контрольные вопросы

1. Перечислите основные виды термической обработки.
2. Каковы задачи гомогенизирующего отжига?
3. Охарактеризуйте процессы, происходящие в зонотекtonической стали при сфероидализирующем отжиге.
4. Что такое нормализация?
5. В чем сущность закалки стали? Назовите виды и способы закалки.
6. Объясните диаграмму изотермического распада austenита.
7. Охарактеризуйте мартенситное и бейнитное превращения в сталях.
8. Какие превращения происходят в сталях при отпуске?
9. Для чего проводят химико-термическую обработку поверхности стальных изделий?

§ 1. Легирующие элементы в стали

Легирование стали проводят с целью придания ей определенных физико-химических или механических свойств. Элементы, вводимые в сталь в определенных концентрациях, называются легирующими.

Влияние легирующих элементов на критические точки железа. Легирующие элементы изменяют температуры полиморфных превращений железа (рис. 3.18). Элементы первой группы (никель и марганец), неограниченно растворяясь в железе по типу замещения, понижают точку A_3 и повышают точку A_4 , поэтому на диаграмме состояния железо — легирующий элемент наблюдается расширение области γ -фазы и сужение области α -фазы (рис. 3.18, а). Стали, содержащие легирующего элемента больше, чем сплав a , не испытывают фазовых превращений $\alpha \rightleftharpoons \gamma$, т. е. при всех температурах представляют собой твердый раствор легирующего элемента в γ -железе. Эти стали называют аустенитными. Сплавы, имеющие состав между a и b , частично претерпевают превращение $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ и являются полуаустенитными. Такие элементы первой группы, как углерод, азот, медь, при малых содержаниях расширяют область γ -фазы, а при увеличении их концентрации в результате ограниченной растворимости — сужают область γ -фазы. Примером служит диаграмма состояния Fe — C.

Элементы второй группы (Cr, W, Mo, V, Al, Si и др.) повышают точку A_3 и понижают точку A_4 . При определенной концентрации этих элементов область γ -фазы замыкается (рис. 3.18, б). Стали, содержащие легирующего элемента больше, чем сплав a , при всех температурах представляют собой твердый раствор легирующего элемента в α -железе. Эти стали называют ферритными. Сплавы, состав которых лежит левее точки a , испытывают $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ превращение, причем стали, испытывающие частичное превращение $\alpha \rightleftharpoons \gamma$, относятся к полуферритным.

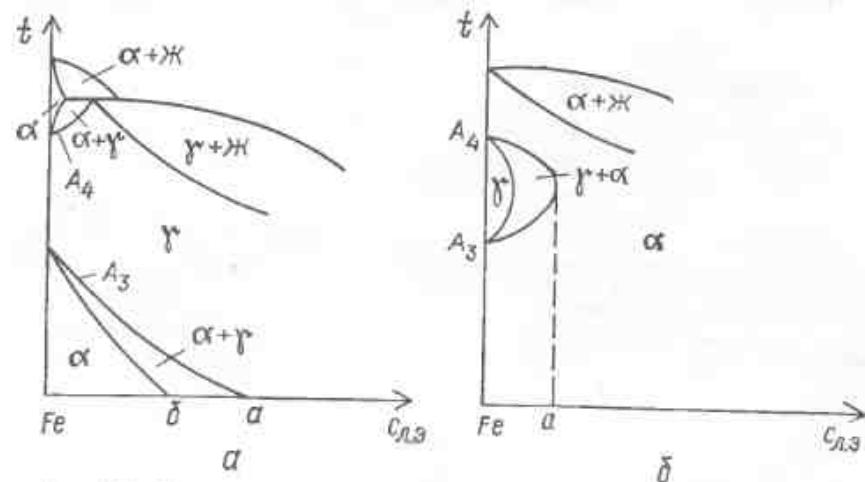


Рис. 3.18. Влияние легирующих элементов на критические точки железа

Стали — сложные многокомпонентные сплавы, в их состав часто входит несколько легирующих элементов. Влияние последних на критические точки железа будет комплексным, оно не всегда суммируется и в некоторых случаях может быть противоположно наблюдаемому в двойном сплаве. Структурообразование в сложнолегированных сталях описывают с помощью тройных и четверых диаграмм состояния. Для этого рассматривают полиграфические разрезы диаграмм.

Влияние легирующих элементов на свойства фаз в стали. Легирующие элементы растворяются в твердом растворе (феррите или аустените) и цементите (легированный цементит), а также вступают в реакции с другими компонентами стали, образуя специальные карбиды, неметаллические включения (оксиды, сульфиды, силикаты, нитриды), интерметаллические соединения, что приводит к изменению свойств фаз стали (рис. 3.19). Растворяясь в феррите, легирующие элементы влияют на параметр решетки в тем большей степени, чем значительнее разница атомных радиусов железа и легирующего элемента. Искажение кристаллической решетки способствует упрочнению феррита (рис. 3.19, а), пластичность его при этом существенно не изменяется. Наиболее сильно упрочняют феррит добавки кремния, марганца и никеля. Молибден, вольфрам, марганец и кремний снижают ударную вязкость феррита (рис. 3.19, б). Склошность стали к крупному разрушению, определяемая значением температуры хладноломкости, значительно уменьшается при введении никеля

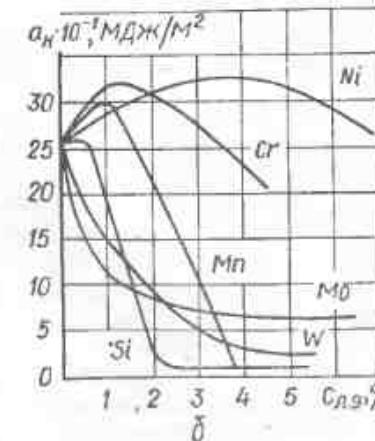
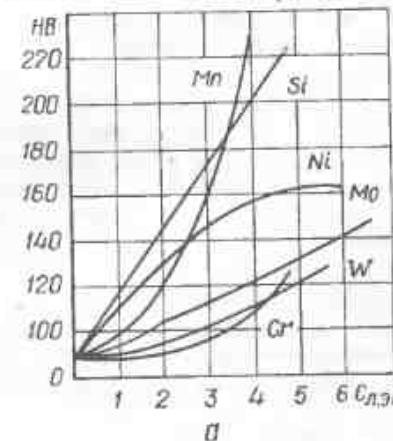
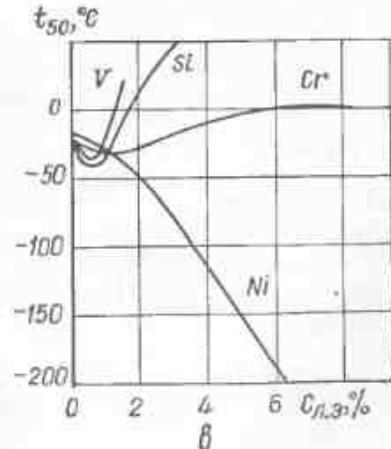


Рис. 3.19. Влияние легирующих элементов на свойства феррита



(рис. 3.19, в). При добавлении хрома (свыше 2 %), а также ванадия и кремния температура хладноломкости повышается. Легирующие элементы, растворяясь в аустените, способствуют увеличению его прочности при сохранении пластичности, поэтому он легко деформируется и упрочняется при 20 °C и высоких температурах.

По отношению к углероду легирующие элементы делят на графитизирующие и карбидообразующие. Графитизирующие элементы Si, Ni, Cu, Al подавляют выделение цементита и карбидов и способствуют образованию в стали графита. Эти элементы находятся в твердом растворе. Карбидообразующие элементы по степени сродства к углероду располагаются в следующем порядке: Fe → Mn → Cr → Mo → W → Nb → V → Zr → Ti.

При малом содержании карбидообразующих элементов они растворяются в цементите, замещая атомы железа. Легированный цементит имеет формулу $(Fe, Me)_3 C$, в которой через Me обозначен легирующий элемент (металл). Вольфрам замещает до 1 % атомов железа, молибден — до 3, хром — до 25, марганец — до 100 %. При повышении содержания вольфрама, хрома и молибдена они образуют специальные карбиды: Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$, Cr_4C , $(Fe, Mo)_3C$, которые всегда растворяют немного железа. Существуют специальные карбиды состава: Me_3C , $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 , Me_6C , Me_2C .

Карбиды в легированных сталях делят на две группы. К первой группе относятся карбиды типов Me_3C , Me_7C_3 , $Me_{23}C_6$, Me_6C , Me_2C , имеющие сложные кристаллические решетки и легко растворяющиеся в аустените при нагреве. Ко второй группе принадлежат карбиды типа MeC с кубической и Me_2C с гексагональной решеткой, которые практически не растворяются в аустените при нагреве. Эти карбиды называют фазами внедрения. Они обладают высокой твердостью, поэтому существенно повышают твердость и прочность стали.

Влияние легирующих элементов на превращения при нагреве и охлаждении стали. Легирующие элементы по-разному влияют на превращения в стали. Растворяясь в аустените, они изменяют устойчивость к переохлаждению и влияют на кинетику превращения последнего. Большинство элементов, растворяющихся в феррите и цементите, замедляют распад аустенита. Диаграммы изотермического превращения аустенита сталей, легированных некарбидообразующими элементами, подобны приведенной на рис. 3.14, т. е. имеют один максимум скорости превращения.

Карбидообразующие элементы вносят изменения в кинетику распада аустенита. При температурах перлитного превращения 700—500 °C и ниже 500—400 °C они замедляют его, при температурах бейнитного превращения 400—300 °C — ускоряют. На диаграммах изотермического распада аустенита наблюдается два максимума скорости превращения, т. е. два минимума устойчивости аустенита (рис. 3.20), соответствующие перлитному (диффузионному) и бейнитному (промежуточному) превращениям. Между этими областями находится зона относительной устойчивости аустенита.

Все легирующие элементы (кроме кобальта) увеличивают устойчивость переохлажденного аустенита в областях температур перлитного и бейнитного распада, поэтому линии начала и окончания пре-

вращений на диаграммах изотермического превращения аустенита легированных сталей смещаются в сторону A, большего значения времени выдержки. Повышение устойчивости аустенита в области температур перлитного распада объясняется более сложным характером процессов диффузии углерода и легирующих элементов при образовании легированных феррита и цементита или специального карбида, поскольку в этом случае легирующие элементы (некарбидо- и карбидообразующие) должны перераспределяться между ферритом и карбидом. Легирующие элементы имеют малую скорость диффузии и тормозят диффузию углерода. Перлитное превращение замедляется в результате того, что легирующие элементы снижают скорость $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода.

Повышение устойчивости аустенита в области температур бейнитного превращения объясняется тем, что к диффузии способен практически только углерод. Диффузия же других легирующих элементов крайне затруднена. В результате бейнитного превращения образуются α -фаза и карбид цементитного типа, содержащие то же количество легирующих элементов, что и аустенит. Часть аустенита, обогащенного углеродом, при бейнитном превращении не распадается и в процессе дальнейшего охлаждения может перейти в мартенсит.

Легирующие элементы влияют на кинетику, изменяют температуры начала и окончания мартенситного превращения, а также количество остаточного аустенита (рис. 3.21). Большинство элементов снижают температуру M_u и увеличивают количество остаточного аустенита. Алюминий и кобальт повышают температуру M_u .

Структура продуктов распада аустенита при перлитном, бейнитном и мартенситном превращениях во многом определяется размерами

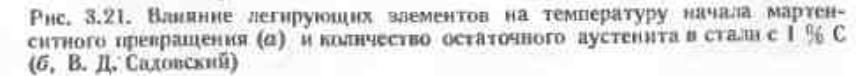
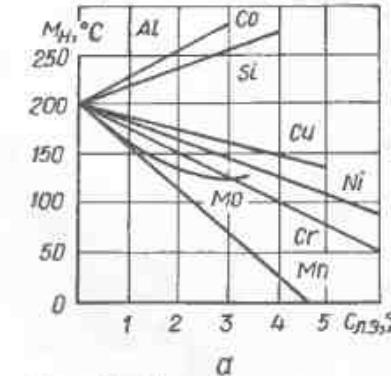


Рис. 3.21. Влияние легирующих элементов на температуру начала мартенситного превращения (а) и количество остаточного аустенита в стали с 1 % С (б, В. Д. Садовский)

зерен аустенита. Все легирующие элементы (особенно карбидообразующие), кроме марганца и бора, уменьшают склонность аустенитных зерен к росту, что способствует повышению прочности стали. Карбиды первой группы сдерживают рост зерен аустенита в интервале температур их устойчивости; при повышении температуры и растворении карбидов аустенитные зерна способны расти. Карбиды второй группы, не растворяющиеся в аустените, препятствуют росту зерен из-за действия барьераного эффекта.

Легирующие элементы замедляют распад мартенсита при отпуске стали. В легированных сталях он начинается с выделения ϵ -карбида, который вначале когерентно связан с мартенситом и имеет с ним одинаковый состав. Затем выделения увеличиваются, когерентность нарушается и ϵ -карбид превращается в специальный карбид или легированный цементит. Так как легирующие элементы имеют малую диффузионную подвижность, они замедляют процесс выделения карбидов, карбидное превращение, коагуляцию карбидов и повышают температуры начала этих процессов. После отпуска при одинаковой температуре легированная сталь содержит более дисперсные карбиды и имеет повышенную прочность по сравнению с углеродистой сталью.

§ 2. Классификация легированных сталей

В зависимости от содержания легирующих элементов стали подразделяются на низко-, средне-, высоколегированные стали и сплавы. В низколегированных сталях содержание одного элемента не превышает 2 %, суммарное количество нескольких элементов должно быть не выше 3,5 %. К среднелегированным относят стали, в которых содержание одного элемента не превышает 8 %, а нескольких — 12 %. Высоколегированными считают стали, в которых в результате легирования одним элементом его содержание достигает не менее 8 %, несколькими элементами — не менее 10 % при содержании железа более 45 %. К сплавам относят высоколегированные стали, в которых содержание железа не превышает 45 %. Низко- и высоколегированные стали делят на безникелевые (при содержании никеля менее 1 %) и никельсодержащие. Легированные стали классифицируют по основному легирующему элементу: никелевые, хромистые, хромоникелевые и т.д. Для обозначения марок легированных сталей каждый элемент обозначается буквой: Х — хром, Н — никель, М — молибден, К — кобальт, Д — мель, Г — марганец, Р — бор, Ц — цирконий, Б — ниобий, П — фосфор, С — кремний, В — вольфрам, Т — титан, Ф — ванадий, Ю — алюминий, А — азот, У — редкоземельные металлы. Вначале марки стоят цифры, показывающие содержание углерода в сотых долях процента, а у инструментальных сталей — в десятых долях процента. При концентрации углерода около 1 % цифра отсутствует. Цифры, идущие после каждой буквы, указывают примерное содержание легирующего элемента в процентах. Цифры после буквы отсутствуют в том случае, если количество таких элементов как Cr, Mn, W, Ni, Co, Al составляет около 1 %, V, Cu, Mo — десятые

доли процента, Ti, Nb, N — сотые доли процента, В — тысячные доли процента.

Высококачественные стали, в которых содержание вредных примесей ограничено (серы не более 0,03, фосфора не более 0,03), как и углеродистые, обозначаются буквой А.

Некоторые виды сталей обозначают особо. Стали, выплавляемые на заводе «Электросталь», — буквами ЭИ (исследовательские) и ЭП (пробные) с указанием порядкового номера, например, ЭИ436. Букву Ш используют для обозначения шарикоподшипниковых сталей, например ШХ15, содержащей 1,5 % хрома, и для сталей электрошлакового переплава — ЭШ. Быстро режущие стали маркируются буквой Р — Р9, Р9Ф5.

По структуре легированные стали классифицируют в зависимости от основной структурной составляющей, полученной после нормализации. Выделяют следующие структурные группы легированных сталей: ферритные, аустенитные, перлитные, мартенситные, карбидные, ледебуритные.

Стали ферритного класса содержат небольшое количество углерода и легирующие элементы, ограничивающие область существования аустенита (Cr, Mo, W, Si, V). Аустенитные стали включают большое количество элемента, расширяющего γ -область. В полуферритных и полуаустенитных сталях превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ протекает частично. В перлитных сталях имеется меньше легирующих элементов, чем в мартенситных. Это сказывается на устойчивости персохлажденного аустенита и кинетике его распада. Для сталей перлитного класса кривая охлаждения пересекает область перлитного распада, в результате образуются структуры — перлит, сорбит, троостит. У мартенситных сталей область перлитного распада значительно сдвинута вправо, поэтому охлаждение на воздухе приводит к возникновению в них мартенсита. К сталим карбидного класса относятся высоколегированные стали, в структуре которых имеется большое количество специальных карбидов. Ледебуритные стали содержат карбидную эвтектику — ледебурит, характерную для чугунов. Под влиянием легирующих элементов точки S и E диаграммы состояния Fe — C смешаются влево, делая возможным эвтектическое превращение.

Среди легированных сталей с точки зрения назначения выделяют не только конструкционные и инструментальные, но и стали со специальными физическими свойствами: электротехнические, коррозионностойкие, жаростойкие, жаропрочные, нержавеющие, износостойчивые.

Легированные конструкционные стали делят на цементуемые, улучшаемые, рессорно-пружинные и подшипниковые.

К цементуемым конструкционным легированным сталям принадлежат стали с низким содержанием углерода (до 0,3 %). Такие стали после цементации и закалки имеют твердую (около 60HRC), износостойкую поверхность и вязкую сердцевину. Цементации подвергают стали 20ХГР, 20ХНР, 18ХГТ, 18ХНМФ, 18Х2НЧВ.

К улучшаемым относятся хромистые стали 30Х, 38Х, 40Х, 50Х, содержащие 0,8—1,1 % Cr и 0,3—0,5 % C; хромомаргандцевые стали 40ХГ, 40ХГР, обладающие достаточно высокими прочностью и

прокаливаемостью, но имеющие повышенную температуру хладноломкости; хромокремнемарганцевые стали 20ХГСА, 25ХГС, 30ХГС, для которых характерны высокая прочность и хорошая свариваемость; хромоникелевые стали 20ХН, 20Х2НЧ с высокими прокаливаемостью, прочностью и вязкостью.

Рессорно-пружинные стали 65Г, 50С2, 60ГС, 55С2А, 70С3А, 60С2ХФА, 50ХФА, 60С2ВА, 60С2Н2А, содержащие 0,5—0,7 % С, имеют высокие пределы упругости и выносливости, повышенную релаксационную стойкость, достаточно высокие пластичность и сопротивление хрупкому разрушению. Их подвергают закалке и среднему отпуску.

Детали шарикоподшипников (кольца, ролики, шарики) должны иметь высокую твердость, быть износостойкими и обладать хорошей сопротивляемостью контактной усталости. Для их изготовления используются подшипниковые хромистые и хромомарганцевокремнистые заэвтектоидные стали ШХ6, ШХ9, ШХ15, ШХ15СГ, содержащие 1 % С и подвергаемые закалке с низким отпуском. Подшипники, работающие в агрессивных средах, производят из сталей 20Х18, 30Х18.

Высокой конструкционной прочностью обладают мартенситно-стареющие стали, упрочнение которых достигается закалкой на мартенсит и последующим его старением. Эти стали содержат сотые доли процента углерода и легированы никелем, кобальтом, а также титаном, алюминием, молибденом, вольфрамом, ниобием, хромом. Наиболее широко известна сталь Н18К9М5Т.

К строительным сталям относятся низколегированные стали 17ГС, 16Г2АФ, 17ГСБ, 08Г2СФБ. Их подвергают улучшению для достижения высоких прочности и пластичности, снижения порога хладноломкости. Из строительных сталей изготавливают сварные строительные конструкции. Арматурная сталь также должна обладать высокой прочностью, особенно используемая для изготовления железобетонных конструкций, работающих под напряжением. Этим требованиям отвечают стали 18Г2С, 35ГС, 25ГС2, 20ХГ2Ц, 23Х2Г2Т, 45С, 45ГС.

В некоторых случаях конструкционные стали должны обладать особыми свойствами. Сталь, устойчивую против газовой коррозии при высоких температурах (~ 550 °С) и электрохимической коррозии, называют соответственно окалиностойкой и коррозионностойкой или нержавеющей. Повышение коррозионной стойкости стали происходит при введении в нее элементов, образующих на поверхности пленки, защищающие сталь от агрессивной среды, а также повышающие электрохимический потенциал стали. Это достигается в результате добавления в сталь хрома, алюминия или кремния. Хромистые нержавеющие стали 12Х13, 20Х13, 30Х13, 40Х13 имеют ферритную, полуферритную, мартенситоферритную или мартенситную структуру; хромоникелевые нержавеющие стали 12Х18Н9, 17Х18Н9, 08Х18Н10Т, 12Х18Н12Т — аустенитную структуру, иногда немного феррита и карбидов. Никелевые и хромоникелевые стали обладают высокой кислотостойкостью.

Жаропрочными являются стали, обладающие сопротивляемостью ползучести и разрушению при высоких температурах и длительном воздействии нагрузки. Жаропрочность стали достигается легирова-

нием твердого раствора, которое способствует замедлению диффузионных процессов и повышению температуры начала рекристаллизации; созданием особой структуры с дисперсными карбидами или интерметаллидами путем термической обработки. Рабочие температуры жаропрочных сталей находятся в интервале 500—750 °С. Эти стали могут иметь перлитную, аустенитную или мартенситную структуру. Аустенитные жаропрочные стали могут иметь однофазную структуру и содержать карбиды и интерметаллиды. В последнем случае их называют сталью с карбидным и интерметаллическим упрочнением. Такие стали подвергают закалке и старению для выделения из твердого раствора упрочняющих фаз. К ним относятся 40Х14Н14В2М, 40Х12Н8Г8МФБ, 40Х15Н7Г7Ф2МС, 45Х14Н14В2М, ХН35ВТЮ, 10Х11Н20ТЗР.

К жаростойким (окалиностойким) относятся стали, обладающие стойкостью против химического разрушения в газовых средах при высоких температурах. Сопротивляемость стали достигается легированием хромом, алюминием, кремнием, обладающими большим сродством к кислороду, чем железо, и образующими на поверхности оксиды Cr_2O_3 , Al_2O_3 , SiO_2 , защищающие сталь от дальнейшего окисления. Жаростойкими являются стали 12Х17, 15Х25Т, 12Х18Н9, 10Х23Н18, ХН32Т, ХН45Ю, 30Х24Н12С.

Инструментальные легированные стали в зависимости от их теплостойкости используются для изготовления режущего, измерительного, деформирующего инструмента. Особую группу составляют быстрорежущие стали, обладающие высокой теплостойкостью. Эти стали сохраняют мартенситную структуру, высокие твердость, прочность и износостойкость при нагреве до 620 °С, поэтому и инструменты из быстрорежущих сталей обладают значительной стойкостью, что позволяет в несколько раз увеличивать скорость резания. Быстрорежущие стали легируют вольфрамом, хромом, молибденом, кобальтом, ванадием и другими карбидообразующими элементами. Они относятся к карбидному (ледебуритному) классу. Легирующие элементы образуют с углеродом специальные карбиды (M_6C , M_2C , M_3C , M_{23}C_6), количество которых в структуре может доходить до 30 %. Специальные карбиды имеют очень высокую твердость, в результате чего получаются стали, обладающие значительными твердостью (65HRC) и износостойкостью. Наиболее распространены быстрорежущие стали Р9, Р6М5, Р12, Р6М3, Р9Ф5, Р9К5.

Штамповые стали применяют для изготовления штампов горячего и холодного деформирования. Стали для штампов холодного деформирования имеют высокие твердость, прочность, износостойкость, теплостойкость. Это стали Х12Ф1, Х12М, 4ХВ2С, 6ХВ2С, 4ХС, 6ХС. Стали для штампов горячего деформирования должны иметь высокие теплостойкость, разгаростойкость, прокаливаемость, быть жаростойкими и жаропрочными. К ним относятся стали 5ХГМ, 5ХГМ, 4Х5В2ФС, 32ХВ8Ф.

Легированные стали используют для производства прокатных валков. Валки для горячей деформации изготавливают литыми из сталей 50Г, 40Х, 50Х, 50ХН, 60ХН, 60ХГ, кованными из сталей 5ХГМ, 4ХМФС, 9Х2В, 12ХН3А, 20ХН3А. Валки для станов холодной

прокатки производят из сталей 9Х, 9Х2, 9Х2В, 9Х2СВФ, 45ХНВ, 9ХВ, 9Х2МФ, ХГС, 9ХШ, 9Х2Ш.

Для изготовления ковочных молотов применяют стали 7Х3, 8Х3, 5ХНМ, 5ХНВ, 5ХГМ, 4ХМФС, 4Х5В2ФС, а для производства волок — стали Х12, Х12ВМ, Х12М, Х12Ф1, Х6Ф4М.

Контрольные вопросы

1. С какой целью проводят легирование стали?
2. Какие элементы называют легирующими?
3. Как легирующие элементы влияют на критические точки железа и свойства фаз в сталях?
4. По каким принципам классифицируют легированные стали? Где они применяются?

РАЗДЕЛ 4. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

ГЛАВА 1. НАГРЕВ СТАЛИ ДЛЯ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

В большинстве случаев обработка давлением стали начинается с горячей деформации слитков, имеющих различные форму и массу. В зависимости от формы и размеров сечения конечного профиля слиток может прокатываться либо в готовый профиль, например рельсы, толстые листы, балки и швеллеры больших размеров, либо в заготовки квадратного или круглого сечения, предназначенные для дальнейшей прокатки на мелкие профили (проволоку — «катанку», полосы, уголки малых размеров).

Слитки нагревают в нагревательных колодцах различных типов, методических или камерных печах, электропечах. При выборе режима нагрева следует предусмотреть температуру, обеспечивающую хорошую пластичность стали в процессе деформации, оптимальную скорость нагрева, равномерность нагрева по сечению и высоте слитка. На выбор режима нагрева влияют химический и фазовый составы стали, размеры слитка, тип нагревательного устройства, теплопроводность стали. Как правило, слитки на металлургических заводах из сталеплавильных цехов подаются в прокатные цехи при достаточно высокой температуре, где производится посадка их в колодцы для выравнивания температуры по всему объему и нагрева до нужной температуры («горячий посад»). Иногда работают на «холодном посаде», т. е. слитки загружают в колодцы холодными, со склада.

Слитки в зависимости от состава стали нагревают до различной температуры, но обязательно выше температур A_{c1} и A_{cm} соответственно для дозвтектоидной и зазвтектоидной стали. Таким образом, горячая деформация стали производится, когда сталь находится в аустенитном состоянии.

Скорости нагрева углеродистых сталей не ограничены. Время нагрева горячих слитков составляет 3,5—6 ч в зависимости от их температуры перед посадкой, время выдержки достигает 1,5—2 ч. Холодные слитки в зависимости от их размера нагревают 8—18 ч и выдерживают 3—4 ч.

Слябы перед деформацией греют в методических нагревательных проходных печах, рабочее пространство которых имеет несколько зон. Многоступенчатое повышение температуры способствует достижению непрерывности и равномерности нагрева. Температуры нагрева сталей перед горячей деформацией составляют: низкоуглеродистых (Ст08kp, Ст2kp, Ст3kp, 08, 10, 20, 30) 1280—1300 °C; среднеуглеродистых (30, 45, 50, 60) 1100—1200 °C, высокоуглеродистых (У8—У12) 1200—1320 °C, легированных в зависимости от количества легирующих элементов 1000—1300 °C.

При нагреве стали происходят фазовые превращения, конечным результатом которых является получение аустенитной структуры — аустенитизация. В сплаве I (рис. 4.1), имеющем исходную

структуре феррита и третичного цементита в интервале температур $t_1 - t_2$, происходит растворение третичного цементита в феррите. При температурах $t_2 - t_3$ сохраняется ферритная структура. Повышение температуры до точки 4 приводит к пересыщению феррита углеродом. Поскольку в феррите всегда существуют концентрационные флуктуации углерода, в этих участках в первую очередь образуется аустенит. Полиморфное превращение продолжается до температуры t_5 . Аустенитная структура сохраняется при нагреве до температуры деформации.

В дозвтектоидной стали (сплав II), имеющей исходную ферритно-перлитную структуру при температуре 20 °C, в интервале температур $t_6 - t_7$ растворяется немного цементита. При нагреве выше температуры эвтектоидного равновесия (температура t_8) происходит аустенитизация перлита, механизм которой аналогичен рассмотренному для сплава III. После первого этапа аустенитизации сталь имеет аустенитно-ферритную структуру. Во время нагрева до температуры t_9 феррит перекристаллизуется в аустенит.

