

CLASSIFICATION,  
EVOLUTION AND  
SELF-ORGANIZATION  
OF DISLOCATION  
STRUCTURES IN  
METALS AND ALLOYS

N. A. KONEVA

*The paper generalizes the available knowledge about types of dislocation structures which are formed during the active deformation of metals and alloys and describes the processes of the evolution and self-organization of such structure types. The article is mainly based on the experimental results obtained by the author and co-workers using a diffraction electron microscopy.*

*Статья обобщает существующие знания о типах дислокационных структур, образующихся при активной деформации металлов и сплавов, процессах их эволюции и самоорганизации. Статья во многом основывается на экспериментальных результатах, полученных автором с сотрудниками методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии.*

© Конева Н.А., 1996

**КЛАССИФИКАЦИЯ, ЭВОЛЮЦИЯ  
И САМООРГАНИЗАЦИЯ  
ДИСЛОКАЦИОННЫХ СТРУКТУР  
В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ**

Н. А. КОНЕВА

Томская государственная  
архитектурно-строительная академия

**ВВЕДЕНИЕ**

Все металлы и сплавы характеризуются закономерным периодическим расположением атомов в пространстве, то есть имеют кристаллическое строение [1]. Кристаллическое строение минералов (например, горного хрусталя) хорошо видно, но трудно представить, что ложка и вилка, которые мы держим в руках, тоже имеют кристаллическое строение. Однако это так. Просто обычно эти металлические тела представляют собой поликристаллы, то есть множество мелких кристалликов. Представление о том, что металлы имеют правильное кристаллическое строение, возникло после того, как в 1895 году К. Рентген открыл излучение, названное его именем. В 1912 году Лауэ наблюдал дифракцию рентгеновских лучей на кристаллах сернистой меди и получил первое доказательство упорядоченного внутреннего строения кристаллов.

Правильное строение кристаллической решетки металлов и сплавов – это идеальная схема. Реальный кристалл содержит дефекты [2, 3]. Выделяют четыре группы дефектов: (1) точечные, (2) линейные, (3) поверхностные и (4) объемные. Точечные дефекты малы во всех трех измерениях, их размеры не больше нескольких атомных диаметров (вакансии, межузельные атомы и т.п.). Линейные дефекты малы в двух измерениях (атомные размеры), а в третьем они значительно большего размера. Линейные дефекты называются дислокациями. К поверхностным дефектам относятся границы зерен (границы между кристалликами в поликристаллах), границы блоков в кристалле и т.п. Эти дефекты малы только в одном измерении, они являются микроскопическими. Четвертый тип дефекта – объемный – является макроскопическим: это трещины, царапины, поры.

Первоначальные представления о дислокациях были введены в физику твердого тела в 1934 году (Орован, Поляни, Тейлор, Френкель, Конторова) для того, чтобы объяснить несоответствие между наблюдаемой и теоретической прочностью и описать атомный механизм скольжения при пластической деформации кристаллов. Прямое доказательство существования дислокаций в кристаллах было впервые получено Ментером в 1956 году при исследовании

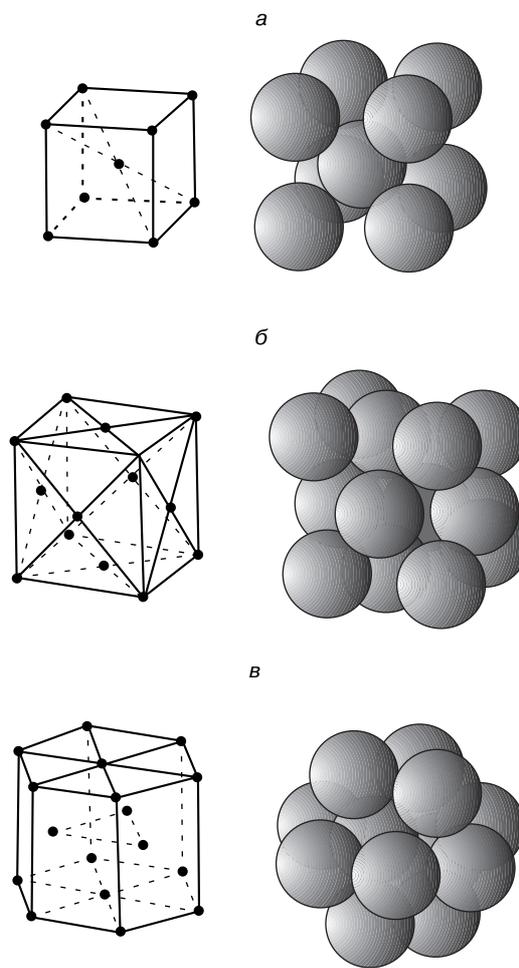
фталоцианина платины в просвечивающем электронном микроскопе. Представление о дислокациях оказалось весьма плодотворным и стало применяться для анализа самых разнообразных явлений в металлах и сплавах. Вопросы прочности и пластичности, кристаллизации, фазовых и структурных превращений в твердом состоянии и многие другие проблемы современного металловедения рассматриваются с использованием представления о дислокациях, их зарождении, движении, взаимодействии и распределении в кристаллах металлов и сплавов.

## КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Металлы и сплавы характеризуются закономерным, периодическим расположением атомов в пространстве. Атомы размещены в узлах воображаемой пространственной кристаллической решетки. Ряды решеток образуют параллельные кристаллографические плоскости, отстоящие друг от друга на определенном для данного металла расстоянии. Минимальные расстояния между плоскостями 2 – 3 Å. Важнейшим геометрическим свойством пространственной кристаллической решетки является симметрия. Русский ученый Е.С. Федоров в конце XIX века показал, что существует 230 способов построения кристалла из элементарных ячеек. Металлы и сплавы, как правило, имеют простые кристаллографические решетки. Основные из них: кубическая объемноцентрированная ОЦК (атомы расположены по углам и в центре куба), кубическая гранецентрированная ГЦК (атомы расположены по углам и в центре каждой грани куба) и гексагональная с плотной упаковкой атомов ГПУ. На рисунке 1 приведены основные типы кристаллографических решеток металлов и сплавов. Важной характеристикой структуры является число соседей, окружающих любой атом в решетке, называемое координационным числом  $Z$ . С увеличением  $Z$  увеличивается компактность структуры. Для ОЦК-решетки  $Z = 8$ , для ГЦК и ГПУ  $Z = 12$ . Рентгеноструктурный и электронно-микроскопический методы позволяют надежно определить кристаллическую структуру различных металлов и сплавов.

## ПРЕДСТАВЛЕНИЕ О ДИСЛОКАЦИЯХ

Изучая физико-механические свойства кристаллических материалов, исследователи столкнулись с загадкой прочности кристалла: реальная прочность кристалла намного меньше теоретической, потому что в структуре кристалла есть дефекты, то есть отклонения от идеального порядка. Любой кристалл заполнен дефектами различных видов. Дефекты понижают прочность кристалла в сотни и тысячи раз. Если приложить к кристаллу внешнюю силу, то его дефекты, и прежде всего дислокации, начнут двигаться по кристаллу. По мере того как растет деформация кристалла, растет и



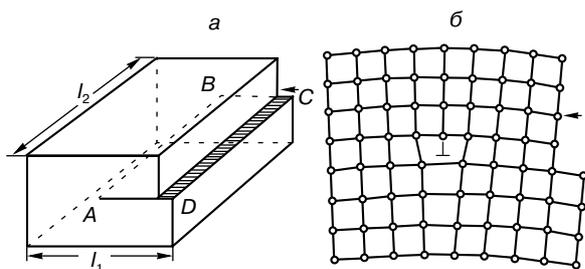
**Рис. 1.** Расположение атомов в элементарных ячейках: а – объемноцентрированная кубическая (ОЦК); б – гранецентрированная кубическая (ГЦК); в – плотноупакованная гексагональная (ГПУ).

число дислокаций в нем. Дислокации взаимодействуют друг с другом и поэтому чем больше их, тем труднее им двигаться в кристалле. Получается забавный парадокс: если есть дислокации, кристалл деформируется или разрушается легче, чем если дислокаций нет. А если дислокаций стало слишком много, то кристалл опять становится прочнее. Следовательно, важно научиться управлять числом и расположением дислокаций для того, чтобы управлять прочностью материалов. Требуемое изменение свойств можно таким образом научно рассчитать и проконтролировать по расположению дислокаций. Что же представляет собой дислокация?

