

Высшее профессиональное образование

---

БАКАЛАВРИАТ

# ТЕХНОЛОГИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УЧЕБНИК

*Для студентов высших учебных заведений,  
обучающихся по машиностроительным направлениям*



Москва  
Издательский центр «Академия»  
2013

УДК 621(075.8)

ББК 30.3я73

Т384

Рецензенты:

профессор кафедры «Технология машиностроения» МГТУ «Станкин», д-р техн. наук *А. С. Верецака*;

д-р пед. наук, канд. техн. наук *А. Н. Бодров*

Т384 **Технология** конструкционных материалов : учебник для студ. учреждений высш. проф. образования / [В. А. Кузнецов, А. А. Черепяхин, А. В. Шлыкова, Н. Ф. Шпунькин]. — М. : Издательский центр «Академия», 2013. — 336 с. — (Сер. Бакалавриат).

ISBN 978-5-7695-9153-2

Учебник создан в соответствии с Федеральным государственным образовательным стандартом по машиностроительным направлениям подготовки (квалификация «бакалавр»).

Рассмотрены современные и перспективные технологические способы получения и переработки конструкционных материалов; изготовления заготовок и деталей машин литьем, методами пластической деформации, сваркой, резанием и др., применяемые в единичном, серийном и массовом производстве. Приведено описание основных схем обработки. Перечислены технологические особенности и возможности способа, требования, предъявляемые к заготовкам. Даны практические рекомендации по выбору способа и режима обработки.

Для студентов учреждений высшего профессионального образования.

УДК 621(075.8)

ББК 30.3я73

*Оригинал-макет данного издания является собственностью  
Издательского центра «Академия», и его воспроизведение любым способом  
без согласия правообладателя запрещается*

© Кузнецов В. А., Черепяхин А. А., Шлыкова А. В.,  
Шпунькин Н. Ф., 2013

© Образовательно-издательский центр «Академия», 2013  
© Оформление. Издательский центр «Академия», 2013

ISBN 978-5-7695-9153-2

Технология — это наука о методах, с помощью которых можно реализовать производственный процесс с целью получения готового изделия с параметрами качества, обеспечивающими требуемые его эксплуатационные свойства. Частью производственного процесса применительно к машиностроению является *технологический процесс*, или определенная последовательность действий, необходимая для получения конструкционных материалов, заготовок, деталей, комплектов, агрегатов и машин в целом с заданными параметрами качества.

Технологические процессы классифицируют по четырем признакам: формообразование, параметры качества, производительность изготовления изделия или партии изделий и себестоимость изготовления изделия.

По признаку «формообразование» вся технология конструкционных материалов делится на следующие этапы (передель): металлургия (производство металлов и сплавов); производство заготовок (литье, обработка давлением, сварка, методы порошковой металлургии); механическая обработка (методы резания, поверхностное пластическое деформирование); сборочное производство (создание подвижных и неподвижных соединений деталей механическими, электро-механическими способами или сваркой).

Признак «параметры качества» характеризуется группами качества, в числе которых химический состав, структура и физико-механические свойства основного объема заготовки или детали и их поверхностных слоев, геометрическая форма, точность размеров, формы и взаимного расположения поверхностей, микрогеометрия поверхности. Разные методы изготовления позволяют получить или изменить только отдельные группы параметров качества. Например, металлургические процессы обеспечивают получение конструкционного материала с заданными химическим составом и физико-механическими свойствами; во время заготовительного передела можно получить заготовку с относительно низкими физико-химическими, геометрическими и точностными параметрами, на этапе механической обработки можно повысить точность параметров заготовки до требуемого уровня, а на этапе сборочного производства — получить изделие с заданными эксплуатационными свойствами. Именно этим объясняется многоэтапность технологии, когда на

каждом из этапов формируется определенная группа параметров качества.

Признак «производительность изготовления изделия или партии изделий» характеризуется временем, необходимым для изготовления изделия или партии изделий. При этом в зависимости от производства (в единичном производстве одно изделие, а в мелко-, средне-, крупносерийном и массовом производстве одна партия изделий) величине изготавливаемой партии изделий должны соответствовать определенные требования к организации и составу технологического процесса изготовления. Вид производства определяет применяемую технологическую цепочку, переход от непоточного производства к поточному и далее к гибким производствам, используемые средства производства (от универсального до специализированного оборудования).

Характеристикой признака «себестоимость изготовления изделия» являются суммарные затраты на изготовление одного изделия.

Современная технология находится в поле жесткого критерия «при заданных качестве и производительности обеспечить минимальную себестоимость изделия». Согласно этому критерию отдельные этапы производства изделия необходимо рассматривать как единую технологическую структуру со взаимным влиянием одного этапа на другой. Например, параметры качества заготовки влияют на качество конечной детали или изделия; технические возможности отдельных элементов технологической цепочки (технологических операций) влияют на точностные параметры и конфигурацию как заготовки, так и изделия в целом.

Любой технологический процесс представляет собой совокупность отдельных технологических операций, выполняемых на одном рабочем месте и одном и том же оборудовании. Физическую суть операции определяют методы изготовления и обработки, которые также имеют единую технологическую структуру. Эта структура подробно описана в гл. 9.