В зазвтектоидной стали (сплав IV) с «холодной» структурой перлита и вторичного цементита в интервале температур $t_{10} - t_{11}$ растворяется небольшое количество цементита. Повышение температуры выше эвтектоидной (температура t_{12}) при однотипной аустенитизации перлита, после завершения которой сталь имеет структуру аустенита и вторичного цементита. В процессе дальнейшего повышения температуры растворимость углерода в аустените увеличивается, что вызывает постепенное уменьшение количества вторичного цементита. При температуре t_{13} аустенитизация зазвтектоидной стали полностью завершается.

Эвтектоидная сталь (сплав III) имеет исходную перлитную структуру. В интервале температур $t_{14} - t_{15}$ в феррите растворяется некоторое количество цементита. Небольшой перегрев, например до температуры t_{16} , приводит к пересыщению феррита углеродом и зарождению аустенита, который образуется, как правило, на границах раздела феррит — цементит и постепенно разрастается вдоль них. При этом аустенит неоднороден по содержанию углерода: вблизи цементита в нем находится больше углерода (точка 17), чем в участках, прилегающих к ферриту (точка 18). В результате в аустените происходит диффузия атомов углерода от границ с

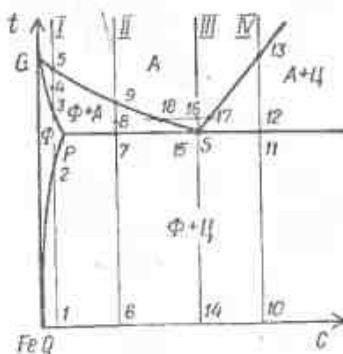


Рис. 4.1. Участок диаграммы Fe—C сплавов

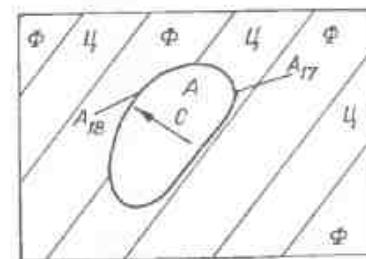


Рис. 4.2. Схема аустенитизации эвтектоидной стали

цементитом к границам с ферритом (рис. 4.2). D_3 способствующая нарушению равновесия на межфазных поверхностях. Уход атомов углерода от границ с цементитом приводит к недонасыщению аустенита углеродом и растворению в нем цементита. Приток углерода к границам с ферритом вызывает пересыщение феррита и превращение его в аустенит.

Процесс аустенитизации стали, независимо от содержания в ней углерода, носит диффузионный характер и происходит в результате перераспределения углерода. Образующийся аустенит всегда неоднороден по составу. При нагреве стали до температуры деформации и выдержке происходит гомогенизация аустенита. Наличие в стали карбиообразующих легирующих элементов (хрома, марганца, ванадия, вольфрама, молибдена), дающих стойкие, труднорастворимые в аустените карбиды, задерживает аустенитизацию стали и гомогенизацию аустенита, так как диффузионная подвижность легирующих элементов в аустените значительно ниже, чем углерода и, следовательно, для гомогенизации аустенита требуется больше времени.

Поскольку число зародышей аустенита всегда велико, к моменту окончания аустенитизации сталь имеет мелкозернистую структуру. В процессе нагрева стали до температуры деформации и выдержки возможен рост зерен в результате собирательной рекристаллизации, который приведет к образованию крупнозернистой структуры.

Различают два типа сталей по склонности к росту зерна: наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые. В последних зерна аустенита растут даже при незначительном перегреве выше точки A_c (рис. 4.3, кривая 1). В наследственно мелкозернистых сталях рост зерен сдерживается дисперсными частицами неметаллических включений (нитридов или оксидов). В эти стали при выплавке добавляют карбиообразующие элементы (алюминий, хром, титан, ванадий). В определенном интервале температур дисперсные нитриды замедляют рост зерен аустенита, однако при повышении температуры частицы растворяются и тогда зерна бурно растут (кривая 2). Температура растворения нитридов зависит от их типа.

Карбиообразующие элементы также замедляют собирательную рекристаллизацию в том случае, если они образуют в стали труднорастворимые карбиды (титан, ванадий, цирконий, вольфрам, молибден). Для каждой стали режим нагрева и выдержки подбирают с учетом ее состава, склонности к росту зерен и режима последующей деформации, чтобы получить наиболее благоприятные (оптимальные) размеры зерен. Стали с мелкозернистой структурой обладают высоким пределом текучести, поэтому они труднее деформируются. Крупнозернистые, перегретые стали практически невозможно деформировать из-за хрупкого разрушения.

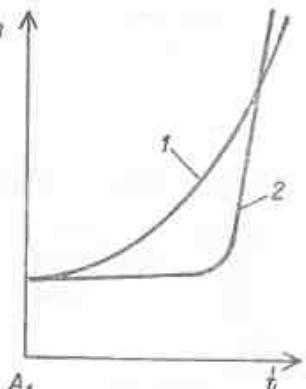


Рис. 4.3. Влияние температуры на размер зерен аустенита в стали

Контрольные вопросы

1. Каковы условия нагрева стали перед горячей деформацией?
2. Раскройте сущность аустенитизации стали.
3. Объясните структурные изменения при нагреве стали под прокатку.
4. Что такое перегрев и пережог стали?

ГЛАВА 2. ГОРЯЧАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛИ

Горячая деформация стали — основная операция формоизменения слитка при получении самых различных заготовок и готовых профилей. Осуществляется она несколькими методами, при выборе которых учитывают массу слитка, тип и состав стали, температурный интервал деформации, вид конечной продукции: прокаткой, ковкой, объемной штамповкой, протяжкой, прошивкой, прессованием, листовой штамповкой, волочением.

Различают три вида прокатки: продольную, поперечную и косую (винтовую). При продольной прокатке слиток или заготовка (слаб, блок) втягивается в зазор между валками, врачающимися в разные стороны, обжимается по высоте и увеличивается по длине и ширине, в результате чего сечение заготовки принимает форму калибра, или зазора между валками. При поперечной прокатке цилиндрическая заготовка формируется между валками с параллельными осями, врачающимися в одну сторону. В процессе прокатки валки сближаются, заготовка вращается вокруг своей оси, ее диаметр уменьшается, а длина увеличивается. Косая прокатка осуществляется в результате поворота и поступательного движения заготовки между валками, врачающимися в одну сторону. Каждая точка заготовки (кроме осевых) движется при этом по винтовой поверхности. Оси бочкообразных валков лежат в разных плоскостях и перекрециваются, дисковых валков — в одной плоскости, но смешены относительно оси заготовки. Последняя втягивается в суживающийся зазор между валками и обжимается по диаметру, при этом в ней образуется полость. Для управления процессом образования полости применяют оправку.

В последнее время широко внедряется поперечно-винтовая прокатка. Методом продольной и поперечной прокатки получают полосы, листы, профили различных сечений. Метод косой прокатки применяют при производстве труб, поперечно-винтовой — щаров, роликов, втулок, труб.

Ковке подвергают слитки и крупные заготовки. Основными операциями ковки и объемной штамповки являются осадка, протяжка, прошивка. Осадку между параллельными бойками проводят при свободной ковке. В процессе протяжки заготовку обрабатывают путем последовательной ее подачи под бойки молота или пресса. Прошивку применяют для получения цилиндрической заготовки с полостью или сквозным отверстием. Объемная горячая штамповка осуществляется между верхней и нижней частями штампа в молотах или прессах.

Прессование — это такой способ деформации, когда стальная заготовка выдавливается через отверстие в матрице и получает форму

поперечного сечения, соответствующего форме отверстия матрицы. Прессование еще называют выдавливанием, экструдированием. Горячее прессование применяют для производства сплошных и пустых профилей, в частности труб, прутков и поковок. Этим способом можно получать профили с плавным или ступенчатым поперечным сечением по длине сложной формы (например, турбинные лопатки).

Горячей листовой штамповкой изготавливают изделия из стальных толстых листов. Волочение с нагревом осуществляют при обработке труднодеформируемых сталей и сплавов.

Горячая деформация стали широко распространена в практике. С энергетической точки зрения она представляет наилучший процесс деформации, так как нагретая сталь деформируется легко (понижение предела текучести), обладает хорошей пластичностью. При горячей деформации литой стали газовые пзыри и усадочные микронесплошности завариваются, изменяется грубозернистая литая структура на более мелкозернистую, поэтому свойства горячедеформированной стали несколько выше, чем литой по показателям прочности и пластичности.

Горячую деформацию используют для получения так называемых полуфабрикатов из стали, которые будут подвергаться холодному деформированию. Многие стали поставляются потребителю в горячекатаном состоянии. Например, из автоматных сталей марок А12, А20, А30 получают прутки разного размера, из шарикоподшипниковых сталей ШХ6, ШХ5, ШХ15 — горячекатаную круглую, квадратную, полосовую сталь. Стали Ст3, М16С, применяемые для мостостроения, производят в виде сортового, фасонного, толстолистового и широкополосного проката, стали 09Г2С 09Г2, 10ХСНД, используемые в судостроении, выпускают в виде тонкого листа и фасонных профилей. Горячекатанный лист стали марок 05, 08, 10, 20 применяется для получения изделий методом горячей и холодной штамповки в автомобилестроении. Электротехнические горячекатанные нетекстурованные стали марок Э11, Э12, Э13, Э21 обладают удовлетворительными электромагнитными свойствами.

§ 1. Механизм горячей деформации стали

Горячая прокатка многих слитков и заготовок производится на специальных прокатных станах — бломингах и слабингах — за несколько проходов или на непрерывных многоклетевых станах горячей прокатки. При этом деформация происходит ступенчато, т. е. частные обжатия осуществляются через определенные промежутки времени, причем температура деформации в каждой последующей клети ниже, чем в предыдущей. Во время перехода заготовки из одной клети в другую наступает пауза в деформации, во время которой сталь частично восстанавливает структуру. Результирующая структура стали после нескольких таких последовательных обжатий и пауз формируется при наложении динамических и статических изменений рекристаллизационного характера.

Пластическое деформирование стали в аустенитном состоянии сопровождается двумя конкурирующими процессами: значительным

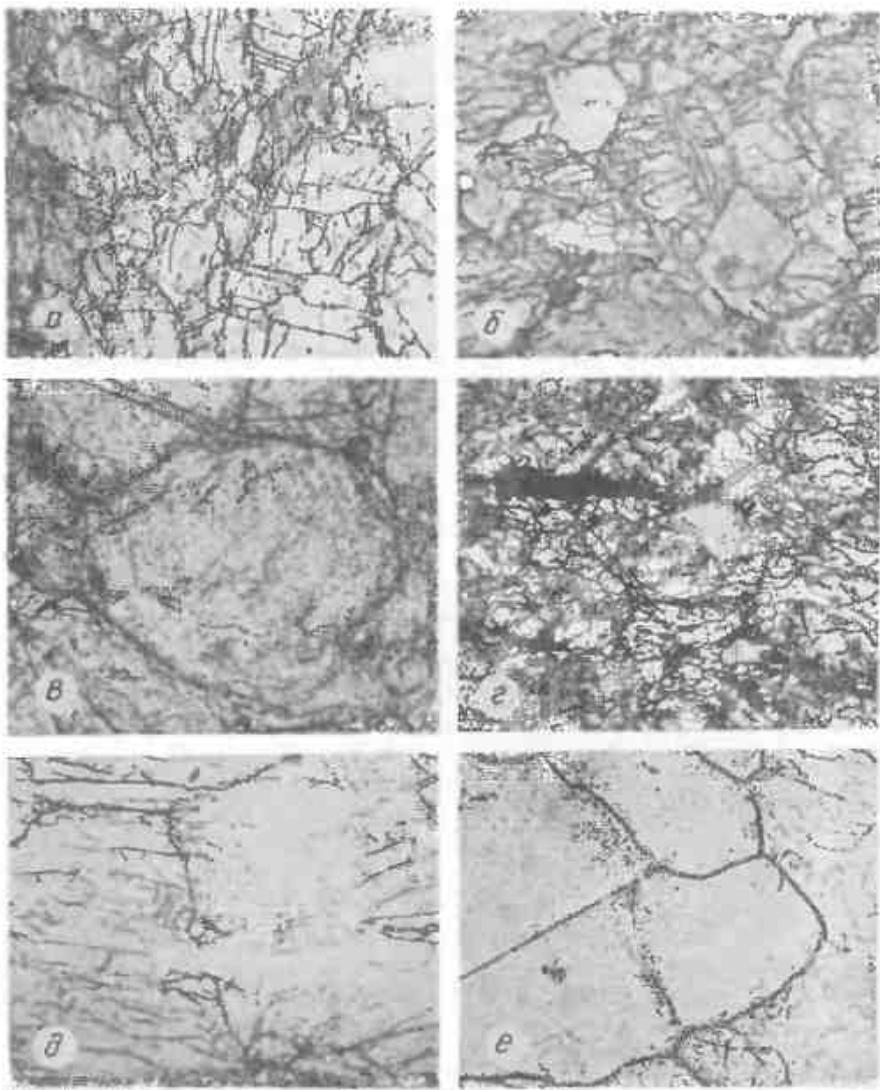


Рис. 4.4. Развитие горячей деформации (а—б — $\times 100$) и динамической рекристаллизации (в—е, $\times 100$, ϑ — $\times 500$) в горячедеформированном аустените (В. Н. Кирвалидзе, И. В. Резчик)

увеличением плотности дислокаций, вызывающим упрочнение (горячий наклеп), и перестройкой этих дислокаций (разупрочнением стали). Наклеп происходит в ходе горячей деформации, разупрочнение — при деформации и после нее. Структурные и субструктурные изменения в стали представляют собой сложный комплекс накладывающихся друг на друга процессов (рис. 4.4).

Во время деформации в первой клети в аустените развиваются гиперизеренное скольжение, двойникование и межзеренное проскаль-

зывание, проявляющееся в волнобразном характере границ зерен (рис. 4.4, а). В результате движения дислокаций, их взаимодействия при встрече и блокировки скольжения границами зерен плотность дислокаций в зернах и внутри двойников увеличивается до 10^{16} см^{-2} . Происходит формирование ячеистой структуры (субструктуры), характерной для динамического упрочнения (рис. 4.4, б). Так как температура деформации высока, то наряду с упрочнением стали развивается динамическое разупрочнение, являющееся следствием термически активируемых процессов переползания и восхождения дислокаций и их анигилиации.

В зависимости от степени деформации динамическое разупрочнение может проходить путем динамической полигонизации или динамической рекристаллизации. В первой клети, когда высока температура, при малых степенях деформации ($\varepsilon < 10\%$) дислокации хаотически распределены в плоскостях скольжения и динамическое разупрочнение проходит путем образования дислокационных стенок и субграниц (рис. 4.4, в), т. е. путем динамической полигонизации. В результате в зернах аустенита создается ячеисто-полигональная субструктура. Такая субструктура, образующаяся в условиях высоких температур и малых степеней деформации, характеризуется относительно высокой степенью регулярности расположения дислокаций и обладает высокой устойчивостью при термическом воздействии, что связано с высоким совершенством образующихся субграниц.

Если в процессе развития динамического возврата критическая плотность дислокаций, необходимая для образования зародышей рекристаллизации, не достигнута, то рекристаллизация не происходит. Когда динамический возврат затруднен, что вызвано скоплением большого количества дислокаций и торможением их поперечного скольжения и переползания, зарождаются центры рекристаллизации. При увеличении степени деформации до 20—35 % в стали происходит неоднородное накопление дислокаций, приводящее к появлению микрообъемов с разной плотностью дислокаций.

Отдельные субзерна, содержащие небольшое количество дислокаций (рис. 4.4, г), могут стать зародышами первичной динамической рекристаллизации. Такие субзерна отделены от деформированного объема аустенита большеглавыми границами, образованными из субграниц, возникающих при динамической полигонизации. Субзерна растут за счет миграции границ или их отдельных участков. Чем выше температура прокатки, тем меньше степень деформации, при которой начинается рекристаллизация, так как с повышением температуры диффузионные процессы облегчаются.

Увеличение степени деформации до 35—50 % приводит к образованию развитой ячеистой субструктуры, накоплению дислокаций внутри зерен и увеличению разориентировок между субзернами. В этих условиях динамическая рекристаллизация происходит не только в результате миграции большеглавых границ, но главным образом благодаря коалесценции субзерен. Последняя начинается с образования разрывов в «слабых» местах субграниц (рис. 4.4, д) и развивается путем постепенного «рассыпания» последних при уходе

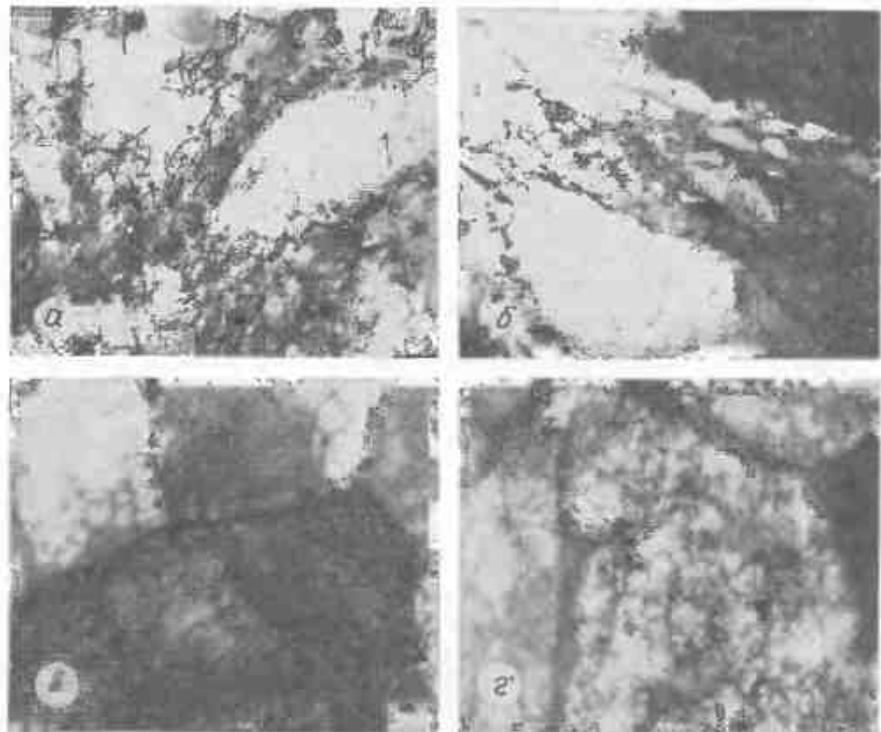


Рис. 4.5. Субструктура горячедеформированной стали, зафиксированная резким охлаждением ($\times 15\,000$, В. Н. Кирвалидзе, И. Е. Казимирова)

из них дислокаций. «Слабыми» местами субграниц являются участки высокого напряженного состояния, где углы разориентировки достигают больших значений. Коалесценция субзерен и зерен может происходить и в результате изменения структуры субграниц и границ и уменьшения их дефектности. При этом границы генерируют дислокации и расщепляются на средне-, малоугловые или двойниковые границы (рис. 4.4, e). Формирование и изменение ячеистой субструктуры показано на рис. 4.5.

В рекристаллизованных зернах плотность дислокаций постепенно увеличивается благодаря продолжающейся деформации (рис. 4.5, a, б). Зерна, рекристаллизовавшиеся первыми, упрочняются раньше, и в них опять достигается критическая плотность дислокаций, необходимая для рекристаллизации, и цикл повторяется снова. Динамическая рекристаллизация не может привести к полному разупрочнению стали, поскольку в динамически рекристаллизованные объемы постоянно вводятся новые дислокации (рис. 4.5, в). В ходе динамической рекристаллизации, протекающей параллельно с упрочнением, формируется субструктура двух порядков: субзерна рекристаллизации размером 7–10 мкм и проявляющиеся в них микросубзерна деформации и полигонизации с углами разориентировки $\Theta \sim 1^\circ$ (рис. 4.5, г).

Субзерна и большинство зерен вытянуты в направлении деформации, и структура стали в очаге деформации выглядит волокнистой (рис. 4.6), хотя зерна по-разному ориентированы относительно направления деформации. Например, при прокатке 49 % зерен развернуты вдоль направления прокатки или имеют угол отклонения до 9° , 36 % отклонены на 10 – 19° , 7 % — на 20 – 29° и 8 % — на 30 – 50° . Миграция субграниц и границ может привести к преобразованию вытянутых субзерен и зерен в равносильные. Кроме того, в процессе горячей деформации возможна динамическая собирательная рекристаллизация, происходящая путем миграции границ. Образование крупных зерен в процессе деформации нежелательно.

Характерными особенностями структуры стали на стадии динамической рекристаллизации являются неоднородность зеренной и субзереной структур, вызванная тем, что одни зерна только что рекристаллизовались, в других прошла полигонизация, в третьих полигонизация еще не началась; волнистый характер границ и субграниц, свидетельствующий об их непрерывной миграции; разнозернистость.

В момент окончания деформации при последеформационной выдержке некоторых аустенитных сталей, претерпевших динамическую рекристаллизацию (особенно в условиях повторяющихся циклов упрочнение — разупрочнение), зерна измельчаются. Иногда указанный процесс чередуется с ростом зерен, т. е. наблюдается вторая рекристаллизация. В ходе последней возникают зародыши, которые растут за счет матрицы горячедеформированной стали, благодаря тому, что после динамической рекристаллизации сохранилась повышенная плотность дислокаций.

Протекание второй рекристаллизации связывают с образованием субструктуры двух порядков. Микросубзерна имеют повышенную плотность дислокаций и способны укрупняться по механизму рекристаллизации «на месте» (*in situ*) внутри динамически рекристаллизованных зерен. Растут микросубзерна довольно быстро, так как разделены подвижными границами, имеющими когерентные участки. При укрупнении микросубзерна вытравливаются и хорошо видны под оптическим микроскопом, что и создает впечатление измельчения структуры.

В процессе прохождения полосы между первой и второй клетками стапа происходят статические возврат и спонтан-

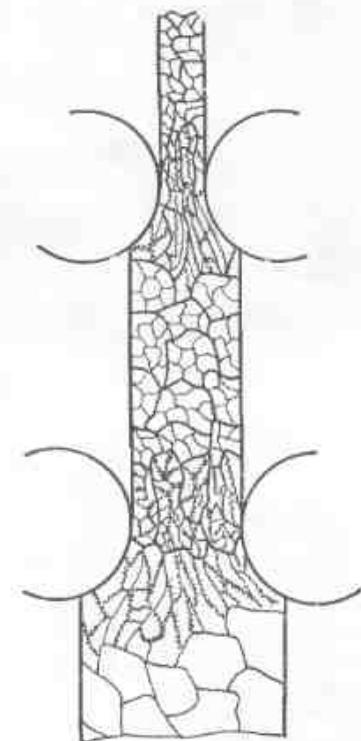


Рис. 4.6. Схема изменения микроструктуры стали в ходе прерывистой деформации при прокатке

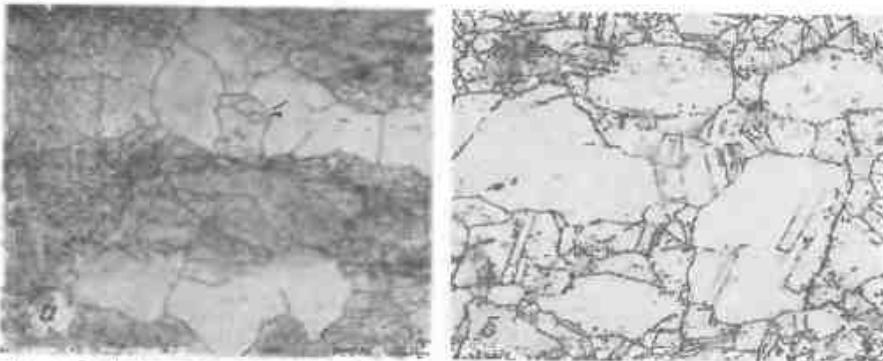


Рис. 4.7. Структура горячекатаной стали после частичной (а) и полной (б) статической рекристаллизации ($\times 100$; Н. В. Резник, В. И. Кирвалидзе)

ная рекристаллизация, поскольку температура при выходе из первой клети значительно превышает температуру начала рекристаллизации стали. Чем выше температура и больше степень деформации, тем быстрее происходит последеформационное разупрочнение и мельче рекристаллизованные зерна. Механизм статического разупрочнения определяется характером структуры, созданной при деформации. После малых степеней горячей деформации (около 10 %), когда нет достаточного избытка дислокаций одного знака, а возникшая устойчивая динамическая субструктура тормозит развитие статической рекристаллизации, аустенит разупрочняется путем возврата и полигонизации, которые начинаются сразу же после горячей деформации, т. е. не имеют инкубационного периода.

При повышении степени деформации до 20 % статическое разупрочнение происходит благодаря полигонизации и рекристаллизации. В случае более высоких степеней деформации оно развивается в результате рекристаллизации, начинаяющейся после инкубационного периода (около 10^4 с), которая приводит к полному разупрочнению стали (рис. 4.7). Статическая рекристаллизация происходит по механизму коалесценции субзерен и миграции малоугловых границ (рис. 4.7, а), если в процессе горячей деформации образовалась развитая субструктура, или в результате формирования зародившейся рекристаллизации и миграции участков большеугловых границ. Статическая рекристаллизация стали после горячей деформации протекает медленнее, чем рекристаллизация (также называемая статической) при отжиге холоднодеформированной стали. Это связано с тем, что в первом случае плотность дислокаций меньше, чем во втором.

После рекристаллизации зерна становятся равносиммыми, сталь разупрочняется, предел текучести ее уменьшается. В этом случае кроме первичной может происходить статическая собирательная рекристаллизация, а также аномальный рост зерен (вторичная рекристаллизация). В рекристаллизованных зернах возникают двойники отжига (рис. 4.7, б). Статическое огрубление структуры нежелательно, надо, чтобы продолжительность пауз между клетями была члены необходимой для развития вторичной рекристаллизации. Зерна, образовавшиеся при статической рекристаллизации, отличаются

от динамически рекристаллизованных отсутствием развитой субструктуры и менее извилистыми границами.

Если деформация в клети прерывается на стадии начала динамической рекристаллизации, то разупрочнение стали проходит в три этапа. На первом этапе развивается статический возврат, на третьем — статическая рекристаллизация; промежуточный, второй этап, соответствует метадинамической рекристаллизации, проходящей, в отличие от статической, без инкубационного периода. Это объясняется тем, что когда деформация прервана на стадии динамической рекристаллизации, в стали содержится определенное количество зародившейся рекристаллизации, которые не успели получить новые деформационные дислокации и способны расти в статических условиях сразу же после окончания горячей деформации. Прервавшаяся миграция границ в сторону объемов с высокой плотностью дислокаций продолжается в процессе последеформационной выдержки.

Вклад статического возврата, метадинамической рекристаллизации и статической рекристаллизации в последеформационное разупрочнение (доля рекристаллизованного объема V_p) зависит от степени деформации стали (рис. 4.8). Обозначим через ϵ_c , ϵ_d и ϵ_y соответственно степень горячей деформации, необходимую для начала статической рекристаллизации, динамической рекристаллизации и установившегося течения стали при горячей деформации, когда равны скорости динамического упрочнения и разупрочнения. Таким образом, полное разупрочнение стали при степени деформации ϵ_x происходит по механизму статического возврата (отрезок ab), метадинамической (отрезок bc) и статической (отрезок cd) рекристаллизации. Сумма отрезков составляет 100 %. Если $\epsilon < \epsilon_c$, то в процессе разупрочнения развивается только статический возврат и оно не будет полным (заштрихованная область). При степени деформации, находящейся между ϵ_c и ϵ_d , полное разупрочнение достигается в результате статического возврата и статической рекристаллизации. Если же степень деформации находится между ϵ_d и ϵ_y , то оно развивается путем статического возврата, статической и метадинамической рекристаллизации, причем вклад последней возрастает с увеличением степени деформации. В случае $\epsilon > \epsilon_y$ разупрочнение происходит без развития статической рекристаллизации.

Во второй клети в стали протекают те же процессы динамического упрочнения и разупрочнения, что и в первой, но температура деформации стали во второй клети ниже, динамическая полигонизация и рекристаллизация проходят медленнее, степень разупрочнения меньше, а предел текучести стали выше. В третьей и в последующих клетях при понижении температуры деформации вклад динами-

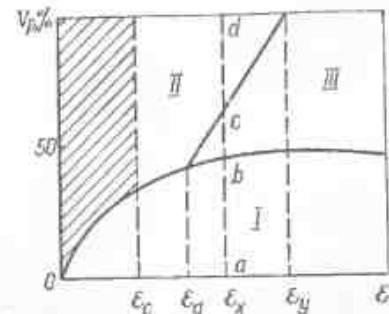


Рис. 4.8. Схема влияния степени горячей деформации на развитие статического разупрочнения стали:

I — область статического возврата; II — область статической рекристаллизации; III — область метадинамической рекристаллизации (Джекс, Джинкс, И. И. Новиков)

ческой рекристаллизации в развитие разупрочнения стали постепенно уменьшается. Динамическая рекристаллизация развивается лишь частично, но интенсивно проходит динамическая полигонизация, приводящая к образованию развитой полигональной субструктуры. Последняя тормозит статическое разупрочнение в интервалах между клетями.

