

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ



Для студентов учреждений
высшего образования

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Допущено
Министерством образования Республики Беларусь
в качестве учебного пособия
для студентов учреждений высшего образования
по техническим специальностям



Минск
«Вышэйшая школа»

УДК 669.017:543.2(075.8)
ББК 34.2я73
М34

Авторы: И.М. Жарский, Н.П. Иванова, Д.В. Куис, Н.А. Свидунович

Рецензенты: кафедра «Технологии металлов» Белорусско-Российского университета (заведующий кафедрой кандидат технических наук, доцент *Д.И. Якубович*); руководитель аппарата Президиума НАН Беларуси академик, доктор технических наук, профессор *П.А. Витязь*

Все права на данное издание защищены. Воспроизведение всей книги или любой ее части не может быть осуществлено без разрешения издательства.

Материаловедение : учебное пособие / И. М. Жарский [и др.]. – Минск : Вышэйшая школа, 2015. – 557 с. : ил.
ISBN 978-985-06-2517-5.

В учебном пособии изложены классические основы кристаллического строения металлов, дефектов кристаллических решеток. Общая теория сплавов включает фазовые диаграммы состояния сплавов.

Представлены теория и технология термической обработки; взаимосвязь состава, структуры и свойств различных групп материалов, в том числе новейших, таких как лазерные материалы, радиоактивные и драгоценные металлы и др.

Отдельная глава посвящена методике современных испытаний материалов при различных условиях, а также диагностике и аттестации материалов с использованием информационных технологий.

Для студентов учреждений высшего образования по техническим специальностям. Будет полезно инженерам машиностроительной, приборостроительной, металлургической и других отраслей промышленности.

УДК 669.017:543.2(075.8)
ББК 34.2я73

ISBN 978-985-06-2517-5

© Оформление. УП «Издательство “Вышэйшая школа”», 2015

ПРЕДИСЛОВИЕ

Много веков металлы верно служат человеку, помогая ему покорять стихии, овладевать тайнами природы, создавать всевозможные машины и механизмы.

Богат и интересен мир металлов. Среди них встречаются «старые друзья» человека: медь, железо, свинец, ртуть, золото, серебро, олово. Эта «дружба» насчитывает уже тысячи лет. Но есть и такие металлы, знакомство с которыми состоялось лишь в последние десятилетия.

Свойства металлов удивительны и разнообразны. Ртуть, например, не замерзает даже на морозе, а вольфрам не боится огня. Литий вдвое легче воды и поэтому не тонет, а осмий камнем идет ко дну. Серебро проводит электрический ток, а у титана электропроводность в 300 раз ниже, чем у серебра. Гольмий содержится в земной коре в таких мизерных количествах, что даже крупинцы этого металла стоят баснословно дорого: чистый гольмий в несколько сотен раз дороже золота.

Современное машиностроение характеризуют непрерывно растущая энергонапряженность, а также тяжелые условия эксплуатации машин (высокий вакуум, низкие или высокие температуры, агрессивные среды, высокая радиация и т.д.). В связи с такими условиями работы машин к материалам предъявляют особые требования. Для удовлетворения этих требований создано большое количество сплавов.

В настоящее время широко применяют стали, обеспечивающие высокую конструктивную прочность, и сплавы, которые остаются прочными при высоких температурах и вязкими при температурах, близких к абсолютному нулю, обладающие высокой коррозионной стойкостью в агрессивных средах или другими физико-химическими свойствами.

Некоторые давно освоенные металлы и сплавы, например алюминиевые и даже титановые, ранее применявшиеся преимущественно в авиационной технике, становятся одним из основных конструкционных материалов в строительстве, машиностроении и других отраслях промышленности.

Количество новых сплавов непрерывно растет. Особенно большие возможности открылись при создании современных материалов благодаря использованию тугоплавких металлов. Все более широкое применение получают композиционные материалы на основе металлов, полимеров и керамики.

Повышение качества, надежности и долговечности машин достигается в результате использования термической и химико-термической обработок. Термическая обработка является составной частью общего цикла изготовления деталей машин и инструмента.

Все эти вопросы получили освещение в учебном пособии.

Авторы

ВВЕДЕНИЕ

Металловедение как наука возникло в середине XIX в. Впервые связь между строением и свойствами металлов установил П.П. Аносов (1799–1851), применивший для изучения стали микроскоп. Позднее (1863) микроскоп для исследования строения металлов использовал Г. Сорби (Англия).

Однако основы научного металловедения были заложены выдающимся русским металлургом Д.К. Черновым (1839–1921), который за свои работы был назван в литературе отцом металлографии.

Работы Д.К. Чернова, имеющие мировое значение, позволили создать научные основы многих технологических процессов и в первую очередь производства и наиболее рациональной термической обработки высококачественных сталей.

Продолжением трудов Д.К. Чернова явились исследования большой группы ученых: Н.В. Гутовского, А.А. Ржешотарского, Н.П. Чижевского, А.А. Байкова (Россия), Ф. Осмонда (Франция), Р. Аустена (Англия), Б. Розебома (Голландия), П. Геренса (Германия) и др.

В начале XX в. большую роль в развитии металловедения сыграли работы Н.С. Курнакова, который применил для исследования металлов методы физико-химического анализа (электрический, dilatометрический, магнитный и др.).

Большое значение в развитии металловедения и термической обработки имели труды В. Юм-Розери и Н. Мота (Англия), Ф. Зейтца, Э. Бейна и Р. Мейла (США), Ф. Вёлера (Германия) и др.

В Республике Беларусь создана известная школа в области материаловедения – это академики С.А. Астапчик, П.А. Витязь, А.И. Гордиенко, А.Л. Ласковнёр, Е.И. Марукович, члены-корреспонденты НАН Беларуси Ф.И. Пантелеенко, А.Ф. Ильющенко, профессора В.М. Константинов, Ф.Г. Ловшенко, А.А. Шипко, А.Т. Волочко, Б.М. Невменёнок, М.В. Ситкевич, В.М. Капцевич и др.

Достижения в области физики прочности и пластичности за последние годы позволили перевести физическое металловедение на качественно новый уровень и обеспечили небывалый прогресс в разработке конструкционных и инструментальных материалов в различных областях техники. Исследования реальной структуры твердых тел показали принципиальную возможность получения материалов с прочностью межатомных связей.

Материаловедение – наука о природе, свойствах и поведении материалов на основе металлов, неметаллических элементов оксидных систем, неоксидных металлоподобных и неметаллических соединений, а также о закономерностях процессов их получения, структурообразования, соединения и разрушения. Это наука, определяющая принципы «конструирования» и создания новых материалов, разработки их технологий и установления областей применения.

Таким образом, современное материаловедение – огромный массив знаний, требующий понимания новых разделов фундаментальных наук, а также процессов структурообразования и разрушения материалов, проблем анализа и диагностики материалов, методов компьютерного моделирования в материаловедении и др.

В современной науке принято представление об иерархии структурных уровней материалов, которые можно рассматривать как частный случай иерархии структурных уровней материи в целом, описываемый понятием «квантовая лестница в строении материи» (В. Вайсхопф). Квантовая лестница представляет собой последовательность структурных состояний материи, реализуемых путем поэтапного увеличения (или уменьшения) передаваемой энергии.

В науке о материалах наиболее важна нижняя часть квантовой лестницы. Разнообразие структурных состояний в конденсированных средах (жидкое, аморфное, нанокристаллическое, поликристаллическое, монокристаллическое) позволяет гибко и всесторонне с помощью внешних относительно низкоэнергетических воздействий управлять физико-механическими, тепло- и электрофизическими, магнитными, физико-химическими и другими свойствами материалов.

Исходя из поставленных задач в Республике Беларусь по получению университетского образования студенты всех технических специальностей должны иметь теоретические пред-

ставления о роли электронной структуры (зонной структуры) твердых тел, об их электрофизических (включая явления сверхпроводимости, сегнето- и пьезоэлектрические свойства) и магнитных свойствах, определяемых электронной структурой, о дефектах в реальных кристаллах и теоретической и реальной прочности материалов.

Поскольку материалы являются многокомпонентными и многофазными системами и имеют к тому же развитую или активную поверхность, студенты технического университета должны иметь представления о топохимических реакциях, гетерогенном катализе и поверхности материалов как источнике дефектов и их неравновесности, а также аспектах электрохимии как основы для понимания процессов коррозии материалов, электролиза растворов и расплавов и создания твердых электролитов. Формулу инженерного материаловедения обычно представляют как «состав – структура – свойства».