Учебник создан преподавателями кафедры «Технология конструкционных материалов» Федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Московский государственный машиностроительный университет» (МАМИ): д-р техн. наук, проф. В. А. Кузнецовым, доцентом, канд. техн. наук А. А. Черепяхиным, доцентом, канд. техн. наук А. В. Шлыковой, профессором, канд. техн. наук Н. Ф. Шпунькиным.

## 1.1. Строение металлических материалов

Всякое вещество может находиться в твердом, жидком и в газообразном агрегатном состоянии. Твердые вещества могут быть кристаллическими и аморфными. Кристаллическое вещество отличается от аморфного упорядоченным расположением атомов и ионов в материале.

Кристаллические вещества затвердевают или плавятся при определенных температурах или в интервале температур, при этом на экспериментальных кривых охлаждения появляются так называемые критические температуры (рис. 1.1, *а, б*).

У аморфных тел при нагреве или охлаждении переходы (твердое состояние  $\leftrightarrow$  вязкое состояние  $\leftrightarrow$  жидкое состояние) плавные, на кривых охлаждения отсутствуют критические температуры (рис. 1.1, *в*).

Из известных в настоящее время элементов Периодической системы Д. И. Менделеева 76 являются металлами. Для всех металлов и их сплавов характерно кристаллическое состояние. Металлы и сплавы обладают рядом характерных свойств: высокими значениями тепло- и электропроводности, положительным температурным коэффициентом электросопротивления, при этом многие металлы обладают сверхпроводимостью при температурах близких к абсолют-

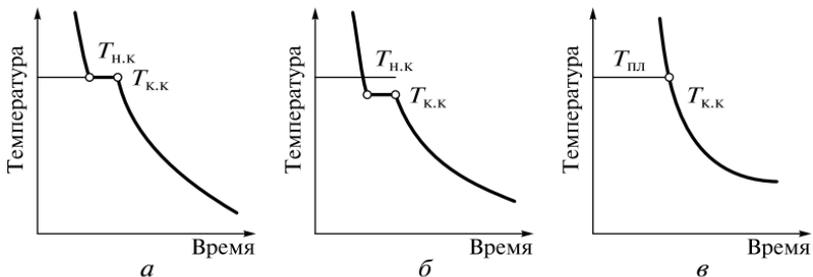


Рис. 1.1. Кривые охлаждения:

*а* — кристаллического вещества теоретическая; *б* — кристаллического вещества с переохлаждением; *в* — аморфного вещества;  $T_{пл}$ ,  $T_{н.к}$ ,  $T_{к.к}$  — температуры плавления, начала и конца кристаллизации

ному нулю, хорошей отражательной способностью, высокой пластичностью и термоэлектронной эмиссией.

Атомы металлов характеризуются небольшим количеством (1—2) электронов на наружной электронной оболочке, поэтому их ионизационный потенциал невелик, что и объясняет легкость отрыва у них внешних электронов, при этом атомы превращаются в положительно заряженные ионы, «омываемые газом» из свободных коллективизированных электронов. Устойчивость металла, представляющего собой ионно-электронную систему, определяется силами притяжения и отталкивания между ионами и обобщенными электронами, образуя металлическую связь. Поэтому в металле атомы располагаются на расстояниях друг от друга, соответствующих минимальной суммарной силе взаимодействия, образуя правильную кристаллическую решетку с минимальной энергией взаимодействия.

Кристаллическая решетка представляет собой воображаемую пространственную сетку, в узлах которой располагаются атомы (ионы), образующие твердое кристаллическое тело (рис. 1.2).

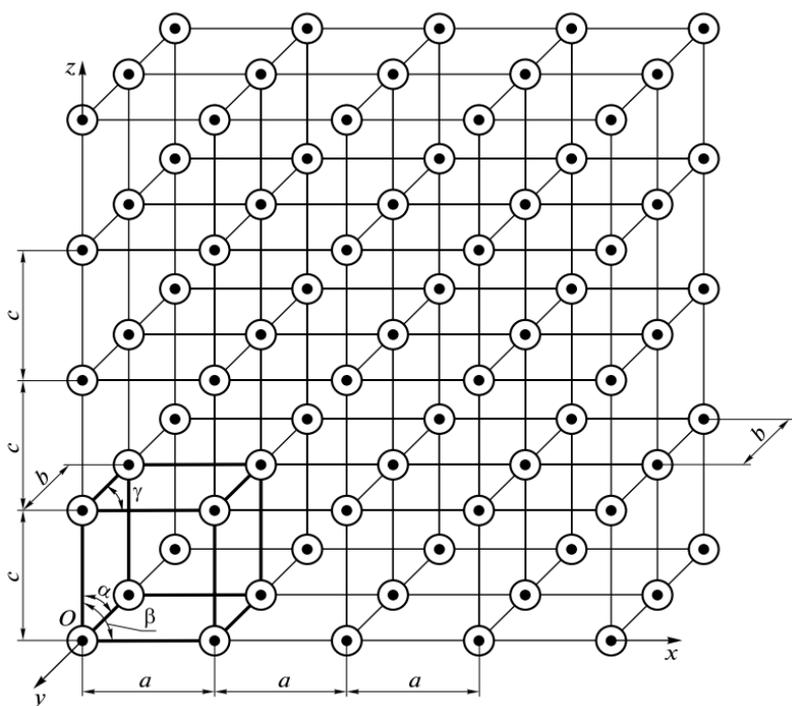


Рис. 1.2. Схема кристаллической решетки:

$Ox$ ,  $Oy$ ,  $Oz$  — координатные оси;  $a$ ,  $b$ ,  $c$  — периоды решетки;  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$  — угловые характеристики решетки

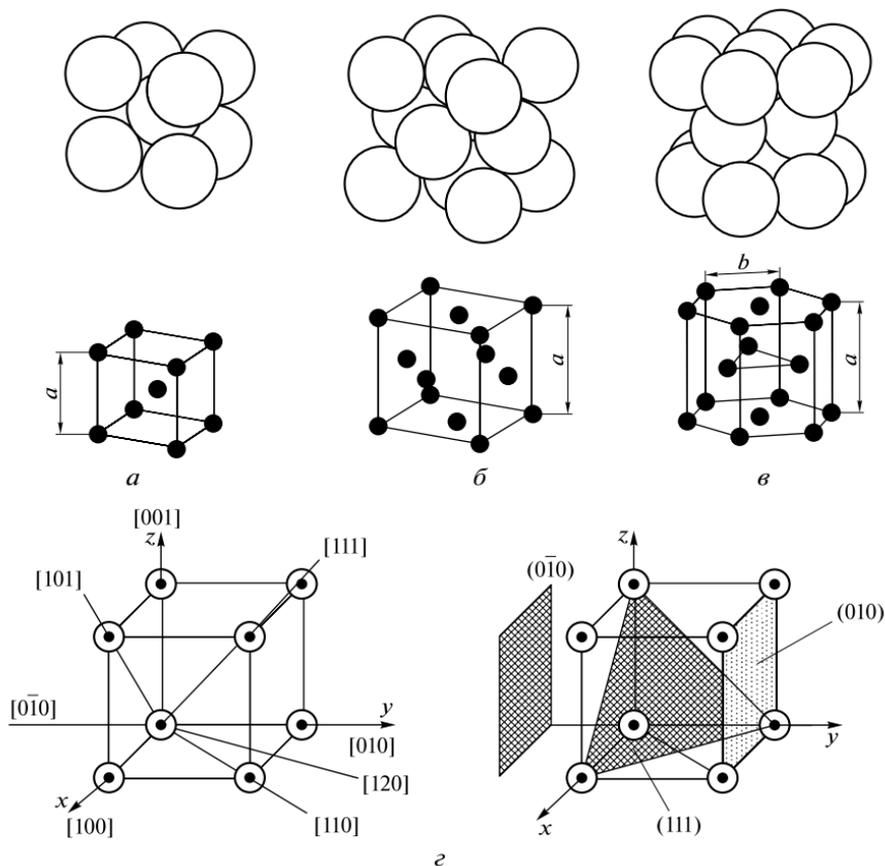


Рис. 1.3. Три типа пространственных кристаллических решеток металлов (а—в) и индексация узлов и плоскостей решетки (z):

а — объемно-центрированная кубическая; б — гранецентрированная кубическая; в — гексагональная плотноупакованная; z — кристаллографические индексы: направления ([001], [111], [010], [110], [100], [010] и др.) и плоскости ((010), (010), (111)); а, b — периоды решетки; x, y, z — оси координат

Жирными линиями выделен наименьший параллелепипед (кристалл), последовательным перемещением которого в пространстве вдоль трех осей может быть построена вся решетка или кристалл.

Силы притяжения и отталкивания обеспечивают связь между соседними (ближний порядок) или удаленными (дальний порядок) атомами.

Наименьший параллелепипед (кристалл), дающий представление об атомной структуре и свойствах металла во всем объеме, называется элементарной ячейкой.

Большинство металлов имеют кристаллическую решетку одного из трех типов: объемно-центрированный куб (ОЦК) — атомы расположены в вершинах куба, а один атом — в центре его объема (рис. 1.3, *а*) — металлы: К, Na, Li, Ti, Zr<sub>β</sub>, W, Ta, Fe<sub>α</sub>, Cr и др.; гранецентрированный куб (ГЦК) — атомы расположены в вершинах куба и в центре каждой грани (рис. 1.3, *б*) — металлы: Fe<sub>γ</sub>, Sr, Tn, Pb, Ni, Ag, Au, Pd, Pt, Cu, Co<sub>α</sub> и др.; гексагональная плотноупакованная (ГПУ) — атомы расположены в вершинах и центре шестигранных оснований призмы, а три атома — в средней плоскости призмы (рис. 1.3, *в*) — металлы: Mg, Ti<sub>α</sub>, Cd, Os, Zn, Co<sub>β</sub> и др.

Размеры кристаллической решетки характеризуются величинами периодов (*a*, *b*, *c*), под которыми подразумевают расстояние между ближайшими параллельными атомными плоскостями, образующими элементарную ячейку. Периоды решетки выражаются в нанометрах ( $1\text{нм} = 10^{-11}\text{м}$ ).

В кристалле плотность атомов в различных направлениях неодинакова, поэтому и свойства кристаллических тел зависят от направления, т.е. возникает анизотропия. Разница в физико-химических и механических свойствах в разных направлениях может быть весьма существенной. При измерении в двух взаимно-перпендикулярных направлениях кристалла цинка значения температурного коэффициента линейного расширения различаются в 3—4 раза, а прочности — более чем в два раза.

Анизотропия свойств характерна для одиночных кристаллов или для так называемых монокристаллов.