Таким образом, при понижении температуры деформации степень динамического разупрочнения стали уменьшается, что вызывает постоянный рост предела текучести. Степень статической рекристаллизации стали в промежутках между клетями зависит от температуры и длительности пауз, т. е. от скорости прокатки. Размер рекристаллизованных зерен определяется степенью и температурой горячей деформации.

Некоторые легированные стали при горячей деформации имеют структуру феррита. Горячая деформация феррита развивается путем множественного скольжения дислокаций. В феррите по сравнению с аустенитом больше активных плоскостей скольжения, а диффузионная подвижность атомов выше, поэтому дислокации склонны к переносу и поперечному скольжению. В нем несколько позднее, чем в аустените, возникают дислокационные скопления и клубки. В процессе развития динамического упрочнения формируется ячеистая субструктура. При высоких температурах развиваются процессы динамического разупрочнения. Закономерности процессов горячего упрочнения и разупрочнения феррита, а также статического разупрочнения после деформации подобны рассмотренным ранее для аустенита.

§ 2. Влияние условий окончания деформации на структуру стали

Конечные структура и свойства горячекатаной стали зависят от температуры и степени деформации заготовки в предпоследней и последней клетях. Для получения в стали благоприятной полигональной субструктуры необходимо обеспечить определенную степень деформации в последней клети и условия для протекания статической рекристаллизации между предпоследней и последней клетью, что, в свою очередь, задается режимом деформации в предпоследней клети. Для каждого типа стали устанавливают режимы деформации в предпоследней и последней клетях, или калибрах. Например, для среднеуглеродистой стали предложен следующий режим: степень деформации в предпоследней клети 20—30 %, междеформационный интервал 1—3 с для развития статической рекристаллизации и создания мелких рекристаллизованных зерен, степень деформации в последней клети 5—10 %, при которой обеспечиваются развитая субструктура в мелких зернах и резкое охлаждение (для предотвращения роста зерен).

Температура конца прокатки оказывает решающее влияние на конечную структуру и свойства горячекатаной стали. Завершение горячей деформации при температуре выше A_s и A_{cm} соответственно для дозвтектоидной и заэвтектоидной стали способствует получению однородной зеренной структуры. После окончания прокатки дозв-

тектоидной стали в интервале температур $A_s - A_{cm}$, когда она имеет двухфазную аустенито-ферритную структуру, зеренная структура стали неоднородна. Это вызвано различной способностью к деформационному упрочнению и разупрочнению феррита и аустенита. Пластичность стали в двухфазном состоянии снижается, зерна остаются вытянутыми, так как и динамическая, и статическая рекристаллизации протекают медленно.

Прокатка заэвтектоидной стали в двухфазной области ниже температуры A_{cm} , когда из аустенита выделяется вторичный цементит в виде сетки, приводит к резкому снижению пластичности стали в результате появления хрупкой фазы. Прокатку заэвтектоидных сталей часто заканчивают в области температур $A_{cm} - A_s$, чтобы раздробить цементитную сетку. В аустените заэвтектоидной стали упрочнение и разупрочнение развиваются по тем же закономерностям, что и в дозвтектоидной стали, с образованием динамической субструктуры, в которой распределены цементитные частицы (рис. 4.9).

После окончания горячей прокатки при последующем охлаждении структура стали изменяется согласно диаграмме состояния железо — углерод. Скорость охлаждения оказывает большое влияние на конечные структуру и свойства стали. Увеличение скорости охлаждения, достигаемое в результате применения душевания, способствует измельчению зерен стали, так как при этом повышается скорость перехода аустенита в феррит и перлит. Последний вследствие увеличения скорости охлаждения превращается более дисперсным, поскольку ширина пластин феррита и цементита уменьшается и образуется соответственно перлит, сорбит, троостит. На рис. 4.10 приведена микроструктура стали 35 после медленного (а) и ускоренного (б) охлаждения.

Измельчение структуры стали в результате ускоренного охлаждения способствует повышению ее прочности. При охлаждении проката в стали выделяются избыточные фазы — карбиды и нитриды. С увеличением скорости охлаждения частицы включенияй получаются более дисперсными; в медленно охлажденной стали обнаруживаются частицы, часто расположенные по границам и в стыках зерен, что ухудшает механические свойства стали.

По окончании горячей деформации полосовую сталь сматывают в рулоны. Температура, при которой осуществляют этот процесс, является одним из важных факторов, определяющих конечную структуру стали. Вследствие неодинаковой скорости охлаждения в слоях рулона при перекристаллизации аустенита в феррит образуются ферритные зерна различных размеров, при эвтектоидном распаде аустенита в наружных слоях рулона формируется перлитная структура

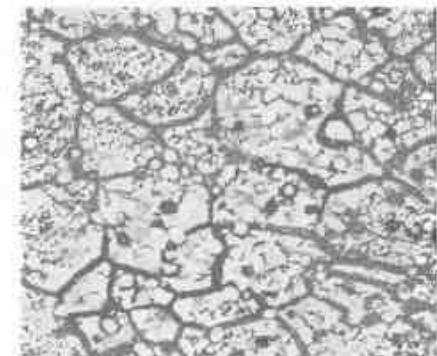


Рис. 4.9. Микроструктура заэвтектоидной стали после горячей прокатки в интервале температур $A_1 \dots A_{cm}$ ($\times 500$, А. С. Ковзель)

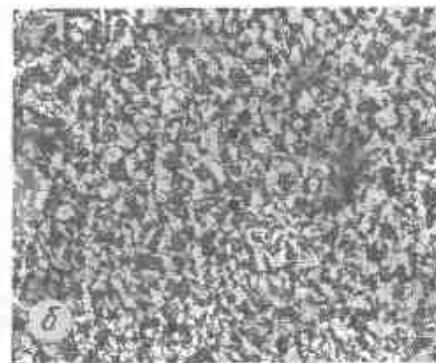
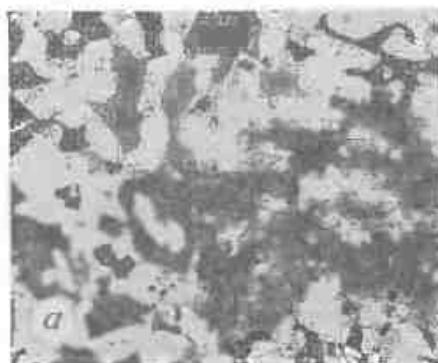


Рис. 4.10. Влияние скорости охлаждения после горячей прокатки на структуру дозвтекондной стали ($\times 100$)

разной степени дисперсности, во внутренних слоях рулона эвтектоидное превращение проходит аномальным путем и появляется структура зернистого цементита. Внутренние слои рулона охлаждаются медленнее, чем наружные, поэтому структура и свойства стали могут быть неоднородными по длине полосы. В зоне медленного охлаждения образуется крупнозернистая структура с грубыми выделениями частиц избыточных фаз, в результате чего сталь будет обладать низкими прочностью, пластичностью и ударной вязкостью. В зоне ускоренного охлаждения структура стали мелкозернистая, поэтому прочность и ударная вязкость стали будут высокими. Для получения более равномерной структуры стали полосы сматывают в так называемые распущенные рулоны, в которых создаются зазоры между витками.

Во время прокатки сталь окисляется. Чем выше температура прокатки, тем интенсивнее этот процесс. При охлаждении на воздухе поверхность прокатанной стали также окисляется. Если температура не превышает 700°C , окалинообразование практически прекращается. Плаки металла в окалину при охлаждении заготовки составляют около $4 \text{ кг}/\text{т}$, поэтому необходимо как можно быстрее охлаждать сталь до 700°C . Некоторые виды проката после горячей деформации подвергают травлению, целью которого является устранение окалины. Окалину также удаляют путем гидросбива.

§ 3. Технологическая пластичность стали с неметаллическими включениями

Технологическая пластичность стали при горячей, теплой и холодной деформации резко ухудшается из-за наличия неметаллических включений, особенно если они образуют скопления. Это вызвано тем, что пластические свойства включений и стальной матрицы существенно различны.

Снижение технологической пластичности стали при высоких температурах называется красноломкостью. Она может быть вызвана неметаллическими включениями в двух случаях. Во-первых,

когда в процессе горячей деформации из пересыщенного примесями твердого раствора выделяются твердые, остроугольные недеформирующиеся включения оксидов или интридов, образующие скопления в местах ликвации кислорода, серы и других элементов. Новые включения располагаются на дефектах структуры (дислокациях, субградиентах и границах зерен), уменьшая их подвижность и ослабляя связь между кристаллами. Во-вторых, красноломкость проявляется, когда легкоплавкие включения имеют температуру плавления (или размягчения) ниже температуры горячей деформации стали. К наиболее распространенным случаям красноломкости этого вида следует отнести сульфидную и силикатную красноломкость. Включения сульфидных эвтектик $\text{FeO} - \text{FeS}$, $\text{FeO} - (\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$, $\text{FeS} - (\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$, $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S} - (\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mn})\text{S}$, $\text{FeO} - (\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mn})\text{S}$ имеют температуры плавления соответственно 980 , 1120 , 1050 , 1190 , 1250°C . Включения силикатной эвтектики $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2 - \text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ расплавляются при достижении температуры 1230°C .

Оплавление включений приводит к резкому падению пластичности стали. Этого можно избежать, снизив до минимума загрязненность стали включениями либо исключив возможности формирования легко-плавких включений. Последнее достигается при введении повышенного количества марганца, в результате чего возникают тугоплавкие сульфиды марганца, у которых температура плавления 1620°C , что значительно выше температур горячей деформации стали.

Влияние неметаллических включений на технологическую пластичность стали зависит от поведения их при деформации.

Контрольные вопросы

1. Перечислите виды горячей обработки стали давлением.
2. Объясните причины структурных изменений в стали при горячей деформации.
3. Как изменяются структура, субструктура и предел текучести стали при горячей прокатке на непрерывном стане?
4. Охарактеризуйте процесс восстановления структуры горячей деформации в интервалах между клетями и после прокатки.
5. Как влияет температура конца прокатки и скорость охлаждения на структуру и свойства стали?
6. В чем состоят особенности структуры стали после деформации в межкритическом интервале температур?
7. Перечислите требования, предъявляемые к субструктуре горячедеформированной стали.

ГЛАВА 3. ТЕПЛАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛИ

Теплая деформация стали осуществляется в температурном диапазоне $0,3 - 0,6t_{\text{пл}}$ (по абсолютной шкале температур). Верхняя граница этой области соответствует температурам начала рекристаллизации.

Теплой прокатке при $50 - 250^{\circ}\text{C}$ подвергают проволоку из хромисто-кремнистой стали (сильхрома), при 350°C — из быстрорежущей. Деформацией в роликовых калибрах производят различные профили из высокоуглеродистых сталей, штамповкой изготавливают сложные

несимметричные детали из листовой стали. Прокаткой при 200—300 °C из аустенитных сталей X18H10T и X17Н5М3 производят трубы. Большинство этих сталей относятся к труднодеформируемым в холодном состоянии, поэтому теплая деформация является перспективным способом их формоизменения.

Механизм теплой деформации стали основан на внутризеренном скольжении. При 200 °C дислокации в стали распределены хаотично, признаков динамического возврата еще нет. Подвижность дислокаций при 300 °C несколько увеличивается, и в этом случае могут формироваться единичные полигональные стенки. Плотность дислокаций в стали после прокатки в интервале температур 200—300 °C максимальна. Повышение температуры деформации до 400—500 °C приводит к активизации новых систем скольжения, облегчению множественного скольжения. Происходит динамическая полигонизация, и в стали формируется субструктура. Плотность дислокаций в стали ниже, чем после деформации при 300 °C. Теплая деформация стали в интервале температур 200—500 °C сопровождается перестройкой дислокационной структуры вследствие перенаправления и анигиляции дислокаций, но без миграции границ зерен, так как диффузионная подвижность атомов незначительна.

Межзеренное проскальзывание проявляется в процессе теплой деформации при 600—800 °C, т. е. на 100—200 °C выше температуры начала рекристаллизации. Дислокации собираются в полосы, распределение дислокаций неоднородно и в стали образуются центры первичной рекристаллизации, которые растут в результате миграции больших угловых границ. При нагреве понижается сопротивление стали пластической деформации.

В результате теплой деформации не только облегчается формоизменение труднодеформируемых сталей, но и достигается высокий комплекс механических свойств: повышенная прочность при сохранении высоких пластичности и вязкости. Это обусловлено формированием развитой и устойчивой субструктуры с малыми размерами субзерен.

Теплой деформации подвергают углеродистые и низколегированные стали, имеющие ферритоцементитную (карбидную) структуру. В этом случае достигается значительное упрочнение стали, причем более выраженное, чем при холодной деформации. Повышение прочности стали в процессе теплой прокатки связано с размножением дислокаций, образованием дислокационных скоплений и тормозящим движение дислокаций влиянием цементитных (карбидных) частиц. Однако эти же факторы действуют и при холодной деформации. Спецификой теплой деформации является дополнительное упрочнение феррита за счет создания малоподвижных или неподвижных дислокаций. Генерируемые в процессе теплой деформации дислокации взаимодействуют с атомами примесей внедрения в феррите (азота и углерода). Так как в интервале температур теплой деформации эти атомы обладают высокой подвижностью, на дислокациях образуются атмосферы Коттрелла. Последние тормозят движение дислокаций, для дальнейшей деформации необходимы новые дислокации, генерирование которых требует повышения напряжения, вследствие чего сталь

упрочняется. При теплой деформации процесс образования атмосферы непрерывно поддерживается.

Максимальное упрочнение наблюдается после теплой деформации при 300 °C (рис. 4.11), так как в этом случае плотность дислокаций в стали наибольшая, а подвижность атомов внедрения достаточно высока. Образование примесных атмосфер на движущихся дислокациях в процессе теплой деформации называется динамическим старением. Подробнее процесс старения сталей будет рассмотрен в гл. 10 разд. 4.

Упрочнение стали при 300 °C приводит к снижению пластичности. Это явление называется синеломкостью. При выборе режима теплой деформации сталей, склонных к синеломкости, следует учитывать, что температура деформации не должна совпадать с температурой снижения пластичности. В результате повышения температуры деформации подвижность дислокаций значительно увеличивается и они увлекают за собой атмосферы, которые, в свою очередь, легко перемещаются благодаря увеличению диффузионной подвижности атомов.

Особенности теплой деформации различных сталей. Если температура конца прокатки горячедеформируемых сталей снижается до 900—800 °C, то следует считать, что прокатка заканчивается в области температур теплой деформации, когда динамические рекристаллизационные процессы (рис. 4.12) значительно замедляются. Структура такой стали характеризуется развитой динамической субструктурой, в ней наблюдается полосчатость (рис. 4.12, a), обусловленная преимущественным ростом динамически рекристаллизованных зерен в направлении прокатки.

В процессе теплой прокатки в стали могут выделяться частицы избыточных фаз (нитриды, карбонитриды, оксиды) размером $(5-12) \times 10^{-7}$ см, что уменьшает прочность стали, поскольку такие крупные

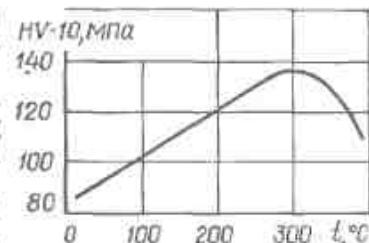


Рис. 4.11. Изменение твердости стали 08Ю в зависимости от температуры прокатки



Рис. 4.12. Микроструктура стали 08Ю после теплой прокатки ($\times 500$)

частицы не оказывают упрочняющего влияния. Мелкие частицы избыточных фаз, располагающиеся в полосах скольжения, на границах и субграницах (рис. 4.12, б), задерживают миграцию границ и способствуют формированию вытянутых зерен.

В ходе теплой деформации могут происходить фазовые превращения в стали. Если при теплой прокатке осуществляется $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, то образующиеся ферритные зерна имеют вытянутую в направлении прокатки форму. Тёплая прокатка стимулирует перекристаллизацию, так как в дефектных участках легче зарождается новая фаза. Деформация также значительно ускоряет распад аустенита в перлитной и замедляет его распад в бейнитной области. Эти зависимости выражены тем сильнее, чем больше степень деформации.

При прокатке средне- и высокоуглеродистых сталей в области температур теплой деформации упрочнение стали обеспечивается не только в результате создания ячеистой субструктуры и динамического деформационного старения, но и благодаря изменению механизма распада аустенита. Если в случае охлаждения стали после горячей деформации из аустенита при эвтектоидном превращении формируются пластинчатые структуры, то в процессе теплой деформации реализуется аномальный распад аустенита на зернистый перлит.

Для получения оптимальной дисперсной структуры применяют так называемую непрерывную прокатку в области температур теплой деформации: выше A_1 (надкритические температуры), когда при значительных обжатиях происходит аномальный эвтектоидный распад аустенита с образованием частиц цементита или карбидов сферической формы, и ниже A_1 (субкритические температуры), когда пластическая деформация приводит к динамической сфероидализации пластинчатых частиц цементита, или карбидов. В этом случае обеспечиваются высокие твердость и прочность стали при достаточных уровнях пластичности и вязкости, достигается хорошее качество поверхности проката. Инструмент, изготовленный из такой стали (после соответствующей термообработки), также отличается высокой стойкостью. Непрерывной прокатке подвергают конструкционные, подшипниковые и инструментальные стали.

Холодная прокатка листовых нержавеющих сталей, имеющих аустенитную структуру, затруднена из-за интенсивного развития упрочнения в процессе деформации. При холодной деформации этих сталей ограничивают степень деформации за один проход или проводят промежуточную смягчающую термическую обработку. Это снижает производительность прокатных станов. Тонкие полосы и ленты из нержавеющих сталей получают путем теплой прокатки, позволяющей уменьшить интенсивность упрочнения сталей и повысить их пластичность, не вызывая структурных превращений. Например, предварительный подогрев стали 08Х18Н10Т до 200–300 °С дает возможность повысить стабильность аустенита, предотвратить мартенситное превращение в процессе деформации и уменьшить усилия прокатки в 1,6–1,8 раза. Аустенитно-martенситную сталь ЭИ925 прокатывают при 100–120 °С, жаропрочную сталь ЭИ602 — при 300 °С.

Пластичность некоторых аустенитных сталей при теплой обработке давлением увеличивается в результате мартенситного превра-

щения в ходе деформации. Образование мартенсита в процессе пластического течения стали в перенапряженных участках деформируемого аустенита приводит к снижению напряжения в стали и облегчает ее деформацию. При этом получается мелкогранный мартенсит, что способствует повышению прочности готовой продукции. В процессе теплой деформации значительно увеличиваются плотность дислокаций и степень выделения дисперсных карбидных частиц, т. е. происходит деформационное старение.

Сталь со структурой отпущеного мартенсита, полученного обычной закалкой или в результате термомеханической обработки, иногда подвергают теплой деформации в интервале температур отпуска 500–600 °С с обжатием до 30 %. При более высоких степенях деформации могут образоваться трещины. Применение теплой прокатки способствует тому, что в мартенсите увеличивается плотность дислокаций, создается термически стабильная структура и повышаются механические свойства стали.

Контрольные вопросы

1. В чем заключаются особенности теплой деформации стали?
2. Приведите примеры теплой обработки сталей давлением.

ГЛАВА 4. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ СТАЛИ

Диапазон скоростей деформации стали чрезвычайно велик — 10^{-3} — 10^8 с⁻¹. Скорость прокатки достигает $3 \cdot 10^2$ с⁻¹, ковки и штамповки — $1 \cdot 10^4$ с⁻¹, в то время как интервал скоростей статических механических испытаний составляет 10^{-3} — 10^{-4} с⁻¹. При обработке давлением скорость деформации задается скоростями вращения прокатных валков и перемещения поверхности пресса. С увеличением скорости деформации сопротивление пластической деформации стали возрастает, что приводит к повышению нагрузок, необходимых для обработки давлением. Изменение сопротивления деформации в зависимости от ее скорости обусловлено соотношением процессов упрочнения и разупрочнения стали.

Повышение скорости способствует увеличению степени неравномерности деформации. Влияние скорости деформации на поведение стали при обработке давлением следует рассматривать в связи с температурой, определяющей механизм пластической деформации. Для каждой температуры существует оптимальная скорость деформации, при которой обеспечиваются наиболее развитая субструктура, необходимые размеры зерен и механические свойства.

Для диапазона скоростей деформации 10^{-3} — 10^{-1} с⁻¹ зависимость показателя пластичности у углеродистых и легированных сталей от скорости деформации определяется формулой Эльфмарка:

$$v = x_0 e^{0.5} \exp(-hQ/kT), \quad (4.1)$$

где x_0 — константа, зависящая от метода испытаний; h — коэффициент, равный $0,14 \cdot \epsilon^{0.15}$; Q — энергия активации; T — температура;

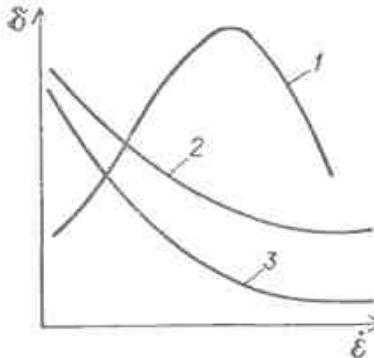


Рис. 4.13. Схема изменения пластичности стали с увеличением скорости деформации

а затем — к ее снижению (рис. 4.13, кривая 1). Объясняется это тем, что повышение скорости деформации способствует увеличению интенсивности упрочнения (в результате быстрого накопления дислокаций), но, так как при высоких температурах скорость массопереноса велика, то возрастает и скорость перераспределения (переползания) дислокаций, т. е. развиваются динамические полигонизация и рекристаллизация.

При малых скоростях деформации полный цикл рекристаллизации успевает закончиться раньше, чем в зернах, рекристаллизовавшихся первыми, будет достигнута критическая плотность дислокаций и начнется новый цикл рекристаллизации, другими словами, в этом случае наблюдается четкое чередование упрочнения и разупрочнения, вызывающее соответственно подъем и спад предела текучести. С увеличением $\dot{\epsilon}$ (не более чем до 10^{-3} с^{-1}) плотность дислокаций возрастает быстрее по сравнению с увеличением скорости рекристаллизации, поэтому в зернах, рекристаллизовавшихся первыми, быстро достигается критическая плотность дислокаций и начинается второй цикл рекристаллизации, в то время как в других зернах еще заканчивается первый цикл. В результате перекрытия циклов рекристаллизации нет четкого чередования упрочнения и разупрочнения и предел текучести стали не снижается до минимального для данной температуры значения.

Дальнейший рост скорости деформации (более 10^{-3} с^{-1}) приводит к тому, что скорость накопления дислокаций значительно увеличивается и динамическая рекристаллизация пройти не успевает, так как поступают все новые и новые дислокации. В этих условиях реализуется только динамическая полигонизация, рост зерен затруднен и сталь может оставаться мелкозернистой. Например, увеличение скорости деформации почти на шесть порядков приводит к тому, что средний размер зерен уменьшается в 5–6 раз.

Максимум на кривой зависимости пластичности стали от скорости деформации при повышении температуры сдвигается в сторону более высоких скоростей деформации. Во время деформации стали в интер-

вале температур полиморфных превращений наблюдаются провалы пластичности. Пластичность литьих и крупнозернистых отожженных сталей несколько повышается при увеличении скорости деформации. Для таких сталей характерно развитие интеркристаллитного разрушения при высоких температурах — красноломкость. Она может проявляться в определенном интервале температур горячей деформации, когда в стали растворяются дисперсные частицы нитридов, карбонитридов или оксидов, сдерживающие рост зерен при более низких температурах. Увеличение скорости деформации от 10^{-6} до 10^{-1} с^{-1} препятствует интеркристаллитному разрушению, что объясняется торможением диффузионных процессов, контролирующих этот вид разрушения, и уменьшением вклада проскальзывания вдоль границ зерен в общую деформацию стали.

Наибольшее влияние скорости деформации на пластичность стали проявляется в области температур теплой деформации. При увеличении скорости деформации изменяется механизм деформации с внутривозеренного скольжения на двойникование, в результате чего снижается пластичность. Пластичность стали уменьшается максимально при скоростях деформации, меньших 10^{-3} с^{-1} . С ростом скорости деформации спад пластичности не наблюдается (рис. 4.13, кривая 2).

Возможность возникновения вокруг движущихся дислокаций атмосфер примесных атомов определяется соотношением скоростей движения дислокаций и диффузии межузельных атомов азота и углерода. Если скорость деформации повышается, то скорость диффузии оказывается недостаточной для движения примесных атомов к дислокациям и образование атмосфер или для движения атмосфер вместе с дислокациями. В последнем случае закрепление дислокаций будет неэффективным, они могут оторваться от атмосфер и скользить самостоятельно. При увеличении скорости деформации время взаимодействия дислокаций и примесных атомов уменьшается, т. е. исключается динамическое деформационное старение и понижается сопротивление деформации. В этом случае относительно хрупкая сталь при 200–300 °C может становиться пластичной и вязкой.

При увеличении скорости деформации границы теплой и горячей деформации смещаются в область более высоких температур. Если скорости деформации достигают 10^{-6} – 10^{-5} и 10^{-5} – 10^{-2} с^{-1} , то признаки высокотемпературной деформации проявляются соответственно при 500–600 и около 1000 °C. Повышение скорости деформации способствует тому, что теплообмен деформируемого объема стали (в очаге деформации) с окружающей средой и соседними зонами (уже продеформированной и находящейся на входе в валки) затрудняется и, таким образом, наблюдается переход от изотермической к адиабатической деформации. Температура стали с увеличением скорости деформации повышается в результате выделения тепла деформации на 100–500 °C. Влияние теплового эффекта тем больше, чем ниже температура начала адиабатической деформации, большее степень и скорость деформации, меньше теплопроводность стали. Повышение температуры под влиянием тепла деформации может изменить механизм развития упрочнения и разупрочнения стали, а также условия деформационного старения, вызвать отлавление легкоплавких

неметаллических фаз, находящихся на границах зерен, которое, в свою очередь, приведет к падению пластичности стали и разрушению. Пластичность стали в случае адиабатического разогрева, если нет легко-плавких фаз, при увеличении скорости деформации повышается.

Рост скорости холодной деформации приводит к увеличению неравномерности последней, быстрому развитию упрочнения и, при очень больших скоростях, замене механизма внутризеренного скольжения двойникованием, что способствует сильному упрочнению и снижению пластичности стали (рис. 4.13, кривая 3). При этом в стали наблюдается раннее появление трещин. Увеличение скорости деформации трансформаторной стали на один порядок способствует повышению температуры хладноломкости на 20–25 °С. При деформации сталей, температура хладноломкости которых находится вблизи 20 °С, следует учитывать это обстоятельство.

Адиабатический разогрев стали во время холодной деформации при очень больших скоростях может привести к тому, что температурный режим обработки соответствует теплой деформации.

Контрольные вопросы

1. Как влияет скорость деформации на субструктуру стали при различных температурах?
2. Назовите оптимальные скорости обработки стали давлением.

ГЛАВА 5. КОНТРОЛИРУЕМАЯ ПРОКАТКА СТАЛИ

При подборе оптимальных температурно-скоростных условий деформации и охлаждения можно регулировать процесс структурообразования в стали и ее конечные свойства. Контролируемой называется такая прокатка, которую проводят в строго определенном режиме для получения мелких и однородных зерен с заданными параметрами субструктуры (размерами субзерен, углами их разориентировки, распределением дислокаций). При этом варьируют температуру нагрева стали, распределение температуры и степени деформации по клетям (по проходам), величины пауз между клетями и последеформационной выдержки, температуры конца прокатки и смотки, скорость охлаждения. В результате контролируемой прокатки одновременно повышаются прочность (приблизительно на 20 %), пластичность и вязкость стали (на 30 %).

Установлено, что соотношение Холла — Петча (2.19), показывающее зависимость предела текучести от среднего размера зерен стали, должно быть дополнено новым членом

$$\sigma_t = \sigma_f + k_y D_s^{-n} + k_1 d_c^{-n}, \quad (4.2)$$

где k_1 — коэффициент, определяющий вклад субграниц в развитие деформации; d_c — средний размер субзерен; n — коэффициент, равный $1,03 \pm 0,05$ для железа, $0,98 \pm 0,03$ для низкоуглеродистой кремнистой стали. Это вызвано тем, что субструктура оказывает значительное влияние на рост предела текучести, причем оно сопротивимо и даже превышает влияние размера зерна. Таким образом, свойства стали в процессе контролируемой прокатки изменяются не только

благодаря измельчению зерен в результате деформации и рекристаллизации, но и главным образом за счет создания полигональной субструктуры, которая формируется в процессе горячей деформации и динамической рекристаллизации, а также во время последеформационной выдержки.