### Краевая дислокация

Наиболее простой и наглядный способ введения дислокаций в кристалл – это сдвиг. Это можно показать на примере параллелепипеда. Введем понятие

краевой дислокации (рис. 2). Верхняя часть параллелепипеда на рисунке 2а сдвинута относительно нижней на одно межатомное расстояние, причем зафиксировано положение, когда сдвиг охватил не всю плоскость скольжения от правой грани параллелепипеда до левой, а лишь часть плоскости скольжения. ABCD представляет собой участок плоскости скольжения, в котором произошел сдвиг, AB — граница участка. Здесь же показана плоскость, перпендикулярная AB, то есть мысленно произведен разрез параллелепипеда. При этом в результате сдвига на одно межатомное расстояние  $n$  вертикальных атомных плоскостей, расположенных выше плоскости скольжения, оказываются напротив  $n - 1$  вертикальных атомных плоскостей, расположенных ниже плоскости скольжения (рис. 2б). Одна вертикальная атомная плоскость в верхней половине кристалла уже не имеет продолжения в нижней половине кристалла. Такую “лишнюю” неполную атомную плоскость называют экстра-плоскостью. Край этой плоскости, простирающийся в глубь кристалла, называется краевой дислокацией.



**Рис. 2.** Представление краевой дислокации: а – сдвиг, создающий краевую дислокацию AB; б – краевая дислокация в простой кубической решетке. Стрелкой указан вектор сдвига ( $\perp$  – обозначение положения дислокации).

Можно представить и другой путь появления экстра-плоскости: мысленно расщепить кристалл по вертикали сверху вниз до половины высоты и вставить в него сверху лишний атомный слой. Кристаллическая решетка вблизи края “лишней” плоскости искажена. В одном измерении протяженность этого дефекта имеет макроскопические размеры, в другом – малые (от 2 до 10 атомных размеров). Краевую дислокацию можно представить в виде трубки, осью которой является край экстра-плоскости. Вне этой трубки строение кристалла близко к идеальной решетке, а внутри (в так называемом ядре дислокации) сильно искажено. Истинное положение атомов в ядре дислокации расчетным путем пока не удалось установить, и в металлических кристаллах оно остается неизвестным. Положение центра ядра дислокации в кристаллической плоскости, являющейся плоскостью чертежа на рисунке 2, обозначается знаком  $\perp$ . Сово-

купность таких центров в параллельных атомных плоскостях образует линию дислокации. Обобщая сказанное выше, можно дать следующее определение дислокации: *дислокацией* называется линейное несовершенство, образующее внутри кристалла границу зоны сдвига. Эта граница отделяет ту часть плоскости скольжения, где сдвиг уже прошел, от той части, где он еще не начинался.

Рассмотрим далее движение краевой дислокации. Установлено достаточно давно, что изменение формы кристалла при пластической деформации можно объяснить сдвиговым процессом. По аналогии со сдвигом карт в колоде, когда направленное смещение каждой карты по отношению к соседней вызывает изменение формы и размеров всей колоды, происходит направленное скольжение одних тонких слоев кристалла по отношению к другим. Это скольжение отчетливо проявляется на полированной поверхности кристалла в виде линий сдвига.

В додислокационной теории (до 30-х годов нашего столетия) скольжение представлялось в виде одновременного смещения всех атомов одного слоя по отношению к атомам соседнего слоя так, как скользят соседние карты в колоде. При этом приложенная сила должна быть достаточной, чтобы преодолеть взаимное притяжение между всеми граничными атомами из соседних слоев. Оценка этого скалывающего напряжения  $\tau_{кр}$  дает значение порядка  $10^3 - 10^4$  МПа, а реально для большинства металлов  $\tau_{кр} = 0,2 - 1$  МПа. Следовательно, представление об одновременном смещении всех атомов одного слоя по отношению к атомам соседнего слоя кристалла противоречит очень низким опытным значениям критического скалывающего напряжения.

Чтобы объяснить низкое значение  $\tau_{кр}$ , пришлось предположить (1934 год, Орован, Поляни, Френкель, Конторова), что при сдвиге соседних слоев межатомные силы преодолеваются не одновременно. В каждый момент времени в смещении участвуют не все атомы, находящиеся по обе стороны от плоскости скольжения, а лишь сравнительно небольшая группа атомов. Для описания такого механизма было использовано представление об особом типе несовершенств в решетке – дислокациях. Чтобы дислокация переместилась на одно межатомное расстояние, достаточно небольшого сдвига, и “лишней” плоскостью окажется уже другая, а дислокация переместится на одно межатомное расстояние. Происходит эстафетное перемещение атомов. Этим и объясняется низкое значение критического скалывающего напряжения, наблюдаемое экспериментально.