Структурные особенности материалов во многом определяют комплекс их разнообразных свойств, методы и способы определения которых являются очень важными для практической подготовки студентов. Современная аппаратура для определения механических, электрофизических, теплофизических и других свойств материалов очень быстро совершенствуется, поэтому в любом техническом университете должны быть такие лаборатории.

Очень важным для инженера в современном мире является использование компьютерных технологий при аттестации и диагностике материалов и, прежде всего, при обработке и визуализации результатов дефектоскопии и интроскопии, что позволяет надежно идентифицировать и локализовать в материалах дефекты разного происхождения.

Противоположные структурообразованию явления разрушения материалов реализуются под воздействием внешних электрических полей. В результате аккумуляции энергии происходит постепенная деградация структуры и полная деструкция материала, а продукты разрушения переходят на более высокую ступень квантовой лестницы. С этих позиций любой инженер-механик должен четко разбираться в трех видах разрушения: механическом, химическом и тепловом.

За последние годы разработаны новые методы синтеза веществ и химических соединений, в том числе отличающихся неравновесным структурным состоянием, которое во многом определяет специфические свойства новых неорганических материалов, созданных на их основе. Произошел прорыв в области теории и технологии композиционных и наноструктурных материалов. Разработаны компьютерные методы моделирования структур материалов и процессов их формирования и разрушения. Созданы методики и приборы, позволяющие изучать структуру материалов на уровне атомного разрешения, а также анализировать их элементный, изотопный и фазовый составы с большей точностью. В свою очередь наличие современной аналитической базы обусловило получение сверхчистых бездефектных монокристаллов и поликристаллических материалов, используемых в полупроводниковой технике и ядерной энергетике. Уже применяются методики и аппаратура для прецизионного определения различных физических свойств материалов в широком диапазоне параметров внешних воздействий. В результате использования комплексных теоретических и прикладных исследований разработаны промышленные технологические процессы производства изделий из новых материалов, расширены и найдены новые области их применения как в традиционных, так и в передовых отраслях техники.

Глава 1. КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И ДЕФЕКТЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ РЕШЕТОК

1.1. Элементарная кристаллография

Металлы и их сплавы в твердом состоянии в подавляющем большинстве случаев — это *кристаллические* тела. Обычно они состоят из множества *кристаллов*, поэтому их называют *поликристаллами*. Кристаллами (*krystallos*) древние греки называли лед и природные обра-

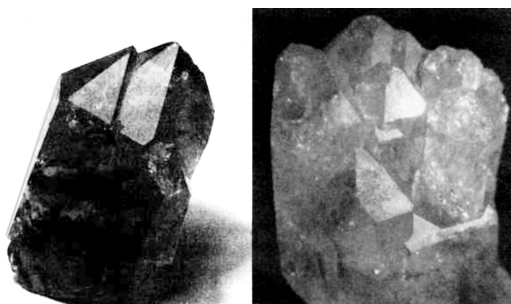


Рис. 1.1. Ограненные кристаллы горного хрусталя

зования кварца (SiO_2 — горный хрусталь), которые встречаются в виде многогранников довольно правильной геометрической формы (рис. 1.1), поскольку они имели возможность свободно, без помех, расти в жидкости и самоограняться. Известны и другие вещества, образующие в природе правильные многогранники — кристаллы.

С привлечением в первой четверти XX в. к исследованию таких кристаллов рентгеновских лучей установили, что правильная внешняя огранка — результат особого внутреннего строения: атомы или молекулы образуют в пространстве правильную систему точек. Переход таких веществ из жидкого состояния в твердое называют *кристаллизацией*. Однако при затвердевании не все вещества становятся кристаллами. Антиподом кристаллов являются аморфные или стеклообразные вещества, которые при затвердевании в обычных условиях сохраняют неупорядоченную структуру жидкости, например сплавы оксидов — стекла. При очень медленном охлаждении расплавы этих оксидов тоже могут кристаллизоваться.

С привлечением в первой четверти XX в. к исследованию таких кристаллов рентгеновских лучей установили, что правильная внешняя огранка — результат особого внутреннего строения: атомы или молекулы образуют в пространстве правильную систему

Условия кристаллизации металлов и их сплавов обычно таковы, что в образующихся поликристаллах каждый кристалл чаще всего не имеет правильной огранки и называется *зерном* или *кристаллитом*. В некоторых производствах из разных материалов получают однокристалльные объекты — *монокристаллы* (например, монокристалльные лопатки из жаропрочных никелевых сплавов для газотурбинных авиационных двигателей или монокристаллы кремния для интегральных микросхем). Однако известные разнообразные методы выращивания монокристаллов, размеры которых (например, длина) могут достигать десятков сантиметров, ориентированы на получение специальных свойств, поэтому такие монокристаллы обычно не имеют присущей их строению огранки.

В затвердевшем промышленном слитке или отливке зерна, каждое из которых выросло из своего центра, могут иметь размеры от нескольких миллиметров до нескольких десятков миллиметров. Для их изучения используют *макроанализ*. Из слитка вырезают поперечную пластину — *темплет*, которую с одной из сторон среза подвергают шлифовке. При этом постепенно уменьшают крупность абразива шлифовальной бумаги. После каждой смены сорта шлифовальной бумаги срез перемещают по бумаге перпендикулярно царапинам, оставшимся от предыдущего сорта бумаги, до полного исчезновения предшествующих царапин с поверхности *макрошлифа*. На шлифовальной бумаге с абразивом микронного размера шлифовку заканчивают, а полученную поверхность макрошлифа подвергают травлению в соответствующих кислотах или щелочах. Зерна, выросшие из разных центров и произвольно рассеченные срезом, после травления приобретают разный оттенок, между ними вытравливаются границы, что позволяет отличить их одно от другого и установить их форму (рис. 1.2). Обычно макроанализ структуры ведут невооруженным глазом или при увеличениях лупы до 30 раз. К макроскопическому анализу относится также исследование изломов, возникающих в результате каких-либо разрушений или полученных специально, для выяснения особенностей зеренного строения слитков или деталей.

Слитки металлов и сплавов обычно после литья подвергают обработке давлением, сначала горячей, т.е. при высоких температурах, при которых металл более податлив силовому воздействию, а затем холодной — приблизительно при комнатной температуре. Обработка давлением может производиться прокаткой, прессованием, ковкой и другими способами. В промежутках между операциями обработки давлением металлы и сплавы подвергают термической обработке для их смягчения, приведения в равновесие и т.п.

В процессах обработки давлением зеренная структура сплавов меняется: оси, проведенные случайным образом через центр произвольного зерна, имеют примерно одинаковую длину.

У материалов, кристаллизующихся в один этап, — одна структурная составляющая. Но существует множество других сплавов, процесс затвердевания которых делится на несколько этапов. На каждом этапе в результате различных физико-химических реакций, о которых речь будет идти ниже, образуются соответствующие структурные составляющие, отличающиеся химическим составом, формой и размерами от кристаллизующихся на других этапах. Другими словами, структура реальных сплавов обычно сложна и содержит зерна — кристаллиты разных структурных составляющих.

Правильную систему точек, которую образуют атомы, молекулы или ионы в кристаллах, называют *кристаллической решеткой*. Ее можно представить как совокупность пересекающихся в пространстве трех серий параллельных прямых, проведенных параллельно трем осям координат (рис. 1.3). Расстояния между соседними узлами (a , b , c) такой решетки вдоль каждой из трех координатных осей повторяются, поэтому мысленно кристаллическую решетку можно построить путем последовательного перемещения (трансляции) какого-либо атома вдоль координатных осей. Также можно мысленно построить такую решетку, накладывая одну на другую плоскости из соответствующих атомов. Но более наглядно и удобно построение кристаллической решетки путем трехмерной трансляции некоторого минимального объема — параллелепипеда, образованного узлами решетки (см. рис. 1.3) и называемого *элементарной ячейкой* кристаллической решетки. Длины ребер элементарной ячейки a , b и c называются *периодами* или *параметрами решетки*.

В каждой из семи сингоний существует своя примитивная решетка Браве, отличающаяся от других либо соотношением между величинами периодов a , b , c , либо осевыми углами α , β , γ , либо и тем, и другим. Оставшиеся семь решеток Браве распределяются по сингониям следующим образом: три в ромбической (C , I , F), две в кубической (I , F) и по одной в тетрагональной (I) и моноклинной (C) (рис. 1.4).