Конечный размер зерен стали регулируют, изменяя следующие параметры.

1. Температуру нагрева стали перед прокаткой. При понижении температуры нагрева от 1250 до 1050 °С зерна становятся меньше примерно на 1 балл. Измельчение зерен аустенита перед полиморфным превращением способствует получению более мелких ферритных и перлитных зерен.

2. Степень деформации. Увеличение степени деформации в последних клетях влияет на размеры аустенитных зерен так же, как понижение температуры.

Температурно-скоростной режим деформации стали в отдельных клетях, длительность пауз между клетями, время последеформационной выдержки и скорость охлаждения должны исключать протекание в процессе деформации динамической субиратальной рекристаллизации. Наиболее эффективно рост зерен тормозится при введении в сталь нитридо- или карбонитридообразующих элементов. Температуры начала и конца прокатки подбирают таким образом, чтобы обеспечить выделение на границах зерен аустенита дисперсных частиц нитридов и карбонитридов. Конкретные режимы контролируемой прокатки устанавливаются опытным путем. В общем случае необходимо обеспечить температуру конца прокатки в умеренном интервале 950–850 °С, общую степень деформации на 50–70 %, ускоренное охлаждение от температуры конца прокатки.

Высокие прочностные свойства стали могут быть получены, если в процессе горячей деформации создается совершенная полигональная субструктура. При одном и том же размере зерен прочность и вязкость стали с развитой полигональной субструктурой будут выше, чем в случае хаотического распределения дислокаций или нерегулярной субструктуры. Чтобы получить мелкую однородную субструктуру, необходимо при деформации ввести в структуру стали достаточно большое количество дислокаций и обеспечить условия для их полной и равномерной перестройки.

Контролируемое образование субструктуры основано на некоторых закономерностях, поскольку ее характеристики (размеры субзерен и углы их разориентировки) зависят от степени и скорости деформации, температуры, величины пауз между клетями (рис. 4.14). Выбор параметров контролируемой прокатки должен быть строго регламентирован. С увеличением степени деформации субзерна дробятся, их размер d_s уменьшается, углы разориентировки Θ_c становятся больше в связи с повышением плотности дислокаций (рис. 4.14, а), причем характер этих изменений определяется температурой. Чем выше температура ($t_2 > t_1$), тем медленнее уменьшается размер субзерен и в большей степени возрастает угол их разориентировки.

Величина $d\Theta_c/dt$ показывает удельную разориентировку субзерен, т. е. разориентировку, достигаемую при

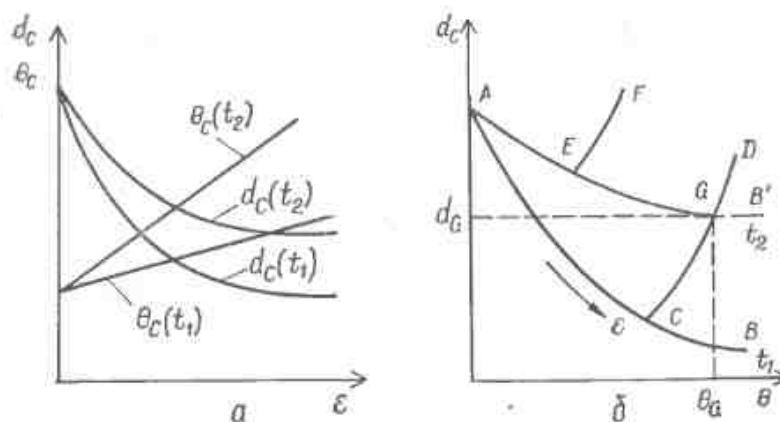


Рис. 4.14. Влияние степени деформации на параметры субструктур (П. И. Плухин, С. С. Горелик, В. К. Воронцов)

изменении степени деформации на один процент. При увеличении температуры деформации она возрастает, так как в этом случае интенсифицируются переползание и поперечное скольжение дислокаций. Чем выше температура деформации, тем меньше должна быть последеформационная выдержка. Уменьшение скорости деформации при высоких температурах горячей прокатки и продолжительной последеформационной выдержке приводит к укрупнению субзерен. Снижение же скорости деформации при низкой температуре горячей прокатки или теплой прокатке, непродолжительной последеформационной выдержке способствует измельчению субзерен. Это связано с изменением условий, необходимых для образования и роста субзерен.

На рис. 4.14, б приведена диаграмма, показывающая взаимное влияние характеристик субструктур. Кривые AB и AB' соответствуют зависимостям угла разориентировки и среднего размера субзерен от степени деформации для двух температур t_1 и t_2 ($t_2 > t_1$). Соотношения между величинами d_c и Θ_c изменяют, варьируя степень деформации стали вдоль кривых AB и AB' и температуру, выбирая температуру и продолжительность последеформационной выдержки (кривые CGD и EFG). В процессе выдержки при увеличении d_c происходит дальнейший рост Θ_c .

С помощью таких диаграмм можно выбирать режимы прокатки, позволяющие получать субструктуры с заданными параметрами. Например, субструктуру с параметрами, соответствующими точке G (d_G и Θ_G), можно получить путем деформации при высокой температуре t_2 по линии AB' до точки G без последующей последеформационной выдержки или при более низкой температуре t_1 по линии AB до точки C с последующей выдержкой по линии CG .

При контролируемой прокатке важно регулировать субструктуру не только аустенита, но и феррита (конечной структуры), поскольку высокие прочность и вязкость горячекатаной стали могут быть достигнуты в случае, когда феррит имеет полигональную субструктуру. Поэтому допускается понижение температуры конца контролируемой

прокатки низкоуглеродистой стали ниже A_{rs} и даже A_r . В результате получаются равносные или слегка вытянутые ферритные зерна с развитой субструктурой. После контролируемой горячей прокатки в аустенитном состоянии низкоуглеродистую сталь подстуживают до температуры теплой деформации (немного ниже A_{rs}) и прокатывают для обеспечения динамической полигонизации феррита. Предел текучести низкоуглеродистой стали повышается до 700—750 МПа.

Эффект упрочнения стали при контролируемой прокатке усиливается, если, наряду с измельчением и фрагментацией структуры, происходит старение. Поэтому стали, подвергаемые контролируемой прокатке, следует легировать небольшими добавками ванадия, алюминия, ниобия, титана. Температура нагрева перед прокаткой должна обеспечивать полное растворение частиц нитридов и карбонитридов и переход элементов в твердый раствор. В области температур горячей прокатки из аустенита выделяются дисперсные частицы этих фаз, упрочняющие стали. Кроме того, наличие мелких включений на субграницах стабилизирует субструктуру. Выделение частиц продолжается и после деформации при охлаждении стали, поэтому контролируемыми параметрами являются температуры конца прокатки и, если проводится смотка, смотки. Понижение температуры конца прокатки и ускоренное охлаждение способствуют повышению прочности стали, поскольку создаются условия для формирования множества дисперсных частиц.

Контролируемая прокатка стали осуществляется на реверсивных или широконапосыных прокатных станах, валки которых могут выдерживать большие усилия при низких температурах конца прокатки. Температура нагрева стали в зависимости от ее состава и выбранного режима колеблется от 1050 до 1250 °C. Прокатка проводится за 15—22 прохода, с одной-двумя паузами для подстуживания. Различают три стадии прокатки. На первой и второй стадиях слябы деформируют максимально (это еще не собственно контролируемая прокатка). Затем делают подстуживание до заданной температуры контролируемой прокатки, которая должна составлять 900—780 °C и поддерживаться с высокой точностью. В последних трех-пяти проходах (третья стадия) строго регламентированы степени деформации, причем прокатка должна выполняться ступенчато с понижением степени деформации. Температура конца прокатки, т. е. в последней клети или в последнем проходе в зависимости от состава стали достигает 850—750 °C.

Контрольные вопросы

- Какой вид прокатки называют контролируемой?
- Какие параметры субструктуры стали подвергаются контролю?

ГЛАВА 6. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

Одним из сравнительно новых способов повышения конструкционной прочности стали является термомеханическая обработка (ТМО), представляющая собой совмещение в определенной последовательности

различных технологических процессов обработки давлением и термической обработки. При ТМО упрочнение, достигаемое пластической деформацией, наследуется, закрепляется и усиливается фазовыми превращениями, происходящими в результате термической обработки и протекающими в условиях повышенной плотности дефектов кристаллического строения. В результате ТМО создается особое структурное состояние стали, обеспечивающее повышенную прочность с сохранением высокой пластичности. Изменяя последовательность и режимы деформации и термической обработки, точность которых необходимо строго соблюдать, можно регулировать структуру и свойства стали в широком интервале. Существует несколько видов ТМО.

§ 1. Высокотемпературная термомеханическая обработка

Высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) сочетает горячую деформацию стали при температуре выше A_3 с закалкой, после которой обычно проводят отпуск (рис. 4.15). ВТМО подвергают в основном углеродистые и низколегированные стали. При горячей деформации стали происходят структурные изменения, рассмотренные в гл. 2 разд. 4. Для получения оптимального сочетания прочности и пластичности горячую деформацию проводят в условиях, обеспечивающих разлитую динамическую субструктуру аустенита или начало протекания динамической рекристаллизации (не более 50 % объема).

Главной задачей горячей деформации при ВТМО является значительное упрочнение аустенита путем создания высокой плотности дислокаций и формирования регулярной субзеренной структуры, устойчивой против термического воздействия. Высокая плотность дислокаций обеспечивается генерированием последних в процессе деформации, а также коалесценцией субзерен по механизму рассыпания субграниц. К моменту образования ячеистой субструктуры плотность дислокаций достигает $(2-3) \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, а границы ячеек приобретают четкую кристаллографическую ориентировку, располагаясь вдоль плоскостей $\{110\}$, $\{111\}$, $\{100\}$ решетки аустенита. В процессе полигонизации уменьшается толщина субграниц.

Основным преимуществом структуры, образовавшейся на стадии динамической полигонизации, является ее термическая стабильность, а структуры, появившиеся после динамической рекристаллизации,— неоднородность и термическая нестабильность. При ВТМО нежелательна динамическая собирательная рекристаллизация, приводящая к укрупнению зерен и субзерен и снижающая прочность стали. Недопустима и вторичная рекристаллизация. Легирующие элементы тормозят рекристаллизацию аустенита при ВТМО.

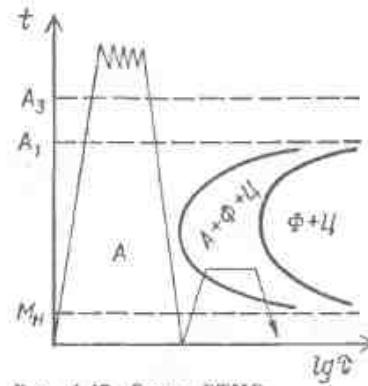


Рис. 4.15. Схема ВТМО

ВТМО нежелательна динамическая собирательная рекристаллизация, приводящая к укрупнению зерен и субзерен и снижающая прочность стали. Недопустима и вторичная рекристаллизация. Легирующие элементы тормозят рекристаллизацию аустенита при ВТМО.

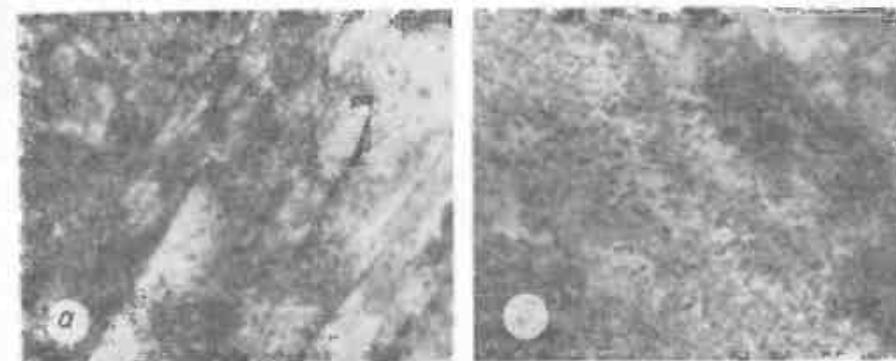


Рис. 4.16. Структура мартенсита (а) и бейнита (б) после ВТМО ($\times 45\,000$, И. Э. Погребная)

Для каждой марки стали необходимо подбирать оптимальное сочетание температуры, степени и скорости деформации, чтобы получить мелкозернистую структуру аустенита с высоко развитой полигональной субструктурой. Повышение температуры деформации приводит к росту субзерен и большему совершенству структуры субграниц, что увеличивает стабильность субструктуры, однако при очень высоких температурах может возникнуть опасность динамического роста зерен. Понижение температуры деформации и приближение ее к точке A_3 благоприятно сказываются на прочностных свойствах стали, поэтому горячую прокатку осуществляют от температуры нагрева 1150–1250 °C до температуры, близкой к точке A_3 (на 20–30 °C выше). Температура конца прокатки является температурой закалки.

Скорость деформации должна быть оптимальной, так как при больших скоростях активизируется динамическая рекристаллизация, снижающая термическую устойчивость структуры стали, а при очень малых скоростях деформации не достигается нужный уровень упрочнения. Оптимальные степени деформации находятся в интервале 20–40 % и изменяются в зависимости от температурно-скоростного режима деформирования. Применение дробной деформации при прохождении стали через несколько клетей с суммарным обжатием, равным 20–40 %, облегчает деформацию, содействует постепенному ее накоплению и более равномерному распределению, а также способствует развитию динамической полигонизации. Величина пауз между деформацией в клетях должна быть меньше инкубационного периода рекристаллизации, т. е. в промежутке между клетями должен происходить только статический возврат.

Сталь после горячей деформации следует резко охладить, чтобы сохранить субструктуру и мелкое зерно, полученное деформацией (рис. 4.16). Сталь закаливают на мартенсит, который наследует структуру высокотемпературного наклена от аустенита (рис. 4.16, а). Кристаллы мартенсита оказываются фрагментированными (в них развита ячеистая субструктура) и мелкогольчатыми. Наследование мартенситом структурных особенностей горячедеформированного аус-

тенита объясняется сдвиговым характером мартенситного превращения.

При мартенситном превращении одна из плотноупакованных плоскостей $(111)_A$ преобразуется в плоскость $(110)_M$, а направление $[1\bar{1}0]_A$ — в направление $[1\bar{1}\bar{1}]_M$. Дислокации, принадлежащие к аустениту к семейству $(111)[1\bar{1}0]_A$, становятся, по данным М. Л. Берштейна, дислокациями скольжения ОЦК-решетки семейства $(110)[1\bar{1}\bar{1}]_M$. Плотность дислокаций в мартенсите после ВТМО в несколько раз больше, чем после обычной закалки.

В процессе ВТМО мартенситные пластины существенно изменяются, их средняя ширина примерно в два раза меньше, чем после обычной закалки. За счет этого создаются дополнительные грани и субграницы, способные препятствовать движению дислокаций и облегчающие релаксацию напряжений, что повышает сопротивление стали хрупкому разрушению. Мартенситные пластины — двойниковые. В процессе мартенситного превращения геометрия их изменяется. При росте в кристалле аустенита пластины встречают многочисленные дефекты кристаллического строения, которые влияют на направление и скорость их роста в зерне. Это уменьшает вероятность ударов мартенситных пластин по границам зерен и тем самым препятствует возникновению в приграничных областях высоких напряжений, что обеспечивает более высокий комплекс свойств стали, чем в случае обычной закалки.

Степень тетрагональности мартенсита при ВТМО меньше, чем при обычной закалке, из-за сегрегации углерода на дислокационных субграницах, что повышает устойчивость стали против разупрочнения при отпуске. Таким образом, пластическая деформация, совершенная до закалки стали, замедляет выделение карбидов при отпуске. Оно происходит по тем же закономерностям, что и при обычном отпуске, однако в случае ВТМО карбиды значительно дисперснее и располагаются на дислокационных субграницах, что способствует закреплению субструктур горячедеформированного аустенита, наследуемой мартенситом.

В отпущенном состоянии сталь приобретает структуру сорбита или троостита. Ферритные зерна имеют вытянутую форму и развитую субзеренную структуру. Дисперсные карбиды расположены на субграницах.

При ВТМО проявляются несколько механизмов упрочнения стали: повышение плотности дислокаций в аустените и в мартенсите, образование пересыщенного твердого раствора (мартенсита), создание двойникованных мартенситных пластин, возникновение дисперсных, равномерно распределенных упрочняющих карбидных частиц. Действие этих механизмов проявляется в комплексе.

Применяя ВТМО, удается значительно повысить прочность углеродистых и легированных сталей, сохраняя на высоком уровне пластические свойства. В среднем пределы текучести и прочности при ВТМО возрастают на 100—200 МПа по сравнению с таковыми при обычном улучшении.

Важными преимуществами ВТМО являются: одновременное повышение прочностных и пластических свойств, снижение усталостной

и отпускной хрупкости стали, увеличение вязкости, высокая технологичность процесса, поскольку не требуется специального мощного оборудования для обработки давлением, как при других видах ТМО, возможность использования этого способа для обработки как углеродистой, так и легированной стали.

Если при ВТМО сталь после горячей деформации резко охлаждают до области высокой устойчивости аустенита и выдерживают в этой области, то вместо мартенситного происходит бейнитный распад, который проводят в изотермических условиях. Этот вид ВТМО называют высокотемпературной термомеханической изотермической обработкой (ВТМИзО). При такой обработке бейнит наследует мелкозернистую субзеренную структуру горячедеформированного аустенита (рис. 4.16, б).

§ 2. Низкотемпературная термомеханическая обработка

Низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО) стали включает: нагрев металла до температуры аустенитной области; резкое охлаждение аустенита до температур его максимальной устойчивости; теплую пластическую деформацию при этих температурах, последующую закалку на мартенсит (рис. 4.17), отпуск. При НТМО пластическая деформация может быть совмещена с распадом переохлажденного аустенита, в этом случае образуется бейнит.

Нагрев стали до температур аустенитного состояния осуществляется с целью растворения дисперсных упрочняющих фаз и томогенизации аустенита. Чем полнее проходят эти процессы, тем выше упрочняющий эффект НТМО. Выбор температуры нагрева определяется природой указанных фаз и температурой их растворения. Резкое охлаждение до начала деформации необходимо для предотвращения выделения этих фаз.

Теплая деформация проводится в температурном интервале максимальной устойчивости переохлажденного аустенита. НТМО применяют в основном для средне- и высоколегированных сталей, обладающих более высокой устойчивостью переохлажденного аустенита по сравнению с углеродистыми сталью. Температура теплой деформации выбирается ниже температуры рекристаллизации стали. Цель теплой деформации — упрочнить аустенит. Установлена четкая зависимость между степенью упрочнения аустенита и прочностью образованного из него мартенсита. Коэффициент упрочнения резко падает при повышении температуры деформации, поэтому для получения одинаковой прочности аустенита степень деформации его должна быть больше при более высокой температуре.

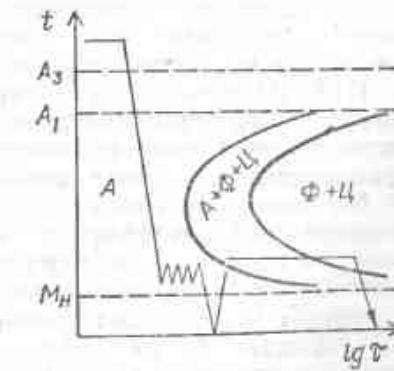


Рис. 4.17. Схема НТМО

Для достижения максимального упрочнения аустенита при НТМО его деформируют примерно на 50 %, выбирая температуру как можно ниже. Как и при ВТМО, в случае НТМО предпочтительнее проводить дробную прокатку стали (за несколько пропусков или в нескольких клетях), что способствует постепенному накоплению деформации и получению однородной структуры и субструктур.

Приведем несколько режимов НТМО. Сталь ЭИ961 нагревают в аустенитную область до 1000 °C, охлаждают до 600 °C и обжимают на 50 %. Сталь Р9, предварительно нагретую до 950 °C, прокатывают при 400 °C на 30 % или проковывают с обжатием 15 %.

Деформация переохлажденного аустенита приводит к образованию ячеистой субструктуры с высокой плотностью дислокаций, характеризующейся их неоднородным распределением. Аустенит получается мелкозернистым, так как в процессе деформации зерна дробятся. Обработка давлением ускоряет мартенситное превращение.

При мартенситном превращении мартенсит наследует дислокационную ячеистую субструктуру аустенита. Размеры субзерен составляют доли микрометра, углы их взаимной разориентировки достигают 10–15°. Субзерна состоят из микрообластей (блоков) размером менее $2 \cdot 10^{-2}$ мкм, разориентированных друг относительно друга на угол около 1°.

Субструктура, возникающая при теплой деформации, термически устойчива, так как дислокации закреплены атомами углерода и азота. Упрочнение стали в результате теплой деформации усиливается фазовым паклением при мартенситном превращении. Измельчению кристаллов мартенсита способствует дробление аустенитных зерен в процессе теплой деформации, так как границы зерен препятствуют росту пластин мартенсита. Субграницы, полосы скольжения и двойники являются полупроницаемыми барьерами, они искажают мартенситные пластины, изменяют направление их роста, влияют на морфологию мартенсита. При НТМО образуется преимущественно пластинчатый двойникованный мартенсит, кристаллы которого ориентированы определенным образом: плоскость пластинок мартенсита соответствует кристаллографической плоскости (225) и параллельна плоскости прокатки. Эта текстура связана с текстурой деформации аустенита. Полагают, что преимущественная ориентировка мартенситных пластин способствует более равномерному распределению напряжений, что приводит к повышению прочности и пластичности стали.

При отпуске мартенсит мало склонен к разупрочнению благодаря малой степени тетрагональности и устойчивости субструктуры. В стали возникает множество высокодисперсных карбидов, равномерно распределенных на границах ячеек субструктуры.

В результате НТМО удается получить очень высокие прочностные свойства стали и сохранить пластичность. Этим способом можно обрабатывать главным образом легированные стали, обладающие высокой устойчивостью переохлажденного аустенита. Круг сталей, подвергаемых ВТМО, значительно шире. Для проведения НТМО необходимо использовать мощное оборудование. При НТМО благодаря более низкой температуре деформации, чем при ВТМО, слабее протекают релаксационные (рекристаллизационные) процессы, поэтому НТМО

обеспечивает более высокую прочность и меньшую пластичность стали, чем ВТМО.

Недостатками НТМО являются низкая сопротивляемость стали хрупкому разрушению из-за сильного упрочнения мартенсита и анизотропия механических свойств, обусловленная низкой температурой деформации.

§ 3. Другие виды термомеханической обработки

В последнее время в ряде режимов ТМО применяют двукратную деформацию в разной последовательности. Соответственно различают высоконизкотемпературную (ВНТМО) и низковысокотемпературную термомеханическую обработку (НВТМО). Применение двукратной деформации позволяет в ряде случаев усиливать эффект упрочнения стали, почти в три раза повышать ударную вязкость.

При патентировании проволоки из углеродистой стали также применяют двукратную деформацию, только холодную. Патентование — это собственно НТМО, включающая холодную деформацию, нагрев стали до температур 870–920 °C с целью получения крупнозернистого аустенита, охлаждение аустенита до температур его минимальной устойчивости и изотермический распад переохлажденного аустенита с образованием средне- или тонкодифференцированного перлита (сорбита или троостита). Заключительную холодную деформацию осуществляют на высокую степень (выше 75 %). В процессе деформации в феррите создается повышенная плотность дислокаций у межфазных границ, возникает дисперсная ячеистая субструктура, а расстояние между цементитными пластинами уменьшается. Предел прочности стали в результате патентирования может достигать 4000 МПа.

Термомеханическую обработку можно осуществлять путем нагрева стали до температур аустенитного состояния, охлаждения до температуры перлитного превращения (чуть ниже A_1) и деформации во время распада аустенита. Этот вид обработки называют «изоформирование», или ТМизО. Такая обработка приводит к формированию в феррите дисперсной субструктуры с размером субзерен около 1 мкм и получению вместо карбидных пластин глобулярных частиц: очень малых размеров 10^{-2} – 10^{-1} мкм. В этом случае наблюдается ориентированность структуры, вызывающая анизотропию свойств стали. Субзернистая структура в феррите образуется во время теплой деформации и пауз при прохождении стали между клетями. Сферические карбидные частицы возникают вследствие аномального эвтектоидного распада аустенита, а также вследствие фрагментации, деления и сфероидизации карбидных пластин, ускоряемых теплой деформацией. Температура теплой деформации подбирается для каждой стали. Суммарная степень обжатия стали во всех клетях при ТМизО составляет 70 % и более. Сталь после ТМизО обладает высокими пределом текучести и вязкостью.

Предварительная термомеханическая обработка (ПТМО) включает холодную пластическую деформацию, докристаллизационный нагрев, скоростной нагрев в аустенитную

область под закалку, кратковременную выдержку при температуре нагрева, закалку и отпуск. Холодная деформация исходной феррито-карбидной структуры повышает плотность дислокаций, которые перестраиваются при докристаллизационном нагреве с образованием в феррите полигональной субструктуры. Последняя наследуется сталю при дальнейшем скоростном нагреве, кратковременной выдержке и закалке на мартенсит.

Текстура деформации не уничтожается в ходе сдвиговых превращений, что обусловлено определенным ориентационным соответствием решеток аустенита и мартенсита. В результате получается мартенсит, упрочненный субструктурой деформации и статической полигонизации, а также фазовым наклепом от двух сдвиговых превращений. Степень упрочнения стали при ПТМО ниже, чем при НТМО и ВТМО. В результате ПТМО увеличивается конструкционная прочность стали.

Существует термомеханическая обработка, при которой проводят холодную деформацию мартенсита с последующим отпуском. Есть две разновидности этой обработки: в первом случае мартенсит получают обычной закалкой, во втором — с использованием эффекта ВТМО.

Механико-термическая обработка (МТО) включает деформацию стали после термической обработки с последующим нагревом до температуры начала рекристаллизации. Степень деформации в зависимости от типа стали составляет 0,3—10 %. При такой обработке в стали образуется тонкая полигонизованная субструктура, устойчивость которой повышается в результате скопления атомов примесей на дислокациях. Тонкая субструктура, в свою очередь, способствует торможению коалесценции упрочняющих фаз. Задача последеформационного нагрева — стабилизировать субструктуру путем использования эффекта старения. Для многих сталей оптимальной температурой нагрева является 600 °C. Способ стабилизации дислокационной субструктуры имеет большое значение для повышения жаропрочности, поэтому МТО применяют при обработке жаропрочных сталей.

Рассмотренные в этой главе виды ТМО позволяют разделить их на четыре группы по моменту осуществления пластической деформации:

1. ВТМО, НТМО, ВНТМО, НВТМО — в процессе термической обработки.

2. МТО — после обработки.

3. ПТМО — до обработки.

4. Патентирование — до и после обработки. При ТМО сталей применяют горячую, теплую и холодную пластическую деформацию.

Контрольные вопросы

1. Перечислите виды термомеханической обработки.
2. В чем состоит сущность ВТМО?
3. Каковы задачи горячей деформации стали при ВТМО?
4. Объясните особенности структуры мартенсита в условиях ВТМО.
5. В чем состоит сущность НТМО?
6. Каковы структурные изменения в стали при НТМО?
7. Приведите примеры ТМО различных сталей.

ГЛАВА 7. ХОЛОДНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛИ

Холодная деформация, которой подвергается, как правило, горячедеформированная сталь, проводится для получения стальных изделий нужной формы и размера с заданной чистотой поверхности. Существует несколько способов холодной деформации стали — прокатка, волочение, экструзия, штамповка, каждый из которых производится на специальном оборудовании. Холодная прокатка осуществляется на специальных станах. Мало- и среднеуглеродистые стали прокатывают на непрерывных многоклетевых, труднодеформируемых — на одноклетевых, легированные, в том числе нержавеющие, — на реверсивных станах. При прокатке широких полос малой толщины используют многовалковые станы.

Деформацию волочением применяют при производстве изделий малых сечений и относительно большой длины (проволоки, тонкостенных труб малого диаметра). Волочение горячекатанных прутков осуществляют с целью повышения точности размеров и качества поверхности (этот процесс еще называют калибровкой). Калибровке подвергают также катанку и трубы, получаемые горячей прокаткой или прессованием. Волочение позволяет увеличить диаметр труб (раздача труб волочением). При экструзии металл протягивается через специальные матрицы — фильеры. Этим способом можно получить изделия любого профиля. Холодной штамповкой листовой стали изготавливают полые изделия. К основным операциям холодной штамповки относятся гибка, свертка, вытяжка, обжим, раздача.