В отличие от монокристаллов технические литые металлы являются поликристаллами, состоящими из большого количества различно ориентированных анизотропных кристаллов. В этом случае анизотропии нет, так как среднестатистическая плотность атомов по всем направлениям примерно одинакова, т.е. поликристаллическое тело является изотропным. Однако в процессе обработки давлением поликристалла возникает преимущественная ориентировка кристаллографических индексов в каком-то одном направлении. После такой обработки поликристалл становится текстурованным и анизотропным. Свойства деформированного металла вдоль и поперек направления деформации могут существенно различаться. Анизотропия может приводить к дефектам металла (расслою, волнистости листа). Анизотропию необходимо учитывать при конструировании и разработке технологии получения деталей.

**Дефекты кристаллической решетки.** Реальный кристалл отличается от идеального наличием разного рода структурных несовершенств — дефектов, которые классифицируются как точечные, линейные, поверхностные, объемные. Размеры точечных дефектов близки к межатомному расстоянию. У линейных дефектов длина на несколько порядков больше ширины, поверхностные дефекты характеризуются малой толщиной, а ширина и длина дефекта больше

его толщины на несколько порядков. Объемные дефекты (поры, трещины) имеют значительные размеры во всех трех направлениях.

*Точечные дефекты* — вакансии, межузельные атомы основного вещества, чужеродные примесные атомы внедрения и замещения. Если вакансия — это отсутствие атома (иона) в узле кристаллической решетки, то межузельный атом (ион) — это дислоцированный атом (ион), т.е. частица, смещенная из узловой позиции в пространство между узлами. Атом примеси, находящийся в решетке кристалла между его узлами или на ребрах решетки, называют внедренным, а в случае расположения атома примеси в свободном (вакансионном) узле кристаллической решетки он является атомом замещения.

Рассмотрим механизм образования вакансий в кристалле. Узлы любой кристаллической решетки — это те условные точки термодинамического равновесия, в которых находятся атомы (ионы), совершающие бесконечные тепловые колебательные движения. Чем выше температура тела, тем больше энергия атомов и амплитуда их колебаний относительно равновесной позиции. Энергия и амплитуда колебаний отдельных атомов реального тела по разным причинам может оказаться настолько выше среднего уровня, что такие атомы (рис. 1.4, *a*, атом 1) теряют свое узловое место в кристаллической решетке, смещаясь в межузельное пространство. В результате нарушается динамическое равновесие в системе решетки и начнется миграция, перемещение, например, атома 2 на освободившееся место, т.е. вакансию в узловой точке займет атом из более глубоких слоев, а, в свою очередь, на его место переместится атом 3 и т.д. Таким образом, вакансия продвигается в глубь кристалла, приводя при этом к искажению кристаллической решетки.

Источником тепловых вакансий являются свободные поверхности, границы и субграницы кристаллов, пустоты и трещины. При температуре близких к температуре плавления, число вакансий достигает 1...2% числа атомов в кристаллическом теле. Также вакансии могут образоваться в результате пластической деформации, рекристаллизации, облучения (бомбардировка металла атомами или частицами высоких энергий).

Вакансии не остаются неподвижными. Перемещаясь, они объединяются в группы, образуя большие *линейные дефекты* — дислокации, т.е. линейные несовершенства кристалла, простирающиеся на расстояния, много большие периода решетки, вблизи которого нарушено правильное расположение атомных плоскостей. Основными геометрическими свойствами дислокаций являются *вектор Бюргерса*  $\bar{b}$  (мера искаженности кристаллической решетки дислокацией, характеризует направление и величину сдвига, энергию дислокации, вызванные ею упругие напряжения, т.е. подвижность дислокаций) и *направление линии дислокации* в каждой точке (единичный вектор, направленный по касательной к линии из этой точки). Данные свойства определяют плоскость скольжения в кристалле, а угол