Наиболее удобный способ единообразного описания пространственного расположения плоскостей и направлений в кристаллах заключается в приписыва-

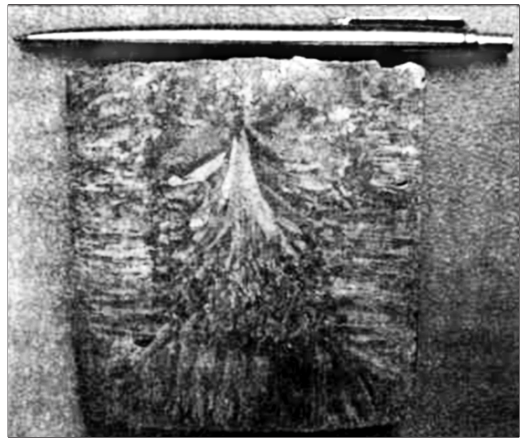


Рис. 1.2. Макроструктура слитка меди

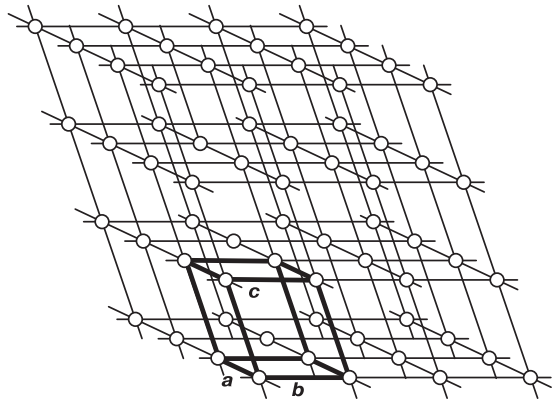


Рис. 1.3. Модель кристаллической решетки с выделенной элементарной ячейкой

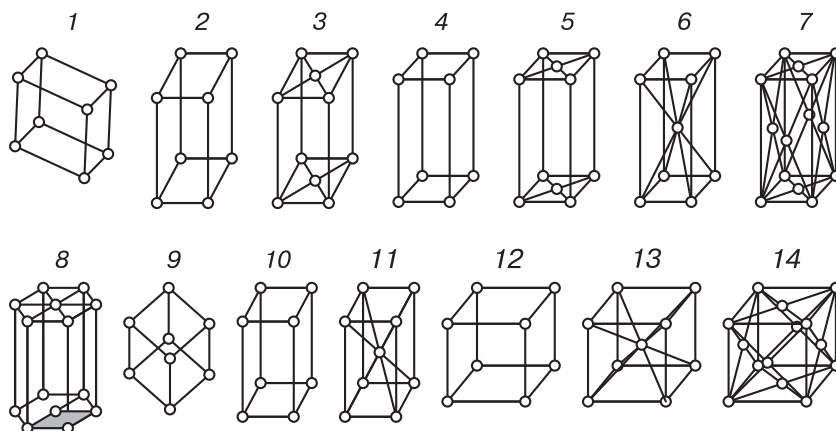


Рис. 1.4. Сингоний и 14 решеток Браве:

1 – триклинная – $P (a \neq b \neq c; \alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ)$; 2 – моноклинная простая – $P (a \neq b \neq c; \alpha = \gamma = 90^\circ, \beta > 90^\circ)$; 3 – моноклинная с центрированным основанием – $C (a \neq b \neq c; \alpha = \gamma = 90^\circ, \beta > 90^\circ)$; 4 – ромбическая простая – $P (a \neq b \neq c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ)$; 5 – ромбическая с центрированным основанием – $C (a \neq b \neq c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ)$; 6 – ромбическая объемно центрированная – $I (a \neq b \neq c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ)$; 7 – ромбическая гранецентрированная – $F (a \neq b \neq c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ)$; 8 – гексагональная – $P (a \neq b \neq c; \alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ)$; 9 – ромбоэдрическая – $P (a = b = c; \alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ)$; 10 – тетрагональная простая – $P (a = b \neq c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ)$; 11 – тетрагональная объемно центрированная – $I (a = b \neq c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ)$; 12 – кубическая простая – $P (a = b = c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ)$; 13 – кубическая объемно центрированная – $I (a = b = c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ)$; 14 – кубическая гранецентрированная – $P (a = b = c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ)$

нии направлениям и плоскостям определенных индексов (*индицирование*) при введении в каждой сингонии своей системы координат. Параллельно каждой плоскости в кристалле можно провести многочисленное *семейство плоскостей*, образованных узлами пространственной решетки. Плоскости одного семейства неотличимы по рисунку и плотности укладки в них атомов и, следовательно, по свойствам (рис. 1.5). Аналогично можно говорить о семействах параллельных направлений. Поэтому способ индицирования должен быть таким, чтобы любое из параллельных направлений, как и любая из параллельных плоскостей, имело бы одинаковые индексы.

В кристаллографии принята правая система координат: поворот от оси Y к оси X совершается по часовой стрелке, если смотреть сверху на плоскость, в которой лежат эти оси, из любой точки на положительном направлении оси Z . Начало координат обычно находится в вершине элементарной ячейки, оси координат направлены по ребрам ячейки, а за единичные отрезки по осям принимают соответствующие периоды решетки. Поэтому в каждой сингонии образуется своя система координат, для которой углы между осями и соотношение единичных отрезков соответствуют (см. рис. 1.4) углам между ребрами ячеек и соотношениям периодов решеток.

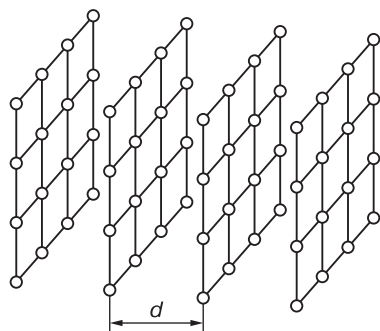


Рис. 1.5. Семейство кристаллографических плоскостей с межплоскостным расстоянием d

Кристаллографическое направление характеризуют совпадающим с ним вектором или параллельным вектором. Поскольку за начало координат можно выбрать любой узел пространственной решетки, так как все узлы *структурно-эквивалентны*, то располагают этот вектор T параллельно заданному кристаллографическому направлению на линии, которая выходит из начала координат. Абсолютная величина вектора не важна, учитывается лишь его направление. Поэтому *индексами выходящего из начала координат направления служат* (в кубических решетках) три целых, взаимно простых (т.е. не имеющих общего делителя) числа u, v, w , пропорциональных координатам $[mpq]$ любой точки, лежащей на этом направлении: $u : v : w = m : p : q$. Индексы на-

правления записывают в одинарных квадратных скобках – $[uvw]$ – и называют *символом направления*. Если какая-либо из координат отрицательна, знак «минус» ставят над соответствующим индексом. Для установления индексов направления необходимо либо перенести его параллельно самому себе так, чтобы оно проходило через начало координат, либо выбрать точку начала координат на этом направлении с параллельным переносом координатных осей. Затем выбрать в качестве индексов направления наименьшие целые координаты любой точки, лежащей на линии этого направления. Отсюда ясно, что все параллельные направления имеют одинаковые индексы и образуют семейства.

На рис. 1.6, *a* приведены примеры индцирования некоторых направлений. Если начало координат поместить в точку 0, то точка *e* будет иметь координаты $[1/2, 1/2, 1]$, а направление $0e$ – индексы $[112]$, которые читают раздельно: «направление один – один – два». Для нахождения индексов направления *ab* необходимо начало координат поместить в точку *a*: координаты точки *b* будут $[-1, 1, 0]$, а индексы направления – $[\bar{1}10]$ (в этом случае читают: «один под минусом – один – ноль»). Перемена знаков индексов на противоположные, например $[001]$ на $[0\bar{0}\bar{1}]$ (см. рис. 1.6), изменяет направление на обратное, принадлежащее тому же семейству.

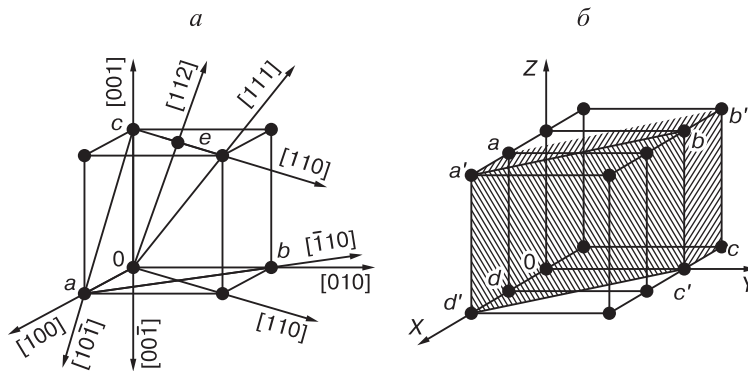


Рис. 1.6. Определение индексов направлений (*a*) и плоскостей (*b*)

Среди непараллельных направлений в кристалле можно найти кристаллографически равноценные, не отличимые одно от другого по расстоянию между атомами в них, а их индексы получаются перестановкой и изменением знака. Поэтому можно говорить о совокупности семейств эквивалентных по строению направлений, которую обозначают символом $\langle uvw \rangle$. Например, на рис. 1.6, *a* направления $[110]$, $[\bar{1}10]$ и $[10\bar{1}]$ принадлежат совокупности $\langle 110 \rangle$. Угловые скобки – принадлежность обозначения совокупности семейств направлений.