### Винтовая дислокация

Понятие винтовой дислокации ввел в 1939 году Бюргерс. Опишем кратко представление этой дислокации. Сделаем в кристалле надрез по плоскости

$ABCD$  (рис. 3а), затем сдвинем правую часть кристалла вниз на один период решетки (рис. 3б). Образовавшаяся при таком сдвиге ступенька на верхней грани не проходит через всю ширину кристалла, оканчиваясь в точке  $B$ . Простая кубическая решетка в этом случае выглядит так, как представлено на рисунке 3в. 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  $A$ . Надрез  $ABCD$  дошел только до середины кристалла, поэтому правая часть кристалла не может целиком сдвинуться по отношению к левой на один период решетки. Величина смещения правой части по отношению к левой уменьшается по направлению от точки  $A$  к точке  $B$ . Верхняя атомная плоскость оказывается изогнутой. Точно так же деформируются последующие атомные плоскости. Если до сдвига кристалл состоял из параллельных горизонтальных атомных слоев, то после сдвига по плоскости  $ABCD$  он оказался закрученным в виде геликоида. Вблизи линии  $BC$  вдоль нее тянется область несовершенства. В одном измерении – вдоль линии  $BC$  – она имеет макроскопический размер, а в двух других она очень мала (несколько периодов решетки). Линия  $BC$  представляет собой границу зоны сдвига внутри кристалла, отделяющую ту часть плоскости сколь-

жения, где сдвиг уже прошел, от той части, где сдвиг еще не начинался. Эта область несовершенства называется винтовой дислокацией. В отличие от краевой дислокации, которая всегда перпендикулярна вектору сдвига, винтовая дислокация параллельна вектору сдвига. Как и краевая, винтовая дислокация под влиянием сдвигающих напряжений может перемещаться в кристалле. Представление об атомном механизме этого перемещения имеет меньшую наглядность, чем в случае краевой дислокации, поэтому здесь детали этого перемещения опущены. С ними можно познакомиться в специальной литературе (см., например, [2, 3]).

## ДИСЛОКАЦИОННЫЕ СТРУКТУРЫ, ИХ КЛАССИФИКАЦИЯ

### Плотность дислокаций

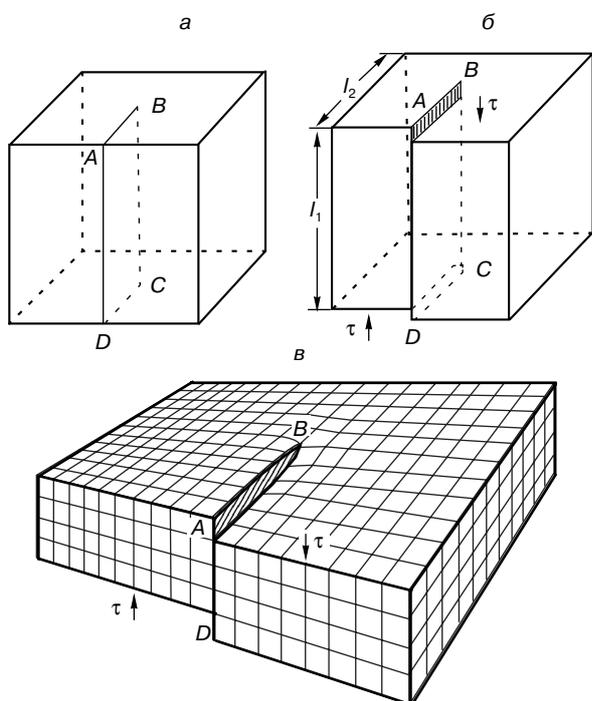
Дислокации в металлах могут возникать по разным причинам: при кристаллизации из расплава, при различных внешних воздействиях на материал (деформация, облучение потоками заряженных частиц, ультразвуком и т.п.). Дислокации образуют определенные распределения, обусловленные их взаимодействием и движением. Эти распределения носят название дислокационных структур (или субструктур). Важной характеристикой дислокационной структуры является плотность дислокаций: суммарная длина всех линий дислокаций в единице объема. Плотность дислокаций

$$\rho = \frac{\sum l}{V}, \quad (1)$$

где  $\sum l$  – суммарная длина всех линий дислокаций в кристалле,  $V$  – объем кристалла. Плотность дислокаций зависит от способа и режима обработки металла. В хорошо отожженных и тщательно приготовленных монокристаллах обычно  $\rho \cong 10^7 \text{ м}^{-2}$ , в поликристалле металла после сильной холодной деформации  $\rho = 10^{15} \text{ м}^{-2}$ . При пластической деформации по мере увеличения ее степени растет плотность дислокаций и изменяется характер распределений их в кристалле.