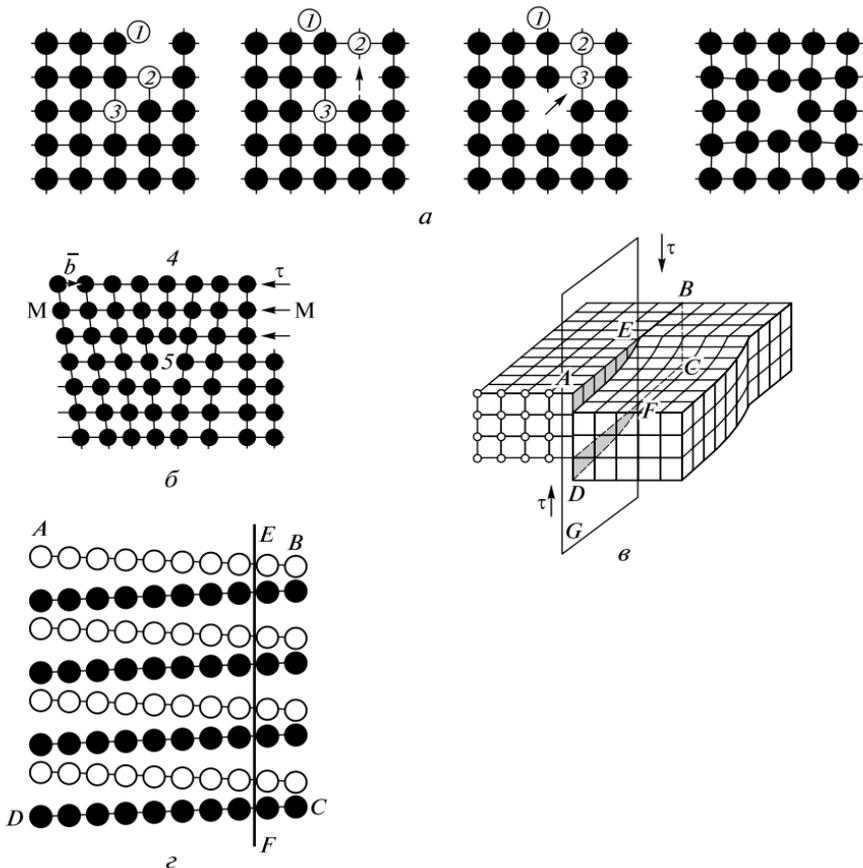


Рис. 1.4. Точечные и линейные дефекты кристаллической решетки металлов:

*a* — механизм образования точечных дефектов; *b* — краевая дислокация; *в* — пространственная модель образования винтовой дислокации; *г* — расположение атомов в области винтовой дислокации; 1 — дислоцированный атом; 2, 3 — перемещающиеся атомы; 4–5 — экстраплоскость; *MM* — плоскость скольжения; *G* — плоскость сдвига кристалла; *AB* — сдвинутая часть кристалла; *CD* — несдвинутая часть кристалла; *EF* — линия винтовой дислокации;  $\bar{b}$  — вектор Бюргерса;  $\tau$  — напряжение сдвига

между вектором Бюргерса и направлением линии дислокации позволяет судить о характере дислокационной линии, а следовательно, и о виде дислокации, которая может быть краевой и винтовой.

Краевой дислокацией является нижняя граница дефектной неполной атомной плоскости 4–5 (рис. 1.4, б), называемой экстраплоскостью. Из рисунка видно, что большая часть искажений кри-

стала сконцентрирована около края экстраплоскости (поэтому и название дислокации — краевая). Она может возникнуть при сдвиге верхней части кристалла влево по плоскости  $MM$  на одно межатомное расстояние относительно нижней части под действием приложенного сдвигающего напряжения  $\tau$ . Расклинивающее действие атомов экстраплоскости распространяется вглубь по линии дислокации, перпендикулярной направлению сдвига кристалла. Линейная краевая дислокация может достигать многих тысяч межатомных расстояний.

Для того чтобы получить *винтовую дислокацию*, необходимо, сделав надрез в кристалле по плоскости  $G$  (рис. 1.4, *в*), сместить под действием  $\tau$  к верхней и нижней граням кристалла края надреза на одно межатомное расстояние в направлении, параллельном дислокационной линии  $EF$  (линия винтовой дислокации). Атомные плоскости, перпендикулярные дислокационной линии  $EF$ , преобразуются в винтовую поверхность, закручивающуюся вокруг этой линии. На рис. 1.4, *г* белыми кружками обозначены атомы, испытавшие сдвиг в отличие от атомов в виде черных кружков. Вокруг линии  $EF$  развивается винтовая дислокация, подобная винтовой лестнице, т. е. кристалл состоит из как бы закрученных по винтовой линии кристаллографических плоскостей.

В реальных условиях кристаллизации образуются дислокации смешанного типа. Вокруг дислокаций любых видов решетка искажена, поэтому они служат местом концентрации примесных атомов, в частности примесей внедрения, которые мешают движению дислокаций и тем самым упрочняют металл. Повышение прочности возможно также путем обеспечения получения бездефектной кристаллической решетки (прочность «усов»).

На рис. 1.5 показана зависимость предела текучести  $\sigma_T$  от плотности  $\rho$  дислокаций, которая определяется как суммарная их длина, см, в  $1 \text{ см}^3$ , т. е. выражается в  $\text{см}^{-2}$ . Теоретически рассчитанная прочность идеального кристалла в  $10^3$  раз выше экспериментально опре-



Рис. 1.5. Зависимость предела текучести  $\sigma_T$  от плотности  $\rho$  дислокаций

деленных значений для реального кристалла. К теоретической прочности приближается прочность практически бездефектных кристаллов — нитевидных кристаллов, или усов. Наименьшими значениями прочности обладают отожженные металлы (плотность дислокаций  $10^3 \dots 10^6 \text{ см}^{-2}$ ). При увеличении плотности дислокаций и уменьшении их подвижности путем разных видов обработки (давлением, термическим путем и т. д.) удается увеличивать прочность в несколько раз. Например, после холодной деформации плотность дислокаций  $10^{11} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$ , это примерно 1 млн км дислокаций в  $1 \text{ см}^3$ .

*Поверхностные дефекты* — границы зерен, субзерен, фрагментов, ячеек, блоков — двумерны, имеют малые размеры по толщине и значительные по поверхности. Наряду с линейными дефектами поверхностные дефекты приводят к появлению внутренних напряжений.