Положение плоскости в пространстве можно задать направлением нормали к ней, но проще это сделать отрезками, отсекаемыми плоскостью на координатных осях. Однако плоскости, параллельные координатным осям, уходят в бесконечность. Для описания ориентации кристаллографических плоскостей в кубических решетках используют индексы Миллера – три целых взаимно простых числа h, k, l , обратных измеренным в осевых единицах отрезкам, отсекаемым плоскостью по координатным осям. Символом плоскости служат ее индексы (hkl) , заключенные в круглые скобки.

Для определения индексов плоскости необходимо: найти отсекаемые ею на осях координат отрезки $0x, 0y, 0z$, измеряя их в единицах периодов соответствующей оси; вычислить обратные величины $1/0x, 1/0y, 1/0z$; привести полученное соотношение к отношению трех целых взаимно простых чисел. Например, на рис. 1.6, *b*, где показаны три соседние элементарные ячейки, плоскость *abcd* отсекает на осях координат отрезки $1, 1/2, \infty$, обратными величинами которых будут $1, 2, 0$. Следовательно, индексы этой плоскости (120) . Параллель-

ная ей плоскость $a'b'c'd'$ отсекает отрезки $2, 1, \infty$, обратные величины которых $1/2, 1, 0$. Приведя полученное отношение к отношению трех целых чисел (домножив каждое число на 2), получим индексы данной плоскости (120) , такие же как и для плоскости $abcd$. Ясно, что любая плоскость, параллельная данной, будет иметь с ней одинаковые индексы. Таким образом, символ плоскости (hkl) в круглых скобках описывает бесконечно большое *семейство параллельных плоскостей*, причем все эти плоскости *структурно-эквивалентны*, т.е. имеют одинаковую укладку атомов.

Зная величины периодов решетки, можно вычислить значения d для разных сингоний (табл. 1.1).

Таблица 1.1. Значения d для различных сингоний

Сингония	Формула	Номер
Кубическая	$d = a / \sqrt{1/h^2 + 1/k^2 + 1/l^2}$	(1)
Тетрагональная	$d = a / \sqrt{h^2 + k^2 + 4l^2}$	(2)
Гексагональная	$D = a / \sqrt{4h^2 + 4hk + k^2 + 3l^2}$	(3)

Параллельные плоскости с одинаковыми индексами находятся на равном расстоянии одна от другой (см. рис. 1.5). Это межплоскостное расстояние d равно длине перпендикуляра, опущенного из начала координат на ближайшую к нему плоскость данного семейства (hkl) .

В кристаллах можно выделить несколько непараллельных, но полностью идентичных по расположению атомов семейств кристаллографических плоскостей с одинаковым межплоскостным расстоянием, поэтому можно говорить о существовании в кристаллах *совокупности структурно-эквивалентных плоскостей*. Совокупность плоскостей обозначают символом $\{hkl\}$ в фигурных скобках. Необходимым признаком принадлежности того или иного семейства к одной совокупности является равенство их межплоскостных расстояний.

В кубической сингонии в одну совокупность входят семейства плоскостей, индексы которых различаются лишь знаками и местоположением в символе. Действительно, если в уравнении (1) последовательно менять местами и знаками индексы h, k, l , не меняя их величины, подкоренное выражение будет иметь неизменную величину, и межплоскостное расстояние тоже будет неизменно. Так, в совокупность $\{100\}$ кристалла кубической сингонии входят шесть семейств плоскостей: $(100), (100), (010), (010), (001)$ и (001) . Число семейств, входящих в данную совокупность, называют *повторяемостью*. Величину повторяемости R можно определить как число перестановок индексов в символе плоскости местами и знаками, не приводящих к изменению межплоскостного расстояния. Ниже приведены величины повторяемости для всех совокупностей с любыми возможными вариантами сочетаний индексов в кристаллах кубической сингонии (символ $\{hhl\}$ означает, что два индекса равны между собой по величине и не равны третьему, например $\{112\}, \{331\}$ и т.д.; здесь также не учитывается, что плоскости с одинаковым положением индексов и разными знаками фактически параллельны) (табл. 1.2).

Таблица 1.2. Величины повторяемости для совокупностей с вариантами сочетаний индексов

Индексы совокупности.....	$\{100\}$	$\{110\}$	(111)	$\{hk0\}$	$\{hkk\}$	$\{hkl\}$
Повторяемость, R	6	12	8	24	24	48

В кубических решетках направление, перпендикулярное плоскости, имеет одинаковые с этой плоскостью индексы:

$$[uvw] = (hkl), \quad (1.1)$$

т.е. $u = h, v = k$ и $w = l$, а направление, лежащее в какой-либо плоскости, должно удовлетворять условию

$$u \cdot h + v \cdot k + w \cdot l = 0. \quad (1.2)$$

В кристаллохимии структуру кристаллов представляют в виде застывшего ансамбля жестких сфер, соприкасающихся одна с другой. Половину расстояния между центрами двух соприкасающихся сфер

$$r_0 = l_0 / 2 \quad (1.3)$$

называют *атомным* или *металлическим радиусом*.

Координационным числом (КЧ) называют число ближайших соседей, окружающих данный атом. На плоскости вокруг одной сферы плотнейшим образом можно уложить только 6 таких же сфер. В трехмерном пространстве вокруг сферы заданного радиуса можно разместить максимум 12 равновеликих сфер, поэтому максимально возможное КЧ в плотноупакованных кристаллах равно 12.

Для металлов характерны большие КЧ: в объемно центрированной кубической (ОЦК) решетке КЧ = 8, в гранецентрированной (ГЦК) и гексагональной плотноупакованной (ГП) КЧ = 12, что характерно для особой металлической связи в таких кристаллах. Другое обозначение этих решеток – К8, К12 и Г12 соответственно. Металлическая связь – результат обобществления электронов наружной оболочки металлических атомов, ионы которых образуют узлы кристаллической решетки металла, а обобществленные электроны, перемещаясь между узлами, становятся «электронным газом», осуществляющим ненаправленную связь между ионами, стягивая их в максимально плотную упаковку.

Число атомов, приходящихся на ячейку, равно

$$n_{\text{я}} = V_{\text{я}} / v_{\text{а}}, \quad (1.4)$$

где $V_{\text{я}}$ – объем, занятый в ячейке атомами; $v_{\text{а}}$ – объем единичного атома.

Например, в примитивной кубической ячейке, образованной восемью атомами, расположенными по ее вершинам, каждый атом принадлежит одновременно восьми соседним ячейкам и, следовательно, находится внутри одной ячейки лишь $1/8$ частью своего объема. Таким образом, атомы занимают в примитивной ячейке $1/8 \cdot 8 = 1$ атомный объем, т.е. на ячейку приходится один атом. Если атом расположен на ребре ячейки, он входит в нее $1/4$ частью, на грани – $1/2$ частью и внутри ячейки – целиком.

В силу ненаправленности металлической связи в кристаллографии считают, что положительные ионы образуют металлические кристаллы как плотно уложенные шары. При плотнейшей из всех возможных упаковок атомы в одном слое сложены так, что любой из них окружен шестью плотно прилегающими другими (рис. 1.7, а). Чтобы упаковка оказалась плотнейшей не только в одном слое, но и в пространстве, необходимо такое взаимное расположение соседних плотноупакованных слоев, при котором шары одного слоя ложатся в лунки другого.