§ 1. Упрочнение стали при холодной деформации

В процессе холодной деформации сталь значительно упрочняется, поэтому холодная прокатка, волочение, экструзия — весьма эффективные способы повышения прочности стали. С помощью холодной деформации в изделиях специального назначения удается повысить прочность до 3000 МПа и выше.

Способность стали к деформационному упрочнению в процессе холодной пластической деформации характеризуется показателем деформационного упрочнения n_y , который определяется экспериментально при испытаниях на растяжение:

$$n_y = 2 \ln (d_0/d_y), \quad (4.3)$$

где d_0 и d_y — соответственно диаметры образца до испытания и в момент максимальной нагрузки.

Упрочнение стали начинается после окончания упругой стадии деформации, когда в металле происходит множественное скольжение дислокаций и тормозится их движение. Величина пластической деформации ϵ , приводящей к генерированию дислокаций в стали, определяется выражением

$$\epsilon = (\sigma - \sigma_t)/E, \quad (4.4)$$

где σ — текущее напряжение; σ_t — предел текучести; E — модуль сдвига стали.

Плотность дислокаций с вектором Бюргерса \vec{b} , образующихся при пластической деформации, пропорциональна отношению ϵ/\vec{b} .

Напряжение течения (предел текучести) стали зависит от плотности дислокаций ρ_1 :

$$\sigma_t = \sigma_i + 0,2G\bar{b}\sqrt{\rho_1}. \quad (4.5)$$

Здесь σ_i — сопротивление решетки пробегу дислокаций; G — модуль сдвига стали.

При прохождении через клети прокатного стана с увеличением степени деформации сталь упрочняется постепенно, что приводит к возрастанию в последующих клетях деформирующих усилий. Следует отметить, что упрочнение стали растет непропорционально увеличению обжатия: оно наиболее сильно развивается на начальных этапах деформации (до 20 %), затем его интенсивность снижается.

§ 2. Изменение формы зерен стали

Форма зерен в холоднодеформированной стали определяется способом деформации (рис. 4.18). В исходном состоянии после горячей деформации форму зерен приближенно можно считать равнососной. При холодной прокатке она изменяется по мере увеличения степени деформации, причем по высоте заготовки происходит обжатие, вдоль направления прокатки — удлинение и в поперечном направлении — уширение (рис. 4.18, а). При рассмотрении изменения формы зерен примем систему координат: ось x — направление прокатки; ось y — направление по высоте заготовки; ось z — направление по ширине заготовки. Допустим, что объем каждого зерна в процессе прокатки не изменяется. Зерно в ходе деформации сохраняет форму эллипсоида, размер осей которого постоянно изменяется. Эллипсоид описывается уравнением

$$x^2/a^2 + y^2/b^2 + z^2/c^2 = 1. \quad (4.6)$$

где x, y, z — текущие координаты любой точки поверхности зерна; a, b, c — полуоси эллипсоида.

В результате математической обработки экспериментальных данных установлена аналитическая зависимость формы зерна от степени деформации стали (размеров зерна в направлениях x, y, z):

$$D_x = A \exp{mt}; \quad D_y = B \exp{(-ne)}; \quad D_z = C \exp{le}, \quad (4.7)$$

где D_x, D_y, D_z — оси эллипсоида; A, B, C, m, n, l — параметры, зависящие от состава стали. Для дозвтектоидной стали, имеющей

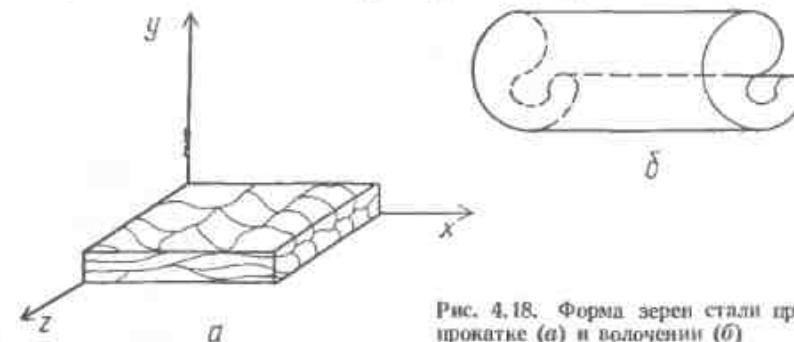


Рис. 4.18. Форма зерен стали при прокатке (а) и волочении (б)

ферритную структуру, характерны следующие параметры: $A = 7,47$; $B = 5,80$; $C = (5—17)$; $m = 0,0123$; $n = 0,0182$; $l = 0,0059$. Формулы (4.7) дают возможность в любой момент прокатки по известной степени деформации определить размер зерна, а изменение его формы в процессе деформации описывается уравнением

$$x^2/(A/2 \exp{mt})^2 + y^2/(B/2 \exp{(-ne)})^2 + z^2/(C/2 \exp{le})^2 = 1. \quad (4.8)$$

При волочении зерна приобретают не эллипсоидную, как при прокатке, а поленообразную форму, которая получается вследствие удлинения зерна в направлении волочения и одновременного изгиба по типу вращения вокруг оси проволоки (рис. 4.18, б)

§ 3. Деформация углеродистых сталей

Рассмотрим развитие упрочнения различных сталей в зависимости от их состава и исходной структуры.

Дозвтектоидные стали. Дозвтектоидные низкоуглеродистые стали 05, 08 в исходном состоянии имеют структуру феррита с небольшим количеством включений цементита. При прокатке на многоклетевом стане ферритные зерна изменяют форму, а сталь постепенно упрочняется. Влияние степени деформации на механические свойства показано на рис. 4.19.

Развитие упрочнения стали прослеживается по характеру изменения твердости с увеличением степени деформации, которое происходит в три стадии: деформация до 20 % — интенсивное упрочнение; 20—50 % — незначительное упрочнение; выше 50 % — вновь интенсивное упрочнение. При деформации стали до 20 % в ферритных зернах наблюдаются генерирование дислокаций и их скольжение. Благодаря взаимодействию дислокаций и их скольжение в пересекающихся плоскостях скольжения и блокировке скольжения препятствиями (границами зерен, включениями, пересекающимися плоскостями скольжения) на этой стадии сталь значительно упрочняется.

В процессе холодной прокатки структура стали постоянно изменяется (рис. 4.20). Тенденция к образованию ячеистой субструктуре проявляется уже при деформации 4—6 %, при 20 % формирование ячеистой субструктуре заканчивается (рис. 4.20, а). Границы ячеек тонкие. Форма ячеек субструктуре соответствует форме зерен, зависящей от вида деформации. При прокатке они имеют эллипсоидную форму, а при волочении — поленообразную. Увеличение степени деформации до 40—50 % приводит к утолщению границ ячеек. Упрочнение

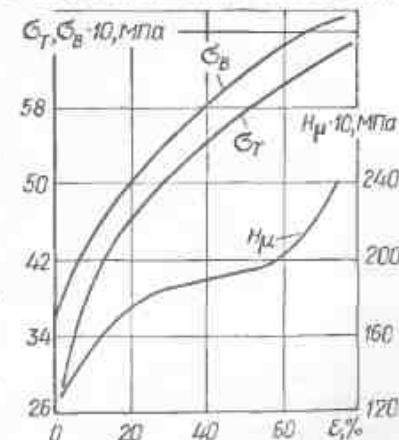


Рис. 4.19. Изменение предела прочности σ_y , текучести σ_b и твердости H_μ стали 08 при увеличении степени холодной прокатки (В. А. Черняк).

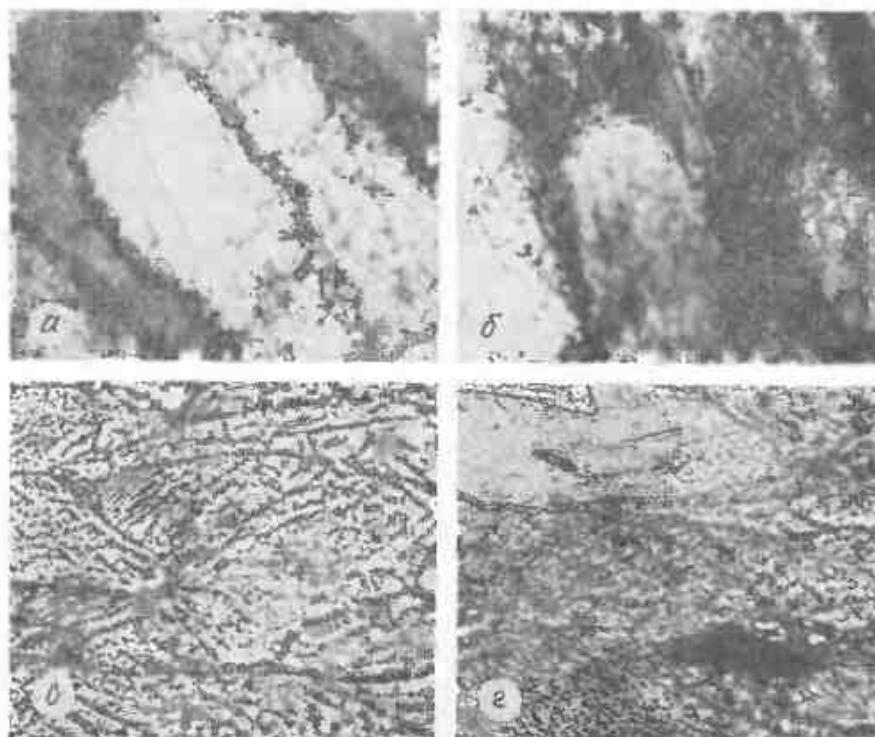


Рис. 4.20. Ячеистая субструктура (*a*, *b* — $\times 7000$) и макроструктура (*e*, *g* — $\times 800$) стали 08kp при деформации, %: *a* — 20; *e* — 30; *b*, *g* — 50

стали при этом незначительно, так как дислокации обходят препятствия путем поперечного скольжения, а размеры ячеек почти не изменяются. При холодной деформации единственным механизмом динамического возврата является поперечное скольжение дислокаций, которое позволяет последним обходить препятствия и тем самым снижает коэффициент деформационного упрочнения. Дальнейшее увеличение степени деформации (50 % и выше) приводит к значительному накоплению дислокаций на границах ячеек, в результате чего ширина субграниц резко увеличивается, а размеры ячеек уменьшаются (рис. 4.20, *b*). Это вызывает интенсивное упрочнение стали, так как напряжение деформации зависит от размера ячеек субструктуры (субзерен) d_c :

$$\sigma = Gb/d_c \quad (4.9)$$

Степень упрочнения стали при холодной деформации определяется общим количеством и характером распределения дислокаций. Изменение плотности дислокаций и размера ячеек субструктуры с увеличением степени деформации стали 08kp показано ниже. Интен-

ε , %	0	5	15	35	50
ρ_1 , cm^{-2}	$3,7 \cdot 10^8$	$5,45 \cdot 10^{10}$	$1 \cdot 10^{11}$	$1,57 \cdot 10^{11}$	$2,3 \cdot 10^{11}$
d_c , мкм	$9 \cdot 10^{-6}$	$7,7 \cdot 10^{-6}$	$5,5 \cdot 10^{-6}$	$4 \cdot 10^{-6}$	$3,6 \cdot 10^{-6}$

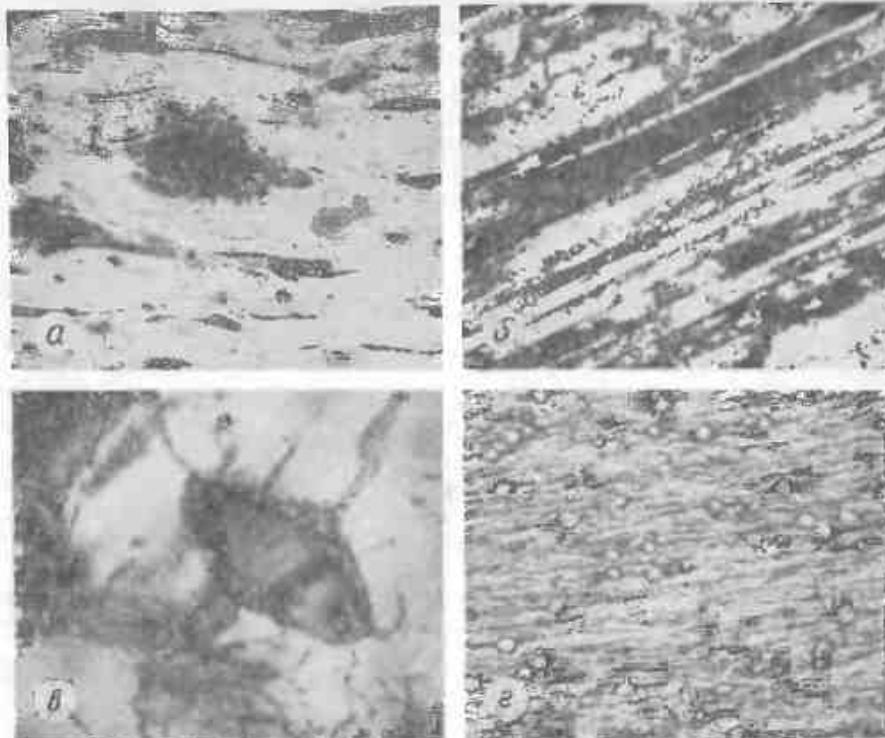


Рис. 4.21. Структура углеродистых сталей после холодной прокатки: *a* — $\times 500$; *b* — $\times 15\ 000$; *e* — $\times 30\ 000$; *g* — $\times 600$. Котек

сивность субструктурного упрочнения определяется углом разориентации Θ_c соседних ячеек субструктуры. С увеличением Θ_c возрастает блокирующая способность субграницы, что приводит к повышению коэффициента k_1 , входящего в уравнение Холла-Петча (4.2).

Микроструктура ферритной стали после различных обжатий показана на рис. 4.20, *e*, *g*. Деформация имеет неоднородный характер. Например, при общей деформации стали 18—22 % можно обнаружить зерна, претерпевшие деформацию на 10, 20, 40, 60 и даже 80 %. Частицы цементита мало пластичны, хрупко разрушаются и перераспределяются с образованием строчек в направлении прокатки. При снижении температуры деформации до -196°C преобладающим механизмом деформации становится двойникование.

Из дозвектонидных сталей 05, 08, 10, имеющих ферритную структуру, холодной прокаткой получают полосы и листы, применяемые в автомобилестроении, сельскохозяйственном машиностроении для изготовления изделий методом холодной штамповки; из электротехнических текстурованных и малотекстурованных ферритных сталей, например стали ЭЗ, с высокими электромагнитными свойствами производят трансформаторные листы.

На рис. 4.21 показана структура холоднодеформированных сталей с различным содержанием углерода. Среднеуглеродистые стали до

деформации имеют ферритно-перлитную структуру равноосных зерен. В процессе холодной прокатки ферритные и перлитные зерна изменяют свою форму, вытягиваясь в направлении деформации (рис. 4.21, а). Упрочнение стали развивается в результате увеличения плотности дислокаций, формирования ячеистой субструктуры в ферритной составляющей структуры, образования субструктуры в перлите. Особенности субструктурного упрочнения перлита рассмотрены ниже при описании эвтектоидной стали.

Пластическая деформация стали с ферритно-перлитной структурой начинается с появления полос скольжения, а при отрицательных температурах — и двойников в избыточном феррите, причем в начале деформации перлитные зерна ведут себя в основном как «жесткие» включения и выполняют роль препятствий на пути движения дислокаций и двойников. Полосы скольжения могут заканчиваться у перлитных зерен или огибать их. В избыточном феррите полосы скольжения и двойники взаимодействуют друг с другом, с границами ферритных зерен и границами феррита с перлитом. Возникающие при этом напряжения вызывают деформацию в феррите перлита и деформацию или срез цементитных пластин в зависимости от их ориентировки.

В процессе развития деформации до 25 % плотность дислокаций возрастает и в избыточном, и в перлитном феррите, что приводит к формированию ячеистой структуры. В связи с тем, что объем пластин феррита перлита меньше по сравнению с объемом зерен избыточного феррита, размеры ячеек в феррите перлита будут соответственно меньше. Степень упрочнения избыточного феррита и перлита при степенях деформации менее 25 % примерно одинакова. Увеличение степени деформации способствует более интенсивному упрочнению перлита. Предел текучести доэвтектоидной стали зависит от свойств ферритной и перлитной составляющих структуры:

$$\sigma_{0,2} = f_{\phi}\sigma_{\phi} + (1 - f_{\phi})\sigma_{\pi}, \quad (4.10)$$

где f_{ϕ} — объемная доля феррита в структуре; σ_{ϕ} и σ_{π} — соответственно предел текучести феррита и перлита.

Холодной деформации подвергаются доэвтектоидные легированные и углеродистые стали марок 65, 70, 75, 85, 55ГС, 60Г, 65Г, предназначенные для изготовления деталей высокой прочности и упругости (пружины, рессоры, лопаток вентиляторов, тормозных дисков и т. д.), а также автоматные стали марок А12, А20, А30.

Эвтектоидная сталь до деформации имеет структуру равноосных зерен пластинчатого перлита. В механизмах упрочнения феррита и перлита есть много общего, однако присутствие частиц цементита вносит существенные отличия в рассматриваемые явления. Перлитные колонии в поликристаллической стали распределены хаотически. В процессе прокатки они ориентируются преимущественно вдоль направления деформации. Такая ориентация усиливается с увеличением степени деформации стали. В ферритных участках, как и в структурно свободном феррите, дислокации генерируются и движутся, возникают дислокационные скопления. При деформации перлита наблюдаются

следы скольжения, двойникования, деформационные сбросы и изгиб полос скольжения.

Скольжение в феррите перлита происходит вдоль или поперек цементитных пластин, а также по межфазным границам. Между ферритом и цементитом в перлите возможны следующие ориентационные соотношения: $(001)_{\text{ц}} \parallel (521)_{\text{Ф}}$; $(001)_{\text{ц}} \parallel (211)_{\text{Ф}}$; $[110]_{\text{ц}} \parallel [1011]_{\text{Ф}}$; $[1010]_{\text{ц}} \parallel [1111]_{\text{Ф}}$. Скольжение в феррите вдоль цементитных пластин реализуется в трех зернах перлита, в которых плоскости скольжения (211) расположены благоприятно к внешним напряжениям. Если не соблюдается соотношение $(211)_{\text{Ф}} \parallel (001)_{\text{ц}}$, то цементит не принимает участия в деформации, при его соблюдении скольжение возможно в цементите, в котором система плоскостей (001) является плоскостями скольжения. В случае близкой ориентировки цементитных пластин в соседних перлитных зернах идет эстафетная передача скольжения от одного зерна к другому, при больших разориентировках зерен скольжение вдоль цементитных пластин в одном зерне вызывает сбрасывание в другом.

Цементитные пластины в благоприятно ориентированных колониях несколько удлиняются в результате их деформации скольжением. В этих участках пластинчатое строение перлита сохраняется, однако пластины становятся более тонкими и в них увеличивается плотность дислокаций.

Ориентационное соотношение $(211)_{\text{Ф}} \parallel (001)_{\text{ц}}$ встречается редко, поэтому далеко не всегда в феррите наблюдается скольжение вдоль цементитных пластин. В других системах плоскостей феррита оно тормозится труднодеформируемыми пластинами цементита. Ограниченнное развитие деформации в феррите способствует накоплению дислокаций. Плотность дислокаций увеличивается вначале у поверхности раздела феррита и цементита, что свидетельствует о барьерном эффекте межфазных границ и зарождении дислокаций поверхностью раздела. В феррите перлита с увеличением степени деформации возникает дисперсная ячеистая субструктура.

С развитием деформации субзерна разворачиваются, увеличивается угол их разориентировки. Блокировка скольжения в феррите, проходящего под углом к плоскости $(001)_{\text{ц}}$, приводит к деформации цементита путем сбрасывания. В неблагоприятно ориентированных по отношению к направлению деформации колониях цементитные пластины изгибаются и разрушаются срезом, и у их обломков появляются дислокационные клубки, которые с увеличением степени деформации превращаются в стеки ячеек, содержащие, наряду с дислокациями, измельченные частицы цементита. В этих участках не сохраняется пластинчатое строение перлита.

Упрочнение эвтектоидной стали происходит благодаря увеличению плотности дислокаций в феррите, цементите и на границах раздела феррит — цементит и в результате формирования в феррите ячеистой субструктуры, содержащей в стеках ячеек мелкие частицы цементита. Микроструктура деформированного перлита показана на рис. 4.21, б.

Степень упрочнения стали со структурой пластинчатого перлита зависит от дисперсности перлитных колоний, что, в свою очередь,

определяет длину линий скольжения в ферритных участках. Чем короче эта дистанция, тем быстрее упрочняется перлитная сталь:

$$\sigma_t = \sigma_0 + k_p \Delta c^{1/2}. \quad (4.11)$$

Здесь k_p — константа, характеризующая степень блокировки дислокаций структурными барьерами; Δc — дистанция скольжения дислокаций, примерно равная отрезку в ферритном участке, ориентированному в направлении [111]Ф и ограниченному двумя параллельными пластинами цементита.

Предел текучести эвтектоидной стали определяется следующим выражением:

$$\sigma_t = \sigma_F f_F + \sigma_C (1 - f_F), \quad (4.12)$$

где σ_C — предел текучести цементита.

Сталь со структурой дисперсного перлита можно существенно упрочнить с помощью холодной деформации. При патентировании проволоки из сталей 65, 70, У8, У9 волочение приводит к увеличению предела прочности стали до 4000 МПа.

Завтектоидная сталь в исходном состоянии имеет структуру перлита и вторичного цементита. При холодной деформации такой стали перлит деформируется аналогично перлиту эвтектоидной стали, а вторичный цементит, находящийся на границах зерен, даже при малых обжатиях (0,5—2 %) разрушается, дробится и выстраивается в цепочки в направлении течения. Такую сталь очень трудно деформировать. Главная причина низкой пластичности стали заключается в наличии цементита пластинчатой формы.

Повышение сопротивления завтектоидной стали разрушению и увеличение ее пластичности достигается сфероидизирующим отжигом или теплой деформацией в ходе перлитного превращения.

Субструктурное упрочнение стали со структурой зернистого перлита развивается следующим образом. В ходе деформации начинается скольжение дислокаций в феррите. Частицы цементита препятствуют движению дислокаций. Это приводит к повышению напряжения, необходимого для их движения. Важным показателем развития упрочнения сфероидизированной стали является дистанция свободного скольжения дислокаций в феррите, которая определяется средним расстоянием между частицами цементита. Предел текучести стали при этом равен

$$\sigma_t = a - b \log \lambda, \quad (4.13)$$

где a и b — коэффициенты, зависящие от состава стали; λ — среднее расстояние между частицами цементита. При уменьшении среднего расстояния между частицами от 20 до 0,6 мкм предел текучести стали возрастает на порядок. Предел текучести стали согласно выражению (1.6) зависит от среднего размера частиц цементита.

На начальных этапах деформации (при обжатиях менее 10 %), когда еще нет ячеистой субструктуры, степень упрочнения феррита с дисперсными частицами цементита значительно больше, чем феррита низкоуглеродистой стали, не содержащей частиц цементита. Интенсивность упрочнения завтектоидной стали определяется плотностью и характером распределения дислокаций в феррите вдали от цемен-

титных частиц и количеством дислокаций, заторможенных цементитными частицами. В результате торможения скольжения у цементитных частиц возникают дислокационные скопления — клубки (рис. 4.21, *в*), которые преобразуются в ячеистую субструктуру. В отличие от пластинчатого глобулярного цементита при холодной деформации пластически не деформируется. Крупные цементитные частицы разрушаются, в их обломки перемещаются в направлении течения стали.

Прочность стали со структурой сфероидизированного цементита обратно пропорциональна расстоянию между карбидными частицами и диаметру ячеек дислокационной субструктуры. Таким образом, механизм упрочнения стали со структурой зернистого перлита состоит в субструктурном и дисперсионном упрочнении металла частицами цементита.

В механизмах упрочнения стали с пластинчатым и зернистым перлитом есть много общего. В обоих случаях частицы цементита препятствуют движению дислокаций в феррите. Следует отметить, что в отличие от стали с пластинчатым перлитом сталь со структурой зернистого перлита (цементита) не разрушается при степенях деформации 80—90 %. Микроструктура стали с зернистым перлитом после холодной прокатки на 70 % показана на рис. 4.21, *г*.

§ 4. Деформация легированных сталей

Механизм холодной деформации легированных сталей зависит от их принадлежности к структурному классу. Ферритные и перлитные стали деформируются аналогично рассмотренным выше завтектоидным и эвтектоидной стали. У легированного цементита и специальных карбидов, входящих в структуру перлита, пластичность ниже, чем у цементита. Их разрушение начинается при меньших степенях деформации по сравнению с таковыми цементита, поэтому упрочнение легированных сталей развивается интенсивнее, чем углеродистых.

Стали карбидного (ледебуритного) класса мало пластичны при холодной деформации, так как специальные карбиды обладают повышенной хрупкостью, а наличие карбидных эвтектик способствует резкому снижению пластичности стали в любом температурном интервале. Для увеличения их пластичности следует проводить сфероидизирующий отжиг. При получении дисперсных, равномерно распределенных глобулярных карбидов становится возможной холодная деформация стали. Механизм ее упрочнения аналогичен рассмотренному выше для углеродистой стали со структурой зернистого цементита. Такой обработке подвергаются некоторые виды инструментальных сталей.

Стали марганситного класса не поддаются большим обжатиям из-за высокой хрупкости маргансита, пределы текучести которого составляют 800—1000 МПа. Увеличить их пластичность можно, измельчив структуру с помощью ВТМО или НТМО. Сопротивление деформации стали со структурой отпущеного маргансита или бейнита определяется размерами зерен α -фазы и дислокационных ячеек субструктуры, а также расстоянием между карбидными частицами:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \alpha d_c^{-m} + \beta \lambda^{-1}, \quad (4.14)$$

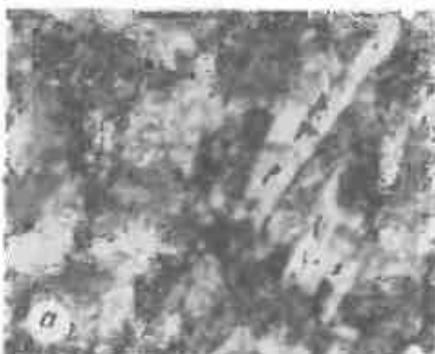


Рис. 4.22. Микроструктура легированных сталей после холодной прокатки:
а — $\times 30\,000$, Н. В. Погребняк; б — $\times 500$, И. Е. Казиников

где σ_0 — предел текучести α -фазы без карбидов; α и β — коэффициенты; $m = \frac{1}{2}, \dots, 1$.

Легированные стали подвергают холодной деформации (рис. 4.22). Деформация мартенсита, представляющего собой пересыщенный твердый раствор, приводит к его частичному распаду, нагрев интенсифицирует последний, изменяет характер распределения и дисперсность частиц цементита или карбидов. Основными причинами повышения прочности мартенситных сталей являются увеличение плотности дислокаций и распад остаточного аустенита. Дислокационная структура деформированного мартенсита показана на рис. 4.22, а. Дислокации блокируются атомами углерода. Холодная деформация стали со структурой отпущеного мартенсита способствует значительному ее упрочнению.

Стали аустенитного класса при холодной деформации ведут себя аналогично однофазным ферритным сталим. Деформация аустенита развивается путем множественного скольжения дислокаций и двойникования (рис. 4.22, б). Линии скольжения в аустените при разных схемах деформации расположены по-разному: при прокатке стали на начальных этапах деформации они располагаются в одном направлении в пределах каждого зерна, при волочении — пересекаются с образованием сетки.

В интервале степеней деформации до 5 % плотность дислокаций резко возрастает, появляются дислокационные скопления и дефекты упаковки. При деформации 10—15 % работают три-четыре системы скольжения, взаимодействие дислокаций в пересекающихся системах приводит к образованию порогов на дислокациях. Возникает ячеистая дислокационная субструктура. Размер ячеек последней составляет примерно 0,1—0,5 мкм. С увеличением степени деформации до 50 % возрастают плотность дислокаций в стенах ячеек, количество и протяженность дефектов упаковки. В аустените меньше активных плоскостей скольжения, чем в феррите, дислокации мало склонны к по-перечному скольжению и переползанию из-за меньшей диффузионной подвижности атомов. Поэтому в аустените раньше тормозится движение дислокаций, возникают дислокационные скопления и клубки,

преобразующиеся в стенки ячеек. Упрочнение аустенитных сталей развивается интенсивнее, чем ферритных, и при одинаковой степени деформации достигает большего значения.