Структура металлических материалов создается в процессах кристаллизации, а далее возможно ее видоизменение под воздействием многих условий, приводящих к ее рекристаллизации. Реальные металлические сплавы имеют поликристаллическое строение и состоят из множества анизотропных кристаллов, соприкасающихся между

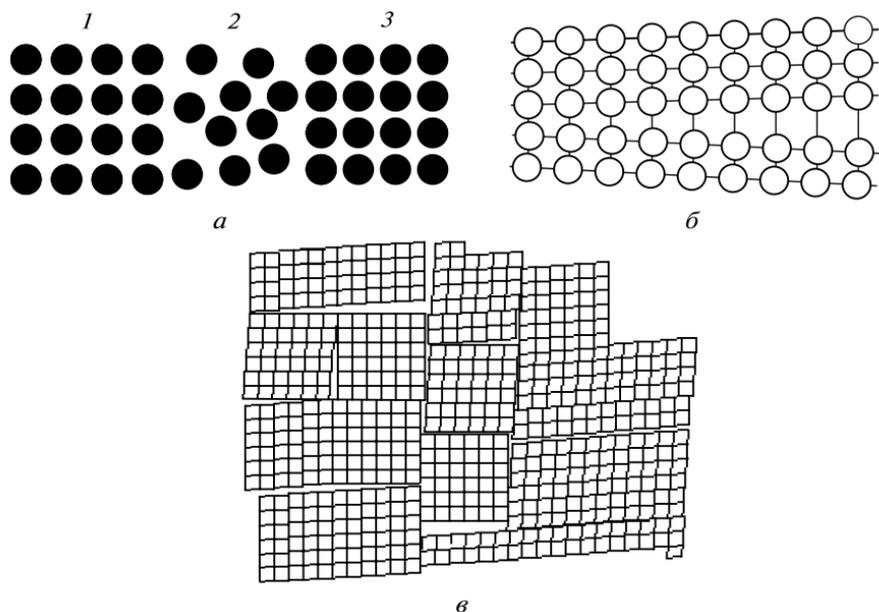


Рис. 1.6. Строение границ (а, б) и блочной (мозаичной) структуры (в) кристаллов:

а — схема размещения атомов в области большеугловых границ зерен металла; 1, 3 — зерна; 2 — граничная область между зернами 1 и 3; б — малоугловая граница (субграница); в — блочная структура кристалла

собой, а потому приобретающих неправильную форму и имеющих в металловедении название кристаллитов или зерен.

*Межзеренные границы* — это по сути двухмерный, или поверхностный, дефект кристаллического строения, т.е. дефект, представляющий собой набор краевых или винтовых дислокаций, стенки дислокаций. В данной переходной области шириной 3—4 межатомных расстояний (рис. 1.6, а, область 2) решетка одного кристаллита (зерно 1) переходит в решетку другого, имеющего иную кристаллографическую ориентацию (зерно 3). Образующиеся большеугловые границы зерен имеют углы разориентировки до  $180^\circ$ . Субзерна внутри каждого зерна представляют собой часть кристалла относительно правильного строения, а их границы — это также стенки дислокаций. Так как угол взаимной разориентации соседних субзерен невелик (менее  $5^\circ$ ), они называются малоугловыми или субграницами (рис. 1.6, б). Таким образом, сложная (мозаичная, блочная или фрагментарная) дислокационная структура реального металла и определяет его свойства. Размеры, например, блоков 0,1 ... 10 мкм, и в  $1 \text{ мм}^3$  металла может находиться  $10^{12}$  блоков.

Предел текучести  $\sigma_T$  эмпирически связан с размером зерна  $d$  структуры следующей зависимостью:  $\sigma_T = \sigma_0 + kd^{-1/2}$ , где  $\sigma_0$ ,  $k$  — постоянные для данного металлического материала. Чем мельче зерно, тем выше предел текучести, вязкость и меньше опасность хрупкого разрушения. Так как под влиянием внешних факторов (механических нагрузок, теплового воздействия) меняются число и плотность дефектов, это широко используется на практике как метод воздействия на свойства металлических материалов.

## 1.2. Кристаллизация металлов

Переход металла из жидкого или парообразного состояния в твердое с образованием кристаллической структуры называется *первичной кристаллизацией*. Образование новых кристаллов в твердом кристаллическом теле называется *вторичной кристаллизацией*. Кристаллы могут как самопроизвольно зародиться — гомогенная кристаллизация, так и расти на уже существующих центрах кристаллизации — гетерогенная кристаллизация.

**Гомогенная кристаллизация.** В условиях, когда расплав переходит к термодинамически более устойчивому состоянию с меньшей свободной энергией, характеризующейся термодинамическим потенциалом  $G$ , происходит самопроизвольная гомогенная кристаллизация. С повышением температуры термодинамические потенциалы металла в твердом ( $G_T$ ) и жидком ( $G_J$ ) состояниях уменьшаются, и при определенной температуре  $T_n$  равновесной кристаллизации (рис. 1.7, а) они становятся равными, т.е. при равновесной температуре  $T_n$  жидкая и твердая фазы существуют одновременно,  $G_J = G_T$ . Кри-

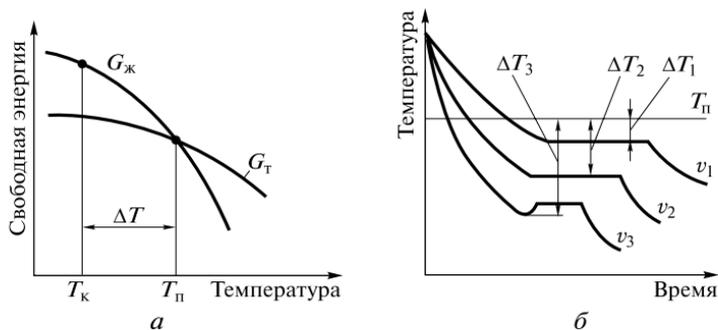


Рис. 1.7. Термодинамические потенциалы при охлаждении расплава и характеристика начала кристаллизации:

*а* — температурное изменение свободной энергии в жидком ( $G_{ж}$ ) и твердом ( $G_{т}$ ) состояниях; *б* — кривые охлаждения металлов при кристаллизации;  $T_{к}$  — температура начала кристаллизации;  $T_{п}$  — температура, при которой жидкая и твердая фазы существуют одновременно;  $\Delta T$  — степень переохлаждения;  $\Delta T_1$ ,  $\Delta T_2$ ,  $\Delta T_3$  — степень переохлаждения при скорости охлаждения соответственно  $v_1$ ,  $v_2$ ,  $v_3$

сталлизация протекает в том случае, когда термодинамический потенциал металла в твердом состоянии будет меньше термодинамического потенциала металла в жидком состоянии, т.е. при переохлаждении металла ниже равновесной температуры  $T_{п}$ . Величина  $\Delta T = T_{п} - T_{к}$  (где  $T_{к}$  — температура начала кристаллизации), называемая *степенью переохлаждения*, зависит от природы металла, она возрастает с повышением чистоты металла и увеличением скорости охлаждения.

*Плавление* — процесс, обратный кристаллизации, — протекает при температуре выше равновесной температуры  $T_{п}$ , т.е. при перегреве. Разность реальной температуры кристаллизации и температуры плавления называется *температурным гистерезисом*. Термические кривые, характеризующие процесс кристаллизации чистых металлов при охлаждении с разными скоростями, приведены на рис. 1.7, *б* ( $v_1 < v_2 < v_3$ ). Температура жидкого металла при охлаждении уменьшается плавно. При достижении реальных температур кристаллизации ( $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$ ) на кривых охлаждения появляются горизонтальные площадки, так как отвод теплоты в окружающую среду компенсируется выделяющейся скрытой теплотой кристаллизации. По окончании кристаллизации температура закристаллизованного металла опять плавно понижается до окончательного затвердевания и охлаждения. При медленном охлаждении со скоростью  $v_1$  степень переохлаждения  $\Delta T_1$  мала и кристаллизация протекает при температуре, близкой к равновесной. С увеличением скоростей охлаждения кристаллизация протекает при более низких, чем в случае с  $v_1$ , температурах, при этом степень переохлаждения возрастает.

В случае гомогенной кристаллизации атомы металла, находящегося в жидком состоянии, совершают беспорядочные тепловые свободные колебания. При температурах, близких к температуре затвердевания, в жидком металле образуются микрообъемы, в пределах которых расположение атомов металла аналогично их расположению в решетке кристалла, т.е. возникают *фазовые флуктуации*. Этот процесс неустойчивый, и фазовые флуктуации могут исчезать или возникать в другом элементарном объеме жидкости. При переохлаждении жидкого металла наиболее крупные из фазовых флуктуаций становятся устойчивыми и способными к росту. Такие устойчивые группировки атомов становятся *центрами кристаллизации*, т.е. зародышами кристаллов. Размер возникших зародышей может быть разным, рост их возможен только при условии, если они достигли определенного критического размера, начиная с которого рост зародыша ведет к уменьшению его свободной энергии.

Процесс роста кристалла заключается в присоединении к его зародышу все новых атомов металла из жидкой фазы. Скорость процесса кристаллизации и окончательный размер кристаллов при затвердевании жидкого металла определяется соотношением между скоростью образования центров кристаллизации, которая измеряется числом зародышей, образующихся в единицу времени в единице объема, и скоростью увеличения линейного размера растущего кристалла в единицу времени. Чем больше скорости образования зародышей и их роста, тем быстрее протекает процесс кристаллизации. Наступает момент равновесной температуры кристаллизации ( $T_n$ ), когда равновероятно существование металла как в жидком, так и в

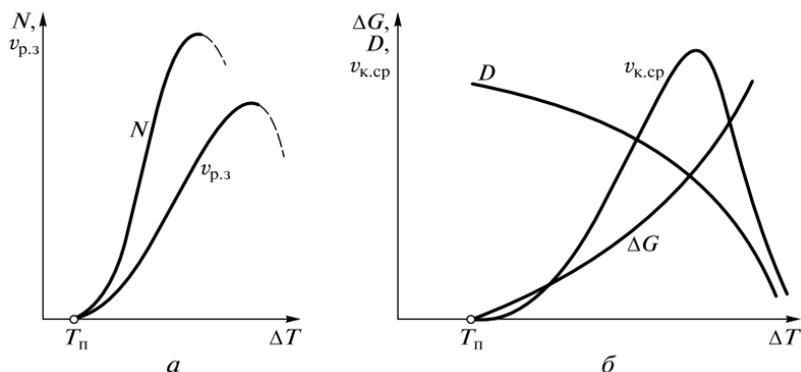


Рис. 1.8. Зависимость числа зародышей  $N$ , скорости роста зародышей  $v_{p,3}$ , разности свободных энергий  $\Delta G$  жидкой и твердой фаз, коэффициента  $D$  диффузии и средней скорости кристаллизации  $v_{k,sp}$  от степени переохлаждения  $\Delta T$ :