Уложим на плотноупакованный слой атомов, обозначенных буквой *A* (см. рис. 1.7, а), новый слой так, чтобы атомы второго слоя легли в лунки первого. Все лунки в нижнем слое плотнейшей упаковки одинаковы, однако они обозначены (через одну) буквами *B* и *C*. Обусловлено это тем, что, поместив шары второго слоя в лунки *B*, в лунках *C* такие же атомы – шары не поместятся. Если шары второго слоя находятся в позициях *B*, то пустые лунки второго слоя располагаются над шарами первого слоя (в позициях *A*) и над лунками *C* первого слоя (рис. 1.7, б). Третий слой шаров можно уложить двумя способами: либо в лунки *A* (см. рис. 1.7, б), либо в лунки *C* (рис. 1.7, в) второго слоя. Таким образом, возникают два варианта чередования плотноупакованных

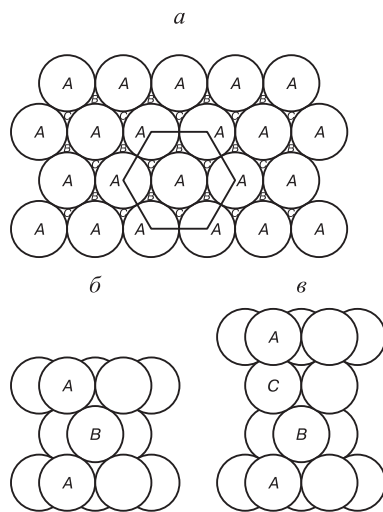


Рис. 1.7. Плотнейшая шаровая упаковка на плоскости (а), двухслойная с повторением через один (б, в)

слоев: двухслойный *ABABAB...* или трехслойный *ABCABC...* В металлах двухслойная упаковка реализуется в ГП-структуре, а трехслойная – в ГЦК.

Плотность упаковки характеризуют коэффициентом заполнения, или коэффициентом компактности, η , под которым понимают выраженное в процентах отношение объема V_a , занятого в ячейке атомами, к объему всей ячейки $V_{я}$:

$$\eta = (V_a / V_{я}) \cdot 100\%. \quad (1.5)$$

Коэффициент компактности для плотнейшей упаковки равен 74,05% независимо от порядка чередования слоев. Оставшиеся 25,95% объема ячейки приходятся на поры. Если центры атомов, окружающих пору, соединить прямыми линиями, они образуют геометрическую фигуру в форме тетраэдра или октаэдра (рис. 1.8, а, б).

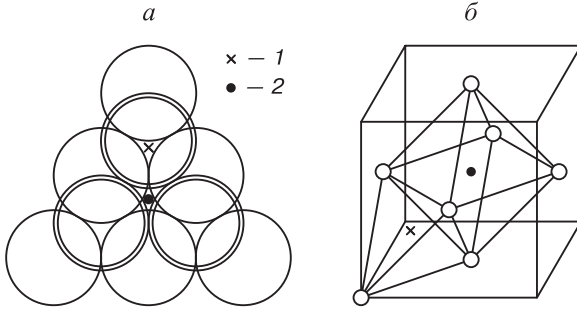


Рис. 1.8. Тетраэдрическая (1) и октаэдрическая (2) поры в двухслойной упаковке (а) и ячейке ГЦК (б)

Соответствующие поры называют *тетраэдрическими* или *октаэдрическими* (сокращенно – тетрапоры или октапоры). Расположение атомов вокруг поры в соседних плотноупакованных слоях показано на рис. 1.8, а. Тетрапоры заключены между четырьмя шарами, один из которых закрывает лунку, образованную тремя шарами нижнего слоя. Октапора заключена между шестью шарами, расположенными так, что лунка второго слоя находится над лункой первого. В ячейке ГЦК-решетки (см. рис. 1.8, б) тетрапору образует любой атом в вершине куба и три атома в ближайших центрах граней, октапора сформирована шестью атомами всех центров граней и находится в центре объема ячейки. Структурно-эквивалентные октапоры находятся на серединах всех ребер куба.

В кристаллических решетках плотнейшей упаковки с КЧ = 12 на каждый атом приходится одна октапора и две тетрапоры. Размер поры характеризуют радиусом сферы $r_{пн}$, которую можно вписать без искажений между шарами с радиусами r_a , ограничивающими пору. В октапору можно вписать сферу радиусом $r_{он} = 0,41r_a$, в тетрапору – $r_{тн} = 0,22r_a$.

1.2. Дефекты кристаллических решеток

Дислокации – это линейные дефекты. Они имеют размеры в двух направлениях порядка атомных, а в третьем – соизмеримы с длиной кристалла.

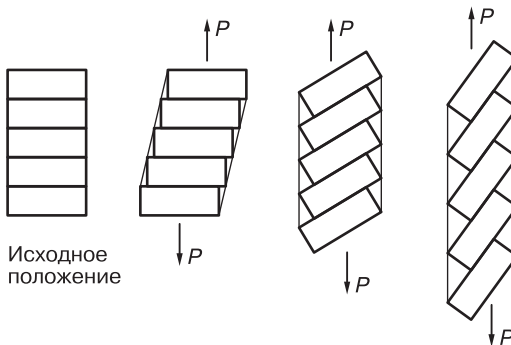


Рис. 1.9. Модель сдвига в стопке монет

Представление о дислокациях было введено в физику твердого тела для того, чтобы объяснить несоответствие между экспериментально определенной и расчетной прочностью кристаллов. Первоначально пластическую деформацию монокристалла объясняли по аналогии со сдвигом монет в стопке (или сдвигом карт в колоде), когда направленное смещение каждой монеты по отношению к соседней вызывает изменение формы и размеров всей стопки (рис. 1.9).

Кристалл как бы разбивается на параллельные слои, разделенные плоскостями скольжения. Сдвиги одних слоев кристалла

по отношению к другим приводят к образованию ступенек на его поверхности (см. рис. 1.9). Эти ступеньки имеют микроскопический размер. После небольшой пластической деформации поликристаллического образца на его предварительно отполированной поверхности они выявляются в виде тонких линий скольжения.

Сдвиг (скольжение) в кристалле, как и в стопке монет или в колоде карт, начинается тогда, когда касательное напряжение в плоскости скольжения достигает некоторой критической величины $t_{кр}$.

У монокристаллов чистых металлов при комнатной температуре экспериментально определенное $t_{кр} \sim 0,2-1$ МПа. Вместе с тем расчет показал, что при одновременном смещении всех атомов одного слоя (рис. 1.10) по отношению к соседнему слою с разрывом всех исходных связей и восстановлением новых связей после сдвига верхней части кристалла относительно нижней на одно межатомное расстояние необходимо приложить касательное напряжение порядка 10^4-10^5 МПа. Это на четыре-пять порядков (!) больше, чем экспериментально определенное значение $t_{кр}$. Чтобы объяснить низкое значение $t_{кр}$, предположили, что в сдвиге соседних слоев межатомные силы преодолеваются не одновременно. Для этого и ввели предположение о дислокациях и их скольжении.

На рис. 1.11 показан кристалл, верхняя часть которого сдвинута относительно нижней на одно межатомное расстояние, причем зафиксировано положение, когда сдвиг охватил не всю плоскость скольжения, а лишь часть ее — зону сдвига $ABCD$. На рис. 1.12 для случая примитивной кубической решетки показан разрез кристалла по плоскости, перпендикулярной границе зоны сдвига AB на рис. 1.11. В этом сечении кристалл имеет n вертикальных атомных плоскостей. В результате несквозного сдвига на один период решетки n вертикальных атомных плоскостей, расположенных выше плоскости скольжения, оказались напротив $(n-1)$ вертикальных плоскостей, расположенных ниже плоскости скольжения (на рис. 1.12 десять против девяти). Одна вертикальная атомная плоскость, называемая *экстраплоскостью*, не имеет продолжения в нижней половине кристалла. Экстраплоскость как клин изгибает решетку. Непосредственно вблизи края экстраплоскости решетка сильно искажена.

Область несовершенства кристалла вокруг края экстраплоскости называется *краевой дислокацией*. Данная область сильного искажения кристаллической решетки распространяется от края экстраплоскости на радиус от двух до десяти атомных размеров. При этом выше края экстраплоскости сконцентрированы напряжения сжатия, а ниже его — напряжения растяжения. Вне этого ядра дислокации кристалл упругодеформирован (из-за наличия экстраплоскости). Упругие деформации не относятся к дефектам решетки, и, следовательно, вокруг дислокации (в том числе вдоль экстраплоскости) кристалл является совершенным.

Можно по-другому определить понятие дислокации: дислокацией называется линейное несовершенство, образующее внутри кристалла границу зоны сдвига.