Если в процессе деформации происходит мартенситный распад, деформационный наклеп усиливается фазовым наклепом. Малые обжатия активизируют и ускоряют мартенситное превращение, большие — стабилизируют аустенит, что связано с измельчением субструктуры и образованием разрывов по когерентным границам растущих кристаллов мартенсита и аустенита. При температуре 20 °С мартенситное превращение происходит частично, с понижением температуры оно значительно интенсифицируется. Сочетание холодного наклепа при отрицательных температурах с мартенситным превращением позволяет существенно повысить прочность стали.

§ 5. Влияние холодной деформации на текстуру и физические свойства стали

В процессе холодной прокатки стали образуется текстура деформации. Например, в трансформаторной стали марок Э310, Э320 возникает ребровая текстура, при которой ребро куба элементарной ячейки {100} параллельно направлению прокатки, а плоскость {110} — поверхности листа. Создание такой текстуры обеспечивает стали благоприятные магнитные свойства. Применение холоднокатаной трансформаторной стали с ребровой текстурой взамен изотропной горячекатаной позволяет уменьшить массу и габаритные размеры мощных трансформаторов на 20—25 % и снизить потери электроэнергии. При прокатке листов появляются несколько кристаллографических составляющих текстуры: {110} [001], {112} [110], {111} [112]. В случае волочения труб из углеродистой стали 10 образуются текстуры {102} [110], {110} [112], {110} [110], а из аустенитной нержавеющей стали — аксиальная текстура. При глубокой вытяжке характер текстуры для разных участков деталей не одинаков. Например, в центре дна чаши появляется текстура сжатия (направления [111] и [100] параллельны оси сжатия), на верхнем ободе чаши — также текстура сжатия, но ось ее тангенциальна.

При холодной деформации стали изменяются не только механические, но и физические свойства. Электросопротивление в общем случае повышается в результате наклела, что связывают с ростом плотности дефектов кристаллического строения, рассеивающих электроны проводимости. При холодной деформации уменьшается сопротивление стали коррозии, причем преимущественно развивается интеркристаллитная коррозия. Холодная деформация приводит также к снижению теплопроводности и магнитной проницаемости стали, затрудняет процессы намагничивания и размагничивания ферромагнитных сталей.

Холодная пластическая деформация стали — один из эффективных способов понижения температуры хладноломкости, которое происходит в результате создания ячеистой субструктуры. При малых степенях деформации, когда дислокации в зернах расположены хаоти-

чески, низкотемпературная пластичность стали снижается, а температура хладноломкости повышается. При больших степенях деформации температура хладноломкости уменьшается.

Контрольные вопросы

- Каковы задачи холодной обработки стали давлением?
- Как изменяется форма зерен при холодной деформации?
- Что такое наклеп?
- В чем состоит сущность наклеяния упрочнения стали при холодной деформации?
- Опишите процесс развития упрочнения углеродистых сталей с различной структурой.
- Как формируется ичестная субструктура в сталях с различным содержанием углерода?
- В чем состоят особенности холодной деформации легированных сталей?
- Что такое текстура холоднодеформированных сталей?

ГЛАВА 8. РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЙ ОТЖИГ СТАЛИ

В процессе холодной пластической деформации сталь упрочняется и дальнейшее ее деформирование затрудняется, поэтому ее подвергают рекристаллизационному отжигу. Отжиг проводят как окончательную операцию для получения готовой продукции с гарантированными механическими и технологическими свойствами или как промежуточную с целью восстановления пластичности стали для последующей деформации. Отжигают не только холодно-, но и горячедеформированную сталь.

На металлургических заводах для отжига существуют камерные печи периодического действия, колпаковые муфельные с контролируемой атмосферой, вакуумные, а также проходные непрерывного действия — толкателевые, с роликовым или шагающим подом. Температура отжига зависит от марки стали и температуры начала рекристаллизации.

Необходимый комплекс свойств стали определяется важнейшими параметрами микроструктуры, формирующейся в процессе рекристаллизационного отжига: средним размером зерен, характером и степенью разнозернистости, наличием и типом текстуры, размером и разориентировкой субзерен, степенью совершенства тонкой (дислокационной) структуры зерен.

Форма зерен рекристаллизованной стали очень важна и зависит от способа и режима деформации, параметров отжига, а также от химического состава стали. При холодной прокатке, например, возникают текстуры деформации $\{111\} \langle 110 \rangle$, $\{111\} \langle 112 \rangle$, $\{112\} \langle 110 \rangle$, которые наследуются рекристаллизованной сталью, и зерна в стали после отжига получаются не равноосными, а несколько вытянутыми в направлении прокатки. Причинами возникновения текстуры рекристаллизации являются выделение дисперсных частиц нитридов алюминия, ванадия, титана, хрома вдоль плоскостей скольжения и границ зерен и торможение роста зерен в этих направлениях. Рекристаллизованные зерна могут быть и равноосными, если в стали содержится мало примесей и слабо выражена текстура деформации. Вытянутые зерна благоприятствуют улучшению некоторых техноло-

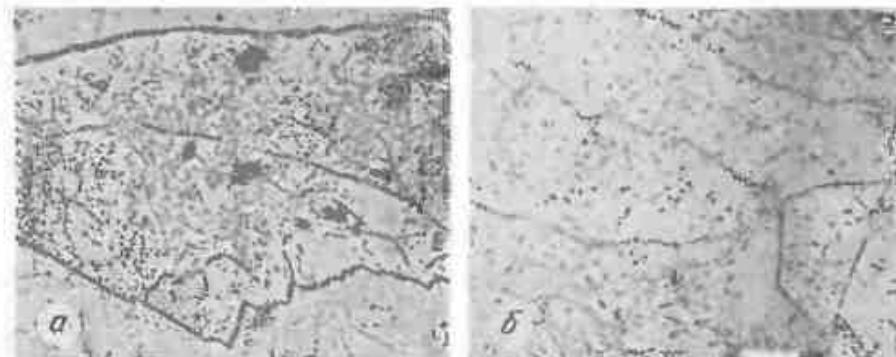


Рис. 4.23. Развитие полигонизации в ферритной стали 33 ($\times 900$)

гических свойств, например способствуют повышению штампуемости низкоуглеродистой листовой стали. После отжига проводится контроль качества термической обработки, который включает проверку твердости, анализ макро- и микроструктуры, механические испытания.

§ 1. Отжиг углеродистых сталей

Дозвтектоидные стали. Рекристаллизационному отжигу подвергают низкоуглеродистые холоднокатаные стали 08kp, 08pc, 08Ю, 08Фkp, 10, предназначенные для глубокой и сложной вытяжки.

Механизм разупрочнения стали зависит от степени холодной деформации (рис. 4.23). При отжиге стали, деформированной на небольшую степень (до 15—20 %), происходит анигилияция и перераспределение дислокаций с образованием малоугловых границ (рис. 4.23, a). С увеличением продолжительности выдержки эти границы мигрируют, присоединяя новые дислокации, и постепенно превращаются в границы большей разориентировки, или среднеугловые (рис. 4.23, b). В стали возникает субзеренная структура. В дальнейшем ($\epsilon \sim 20$ —30 %) возможна коалесценция субзерен в результате рассыпания субграниц. Сталь после малых степеней деформации разупрочняется путем полигонизации.

В случае деформации стали на 30 % и более при отжиге развивается первичная рекристаллизация. Температура ее начала определяется по правилу А. А. Бочвара (2.23) или по изменению твердости стали, вызванному увеличением температуры отжига (рис. 4.24). При температуре начала рекристаллизации t_p^H в деформированной стали образуются зародыши рекристаллизации, при температуре конца рекристаллизации t_p^L все зерна

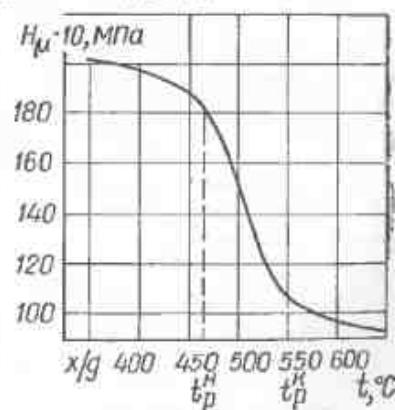


Рис. 4.24. Изменение твердости стали 08kp при повышении температуры отжига

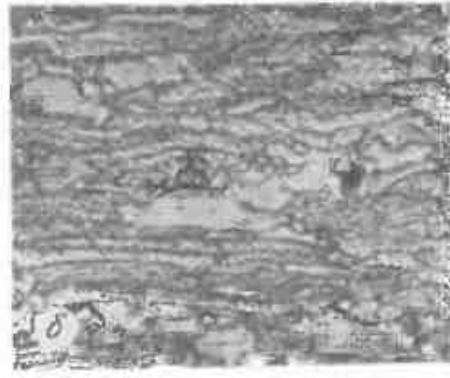
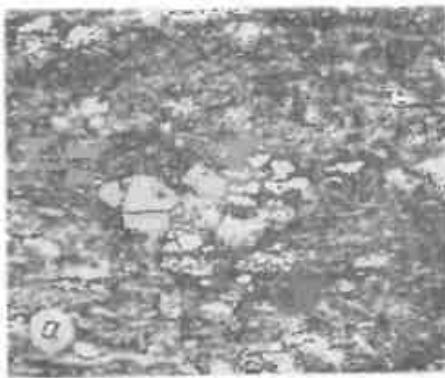
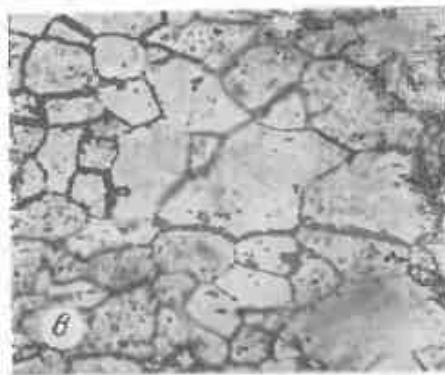


Рис. 4.25. Развитие первичной рекристаллизации в стали 08Т ($\times 800$)



становятся равноосными. Механизм зарождения новых зерен зависит от степени холодной деформации и характера дислокационной структуры, сформированной при отдыхе и полигонизации. В случае образования полигональной субструктуры рекристаллизация тормозится, по местах локального изгиба и миграции субграниц происходят их распыление и коалесценция субзерен.

При этом границы отдельных субзерен становятся большеугловыми и могут мигрировать в сторону деформированных объемов. В сильно деформированных сталях зародыши первичной рекристаллизации образуются в результате перераспределения дислокаций, приводящего к появлению микрообластей, почти свободных от дислокаций и окруженных малоугловыми границами. Эти области постепенно увеличиваются, малоугловые границы присоединяют к себе новые дислокации и превращаются в большеугловые (см. гл. 6 разд. 2). Растущие области, когда они достигнут определенного размера (критического), становятся зародышами рекристаллизации. Новые зерна появляются после определенного инкубационного периода t_0 , необходимого для подготовки структуры (перераспределения дислокаций).

Рекристаллизация стали развивается путем роста образовавшихся и появления новых зародышей, при этом с увеличением времени выдержки доля рекристаллизованного объема постепенно растет (рис. 4.25), а твердость стали уменьшается. На рис. 4.25, а, б показана микроструктура стали, в которой доля рекристаллизованного объема составляет соответственно 20 и 50 %. Столкновение зерен приостанавливает их рост, и первичная рекристаллизация завершается (рис. 4.25, в).

Температура начала рекристаллизации и значение ее температурного интервала зависят от степени холодной деформации (рис. 4.26), определяющей исходную степень дефектности структуры стали.

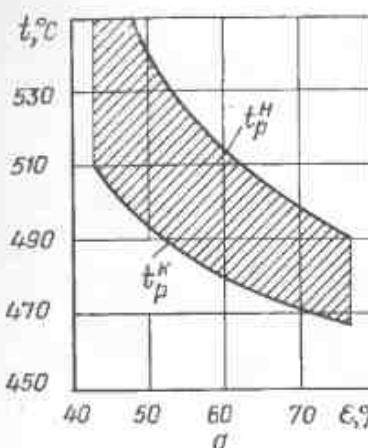


Рис. 4.26. Влияние степени деформации стали на температурный интервал рекристаллизации (а) и размер зерен после рекристаллизации (б)

Повышение температуры отжига способствует увеличению скорости рекристаллизации стали, так как в этом случае подвижность дислокаций интенсифицируется.

На температурный интервал рекристаллизации влияют также примеси. Они присутствуют в стали в виде атомов, растворенных в феррите, или неметаллических включений разной величины. Крупные включения способствуют ускорению начала рекристаллизации, так как вблизи включений плотность дислокаций повышена. Мелкие включения и атомы примесей тормозят движение дислокаций, субграниц и границ зерен, тем самым замедляя скорость рекристаллизации и расширяя температурный интервал ее развития.

На рис. 4.27 показана схема изменения свойств стали в ходе рекристаллизационного отжига на разных стадиях разупрочнения. Во время отдыха механические свойства почти не изменяются. На стадии развития полигонизации наблюдается незначительное снижение твердости и прочности свойств, а также повышение пластичности. Первичная рекристаллизация приводит к существенному снижению прочностных свойств и увеличению пластических.

Образовавшаяся после первичной рекристаллизации структура стали не стабильна. Изотермическая выдержка при отжиге приводит к собирательной рекристаллизации. В результате средний размер зерен в стали увеличивается. При собирательной рекристаллизации твердость и прочность стали

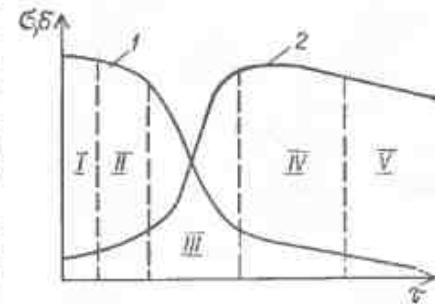
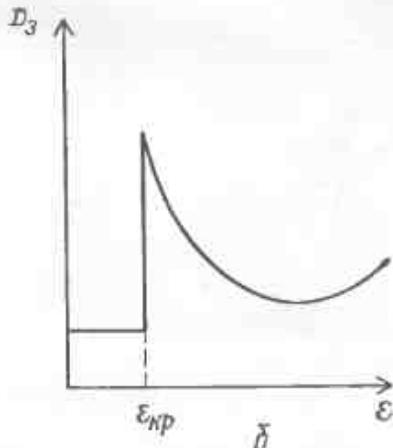


Рис. 4.27. Схема изменения прочностных (кривая 1) и пластических (кривая 2) свойств во время рекристаллизационного отжига:
I — область отдыха; II — полигонизация; III—V — соответственно первичной, собирательной и вторичной рекристаллизации

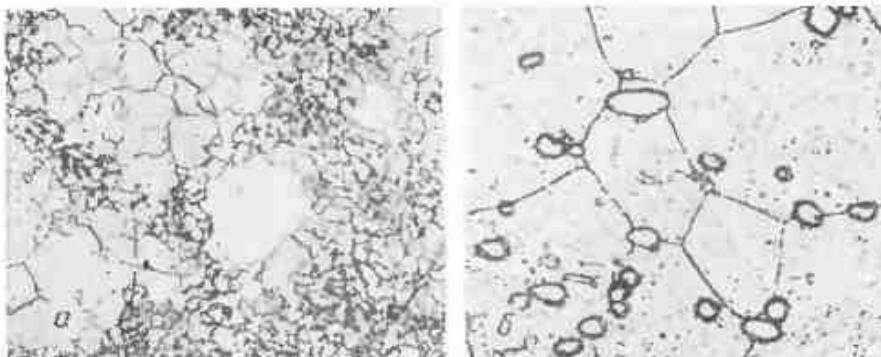


Рис. 4.28. Микроструктура извтектоидной стали 30 (а — $\times 100$) и заивтектоидной стали (б — $\times 600$, А. С. Ковзель) после рекристаллизационного отжига

понижаются, пластичность повышается до определенного уровня. С появлением крупнозернистой структуры пластичность стали падает.

Кинетика собирательной рекристаллизации определяется стремлением большеугловых границ к миграции в направлении уменьшения их кривизны. Криволинейные границы зерен непрерывно мигрируют в процессе отжига по направлению к центру их кривизны, что вызывает непрерывное изменение углов в стыках зерен. Скорость миграции зависит от местной кривизны границы.

Рекристаллизованная структура стали может иметь такой дефект, как разнозернистость. Наличие зерен разных размеров нежелательно, так как при последующем деформировании стали напряжения в ней распределяются неравномерно, что способствует снижению пластичности и даже разрушению. Разнозернистость может быть вызвана неравномерным распределением примесей по сечению изделия, например листа, в котором в приповерхностных участках содержится углерода на 20—25 % меньше, чем во внутренних слоях, и зерна у поверхности получаются крупнее. Кроме того, разнозернистость появляется при отжиге стали после критической деформации ϵ_{kp} (см. рис. 4.26). Недопустимо также развитие во время отжига вторичной рекристаллизации, приводящей к возникновению зерен разных размеров, падению прочности и пластичности стали (см. рис. 4.27).

На рис. 4.28 приведены микроструктуры сталей с различным содержанием углерода после рекристаллизации. При отжиге холодно-деформированной стали, имеющей ферритно-перлитную структуру, новые рекристаллизованные зерна зарождаются и растут в первую очередь на границе раздела феррит — перлит, а затем в полосах скольжения в феррите. Рекристаллизация развивается параллельно в ферритной и перлитной составляющих структуры. Условия ее протекания не одинаковы: в избыточном феррите может пройти первичная и даже собирательная рекристаллизация, в то время как в перлите рост зерен затруднен из-за наличия второй фазы — цементитных частиц. Перлитные зерна сдерживают собирательную рекристаллизацию в избыточном феррите. При наличии ликвации углерода

и неоднородном распределении перлита в стали наблюдается разнозернистость ферритных зерен: в зонах, где есть перлит, зерна феррита остаются мелкими, в то время как вдали от перлитных зерен происходит собирательная рекристаллизация феррита и наблюдается аномальный рост зерен (рис. 4.28, а).

Эвтектоидная и заивтектоидные стали. Во время отжига холодно-деформированной эвтектоидной и заивтектоидной стали пластинчатый перлит разупрочняется в результате развития полигонизации, рекристаллизации феррита и сфероидизации цементитных пластин. Присутствие частиц второй фазы (цементита) ускоряет начало рекристаллизации, так как обломки цементитных пластин, разрушенных холодной деформацией, способствуют зарождению центров рекристаллизации (благодаря наличию вокруг них дислокационных скоплений), но затрудняют рост зародышей рекристаллизации в результате барьерного эффекта. Это уменьшает средний размер рекристаллизованных зерен. Повышение температуры или увеличение времени выдержки приводят к развитию собирательной рекристаллизации.

Рекристаллизация феррита сопровождается сфероидизацией цементита. Последняя медленно протекает во время отжига литой стали и резко ускоряется при отжиге после холодной пластичной деформации, которая значительно интенсифицирует диффузционную подвижность атомов железа, а это приводит к появлению большого числа вакансий. Атомы углерода взаимодействуют с вакансиями, и образовавшиеся комплексы имеют большую диффузционную подвижность, чем отдельные атомы углерода. Местами начала сфероидизации служат границы зерен, деформационные складки, полосы сброса. Степень холодной деформации влияет на температуру начала сфероидизации: при малых обжатиях сфероидизация начинается при температурах выше 550 °C, при больших — уже при 500 °C.

С увеличением времени выдержки при температуре отжига параллельно со сфероидизацией цементита может происходить его коалесценция, что приводит к снижению прочности стали.

Рекристаллизационному отжигу подвергаются также холоднокатаные стали, имеющие до деформации структуру зернистого перлита, например инструментальные и подшипниковые. В этом случае развивается рекристаллизация в феррите и параллельно происходит коалесценция зернистого цементита. Частицы последнего способствуют зарождению центров рекристаллизации, в результате появляется большое количество зародышей рекристаллизации и структура получается мелкозернистой. Зародыши растут в результате миграции большеугловых границ, однако при наличии большого количества дисперсных цементитных частиц рекристаллизация феррита путем миграции большеугловых границ затруднена. В этих условиях возможно расщепление большеугловых границ на малоугловые, которым легче перемещаться по зерну. При движении они переориентируют зерно. Средний размер цементитных частиц в результате коалесценции увеличивается. Структура инструментальной стали с зернистым перлитом после рекристаллизационного отжига показана на рис. 4.28, б. Чем выше степень деформации стали и температура отжига, тем быстрее и полнее происходит рекристаллизация феррита и

интенсивнее осуществляются сфероидизация и коалесценция цементита. Эти процессы приводят к снижению прочностных и увеличению пластических свойств стали.

§ 2. Отжиг легированных сталей

Холоднокатаные стали. Легирующие элементы влияют на развитие разупрочнения феррита после холодной деформации. Для легированного феррита при нагреве характерно длительное сохранение упрочненного состояния. Легирующие элементы существенно влияют на развитие релаксации напряжений II рода. Вольфрам, ниобий, хром стабилизируют напряжения, никель несколько ускоряет их релаксацию. Легирование хромом, ниобием и вольфрамом повышает температуру рекристаллизации феррита, никелем — понижает ее. Хром, ниобий, молибден, титан и вольфрам значительно замедляют разупрочнение феррита. Старение феррита, предшествующее рекристаллизации при нагреве стали, вызывает некоторое повышение твердости стали по сравнению с исходным холоднодеформированным состоянием.

Примером легированного феррита может служить структура холоднокатаной электротехнической стали. Эта сталь содержит кремний, который увеличивает магнитную проницаемость, снижает коэрцитивную силу, потери на гистерезис и вихревые токи.

В процессе отжига требуется получить зерна феррита определенных размеров, поскольку последние существенно влияют на магнитные свойства стали. С увеличением среднего размера зерен возрастает магнитная проницаемость и снижаются потери на гистерезис, однако наблюдаются большие потери на вихревые токи. Поэтому чрезмерное укрупнение зерен может привести к росту общих ваттных потерь.

Задача отжига — сохранить текстуру прокатки. Текстура формируется уже при горячей деформации, однако более выраженной она становится после холодной прокатки, при которой происходит преимущественная ориентация диагоналей граней куба элементарной ячейки $[110]$ вдоль направления деформации.

Как известно, электротехническая сталь должна иметь ребровую текстуру, характеризующуюся тем, что плоскости (110) совпадают с плоскостью листа, а направление $[100]$ — с направлением прокатки. В результате сталь вдоль текстуры имеет более высокие магнитные свойства, чем поперек. При нагреве в электротехнической стали развиваются процессы отдыха и полигонизация, а затем первичной рекристаллизации, механизм и кинетика которых подобны описанным ранее для низкоуглеродистой ферритной стали.

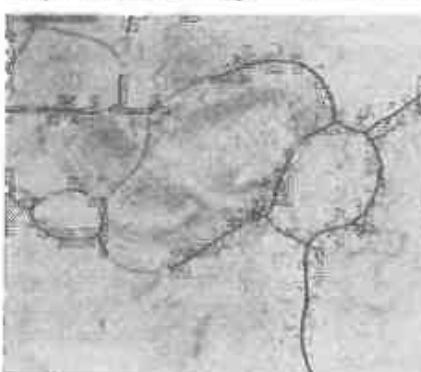
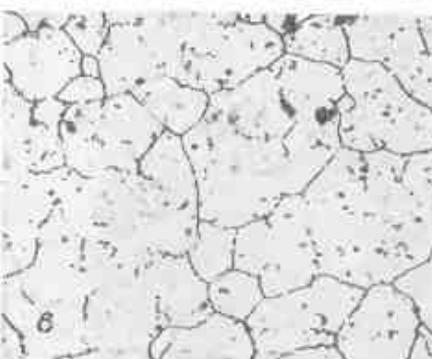


Рис. 4.29. Микроструктура холоднокатаного кремнистого феррита в процессе развития рекристаллизации ($\times 350$, К. М. Жак)



Рис. 4.30. Развитие рекристаллизации в холоднодеформированном аустените стали 12Х18Н10Т ($\times 100$, И. Е. Казимирова)



рекристаллизацию. Крупнозернистая структура стали формируется на завершающей стадии при прохождении вторичной рекристаллизации. Причиной аномального роста зерен кремнистого феррита является повышенная плотность дислокаций в них по сравнению с таковой в первично рекристаллизованных зернах (рис. 4.29). Переопределение дислокаций приводит к их частичной аннигиляции, формированию субструктур и новых зеренных границ, которые являются продолжением старых, но имеют меньшие углы разориентировки и пониженное количество сегрегирующих примесей.

Рекристаллизационному отжигу подвергают также листы и трубы из аустенитных сталей 12Х18Н10Т, 10Х18Н9Т, 20Х18Н9 после холодной прокатки или волочения. Холоднодеформированный аустенит разупрочняется подобно ферриту (рис. 4.30). Некоторое отличие заключается в том, что в первом случае роль полигонизации очень незначительна. Аустенит, имеющий малую энергию дефектов упаковки, разупрочняется в основном за счет протекания первичной рекристаллизации (рис. 4.30, а, б). При этом твердость и прочность стали снижаются, а пластичность увеличивается. В процессе отжига такой стали, как 10Х18Н9Т, при увеличении времени выдержки до 25 ч и более в интервале температур (400—450 °С) наблюдается аномально большое повышение твердости, т. е. до значений, соответствующих твердости марганца. Действительно, если в процессе холодной деформации не успело пройти или только началось марганцовистое превра-

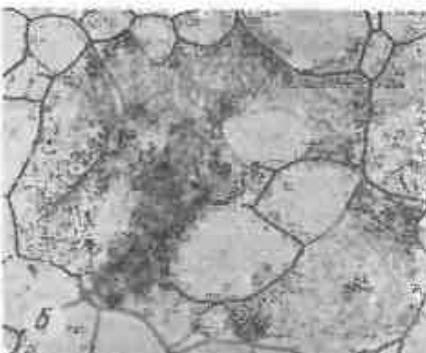
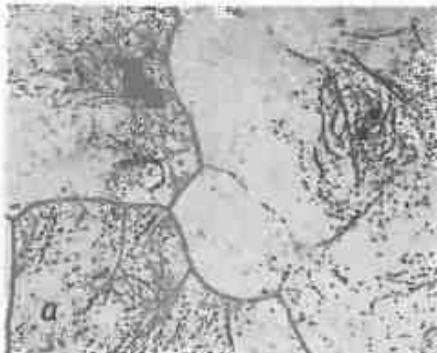


Рис. 4.31. Микроструктура горячекатаного кремнистого феррита в процессе развития рекристаллизации ($\times 350$, К. М. Жак)

щение, оно возможно при температурах 400—450 °C. Затем при дальнейшем повышении температуры наблюдается обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение, после чего развивается рекристаллизация аустенита.

Размер зерен рекристаллизованного аустенита — важный показатель, от которого зависят регламитированные механические свойства труб, в частности их длительная прочность. В зависимости от условий работы труб (температуры, давления) величина зерна регламентируется 3—7 баллами. Размер зерен определенного балла достигается в результате подбора времени выдержки. Как и в кремнистом феррите, в холоднокатаном аустените собирательная рекристаллизация тормозится, что объясняется малой подвижностью границ после первичной рекристаллизации вследствие текстуры рекристаллизации и наличия на границах дисперсных частиц выделений. На этом этапе границы зерен выравниваются, в результате чего уменьшается их суммарная протяженность. Зерна растут на стадии вторичной рекристаллизации. Вначале появляются отдельные крупные зерна, окруженные мелкозернистой структурой. Затем мелкие зерна поглощаются крупными в процессе миграции границ. Особенностью вторичной рекристаллизации аустенита является расщепление границ зерен (рис. 4.30, б).