### Просвечивающая электронная микроскопия – метод изучения дислокационных структур

Непосредственным методом наблюдения дислокаций является электронная микроскопия [4]. Первый электронный микроскоп просвечивающего типа был создан в 1931 году (Руска и Кноль). Его принципиальное действие основывается на трех достижениях в области физики: открытие электрона, установление волновой природы движущихся материальных частиц, обнаружение действия электрических и магнитных полей на заряженные частицы. Исследование дислокационной структуры обычно проводится на тонких специально изготовленных срезах металла. Электронные волны, проходя через



**Рис. 3.** Представление винтовой дислокации: а – кристалл до сдвига; б – после сдвига ( $ABCD$  – зона сдвига); в – кристалл с винтовой дислокацией, представляющей собой плоскость, закрученную в виде геликоида.

тонкую металлическую фольгу, частично дифрагируют на кристаллической решетке, отражаясь от ее атомных плоскостей по закону Вульфа–Брэгга и отклоняясь при этом от направления первичного пучка. Интенсивность пучка лучей, прошедших через фольгу и узкую диафрагму, отсекающую отклоненные лучи, равна разности интенсивностей падающего на фольгу первичного пучка и дифрагированных лучей. Чем больше интенсивность дифрагированных лучей, тем меньше интенсивность пучка, пропущенного диафрагмой и создающего изображение на экране.

На рисунке 2б вблизи дислокации вертикальные атомные плоскости изогнуты в противоположные стороны. Поэтому если кристалл отклонен от отражающего положения, то локальный участок справа от дислокации может оказаться ближе к отражающему положению, а слева — дальше от него (или наоборот). Вследствие этого через область кристалла справа от дислокации в направлении первичного падающего пучка пройдут лучи меньшей интенсивности. В результате на экране получится темное изображение этого участка в виде линий шириной  $\sim 100 \text{ \AA}$ . Типичное электронномикроскопическое изображение отдельных дислокаций можно видеть на рисунке 4а. Дислокации наблюдаются в виде темных линий. Из-за сравнительно малой ширины изображения дислокаций просвечивающая электронная микроскопия позволяет изучать металлы и сплавы с локальной плотностью дислокаций вплоть до  $10^{16}$  и средней плотностью дислокаций до  $10^{15} \text{ м}^{-2}$ . Это единственный метод, который дает возможность наблюдать отдельные дислокации и их распределения в деформированных металлах и сплавах непосредственно.

### Типы дислокационных субструктур, наблюдаемых при активной деформации металлов и сплавов

Дислокации в деформированных металлах и сплавах могут быть расположены различным образом. Уже после первых электронно-микроскопических наблюдений были сделаны попытки выделить и определить некоторые типы расположения дислокаций. Усилиями многих исследователей, в том числе автора настоящей статьи, к настоящему времени сложилась определенная классификация типов дислокационных структур (или субструктур), наблюдаемых в металлах и сплавах при умеренных температурах и скоростях деформации [5]. Классификационными признаками служат характер пространственного распределения дислокаций и наличие разориентировок микрообластей кристалла друг относительно друга. На электронно-микроскопических изображениях эти области различаются контрастом (темные и светлые участки). Для каждого распределения дислокаций (типа субструктуры) вводится параметр (или набор парамет-