При макроскопическом рассмотрении эта граница является геометрической линией (см. AB на рис. 1.11) зоны сдвига $ABCD$, а при микроскопическом рассмотрении — областью несовершенства решетки (см. рис. 1.12). На рисунках крайнюю дис-

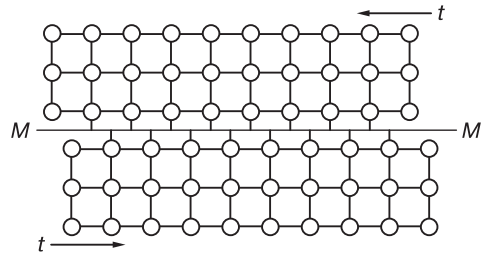


Рис. 1.10. Модель сдвига с одновременным разрывом всех связей по плоскости скольжения $M-M$

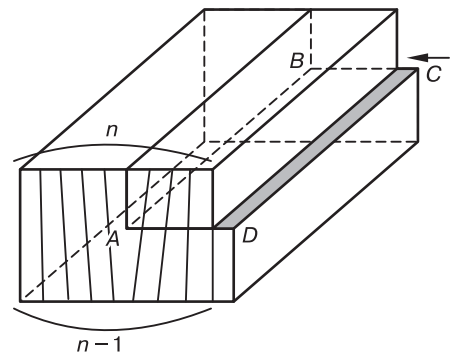


Рис. 1.11. Незаконченный сдвиг, создавший дислокацию AB ; стрелка — вектор сдвига

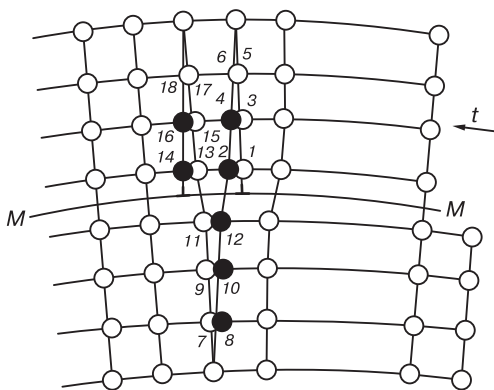


Рис. 1.12. Краевая дислокация в примитивной кубической решетке; стрелка — вектор Бюргерса

связанной с присутствием дислокации. Вектор Бюргерса краевой дислокации перпендикулярен линии дислокации (см. рис. 1.11, линия AB).

Дислокация повышает энергию кристалла главным образом благодаря упругой деформации кристалла вокруг нее. Энергия искажений решетки внутри ядра дислокации составляет по теоретическим оценкам не более 10% от энергии упругой деформации решетки вне ядра дислокации. Энергия дислокации, приходящаяся на единицу ее длины L , пропорциональна модулю сдвига G и квадрату вектора Бюргерса:

$$E / L \sim Gb^2. \quad (1.6)$$

Чем больше G , тем сильнее межатомные силы сопротивляются смещениям атомов, а чем больше вектор Бюргерса, тем сильнее искажена решетка и, следовательно, больше накапливается упругой энергии искажений решетки. Энергия дислокации, приходящаяся на одно межатомное расстояние, составляет около 10 эВ. Столь большая энергия не может быть аккумулирована в результате колебательного движения атомов, которое характеризуется энергией, равной kT . Поэтому дислокации — всегда неравновесные дефекты, повышающие внутреннюю энергию кристалла.

Рассмотрим атомный механизм скольжения краевой дислокации. На рис. 1.13 в исходном состоянии атомы обозначены светлыми кружками, а в конечном — черными. Для перемещения дислокации из исходного положения 1 в соседнее положение 14 не нужно сдвигать всю верхнюю половину кристалла на одно межатомное расстояние. Достаточно, чтобы произошли следующие смещения атомов: атом 1 в положение 2; 3 в 4; 5 в 6; 7 в 8; 9 в 10; 11 в 12; 13 в 14; 15 в 16; 17 в 18.

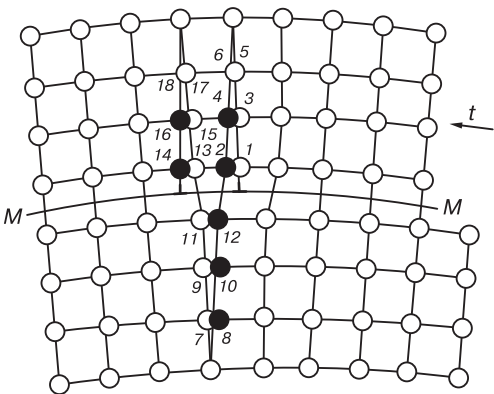


Рис. 1.13. Смещения атомов при скольжении краевой дислокации справа налево на одно межатомное расстояние

локацию обозначают значком \leftarrow (см. рис. 1.11 и 1.12), если экстраплоскость находится в верхней половине рисунка. Значок указывает на положительную краевую дислокацию. Если рис. 1.12 перевернуть на 180° , получим схему отрицательной краевой дислокации и ее значок.

Главной количественной характеристикой дислокации является *вектор Бюргерса*, он служит мерой искаженности решетки вокруг дислокации. Если дислокация была введена в кристалл сдвигом (см. рис. 1.11), то вектор сдвига и является вектором Бюргерса b . Он определяет направление и величину смещений атомов, где сдвиг уже произошел, и степень искаженности кристаллической решетки (в единицах межатомных расстояний),

связанной с присутствием дислокации. Вектор Бюргерса краевой дислокации перпендикулярен линии дислокации (см. рис. 1.11, линия AB).

Дислокация повышает энергию кристалла главным образом благодаря упругой деформации кристалла вокруг нее. Энергия искажений решетки внутри ядра дислокации составляет по теоретическим оценкам не более 10% от энергии упругой деформации решетки вне ядра дислокации. Энергия дислокации, приходящаяся на единицу ее длины L , пропорциональна модулю сдвига G и квадрату вектора Бюргерса:

$$E / L \sim Gb^2. \quad (1.6)$$

Чем больше G , тем сильнее межатомные силы сопротивляются смещениям атомов, а чем больше вектор Бюргерса, тем сильнее искажена решетка и, следовательно, больше накапливается упругой энергии искажений решетки. Энергия дислокации, приходящаяся на одно межатомное расстояние, составляет около 10 эВ. Столь большая энергия не может быть аккумулирована в результате колебательного движения атомов, которое характеризуется энергией, равной kT . Поэтому дислокации — всегда неравновесные дефекты, повышающие внутреннюю энергию кристалла.

Рассмотрим атомный механизм скольжения краевой дислокации. На рис. 1.13 в исходном состоянии атомы обозначены светлыми кружками, а в конечном — черными. Для перемещения дислокации из исходного положения 1 в соседнее положение 14 не нужно сдвигать всю верхнюю половину кристалла на одно межатомное расстояние. Достаточно, чтобы произошли следующие смещения атомов: атом 1 в положение 2; 3 в 4; 5 в 6; 7 в 8; 9 в 10; 11 в 12; 13 в 14; 15 в 16; 17 в 18.

Перемещения атомов на расстояние меньше межатомного в области ядра дислокации приводят к перемещению самой дислокации на одно межатомное расстояние. При этом нижняя часть плоскости 7–17 объединяется с исходной экстраплоскостью в целую (плоскость 8–6), а верхняя превращается в новую экстраплоскость 14–18.

При этом нижняя часть плоскости 7–17 объединяется с исходной экстраплоскостью в целую (плоскость 8–6), а верхняя превращается в новую экстраплоскость 14–18.

На рис. 1.13 сдвиг левее дислокации еще не произошел. Под действием приложенного касательного напряжения дислокация будет

скользить справа налево и, когда она выйдет на левую боковую грань кристалла, здесь образуется ступенька величиной, равной вектору Бюргера.

На рис. 1.14 показаны разные положения дислокации при ее скольжении справа налево. Пунктиром отмечена часть кристаллографической плоскости, в которой уже произошел сдвиг на одно межатомное расстояние. В каждый момент времени в сдвиге участвуют не все атомы по обе стороны от плоскости скольжения, а только те, которые находятся в области дислокации вокруг края экстраплоскости. Происходит поочередная эстафетная передача конфигурации расположения атомов в области ядра дефекта. На рис. 1.13 видно, что правее дислокации, где сдвиг уже произошел, решетка остается совершенной. При перемещении дислокации в соседнее положение разрываются межатомные связи только между двумя горизонтальными цепочками атомов, выходы которых на плоскость находятся в точках *11* и *13*. Этим и объясняется низкое значение $t_{кр}$. Здесь можно провести аналогию с протаскиванием большого ковра по полу. Вместо того чтобы затрачивать большие усилия на протаскивание всего ковра, можно добиться того же конечного результата, затрачивая небольшое усилие на продвижение складки от одного края ковра до другого.