Горячекатаные стали подвергают рекристаллизационному отжигу с целью повышения их пластичности перед последующей холодной деформацией или для получения структуры с однородными зернами определенного размера. Электротехническую сталь отжигают при температурах 720—850 °C. Структура горячедеформированного феррита характеризуется повышенной плотностью дислокаций и наличием динамической субструктурой. В процессе нагрева и выдержки дислокации перераспределяются, снижается их плотность и образуется полигональная субструктура, после чего возможен нормальный рост зерен путем миграции границ — собирательная рекристаллизация (рис. 4.31). Однако границы зерен, как и при отжиге холоднокатаного кремнистого феррита, обладают малой подвижностью, поэтому в процессе высокотемпературной выдержки в горячекатаном кремнистом феррите развивается вторичная рекристаллизация

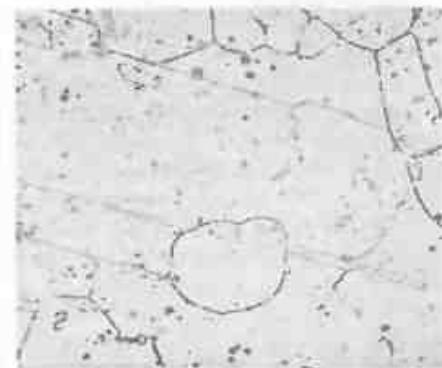
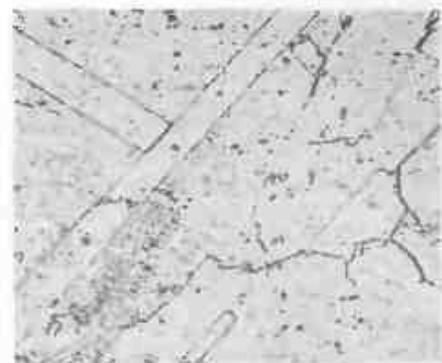
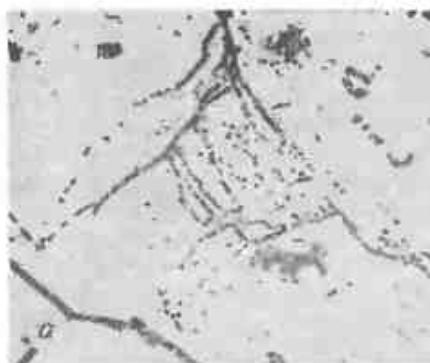


Рис. 4.32. Микроструктура аустенитной стали 12Х18Н10Т после горячей деформации и рекристаллизационного отжига:
а, б, в — $\times 600$; г — $\times 100$, Р. Г. Хейфец, Н. В. Резник

(рис. 4.31, а). В новых крупных зернах видны остатки старых границ, а также полигональная субструктура (рис. 4.31, б).

Горячекатаные трубы из аустенитных нержавеющих сталей 12Х18Н10Т, 10Х18Н9, 20Х18Н10Т подвергают высокотемпературному отжигу при 1000—1200 °C. В процессе нагрева внутри зерен аустенита происходит перераспределение и аннигиляция дислокаций, миграция субграниц, сопровождающаяся их «рассыпанием» (рис. 4.32, а). В результате субзерна коалесцируют, а дислокации, ушедшие с субграниц при их рассыпании, частично аннигилируют либо уходят к стокам. Зерна постепенно очищаются от дислокаций и субграниц. Собирательная рекристаллизация, как и в описанных выше случаях, подавляется. В стали развивается вторичная рекристаллизация.

В процессе миграции границы могут освобождаться от атомов примесей, дислокации при этом покидают границы. Таким образом, большие угловые границы зерен генерируют дислокации и дислокационные группы, а сами расщепляются на специальные и двойниковые границы (рис. 4.32, б).

Особенностью вторичной рекристаллизации в аустенитных сталях является то, что она сопровождается образованием двойников отжига. Растущие двойники имеют в сечении вид пластин с прямыми

и параллельными, когерентными или ступенчатыми некогерентными границами. Зародыши двойников отжига представляют собой пакеты дефектов упаковки, имеющие в ГЦК решетке малую энергию. Двойники генерируются межзеренной границей и скользят в плоскостях {111} рекристаллизованного аустенита. Рост двойников связан с появлением новых дефектов упаковки и происходит путем миграции некогерентной границы. Формирование некогерентных двойниковых границ сопровождается уменьшением дефектности границ зерен и их расщеплением.

Структура горячекатаной аустенитной стали после рекристаллизации показана на рис. 4.32, в. В процессе длительной выдержки стали при температуре отжига возможен аномальный рост зерен, способствующий нежелательному огрублению структуры. В мелкоаернистой стали появляются крупные зерна, внутри которых видны оставшиеся мелкие зерна, а также большое количество двойниковых и специальных границ (рис. 4.32, г).

При изучении развития рекристаллизации сталей аустенитного класса 12Х18Н10Т, 12Х18Н12Т, 08Х16Н9М2, 10Х17Н13М2Т наблюдается повторное измельчение зерен, проходящее после завершения первичной и вторичной рекристаллизации и не связанное с дополнительной деформацией — вторая рекристаллизация. Выдержка стали при высоких температурах (1150–1200 °С) в течение 4–6 ч приводит к образованию в крупноаернистой структуре новых мелких зерен, которые появляются вначале в тройных стыках зерен, а затем постепенно охватывают объем отдельных зерен и всего образца. При увеличении времени выдержки новые мелкие зерна растут до определенного размера, затем измельчение зерен повторяется. Средний размер зерен в течение отжига постоянно изменяется. Процесс измельчения зерен носит циклический характер. Интервалы между циклами и их продолжительность зависят от химического состава стали, а также режимов деформации и отжига. При уменьшении степени деформации число циклов увеличивается, а амплитуда изменения среднего размера зерен уменьшается.

Механизм второй рекристаллизации стали до конца не ясен. Полагают, что причинами второй рекристаллизации могут быть повышенная плотность дислокаций в зернах после вторичной рекристаллизации, а также перераспределение карбидных частиц, связанное с их диссоциацией, сфероидизацией и коалесценцией и сопровождающееся генерированием и перемещением дислокаций. Большую роль в процессе циклической рекристаллизации играет расщепление границ.

Измельчение зерен в результате второй рекристаллизации способствует улучшению прочностных и пластических свойств стали. Изменяя время выдержки при отжиге жаропрочных нержавеющих сталей, можно регулировать размеры зерен в широком интервале.

Контрольные вопросы

1. Объясните сущность и задачи рекристаллизационного отжига стали.
2. Как влияет степень холодной деформации на механическое разупрочнение стали?
3. Каковы основные стадии разупрочнения после холодной деформации?
4. Опишите развитие разупрочнения углеродистых сталей с различной структурой.

5. Как влияют температура нагрева, время выдержки и степень холодной деформации стали на первую рекристаллизацию?
6. В чем состоят особенности разупрочнения легированных сталей?
7. Охарактеризуйте отжиг электротехнической стали.
8. Каковы структурные изменения при рекристаллизационном отжиге горячекатанных сталей?

ГЛАВА 9. ДЕФЕКТЫ ДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ

Дефекты деформированной стали можно классифицировать следующим образом:

1. Неправильность профиля и общей формы.
2. Поверхностные дефекты.
3. Внутренние дефекты.
4. Несоответствие по механическим свойствам.
5. Дефекты микроструктуры.
6. Несоответствие различным специальным требованиям.

В настоящей главе рассмотрены поверхностные, внутренние дефекты и дефекты микроструктуры. Причиной появления многих дефектов служит несоблюдение технических условий горячей и холодной деформации стали.

Описанные в гл. 3 разд. 3 дефекты слитка могут проявляться в деформированной стали, изменяя свой вид в результате обработки давлением. Общим признаком дефектов сталеплавильного происхождения является ликвация, в частности фосфора и серы. Дефекты прокатного производства, как правило, не связаны со структурными изменениями, хотя иногда наблюдается частичное обезуглероживание с плавным переходом к основной структуре. Морфологические признаки у дефектов сталеплавильного и прокатного происхождения могут быть сходными, так как все дефекты вытянуты в направлении деформации и часто имеют одинаковую форму в поперечном сечении. Возникновение дефектов прокатного происхождения не зависит от технологии сталеплавильного производства и марки стали, а связано главным образом с нарушением режимов нагрева и деформации.

Некоторые дефекты деформированной стали являются общими для различных заготовок и изделий независимо от способа деформации (рис. 4.33).

Поверхностные дефекты. На поверхности заготовок, листов, проволоки, труб, профилей, штампованных изделий наблюдаются различные трещины (рис. 4.33, а): продольные, поперечные, извилистые, прерывистые и непрерывные. Причинами их образования служат раскатанные поры или подкорковые пузыри, большие остаточные напряжения в слитке или заготовке, напряжения, вызванные очень быстрым нагревом и охлаждением, а также неравномерностью деформации. Форма трещин определяется их происхождением, а также способом деформации. Например, в листах и полосах они продольные или извилистые, в трубах — расположены в продольном направлении или по спирали.

Плены, вздутия, мелкие раковины на поверхности стальных изделий получаются из-за внутренних дефектов литой стали, в частности из-за газовых пузырей, неметаллических включений. Эти

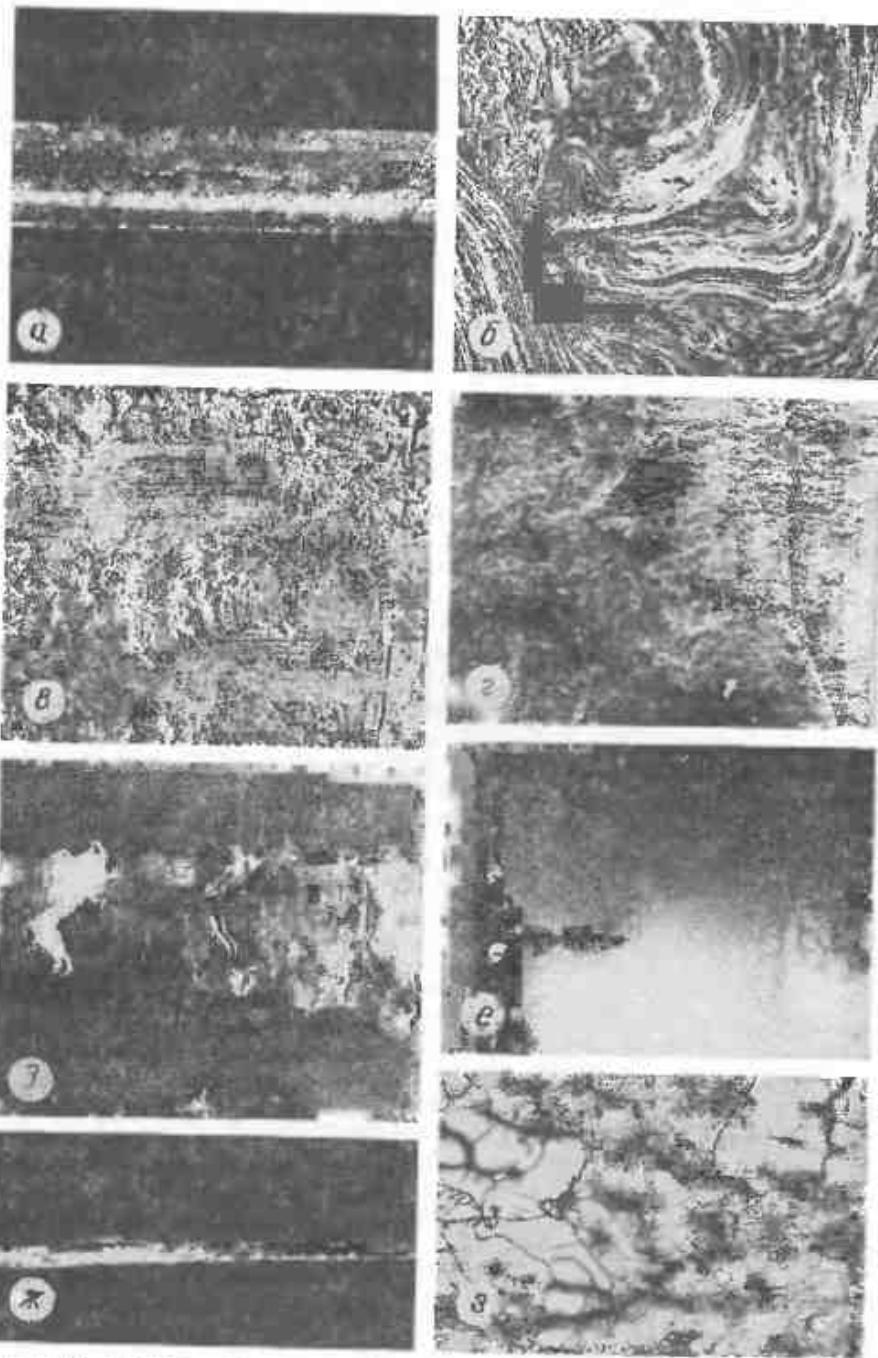


Рис. 4.33. Дефекты деформированной стали:
и, б, - $\times 3$; в, г, е - $\times 200$; д - $\times 600$; В. Н. Кирсанов

лектины носят локальный характер, но могут располагаться по всей поверхности. Закаты представляют собой смещения или завороты стали (рис. 4.33, б). Они могут появляться при закатывании усов, возникающих в случае перенаполнения предыдущего калибра или облоя на слитке.

К поверхностным дефектам стали относятся *языны*, формирующиеся при неравномерном травлении поверхности стали (рис. 4.33, в), а также *темные и светлые пятна и полосы*. Анализ темных пятен показал, что вдоль направления деформации раскатана посторонняя фаза, выступающая над поверхностью стали (рис. 4.33, г). Это частицы разрушенной футеровки нагревательных печей, вкатанные при прокатке в сталь. Появление светлых полос на поверхности стали обусловлено вскрытием сотовых пузьрей при нагреве слитков перед деформацией и окислением их поверхности.

При нарушении технологии шлифовки деформирующего инструмента возможно появление участков с рифленой поверхностью, сопровождающееся образованием трещин и даже сквозных разрывов (рис. 4.33, д).

Деформированная сталь может иметь специфические дефекты, характерные для данного вида изделий. Например, *гваная кромка* на полосе (рис. 4.33, е) формируется при разрывах по кромкам из-за нарушения технологии прокатки или в результате потери пластичности стали в местах скопления оплавившихся в процессе деформации сульфидных включений.

К специфическим поверхностным дефектам штампованных изделий относятся складкообразование и законы. *Складкообразование* представляет собой трещины, проходящие в местах перемены сечения и по внутренней поверхности кольцеобразных выступов. Оно может быть вызвано встречным движением стали в штампе, несогласием форм исходной заготовки и полости штампа. *Законы* — это складки, образующиеся на особо опасных местах изделий и направленные по контуру штамповки. При холодной штамповке деталей простой и особенно сложной конфигурации из листового проката часто возникают разрывы. Им способствуют такие дефекты структуры холоднокатаной листовой стали, как неметаллические включения, разнозернистость, наличие крупных частиц цементита, неоднородность химического состава, а также наличие поверхностных или внутренних дефектов листов.

Внутренние дефекты. К распространенным внутренним дефектам деформированной стали относятся расслоение, флокены, трещины. *Расслоение* представляет собой грубое нарушение сплошности (рис. 4.33, ж). Причинами расслоений могут быть дефекты сталеплавильного происхождения — остатки усадочной раковины, газовые пузьри, неметаллические включения.

Флокены — это разрывы круглой или эллиптической формы с блестящей поверхностью разрушения. Они формируются вследствие скопления в микрообластях водорода.

В центральной области стальных изделий могут образоваться многочисленные тонкие трещины по границам первичных зерен, вызванные неравномерным прогревом, наличием ликвации легкоплавких

элементов или карбидной ликвации. При деформации слитков сложнолегированных и высокоуглеродистых сталей, имеющих внутренние термические трещины, последние в процессе прокатки не завариваются, а наоборот, раскрываются, образуя полости, которые называют «скворечниками».

В случае недостаточной пластичности стали и неблагоприятных температурно-скоростных условий при косой прокатке в центральной части трубной заготовки возникают напряжения, приводящие к так называемому «центральному» разрушению. Трещины появляются в местах структурной неоднородности (рис. 4.33, з). Для предотвращения центрального разрушения при прокатке труб необходимо строго соблюдать температурно-скоростные условия деформации и определенный угол подачи. Это позволит получить равномерную субзеренную структуру стали.

В деформированных сталях иногда обнаруживают термические трещины, которые образуются под действием напряжений, возникающих при быстром и неравномерном нагреве и резком или неравномерном охлаждении стали после деформации. При увеличении скорости охлаждения проката создается большая разность температур в центре и на поверхности изделия, что приводит к развитию значительных термических напряжений. В начале охлаждения поверхностные слои испытывают напряжения растяжения, а внутренние — сжатия. При дальнейшем охлаждении уменьшение объема средней части изделия сдерживается более остывшими наружными слоями. Поэтому первыми возникают наружные дефекты, а затем — внутренние. Особенно часто термические трещины образуются в высокоуглеродистых и высоколегированных труднодеформируемых сталях. Структурные напряжения появляются в результате неодновременных структурных и фазовых превращений, обусловленных разностью температур по длине и сечению прокатанного изделия.

Если напряжения при пластической деформации, а также термические и структурные напряжения совпадут по знаку, то суммарное напряжение может достичь значительной величины. В пластичной стали оно релаксирует путем микросдвигов, в малопластичной — при образовании трещин. Чем выше скорость охлаждения, тем больше вероятность появления трещин. В местах интенсивного охлаждения чаще всего формируются мелкие продольные трещины. Склонность к трещинообразованию возрастает в грубозернистой стали.

Дефекты микроструктуры деформированных и отожженных изделий могут образоваться при всех способах деформации. Поверхностное обезуглероживание происходит в результате взаимодействия углерода, содержащегося в стали, с кислородом или водородом окружающей среды. Обезуглероживание может быть следствием слишком длительной выдержки стали при высоких температурах, попадания в печь обезуглероживающей газовой атмосферы, наличия окалины на поверхности. Этот вид дефектов обнаруживается микроструктурно и химическим анализом (рис. 4.34). В низкоуглеродистой стали с ферритной структурой в поверхностном слое при обезуглероживании растут зерна (рис. 4.34, а), в сталях с более высоким содержанием углерода возникает ряд переходных структур (рис. 4.34, б), что приводит к

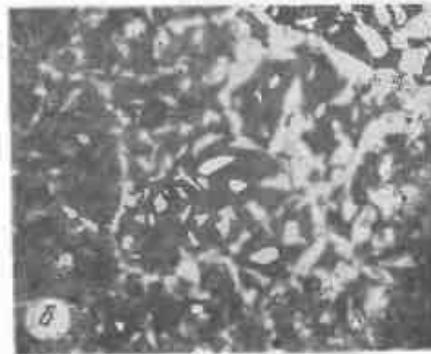
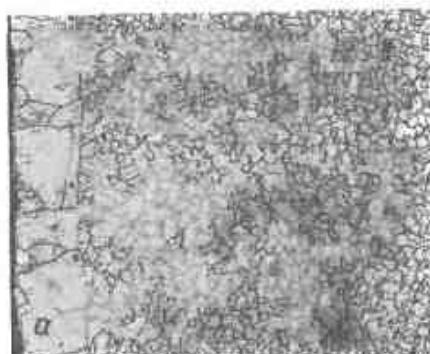


Рис. 4.34. Поверхностный обезуглероженный слой в листах из сталей 08kp (а — $\times 100$, Н. В. Подобедова) и 65 (б — $\times 300$)

уменьшению прочности, твердости металла, снижает его сопротивление деформации и износу. В некоторых случаях поверхностное обезуглероживание полезно. Например, низкоуглеродистую холоднокатаную листовую сталь отжигают во влажном водороде для улучшения штампуемости, трансформаторную — в водороде или вакууме для повышения магнитных свойств.

Очень распространенным дефектом является полосчатая, или строение, структура деформированной стали. Существует несколько причин возникновения этого дефекта (рис. 4.35). При наличии в листовой стали внутрикристаллической ликвации осевые участки дендритов содержат меньше углерода, кремния, фосфора, серы и других элементов по сравнению с междендритными участками. В процессе горячей прокатки дендриты аустенита, ранее расположавшиеся хаотически или перпендикулярно к поверхности слитка, постепенно изменяют свою ориентацию и переориентируются своими главными осями параллельно направлению прокатки. Структура стали становится волокнистой. При охлаждении дозвтектоидной стали после горячей прокатки в интервале температур A_1 — A_3 , происходит полиморфное превращение аустенита в феррит. Поскольку аустенит был неоднороден по химическому составу, феррит появляется ранее в участках, обогащенных углеродом, затем в участках аустенита, обогащенных углеродом, в результате эвтектоидного превращения образуется перлит. Структура стали после эвтектоидного превращения имеет резко выраженную полосчатость (рис. 4.35, а).

Полосчатость горячекатаной стали может быть обусловлена окончанием прокатки в межкритическом интервале температур. Если дозвтектоидную сталь прокатать в интервале температур A_1 — A_{11} , т. е. в двухфазном состоянии, в момент окончания деформации зерна аустенита и феррита будут вытянутыми. При охлаждении стали до температуры A_1 , часть аустенита превращается в феррит, а после прохождения через точку A_1 , оставшийся аустенит распадается на перлит. При этом вместо вытянутых зерен аустенита образуются феррит и перлит. Зерна избыточного феррита остаются вытянутыми. Полосчатая структура в дозвтектоидной стали может возникнуть из-за

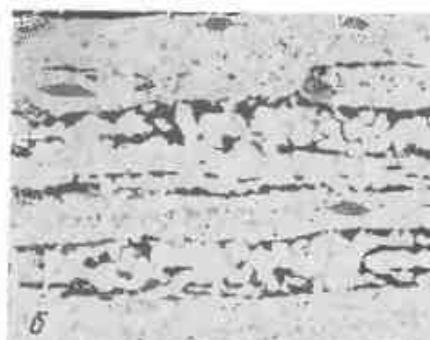
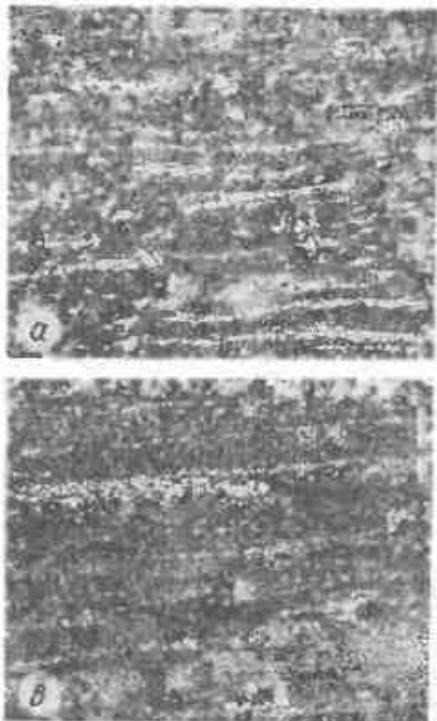


Рис. 4.35. Полосчатые структуры деформированной стали ($\times 100$)

неметаллических включений, служащих центрами зарождения избыточного феррита (4.35, б).

Полосчатость дозвтекондной стали уменьшается в результате длительного гомогенизирующего отжига при температуре 1250—1300 °С, во время которого можно частично устранить ликвацию.

При горячей прокатке заэвтектоидной стали и легированных

стали карбидного и ледебуритного класса в интервале температур $A_{cm} - A_r$, в процессе холодной прокатки может возникнуть карбидная полосчатость как результат дробления вторичного или эвтектоидного цементита и расположения его в строчки в направлении прокатки (рис. 4.35, в). Полосчатость такого типа называется карбидной неоднородностью. Основная причина ее образования — неравномерное распределение первичных и вторичных карбидов. Карбидная строчечность может быть уменьшена в результате специального гомогенизирующего отжига при 1100—1300 °С, а также в процессе нагрева стали для горячей деформации. Карбидная неоднородность значительно ухудшает прочность и вязкость стали.

В холоднокатаной стали также образуется волокнистая структура, что вызвано ориентировкой ферритных и перлитных зерен в направлении деформации. Сталь с полосчатой структурой обладает анизотропией механических свойств, причем поперек прокатки она значительно хуже, чем вдоль. На рис. 4.36 показано изменение значений ударной вязкости a_u и относительного удлинения δ в зависимости от угла наклона оси образца по отношению к направлению прокатки θ_u . Для оценки качества стали испытывают поперечные образцы.

Структурный дефект — цементитная сетка образуется в заэвтектоидной стали при формировании вторичного цементита или карбида в виде грубых выделений на границах аустенитных зерен. Чем выше в стали содержание углерода и медленнее охлаждение, тем грубее

цементитная сетка. Возникает этот дефект в случае окончания горячей деформации стали при температуре выше A_{cm} и слишком медленном охлаждении. Для предупреждения появления цементитной сетки следует строго соблюдать температуру конца деформации и, если сталь деформирована при температурах выше A_{cm} , быстро охлаждать ее после деформации. Устранить этот дефект можно путем повторного нагрева до температуры выше A_{cm} и ускоренного охлаждения.

Дефектом структуры деформированной стали является разнозернистость. Под ней понимают присутствие в структуре стали зерен разных размеров, что приводит к неоднородности свойств. Следует различать разнозернистость, связанную с ликвационными явлениями, т. е. с неоднородным распределением примесей, карбидных и карбонитридных включений, задерживающих рост зерен при горячей деформации или отжиге, и обусловленную наследованием неоднородности литого состояния, неравномерностью распределения температуры и деформации по толщине заготовки. В местах с очень мелкими зернами микротвердость стали повышается. Зоны с мелкозернистой структурой вытягиваются в направлении деформации.

Разнозернистость деформационного происхождения зависит от температурно-скоростного режима деформации, величины зерен в стали и степень их размерной однородности определяются температурой нагрева стали перед деформацией и окончания деформации, а также степенью деформации (суммарной и в последней клети, если прокатка осуществляется в несколько проходов).

Пластическая деформация всех видов неравномерна по сечению и вдоль оси деформируемого изделия. В очаге деформации возникают зоны, в которых степени деформации колеблются в довольно широком интервале и могут быть ниже критических, критическими и выше критических. Такая неоднородность деформации стимулирует рост зерен в процессе динамической и статической рекристаллизации.

В структуре горячедеформированной стали могут наблюдаться зоны крупных слабодеформированных и перекристаллизованных зерен, участки с рекристаллизованными зернами, претерпевшими первичную, собирательную и даже вторичную рекристаллизацию, области с измельченными зернами. При последующей холодной деформации сталь сохраняет эту неоднородность, которая усиливается при отжиге. В участках, претерпевших холодную деформацию со степенями выше критической, образуется нормальная зернистая структура; в зонах, где степень деформации соответствовала критической, вырастают крупные зерна.

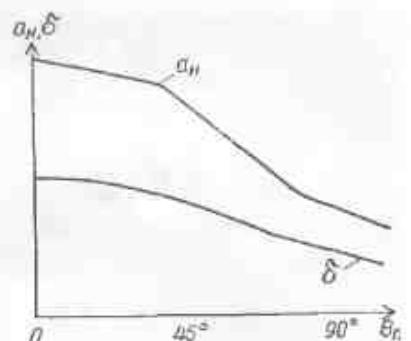


Рис. 4.36. Изменение механических свойств в зависимости от угла наклона образца по отношению к направлению прокатки

В дозвтекондной стали, прокатанной в интервале температур $A_{c_1} - A_{c_2}$, т. е. в двухфазной аустенитно-ферритной области, также проявляется разнозернистость структуры. Причиной ее является разная скорость динамической и статической рекристаллизации феррита и аустенита, причем ферритные зерна, более склонные к рекристаллизации, растут быстрее. Разнозернистость в деформированных сталях, как правило, имеет зональный характер. Она приводит к снижению прочностных и пластических свойств стали.

Контрольные вопросы

- Каков принцип классификации дефектов деформированной стали?
- Опишите характерные наружные и внутренние дефекты стальных изделий и заготовок.
- Каковы структурные изменения при поверхностном обезуглероживании стали?
- Опишите условия формирования различных видов полосчатой структуры стали.
- Чем вредна цементитная сетка в дозвтекондной стали?
- Охарактеризуйте разнозернистость стали.
- Что такое анизотропия механических свойств деформированной стали?

ГЛАВА 10. ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ СТАЛИ

Деформационным старением называется изменение свойств стали, происходящее после пластической деформации. Старение проявляется в упрочнении и охрупчивании стали. Старение при температуре 20 °C считают естественным, при повышенных температурах — искусственным; осуществляющее во времени после деформации — статическим, в процессе деформации — динамическим.

Механизм деформационного старения. Сталь может стареть после холодной, теплой и горячей пластической деформации в результате взаимодействия с дислокациями имеющимися в стали атомов азота и углерода, количество которых должно превышать 10⁻⁴ % (весовых). Энергия активации процесса деформационного старения стали близка к энергии активации диффузии атомов внедрения в α -железе, поскольку лимитирующим звеном деформационного старения является диффузия атомов азота и углерода. Для атомов этих элементов достаточно высокая диффузионная подвижность при низких температурах и большая энергия связи с дислокациями. В процессе диффузионного движения атомы примесей взаимодействуют с дислокациями и скапливаются вокруг них, образуя атмосферу Коттрелла, тормозящую движение дислокаций. Снижение внутренней энергии при деформационном старении вызвано уменьшением искажений кристаллической решетки при переходе атомов внедрения в район дислокаций и энергии самих дислокаций.