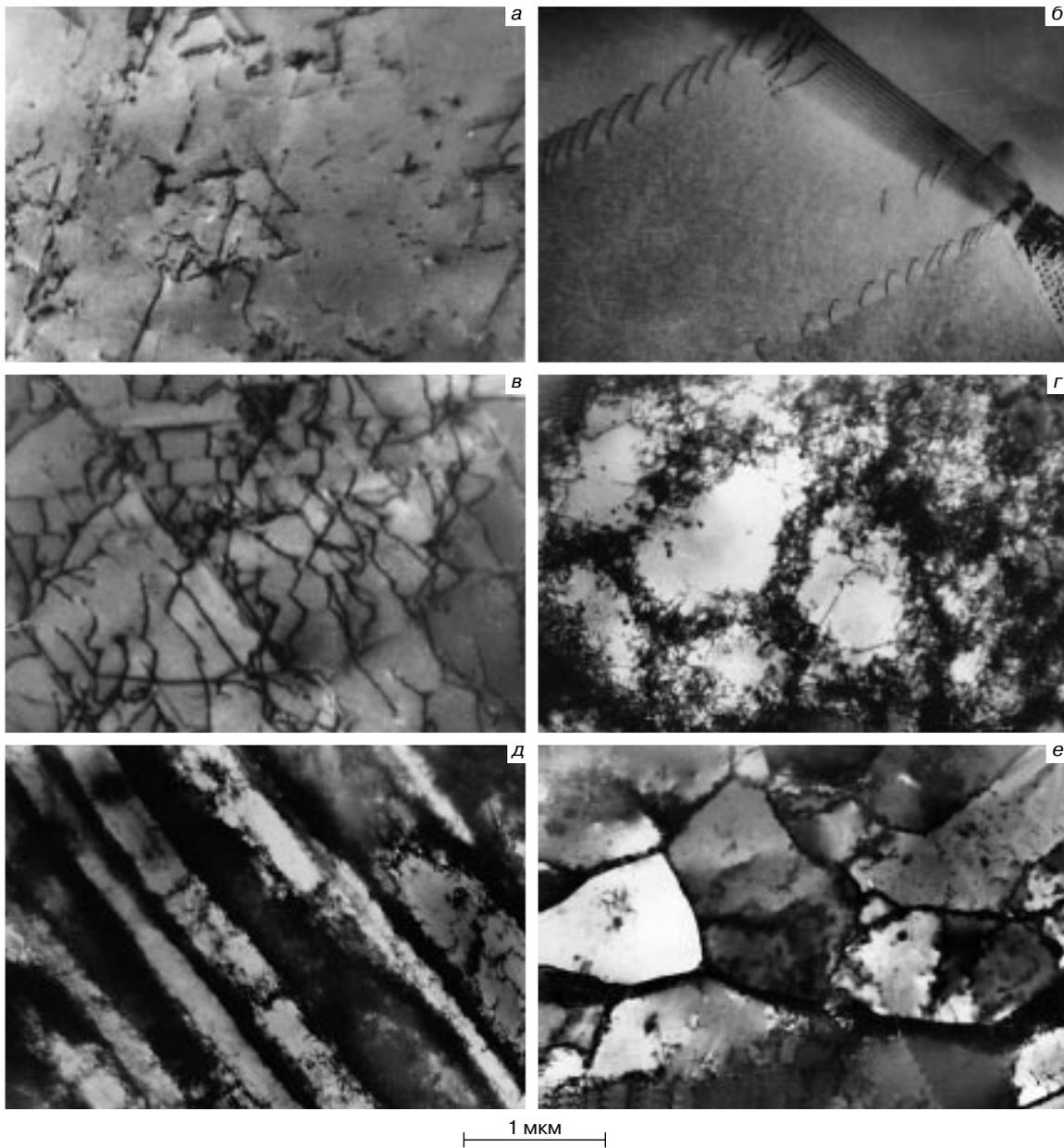
ров), который характеризует только это конкретное распределение.

Наблюдаемые типы дислокационных субструктур в деформированных металлах и сплавах можно разделить на два больших класса: неразориентированные субструктуры и разориентированные. В первом могут присутствовать небольшие разориентировки, но они не превышают  $0,5^\circ$ . В этом классе выделяются: 1) хаотическое распределение дислокаций (хаос), 2) скопления дислокаций, 3) дислокационные клубки, 4) сетки, 5) ячейки, 6) ячеисто-сетчатая субструктура. К разориентированному классу субструктур относятся такие распределения дислокаций, в которых присутствуют разориентировки, превышающие  $0,5^\circ$ . Среди них наблюдаются: 1) ячейки с разориентировками, 2) ячеисто-сетчатая субструктура с разориентировками, 3) микрополосовая субструктура, 4) субструктура с многомерными дискретными и плавными разориентировками (ориентационный хаос), 5) фрагментированная, 6) двойниковая. На рисунке 4 для примера приведены некоторые из перечисленных выше дислокационных субструктур. В зависимости от типа металла, состава сплава и распределения атомов разного сорта в нем, степени деформации, температуры и т.п. формируются различные типы дислокационных субструктур. Анализ их показал, что при умеренных деформациях возникают неразориентированные субструктуры, при больших — разориентированные.

### Последовательность дислокационных превращений при деформации

Деформационные субструктуры, рассмотренные в приведенной выше классификации, по мере развития деформации возникают не случайным образом, а в определенной последовательности, следуя друг за другом [6]. Эти две основные последовательности дислокационных превращений субструктур приведены в таблице 1. Одна последовательность (низкоэнергетическая) характерна для чистых металлов и малолегированных сплавов с большой энергией дефекта упаковки и упорядоченных сплавов, другая (высокоэнергетическая) — для концентрированных (сильнолегированных) сплавов с ближним порядком в расположении атомов и низкой энергией дефекта упаковки. Важным моментом является то, что каждая субструктура появляется при достижении определенной, критической плотности дислокаций  $\rho_{кр}$ . Критические плотности дислокаций, характеризующие появление определенной субструктуры, а также интервал плотностей дислокаций, в котором субструктура существует, отличаются для различных сплавов, но не слишком значительно.