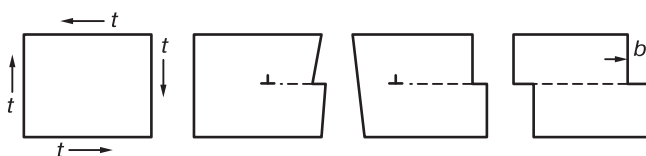


Рис. 1.14. Пробег краевой дислокации справа налево при сдвиге верхней половины кристалла относительно нижней на одно межатомное расстояние

Под действием одних и тех же касательных напряжений краевые дислокации разного знака движутся в прямо противоположных направлениях (рис. 1.15).

Поскольку вокруг каждой дислокации решетка упругодеформирована, т.е. имеется поле напряжений, то соседние дислокации упруго взаимодействуют одна с другой. Чем ближе одна к другой две экстраплоскости, с которыми связаны дислокации одного знака, тем сильнее искажение кристаллической решетки. Поэтому соседние дислокации одного знака, находящиеся в одной плоскости скольжения, взаимно отталкиваются. Разноименные дислокации, наоборот, взаимно притягиваются, так как в данном случае поле напряжений вокруг них уменьшается. Когда разноименные краевые дислокации в одной плоскости скольжения подходят вплотную одна к другой, две экстраплоскости сливаются в единую полную атомную плоскость и дислокации взаимно уничтожаются, аннигилируют.

Скольжение дислокации через весь кристалл (см. рис. 1.14) не связано с переносом массы (атомов) от одного края кристалла к другому (атомы смещаются на доли межатомного расстояния лишь в ядре скользящей дислокации). Поэтому такое скольжение дислокаций, или консервативное движение, возможно при любых сколь угодно низких температурах. При достаточно высоких температурах (выше $0,5 T_{пл}$) становится возможным принципиально иной механизм движения краевой дислокации, связанный с диффузионным переносом массы и называемый *переползанием* – неконсервативное движение. При отрыве атомов от кромки экстраплоскости или, наоборот, при присоединении атомов к этой кромке дислокация перемещается перпендикулярно плоскости скольжения на новый горизонт (см. рис. 1.13). «Растворение» кромки экстраплоскости и «наращивание» экстраплоскости являются диффузионными процессами, ускоряющимися с ростом температуры из-за повышения концентрации вакансий.

Естественно, что цепочка атомов на самой кромке экстраплоскости не отделяется одновременно по всей своей длине, и дислокация переползает на новый горизонт не целиком, а по частям (см.

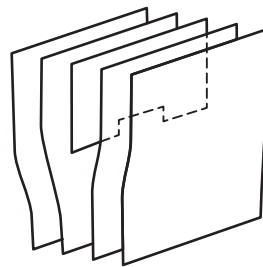


Рис. 1.15. Два порога на краевой дислокации

рис. 1.13). В результате на кромке экстраплоскости и, следовательно, на линии дислокации образуются пороги (ступеньки). Если к такому порогу подходит и присоединяется вакансия, то это означает отрыв атома от порога и перемещение его на одно межатомное расстояние вдоль края экстраплоскости. При этом вакансия как таковая исчезает. Следовательно, дислокации с порогами являются местами стока и аннигиляции вакансий.

Сделаем в кристалле (рис. 1.16) несквозной вертикальный надрез до точки B и сдвинем правую переднюю часть кристалла вниз на один период решетки относительно левой половины. Образовавшаяся при таком сдвиге ступенька на верхней грани не проходит через всю ширину кристалла, оканчиваясь в точке B . У переднего края кристалла (вблизи точки A) сдвиг произошел ровно на один период решетки так, что верхняя атомная плоскость справа от точки A сливается в единое целое со второй сверху плоскостью слева от точки A . Если до сдвига кристалл состоял из параллельных горизонтальных атомных слоев, то после рассмотренного несквозного сдвига он превратился в одну атомную плоскость, закрученную в виде геликоида (винтовой лестницы). Величина смещения правой части по отношению к левой уменьшается по направлению от точки A к точке B .

Граница зоны сдвига (не видна на рис. 1.16) проходит от точки B вертикально вниз. Эта граница является линией винтовой дислокации, вдоль и вокруг которой на несколько атомных размеров находится область сильных смещений атомов от их узлов — ядро дислокации. Вокруг ядра винтовой дислокации, как и вокруг ядра краевой дислокации, решетка совершенна (существует только поле упругих сдвиговых деформаций и напряжений).

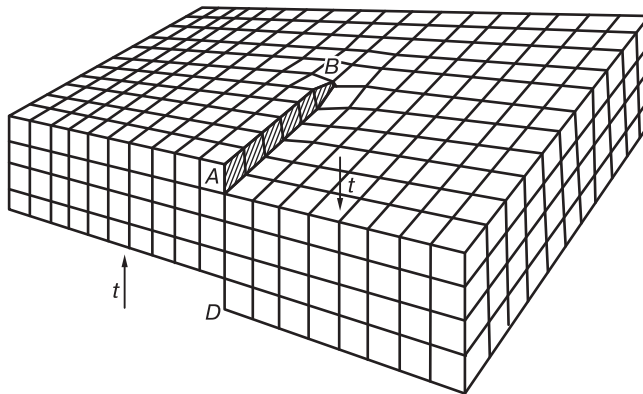


Рис. 1.16. Кристалл с винтовой дислокацией в точке B

В отличие от краевой дислокации, которая перпендикулярна вектору сдвига, линия винтовой дислокации параллельна вектору сдвига (вектору Бюргерса). В области ядра винтовой дислокации, в том числе вблизи точки B (см. рис. 1.16), атомы смещаются в направлении действующих на них сил (по вертикали) и ширина ступеньки увеличивается (рис. 1.17),

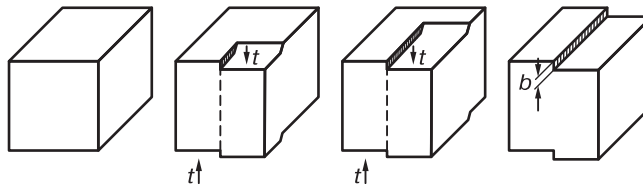


Рис. 1.17. Сдвиг правой половины кристалла относительно левой на величину вектора Бюргерса b при проходе винтовой дислокации от передней грани до задней

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие	3
Введение	4
Глава 1. Кристаллическое строение металлов и дефекты кристаллических решеток	6
1.1. Элементарная кристаллография	6
1.2. Дефекты кристаллических решеток	12
Глава 2. Деформация и разрушение материалов, возврат и рекристаллизация	26
2.1. Упругая и пластическая деформации	26
2.2. Деформационное упрочнение	29
2.3. Возврат и рекристаллизация	33
2.4. Разрушение материалов	38
2.5. Поверхности изломов после разрушения	44
Глава 3. Фазовые диаграммы состояния сплавов	47
3.1. Типы фаз в сплавах	47
3.2. Правило фаз	53
3.3. Построение фазовых диаграмм	56
3.4. Анализ основных диаграмм состояния сплавов	57
3.4.1. Диаграмма состояния двойной системы с неограниченной растворимостью компонентов в жидкой и твердой фазах	57
3.4.2. Диаграмма состояния двойной системы с неограниченной растворимостью компонентов в жидкой и ограниченной растворимостью в твердой фазах	59
3.4.3. Диаграмма состояния двойной системы с промежуточными фазами	62
3.4.4. Диаграмма состояния двойной системы с ограниченной растворимостью компонентов в жидкой и твердой фазах	65
3.4.5. Диаграмма состояния двойной системы с превращением в твердых фазах	65
3.4.6. О диаграммах состояния тройных систем, значение и применение диаграмм состояния сплава	66
3.5. Фазовая диаграмма системы «железо—углерод»	72
Глава 4. Теория и технология термической обработки сплавов	82
4.1. Теория термической обработки стали	82
4.1.1. Образование аустенита	85
4.1.2. Распад аустенита	89
4.1.3. Образование мартенсита	94
4.1.4. Распад мартенсита	96
4.2. Технология термической обработки сплавов	99
4.3. Закалка стали	109
4.4. Отпуск и старение	121
4.5. Химико-термическая обработка	127
4.6. Термомеханическая обработка	135
Глава 5. Стали углеродистые конструкционные, строительные, с улучшенными технологическими свойствами	140
5.1. Конструкционная прочность материалов	140
5.2. Влияние углерода и постоянных примесей на свойства сталей	142
5.3. Углеродистые стали обыкновенного качества	144
5.4. Углеродистые качественные стали	147