Упрочняющее влияние примесей зависит от их распределения в кристаллической решетке и типа атмосфер, которые они могут формировать на дефектах кристаллического строения. При равномерном распределении атомов примесей в решетке основного металла величина критического напряжения сдвига

$$\tau_c = 2,5 G e_R^{1/2} C_b, \quad (4.15)$$

где e_R — относительная разница в атомных радиусах железа и примеси; C_b — средняя концентрация атомов примеси.

Степень блокировки дислокаций зависит от размера атмосферы, концентрации в ней атомов примеси, а также характера их распределения относительно ядра и вдоль дислокации. В процессе старения степень блокировки дислокаций постоянно изменяется вследствие непрерывного изменения плотности атомов в атмосферах. С увеличением плотности атомов азота и углерода в атмосферах в матрице возникает градиент концентраций примесей между областями дислокаций и участками матрицы, свободными от дислокаций. Поэтому возможна обратная диффузия атомов азота и углерода от дислокаций, устанавливающая своеобразное динамическое равновесие, когда скорость подвода атомов примеси равна скорости их ухода из атмосферы. Величина напряжения, необходимого для отрыва дислокации от атмосферы Коттрелла,

$$\tau_c = \sim A C_b N_{\text{at}} / b, \quad (4.16)$$

где A — коэффициент; N_{at} — общее число атомов примеси и железа в единице объема.

Блокировка дислокаций атомами примеси по типу атмосфер Сузуки и Снуга также приводит к повышению напряжения сдвига.

Явление статического деформационного старения — сложный многостадийный процесс. В общем случае могут наблюдаться следующие стадии: упорядочение в расположении атомов азота и углерода в полях напряжений дислокаций; образование атомных атмосфер у дислокаций, формирующие сегрегации, когда плотность атомов примеси становится выше их плотности в атмосферах. Выделение дисперсных частиц нитрида и карбива железа и других элементов на дислокациях (рис. 4.37) и вдоль линий скольжения.

В результате деформационного старения на диаграмме напряжение — деформация наблюдаются зуб и площадка текучести (см. рис. 2.19). Появление зуба текучести связано с дополнительным напряжением, необходимым для отрыва дислокаций от блокирующих их атмосфер. В дальнейшем дислокации перемещаются при меньшем напряжении. Кроме того, во время скольжения разблокированных дислокаций зарождается много новых дислокаций и происходит их легкое скольжение, которому на кривой напряжение — деформация соответствует площадка текучести.

Влияние деформационного старения на свойства стали. Каждая из четырех стадий деформационного старения приводит к соответствующему изменению свойств стали. Количество стадий при данной плотности дислокаций зависит от концентрации атомов азота и углерода в твердом растворе, а также от температуры. Искусственное старение стали после прокатки и продолжительного естественного ста-

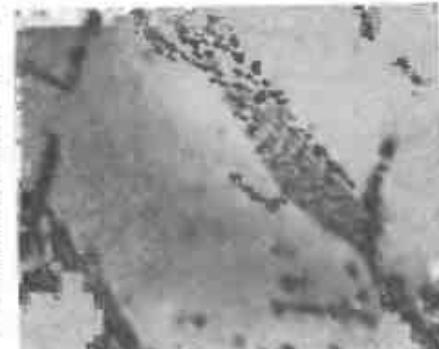


Рис. 4.37. Выделение чистых дисперсных карбидов на дислокациях ($\times 70\,000$)

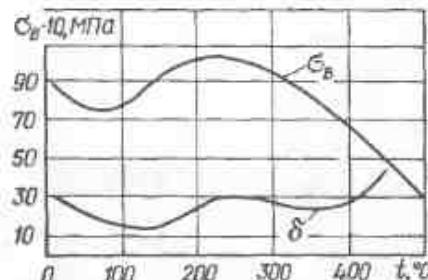


Рис. 4.38. Зависимость механических свойств эвтектоидной стали от температуры нагрева

ние 1 мин, при 100°C — в течение 3 ч и естественного старения при 20°C в течение двух лет.

При определенных температурно-скоростных условиях деформации стали, если скорость деформации обеспечивает взаимодействие дислокаций с атомами азота и углерода непосредственно в процессе деформации, может происходить **динамическое деформационное старение**. С увеличением температуры деформации следует ожидать понижения прочностных и повышения пластических свойств, однако в этом случае часто наблюдается аномальное их изменение (рис. 4.38): в интервале температур $150\text{--}300^{\circ}\text{C}$ возрастают прочностные и снижаются пластические свойства стали. Это явление известно под названием **синеломости**, оно связано с динамическим деформационным старением, протекающим в процессе теплой деформации в результате образования сегрегаций на дислокациях, субграницах и дефектах упаковки. Температура, при которой наблюдается синеломость стали, зависит от скорости деформации: чем больше скорость деформации, тем при более высокой температуре обеспечиваются условия для динамического взаимодействия между дислокациями и атомами примеси.

Изменение свойств, так же как и в случае, показанном на рис. 4.38, наблюдается при нагреве эвтектоидной стали после холодной деформации и закалки. Обе эти обработки способствуют созданию в стали повышенной плотности дислокаций, на которых в процессе отжига или отпуска возникают атмосферы атомов примеси, т. е. происходит статическое деформационное старение.

Явление деформационного старения может быть вредным и полезным, в зависимости от назначения стали и технологии ее производства. Кипящие стали, не содержащие примесей, способных связать азот и углерод, не рекомендуется использовать для изготовления несущих конструкций, подкрановых балок, ферм, сооружений, мостовых конструкций и других подобных объектов, поскольку при кратковременных или длительных нагрузлениях может происходить старение.

В процессе эксплуатации конструкций в местах концентрации напряжений появляются дислокационные скопления, а имеющиеся в стали атомы азота и углерода образуют на дислокациях атмосферы. Это явление известно как **старение под напряжением**,

оно представляет собой разновидность динамического деформационного старения. При старении под напряжением дислокационные скопления преобразуются в ячеистую структуру, т. е. наблюдается субструктурное упрочнение динамически стареющей матрицы с последующим хрупким разрушением по границам дислокационной субструктуры. Динамическое деформационное старение является причиной пониженной пластичности высоколегированных сталей при горячей и теплой деформации. Статическое деформационное старение холоднокатаной низкоуглеродистой листовой стали, предназначенный для холодной штамповки, приводит к резкому снижению штампуемости стали.

Деформационное старение стали уменьшают, добавляя в нее сильные нитрило- и карбидообразующие элементы (алюминий, бор, титан, цирконий, хром, ванадий). Механизм их влияния состоит в том, что они связывают свободные атомы азота и углерода в стойкие трудно растворимые нитриды и карбиды. Кроме того, деформационное старение можно уменьшить, осуществляя пластическую деформацию на малую степень, например дрессировку (холодная прокатка с незначительной степенью обжатия 0,8—1,2 %), вальцовку или растяжение.

Эффект старения используется как один из методов значительного повышения прочности стали с помощью ТМО, состоящей в термической обработке металла и деформации его на небольшую степень. Упрочнение достигается созданием в матрице стали когерентных или некогерентных выделений упрочняющих фаз, являющихся препятствиями на пути движения дислокаций. Такой обработке подвергают машиностроительные (предварительно закаленные на мартенсит) и austenитные жаропрочные стали.

Явление старения использовано при создании нового класса безуглеродистых мартенситно-стареющих сталей, содержащих, наряду с железом, 8—25 % никеля, а также молибден, кобальт, титан, алюминий и некоторые другие элементы.

Контрольные вопросы

1. Какова сущность и виды деформационного старения стали?
2. Как влияют атмосфера атомов примесей на подвижность дислокаций?
3. Перечислите стадии деформационного старения.
4. Как изменяется диаграмма напряжение — деформация стали в результате старения?
5. Как влияет температура на скорость статического деформационного старения?
6. В чем состоят особенности динамического деформационного старения?
7. Что такое старение под напряжением?
8. Как изменяются свойства стали при деформационном старении?

ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Анизотропия 11, 89, 224
 Аннигиляция дислокаций 91
 Атмосфера Коттрелла 25, 87, 227
 — Сиука 25
 — Сузуки 39
 Атом внедрения 16
 — замещения 16
 — междузельный 15
 Атомный радиус 8
 Аустенит 124
 Аустенитизация 165
 Бардина—Херринга источник 27
 Бенгтнес превращение 149, 193
 Блоки 32, 91
 Бочвара правило 95
 Бюргерса вектор 20
 — контур 19
 Вакансии 13
 Видимо-невидимая структура 54, 133
 Включения ионородных атомов 26, 100
 — исометаллические 26, 87, 98
 Возврат динамической 90, 101, 171
 — статический 90, 174, 211
 Гиббса правило фаз 46
 Гилье—Престона зоны 56
 Границы блочные 33, 91
 — большиеугловые 25
 — двойниковые 38
 — когерентные 38, 98
 — кручения 34
 — малоугловые 33
 — межфазные 39
 — наклона 34
 — среднеугловые 34.
 Графит 124
 Грубого конгломерата структура 50, 130
 Движение дислокаций 21, 67
 Двойники деформации 77
 — отжига 79, 174, 217
 Двойникование 75
 Дефект упаковки 39
 Дефекты решетки линейные 17
 — объемные 40
 — поверхностные 32
 — точечные 13
 Деформация внутрзеренная 72
 — горизонтальная 100, 169, 190
 — двойникованием 76, 84
 — критическая 212
 — легированных сталей 176, 182, 205
 — межзеренная 74
 — монокристаллов 67, 81
 — неоднородная 106
 — пластическая 60
 — поликристаллов 72, 84
 — скольжением 66, 81
 — теплая 179, 193
 — углеродистых сталей 169, 182, 199
 — упругая 60
 — холодная 81, 197
 Деформируемость 60
 Диаграммы рекристаллизации 96, 105
 Дисклинации клиновые 31
 — кручения 31
 — полные 31
 Дислокации винточные 18
 — двойниковющие 77
 — единичные 20
 — зернограницевые 36
 — краевые 17
 — леса 82
 — несответствия 26
 — полные 20
 — смешанные 18
 — частичные 77
 Диффузия 41
 Долговечность 66
 Закалка изотермическая 152
 — неполная 151
 — поверхностная 152
 — полная 148
 — прерывистая 151
 — при ВТМО 191
 — с самоотпуском 152
 — ступенчатая 152
 Зона смешения 67
 Зуб текучести 86
 Износостойкость 65
 Источники дислокаций 26
 Карбидная неоднородность 224
 Коалесценция субзерен 94, 209
 — пемелита 147
 — частиц избыточных фаз 58
 Компоненты системы 46
 — железо—углерод 122
 Конола 47
 Координационное число 8
 Красноломкость 121, 133, 179
 Краудион 16
 Крылья упрочнения монокристаллов 81
 — поликристаллов 85, 101
 Кристаллизация металлов 42
 — перитектическая 52, 127
 — сплавов 47
 — стекла 126
 — эвтектическая 49
 Кристаллическая решетка ГП 7, 8
 — ГЦК 7, 8
 — ОЦК 7, 8
 Критерии разрушения 117
 Лакуны 15
 Легирование 156
 Легирующие элементы 156, 160, 214
 — — графитизирующие 158
 — — карбидообразующие 158
 Ледебурит 161
 Ликинг внутрикристаллическая 48, 127, 139
 — дендритная 48, 127, 139
 — зональная 139
 — красная 139
 — общая 139
 Ликиндус линия 47
 Ломер—Коттрелла барьеры 73, 82
 Мартенсит 148
 Мартенситное превращение при ВТМО 191
 — — — закалке 148
 — — — НТМО 194
 Механические свойства динамические 63
 — — статические 61, 62
 Миграция границ 37, 98, 104
 Миллера индекс 10
 Наклеп деформационный 81
 — фазовый 150, 152
 Напряжение деформирующее 69, 76, 83
 — критическое сдвиговое 69
 — Пейберсла—Набарро 69
 — I, II, III рода 110
 — течения 69, 198
 Неметаллические включения 26, 141, 178
 — — экзогенные 141
 — — эндогенные 140
 Нормализация 147
 Обезуглероживание 143, 222
 Орована механизм 26
 Отжиг второго рода 145
 — гомогенизирующий 144
 — изотермический 146
 — неполный 145
 — первого рода 144
 — полный 145
 — рекристаллизационный 145, 208
 — сферонитизирующий 146
 — уменьшающий напряжение 145
 Отпуск 153
 — высокотемпературный 154
 — низкотемпературный 154
 — среднетемпературный 154
 Память формы эффект 55
 Перлит 129
 Петча—Стро уравнение 86
 Плены 139, 219
 Пластичность деформационная 50
 — диффузионная 80
 — диффузионно-дислокационная 80
 Плоскость двойниковая 76
 — легкого скольжения 12, 18
 Плотность дислокаций 29
 Плоскость текучести 86
 Полигонизация динамическая 90, 101, 171, 180
 — предкрystаллизационная 92
 — стабилизирующая 92
 — статическая 90, 174, 209
 Ползучесть 65
 Полиморфные превращения в железе 122
 — в металлах 44
 — в сплавах 53
 — в стали 128, 156
 Полосчатая структура 223
 Портевена—Ле-Шателье эффект 87
 Примеси в стали 133, 139
 Прокатка горячая 169, 190
 — контролируемая 186
 — непрерывная 182
 — теплая 179, 193
 — холодная 197
 Прокалывание зерногранничное 75
 Прочность 61
 — конструкционная 66
 — реальная 66
 — теоретическая 66
 Пустота октаэдрическая 9
 — тетраэдрическая 9
 Разнозернистость 212, 225
 Разрушение 61, 115
 — вакуум 118
 — интеркристаллитное 117, 118
 — каваликрумное (капливязкое) 115
 — сколом 117
 — срезом 117
 — транскристаллитное 117, 118
 — хрупкое 116
 Разупрочнение 90, 100
 Расслоение 221
 Растижение 61
 Рианая кромка 221
 Рекристаллизация вторая 100, 173, 218
 — вторичная 98, 101, 215, 217
 — динамическая 90, 101, 171
 — метадинамическая 175
 — на месте (in situ) 92, 173
 — первичная 93, 101, 209, 214
 — собирательная 97, 101, 212
 — спонтанная 106, 174
 — статическая 90, 174, 209, 214
 — циклическая 100, 173

Ретикулярная плотность 11
Рычага правило 47

Сбросообразование 79

Сверххладкость 110

Сверхупругость 55

Связь металлических 5

Сдвиг 66, 81

Сегрегации 40, 121

Сжатие 62

Синеломкость 181, 228

Складкообразование 79

Скольжение аккомодационное 73, 85, 113

— внутризеренное 21, 70

— вторичное 80

— зерногранничное 74

— легкое 70, 81

— множественное 22, 69, 81

— поперечное 22, 69, 81

Слиток 136

Соудиса линия 47

Сталь изустановленного класса 161

— дозвтектоидная 129

— заизтектоидная 130

— инструментальная 135, 163

— карбидного класса 161

— кипящая 138

— конструкционная 134, 161

— легированная 156, 160

— ледебуритного класса 161

— маргентитного класса 161

— перлитного класса 161

— с особыми свойствами 162

— спокойная 139

— углеродистая 131, 134

— ферритного класса 161

— затектоидная 129

Старение деформационное 87, 226

— динамическое 181, 228

— естественное 56, 226

— искусственное 56, 226

— под напряжением 228

— статическое 227

— термическое 56

Стенки дислокаций 23

Степень деформации при ВТМО 191

— — — НТМО 194

— — — скольжение 70, 197

Субграници 33, 82, 92

Субзерно 82, 84, 92

Субструктура деформации 82, 102, 172,

180, 187, 199, 203

— рекристаллизации 92, 94, 201

Сфероидизация 58, 146, 213

Твердость 64

Твердые растворы внедрения 47, 124

— — — вычитания 47

— — — замещения 47

Текстура выделений 89

— деформации 88, 207

— дислокаций 89

— зернистая 88
— кристаллографическая 88
— механическая 88
— рекристаллизации 97, 208
— субструктурная 88
Температура деформации 100, 165, 176, 179, 189
— рекристаллизации 95
— хладноломкости 65, 121
— эпикогезивная 119

Термомеханическая обработка 190, 193, 195

Томпсона уравнение 58

Трещины в прокате 219, 221

— в слитке 141

— изнанке 118, 119

— закалочные 153

— интеркристаллитные 119

— термические 153

— транскристаллитные 116, 118

— у включений 118

— хрупкие 116

Ударная вязкость 64

Улучшение 154

Упаковка плотной 9

Упрочнение деформационное 81, 84, 102, 197

— дислокационное 82, 85

— дисперсионное 56, 88

— субструктурное 84, 200

Упругость 62

Усталость 65

Фаза 6, 46

Факелы деформационные 78

Феррит 124

Флокены 133, 139, 221

Флуктуации концентрационные 46

— фазовые 7, 43

Фрагментация 84

Франка—Рида источник 28

Химико-термическая обработка 154

Химические соединения 52

Хладноломкость 65

Холла—Петча соотношение 85, 186

Хрупкость внутрекристаллитная 121

— высокотемпературная 121

— интеркристаллитная 121

— низкотемпературная 120

— 45-градусная 121

Цементация 154

Цементит 124

Чернова—Людерса линии 81

Шмидта фактор 70

Шмидта—Боаса закон 70

Эпитектика 48, 50

Эвтектоидное превращение в сплавах 55

— — в стали 129
Экстраплоскость дислокаций 17
Электронный газ 5
Элементарная ячейка 8
Энергия миграции выканкин 15
— — междуэлементного атома 16
— — дислокации 69

Ямки травления 29

Ячинистая субструктура горячей деформации 102, 172
— — — перлита 203
— — — при ВТМО 190, 192
— — — при контролируемой прокатке 187
— — — при теплой деформации 180
— — — феррита 199
— — — при холодной деформации 82, 199, 203, 204, 206

СПИСОК РЕКОМЕНДУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

К разделу первому

- Блейкер Дж. Физика твердого состояния : Пер. с англ.— М. : Металлургия, 1972.— 488 с.
- Бокитайн Б. С. Диффузия в металлах.— М. : Металлургия, 1978.— 248 с.
- Бокитайн С. З. Строение и свойства металлических сплавов.— М. : Металлургия, 1971.— 496 с.
- Васильев Д. М. Физическая кристаллография.— М. : Металлургия, 1972.— 280 с.
- Глейтер Г., Чалмерс Б. Большеугловые граничи зерен.— М. : Мир, 1975.— 376 с.
- Захаров А. М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем.— М. : Металлургия, 1978.— 295 с.
- Лихачев В. А., Хайров Р. Ю. Введение в теорию дислокаций.— Л. : Изд-во Ленингр. ун-та, 1976.— 183 с.
- Мейер К. Физико-химическая кристаллография.— М. : Металлургия, 1972.— 480 с.
- Новиков И. И. Дефекты кристаллического строения металлов.— М. : Металлургия, 1975.— 128 с.
- Френкель Я. И. Введение в теорию металлов.— М. : Наука, 1972.— 424 с.
- Чалмерс Б. Физическое металловедение.— М. : Металлургиздат, 1963.— 456 с.
- Штремель М. А. Прочность сплавов. Дефекты решетки.— М. : Металлургия, 1982.— 280 с.

К разделу второму

- Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов.— М. : Металлургия, 1977.— 431 с.
- Бернштейн М. Л., Займоцкий В. А. Структура и механические свойства металлов.— М. : Металлургия, 1970.— 472 с.
- Бернштейн М. Л., Займоцкий В. А. Механические свойства металлов.— М. : Металлургия, 1979.— 495 с.
- Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов.— М. : Металлургия, 1978.— 567 с.
- Грабской М. В. Структурная сверхпластичность металлов.— М. : Металлургия, 1975.— 300 с.
- Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел.— М. : Металлургия, 1971.— 264 с.
- Кабышев О. А. Пластичность и сверхпластичность металлов.— М. : Металлургия, 1975.— 279 с.
- Макклинток Ф., Аргон А. Деформация и разрушение материалов.— М. : Мир, 1970.— 444 с.
- Полухин П. И., Горелик С. С., Воронцов В. К. Физические основы пластической деформации.— М. : Металлургия, 1982.— 584 с.
- Финкель В. М. Физика разрушения.— М. : Металлургия, 1970.— 376 с.
- Фридман Я. Б. Механические свойства металлов.— 3-е изд., перераб. и доп.— М. : Машиностроение, 1974.— 739 с.
- Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов.— М. : Мир, 1972.— 408 с.

К разделу третьему

- Бунин К. П., Баранов А. А. Металлография.— М. : Металлургия, 1970.— 256 с.
- Бунин К. П., Таран Ю. Н. Строение чугуна.— М. : Металлургия, 1972.— 160 с.
- Бунин К. П., Малинчук Я. Н., Таран Ю. Н. Основы металлографии чугуна.— М. : Металлургия, 1969.— 416 с.
- Гулляев А. П. Металловедение.— 5-е изд., перераб., и доп.— М. : Металлургия, 1978.— 647 с.

- Гулляев А. П. Термическая обработка стали.— М. : Машгиз, 1960.— 496 с.
- Качество слитков спокойной стали / М. И. Колесов, А. И. Строганов, Ю. Д. Смирнов, Б. П. Охримович.— М. : Металлургия, 1973.— 408 с.
- Курдюков Г. В., Ушевский Л. М., Энтин Р. Н. Превращения в железе и стали.— М. : Наука, 1977.— 236 с.
- Лахтин Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов.— М. : Металлургия, 1983.— 407 с.
- Лишинец Б. Г. Металлография.— М. : Металлургия, 1971.— 405 с.
- Новиков И. И. Теория термической обработки металлов.— 3-е изд., перераб. и доп.— М. : Металлургия, 1978.— 392 с.

К разделу четвертому

- Атлас дефектов стали / Пер. с нем. под ред. М. Л. Бернштейни.— М. : Металлургия, 1979.— 188 с.
- Бабич В. К., Гуль Ю. П., Долженков И. Е. Деформационное старение стали.— М. : Металлургия, 1972.— 320 с.
- Бельченко Г. И., Губенко С. И. Неметаллические включения и качество стали.— К. : Техника, 1980.— 168 с.
- Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов.— М. : Металлургия, 1968.— 1171 с.
- Булат С. И., Тихонов А. С., Дубровин А. К. Деформируемость структурно-неоднородных сталей и сплавов.— М. : Металлургия, 1975.— 352 с.
- Виноград М. И., Громова Г. П. Включение в легированных сталях и сплавах.— М. : Металлургия, 1972.— 216 с.
- Гридин В. Н., Гараликов В. Г., Мешков Ю. Я. Прочность и пластичность холододеформированной стали.— К. : Наук. думка, 1974.— 232 с.
- Дефекты стали / Под ред. С. М. Новокշевовой и М. И. Виноград.— М. : Металлургия, 1984.— 199 с.
- Дзцеутюг М. Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов.— 2-е изд., перераб. и доп.— М. : Металлургия, 1977.— 480 с.
- Кроха В. А. Упрочнение металлов при холодной пластической деформации.— М. : Машиностроение, 1980.— 157 с.
- Новиков И. И. Теория термической обработки металлов.— 3-е изд., перераб. и доп.— М. : Металлургия, 1978.— 392 с.
- Полухин П. И., Горелик С. С., Воронцов В. К. Физические основы пластической деформации.— 1982.— 584 с.
- Рекристаллизация металлических материалов / Под ред. Ф. Хессенера; Пер. с англ. под ред. Ч. Конопского.— М. : Металлургия, 1982.— 352 с.
- Термическое упрочнение проката / К. Ф. Стародубов, И. Г. Узлов, В. Я. Савенков и др.— М. : Металлургия, 1970.— 368 с.
- Трефилов В. И., Мильтман Ю. В., Фирстов С. А. Физические основы пластичности тугоплавких металлов.— К. : Наук. думка, 1975.— 314 с.
- Фридман Я. Б. Механические свойства металлов.— 3-е изд., перераб. и доп.— М. : Машиностроение, 1974.— 840 с.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие	3
РАЗДЕЛ 1. СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	5
Глава 1. Атомное строение металлов	5
Глава 2. Элементы кристаллографии	8
Глава 3. Дефекты кристаллического строения металлов	12
§ 1. Точечные дефекты	13
§ 2. Литейные дефекты	17
§ 3. Поверхностные дефекты	32
§ 4. Объемные дефекты	40
§ 5. Диффузия	41
Глава 4. Кристаллизация металлов и полиморфные превращения	42
§ 1. Первичная кристаллизация металлов	42
§ 2. Полиморфные превращения в металлах	44
Глава 5. Кристаллизация и строение металлических сплавов	45
§ 1. Фазы, возможные в сплавах. Диаграммы состояния сплавов	46
§ 2. Фазовые превращения в сплавах	53
РАЗДЕЛ 2. МЕТАЛЛОФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	60
Глава 1. Основные понятия и определения	60
Глава 2. Механизмы пластической деформации	66
§ 1. Деформация скольжением	66
§ 2. Деформация двойникованiem	75
§ 3. Другие механизмы деформации	79
Глава 3. Особенности развития деформации и рекристаллизации металлов и сплавов	81
§ 1. Упрочнение металлов при деформации	81
§ 2. Разупрочнение деформированных металлов и сплавов при нагреве	90
§ 3. Особенности горячей деформации	100
§ 4. Неоднородность деформации металлов и сплавов	106
§ 5. Явление сверхпластичности	110
Глава 4. Основные понятия о разрушении металлов и сплавов	115
РАЗДЕЛ 3. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ	122
Глава 1. Компоненты, фазы и диаграммы состояния системы железо — углерод	122
Глава 2. Формирование структуры и свойства стали	126
§ 1. Кристаллизация стали	126
§ 2. Превращения в стали в твердом состоянии	128
§ 3. Влияние содержания углерода и примесей на структуру и свойства стали	131
§ 4. Особенности структуры литьих сталей	133
§ 5. Классификация углеродистых сталей	134

Глава 3. Структура стального слитка	136
§ 1. Кристаллизация слитка	136
§ 2. Дефекты слитка, возникающие при кристаллизации и охлаждении	138
§ 3. Дефекты слитка, образующиеся при нагреве перед горячей деформацией	142
Глава 4. Термическая обработка стали	144
§ 1. Отжиг стали	144
§ 2. Закалка стали	148
§ 3. Отпуск стали	153
§ 4. Химико-термическая обработка стали	154
Глава 5. Легированные стали	156
§ 1. Легирующие элементы в стали	156
§ 2. Классификация легированных сталей	160
РАЗДЕЛ 4. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ	165
Глава 1. Нагрев стали для горячей деформации	165
Глава 2. Горячая деформация стали	168
§ 1. Механизм горячей деформации стали	169
§ 2. Влияние условий окончания деформации на структуру стали	176
§ 3. Технологическая пластичность стали с неметаллическими включениями	178
Глава 3. Термальная деформация стали	179
Глава 4. Влияние скорости деформации на пластичность стали	183
Глава 5. Контролируемая прокатка стали	186
Глава 6. Термомеханическая обработка стали	190
§ 1. Высокотемпературная термомеханическая обработка	190
§ 2. Низкотемпературная термомеханическая обработка	193
§ 3. Другие виды термомеханической обработки	195
Глава 7. Холодная деформация стали	197
§ 1. Упрочнение стали при холодной деформации	197
§ 2. Изменение формы зерен стали	198
§ 3. Деформация углеродистых сталей	199
§ 4. Деформация легированных сталей	205
§ 5. Влияние холодной деформации на текстуру и физические свойства стали	207
Глава 8. Рекристаллизационный отжиг стали	208
§ 1. Отжиг углеродистых сталей	209
§ 2. Отжиг легированых сталей	214
Глава 9. Дефекты деформированной стали	219
Глава 10. Деформационное старение стали	226
Предметный указатель	230
Список рекомендованной литературы	234

Учебное пособие

Георгий Иванович Бельченко
Светлана Ивановна Губенко

**ОСНОВЫ
МЕТАЛЛОГРАФИИ
И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
СТАЛИ**

Редактор *И. Д. Бородина*
Обложка художника *Е. И. Харланова*
Художественный редактор *И. Г. Хороший*
Технический редактор *В. М. Авдеенко*
Корректор *Л. И. Зотова*

Информ. бланк № 11078

Сдано в набор 07.08.86. Подп. в печать 01.12.86. БП 04916.
Формат 60×90^{1/16}. Бумага тип. № 1. Лит. гарн. Выс. печать.
Печ. л. 15,0. Кр.-стт. 15,06. Уч.-изд. л. 17,67. Тираж 2000 экз.
Изд. № 6884. Цена 75 к.

Головное издательство издательского объединения «Вища школа».
252054, Киев-54, ул. Гоголевская, 7

Отпечатано с матриц Головного предприятия республиканского
производственного объединения «Полиграфкнига» в Харьков-
ской городской типографии № 16, ул. Университетская, 16.
Зак. 600.