$T_n$  — равновесная температура кристаллизации

твердом состоянии, т. е. число зародышей и скорость их роста равны нулю, и кристаллизация не происходит (рис. 1.8, *a*). Чтобы кристаллизация продолжилась, необходимо переохлаждение. При увеличении степени переохлаждения скорость образования зародышей и скорость их роста возрастают до определенного максимума, а затем наступает спад. Это объясняется тем, что с повышением степени переохлаждения разность ( $\Delta G$ ) термодинамических потенциалов жидкого и твердого металлов возрастает, что приводит к увеличению числа  $N$  зародышей и скорости их роста ( $v_{p,z}$ ). Но при этом также требуется диффузия атомов металла к центрам кристаллизации. При небольших степенях  $\Delta T$  переохлаждения диффузия протекает интенсивно, размер кристаллических зародышей велик, скорость их образования мала и при затвердевании формируется крупнокристаллическая структура. При больших степенях переохлаждения диффузия атомов (коэффициент диффузии  $D$ ) уменьшается, и образование зародышей, как и их рост, затруднено (рис. 1.8, *b*), но поскольку скорость образования зародышей увеличивается более интенсивно, чем скорость их роста, при затвердевании формируется мелкозернистая структура.

Размер зерна металла сильно влияет на его свойства и зависит от степени переохлаждения, температур нагрева и разливки жидкого металла, его химического состава и особенно от чистоты металла, т. е. наличия в нем посторонних примесей. Как правило, чем мельче зерно, тем выше механические свойства материала и особенно выше характеристики прочности и пластичности.

**Гетерогенная кристаллизация.** Гомогенное, или самопроизвольное, образование зародышей на основе фазовых и энергетических флуктуаций может происходить только в высокочистом жидком металле. В технических металлах и в сплавах процессы кристаллизации и характер образующейся структуры в значительной мере зависят от числа уже имеющихся в жидком растворе готовых центров кристаллизации. Такими центрами являются частицы тугоплавких соединений (оксиды, нитриды, карбиды и т. д.), образуемых примесями. Чем больше частиц тугоплавких соединений в жидком металле, тем больше центров кристаллизации (зародышей) и тем мельче образующиеся кристаллиты (зерна структуры). Такая *кристаллизация называется* *несамопроизвольной или гетерогенной*.

Измельчение структуры способствует улучшению механических свойств металла. С целью регулирования размера зерен широко применяют искусственное введение в расплав перед разливкой специальных добавок — модификаторов, создающих дополнительные центры кристаллизации. В качестве модификаторов используют поверхностно-активные вещества (бор, магний, церий и др.), а также элементы, образующие тугоплавкие соединения (карбиды, оксиды, нитриды, интерметаллиды и т. д.). Перегрев жидкого металла приводит к растворению или дезактивации примесей, играющих роль

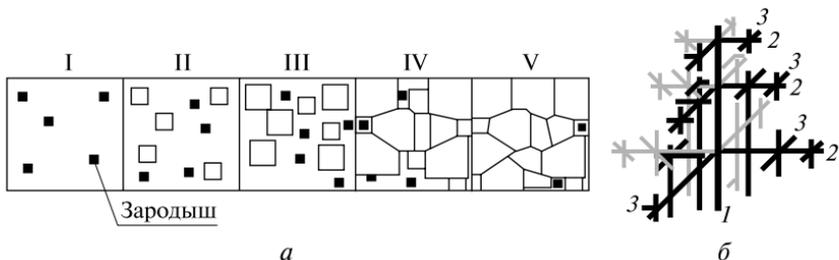


Рис. 1.9. Кристаллизация металла:

*а* — схема последовательного (I—V) роста кристаллов, начиная с образования зародыша; *б* — схема дендритного кристалла; 1, 2, 3 — первичная, вторичная и третичная оси кристаллизации

дополнительных центров кристаллизации, т.е. способствует образованию крупнозернистой структуры. Для ее измельчения проводят «подстуживание» перегретого расплава и выдержку при температуре чуть выше температуры плавления. При этом из жидкого металлического раствора выделяются примеси, которые становятся дополнительными центрами кристаллизации, т.е. зерно измельчается.

Температура жидкого металла, скорость его охлаждения, направление отвода теплоты, содержание примесей — все эти факторы оказывают определяющее влияние на форму и размер зерен, образующихся при кристаллизации. В большинстве случаев на практике обеспечивают протекание кристаллизации металлов с большой скоростью (кристаллизация при разливке жидкого металла в изложницы, способ литья в металлические формы, непрерывная разливка). При ускоренном охлаждении металлического расплава кристаллы растут неравномерно. Рост зародышей по одной из осей в направлении наибольшего градиента температур значительно опережает рост по другим осям, т.е. происходит так называемая *дендритная кристаллизация*. Российский ученый Д. К. Чернов в конце XIX в. дал описание роста дендритного кристалла, ввел понятие «порядок осей кристаллизации».

После образования зародыша (рис. 1.9, *а*) его развитие в первую очередь идет в направлении плоскостей с наиболее плотной упаковкой, а также наибольшего градиента температур, при этом формируется первичная ось кристаллизации (ось первого порядка) (рис. 1.9, *б*). Увеличение размеров оси первого порядка происходит как в длину, так и в ширину. Далее от оси первого порядка под определенными углами начинается рост вторичной, третичной осей и других осей, называемых осями второго, третьего и более высоких порядков. По мере их роста постепенно тело кристалла заполняет все пространства, ранее занятые жидким металлом, и дендритная кристаллизация замедляется.