5.5. Конструкционные литейные углеродистые стали	150
5.6. Строительные стали и стали с особыми технологическими свойствами	152
5.7. Стали с улучшенной обрабатываемостью резанием	156
5.8. Стали с высокой технологической пластичностью и свариваемостью	161
Глава 6. Легированные машиностроительные конструкционные стали	170
6.1. Легирующие элементы и примеси легированной стали.	170
6.2. Влияние легирующих элементов на процессы при нагреве и охлаждении стали	174
6.3. Легированная машиностроительная сталь.	180
6.3.1. Легированные конструкционные стали нормальной и повышенной статической прочности	185
6.3.2. Легированные высокопрочные стали с повышенной циклической прочностью	189
6.3.3. Пружинные стали	194
6.3.4. Подшипниковые стали	202
Глава 7. Инструментальные материалы.	206
7.1. Углеродистые инструментальные стали	206
7.2. Низколегированные стали	208
7.3. Быстрорежущие стали	212
7.4. Порошковые твердые сплавы	217
7.5. Керамические режущие материалы	220
7.6. Сверхтвердые материалы	222
7.7. Инструментальные материалы для обработки металлов давлением	225
7.8. Стали для измерительных инструментов	230
7.9. Сверхтвердые материалы.	230
Глава 8. Чугуны	234
8.1. Углерод и легирующие элементы в чугунах	234
8.2. Классификация чугунов для отливок	235
8.3. Серый чугун с пластинчатым графитом	237
8.4. Высокопрочный чугун с шаровидным графитом	239
8.5. Чугун с вермикулярным графитом	240
8.6. Ковкий чугун	241
8.7. Чугуны со специальными свойствами.	242
8.7.1. Антифрикционные чугуны	242
8.7.2. Износостойкие, жаростойкие и коррозионностойкие чугуны	243
Глава 9. Материалы, устойчивые к износу, воздействию температуры и внешней рабочей среды	245
9.1. Износостойкие материалы	245
9.1.1. Характеристика износа и виды изнашивания	245
9.1.2. Материалы, устойчивые к различным видам абразивного изнашивания	250
9.1.3. Антифрикционные материалы	253
9.1.4. Фрикционные материалы	257
9.2. Коррозионностойкие материалы	258
9.2.1. Электрохимическая коррозия металлов	258
9.2.2. Коррозионностойкие стали	260
9.2.3. Коррозионностойкие металлы и сплавы.	265
9.2.4. Коррозионностойкие неметаллические материалы	268
9.3. Теплостойкие материалы	270
9.4. Жаростойкие материалы	275
9.5. Жаропрочные материалы	283
9.5.1. Критерии жаропрочности материалов	283
9.5.2. Жаропрочные стали	286
9.5.3. Жаропрочные сплавы	289

9.6. Радиационно стойкие материалы	293
9.7. Материалы для вакуумных установок	297
9.8. Хладостойкие материалы.	298
Глава 10. Материалы с особыми свойствами	303
10.1. Материалы высокой проводимости.	303
10.2. Сверхпроводники	305
10.3. Резистивные материалы.	309
10.4. Полупроводниковые материалы	312
10.5. Диэлектрические материалы.	318
10.6. Магнитотвердые материалы	321
10.7. Магнитомягкие материалы	324
10.8. Материалы с особыми тепловыми свойствами	328
10.9. Аморфные металлические сплавы	329
10.10. Лазерные материалы.	331
10.11. Материалы для высокотемпературных электродов различного назначения	333
10.12. Деформированные заэвтектические силумины.	334
Глава 11. Алюминий и его сплавы	338
11.1. Влияние примесей и легирующих элементов на структуру и свойства алюминиевых сплавов	338
11.2. Особенности структуры и свойств слитков и отливок	344
11.3. Структура и свойства деформируемых полуфабрикатов	352
11.4. Промышленные литейные алюминиевые сплавы.	358
11.5. Деформируемые алюминиевые сплавы.	362
Глава 12. Магний и его сплавы	367
12.1. Легирующие элементы и примеси в магниевых сплавах	367
12.2. Литейные магниевые сплавы	369
12.3. Деформируемые магниевые сплавы	373
Глава 13. Медь и сплавы на ее основе	377
13.1. Сортамент и влияние примесей на свойства меди	377
13.2. Латунни	379
13.3. Бронзы	383
13.4. Другие сплавы на основе меди	385
13.5. Теплопроводные и жаропрочные сплавы меди	386
Глава 14. Материалы с высокой удельной прочностью	390
14.1. Титан и его сплавы	390
14.1.1. Легирующие элементы и примеси в титановых сплавах	390
14.1.2. Промышленные титановые сплавы	395
14.2. Бериллий и сплавы на его основе	401
14.3. Композиционные материалы	405
14.3.1. Общая характеристика	405
14.3.2. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы	408
14.3.3. Волокнистые композиционные материалы	411
14.3.4. Композиционные материалы на неметаллической основе	416
14.3.5. Композиционные материалы на металлической основе	420
Глава 15. Краткая характеристика других металлов и сплавов	424
15.1. Никель и никелевые сплавы	424
15.2. Тугоплавкие металлы и сплавы	427

15.3. Легкоплавкие металлы и их сплавы	433
15.4. Драгоценные металлы	435
15.5. Радиоактивные металлы	439
Глава 16. Неметаллические материалы и покрытия	444
16.1. Основные свойства пластмасс и их классификация	444
16.2. Термопласты	448
16.3. Реактопласты	452
16.4. Резины	454
16.5. Стекло	458
16.6. Клеи	462
16.7. Вяжущие материалы, бетон	464
16.8. Покрытия	469
Глава 17. Методы исследования материалов	473
17.1. Что такое металл?	473
17.2. Методы исследования состава материалов	478
17.2.1. Гравиметрический анализ	478
17.2.2. Титриметрический анализ	480
17.2.3. Иодометрия	480
17.2.4. Газы в промышленных сплавах	481
17.2.5. Пористость в сплавах на основе алюминия	483
17.2.6. Сера, углерод, азот в промышленных сплавах	484
17.2.7. Неметаллические включения	486
17.3. Современные методы исследования материалов	492
17.3.1. Современные микроскопы, туннельный эффект	492
17.4. Свойства материалов	501
17.4.1. Физические свойства	502
17.4.2. Механические свойства	507
17.4.2.1. Испытания на растяжение	507
17.4.2.2. Испытания на сжатие	508
17.4.2.3. Испытания на изгиб	510
17.4.2.4. Свойства при динамических нагрузках	511
17.4.2.5. Твердость и микротвердость	514
17.4.2.6. Жаропрочность	519
17.4.2.7. Испытания на ползучесть	520
17.4.2.8. Испытание на длительную прочность	522
17.4.2.9. Усталостные испытания	523
17.5. Методы изучения, строения и структуры металлов	527
17.5.1. Световая микроскопия	527
17.5.2. Рентгеновский анализ	530
17.5.3. Электронная микроскопия	534
17.6. Компьютерное моделирование в материаловедении	538
17.6.1. Компьютерное материаловедение	538
17.6.2. Квантовомеханические модели	539
17.6.3. Атомистическое моделирование	543
Литература	549

Учебное издание

Жарский Иван Михайлович
Иванова Наталья Петровна
Куис Дмитрий Валерьевич
Свидунович Николай Александрович

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Учебное пособие

Редактор *А.В. Новикова*
Художественный редактор *В.А. Ярошевич*
Технический редактор *Н.А. Лебедевич*
Корректоры *Т.В. Кульнис, О.И. Голденкова, Е.З. Липень*
Компьютерная верстка *А.Н. Бабенкова, И.В. Войцехович*

Подписано в печать 27.04.2015. Формат 70×100/16. Бумага офсетная.
Гарнитура «Newton». Офсетная печать.

Усл. печ. л. 45,5. Уч.-изд. л. 47,2. Тираж 1500 экз. Заказ 195.

Республиканское унитарное предприятие
«Издательство “Вышэйшая школа”».

Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя,
распространителя печатных изданий № 1/3 от 08.07.2013.

Пр. Победителей, 11, 220048, Минск.
e-mail: market@vshph.com <http://vshph.com>

Открытое акционерное общество «Полиграфкомбинат им. Я.Коласа».

Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя
и распространителя печатных изданий № 2/3 от 04.10.2013.

Ул. Корженевского, 20, 220024, Минск.