Каждая новая субструктура отличается от предшествующей иным расположением дислокаций, а в некоторых случаях наличием границ различного типа (границы ячеек, границы фрагментов и т.п.).



**Рис. 4.** Некоторые характерные типы дислокационных субструктур, наблюдаемых при активной деформации металлов и сплавов: *а* – хаотическое распределение дислокаций, *б* – скопления, *в* – сетчатая субструктура, *г* – неразориентированные ячейки, *д* – микрополосовая субструктура, *е* – фрагментированная.

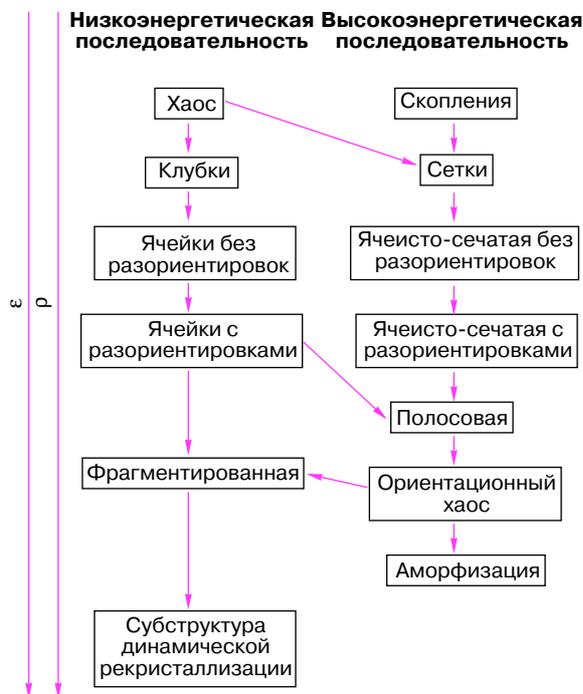
В соответствии с этим для каждого превращения можно ввести параметр превращения, который количественно характеризует организацию новой дислокационной субструктуры. Такими параметрами могут быть: размер дислокационных ячеек, плотность дислокаций в их стенках, расстояние между границами в микрополосовой субструктуре и т.п. Исследования показали [6], что зависимости этих параметров от плотности дислокаций или степени деформации во всех случаях подобны темпе-

ратурной или концентрационной зависимостям параметров обычного фазового перехода.

#### **САМООРГАНИЗАЦИЯ В ДЕФЕКТНОЙ ПОДСИСТЕМЕ КРИСТАЛЛА. ТОЧКИ БИФУРКАЦИИ**

Как следует из таблицы 1, каждый тип дислокационной субструктуры существует в определенном интервале плотностей дислокаций, причем этот

**Таблица 1.** Последовательности дислокационных превращений, наблюдаемых при активной деформации металлов и сплавов



интервал не только постоянен для одного материала, но мало изменяется при переходе от одного материала к другому и смене способа деформирования. Формирование каждого типа субструктуры происходит не только и не столько под влиянием внешних приложенных напряжений (последние вызывают развитие скопления и генерацию дислокаций в объеме материала), а в результате дислокационных перераспределений при взаимодействии между дислокациями. С увеличением плотности дислокаций расстояние между ними все уменьшается, силы междислокационного взаимодействия начинают формировать субструктуры соответствующего класса, возрастает роль коллективных явлений в системе дефектов-дислокаций. Они-то и приводят к формированию соответствующей субструктуры.

Движущей силой процесса перестройки дислокационных субструктур является стремление к относительно минимуму полной энергии дислокационной подсистемы. Она складывается из энергии отдельных дислокаций и энергии их взаимодействия. Основной вклад в энергию субструктуры вносит упругая энергия дислокаций [7]:

$$\Delta u = \rho \frac{Gb^2}{2\pi} \ln \frac{L}{r_0}, \quad (2)$$

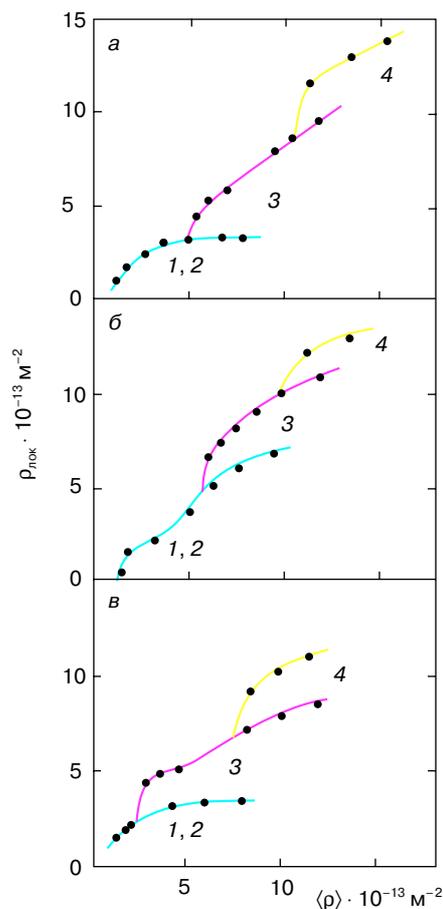
где  $L$  – радиус экранирования упругого поля дислокаций,  $r_0$  – радиус ядра дислокаций (величина примерно равная  $(2 - 3)10^{-10}$  м),  $\rho$  – плотность дислока-

ций,  $G$  – модуль сдвига,  $b$  – вектор Бюргерса (мера искаженности кристаллической решетки, обусловленной присутствием в ней дислокаций). Самая важная величина в проблеме формирования последовательности превращений субструктур – радиус экранирования упругого поля дислокаций. Это расстояние, на которое простирается упругое поле отдельной дислокации в ансамбле дислокаций. В схеме превращений (см. табл. 1) она убывает в порядке следования субструктур: хаос → клубки → стенки ячеек → субграницы полосовой субструктуры. Величина  $L$  для хаотической субструктуры порядка размера кристалла, для ячеистой – порядка ширины стенок ячеек, для микрополосовой – порядка междислокационного расстояния в субграницах, то есть последовательно убывает. Соответственно убывает и энергия дислокационной субструктуры.

Такой характер процессов в формировании дислокационной субструктуры свидетельствует о самоорганизации в ней и позволяет рассматривать ее в ряде случаев как почти самостоятельную подсистему деформированного материала. Доказательством существования процесса самоорганизации является наличие функциональных зависимостей между параметрами субструктуры. Наиболее простой вид зависимости – линейный. Такого типа зависимости наблюдаются экспериментально [6].

О процессе самоорганизации свидетельствуют и другие эксперименты. Важным параметром превращения одной субструктуры в другую при деформации является локальная плотность дислокаций, измеренная в конкретном типе субструктуры, наблюдаемой при фиксированной деформации. Появление нового типа субструктуры характеризуется точкой бифуркации (точкой раздвоения) на зависимостях локальной плотности дислокаций от средней по кристаллу (рис. 5) [7]. Как видно из рисунка 5, каждая вновь образующаяся при деформации субструктура обладает большей плотностью дислокаций, нежели предшествующая. После точки бифуркации “старая” (предыдущая) субструктура продолжает эволюционировать, однако ее объемная доля убывает и она вскоре исчезает. Наличие точек бифуркации несомненно свидетельствует о ее самоорганизации.

От степени упорядоченности расположения дислокаций зависит энергия субструктур [7]. При упорядоченном расположении дислокаций их дальнедействующее поле гасится упругими полями дислокаций. Это приводит к понижению общей энергии дислокационной подсистемы. Используя экспериментальные значения параметров субструктур и соотношение (2), были вычислены энергии субструктур и определены их зависимости от степени деформации и плотности дислокаций [7]. Установлено следующее: формирование упорядоченных дислокационных образований приводит к тому, что при тех же деформациях или плотностях дислокаций



**Рис. 5.** Зависимости локальной плотности дислокаций  $\rho_{\text{лок}}$  от средней  $\langle \rho \rangle$  по материалу в сплавах на основе меди: Cu + 5 ат. % Al (а), Cu + 0,5 ат. % Al (б), Cu + 0,4 ат. % Mn (в). Цифрами обозначены субструктуры: 1 – хаос дислокаций, 2 – дислокационные скопления, 3 – ячейки без разориентировок, 4 – ячейки с разориентировками.

энергия вновь образующихся структур оказывается ниже энергии предыдущих, то есть структуры эволюционируют к квазиравновесным состояниям. Однако так бывает не всегда. Развитие субструктур с высокой кривизной кристаллической решетки (например, образование деформационных двойников), как правило, обнаруживает другое поведение. Энергия этих структур оказывается выше предшествующих. Можно, таким образом, сформулировать следующий принцип: дефектная подсистема кристалла стремится к относительному минимуму запасенной энергии. Этот принцип выполняется для низкоэнергетической последовательности превращений дислокационных структур. Отсюда следует возможность рассмотрения процесса превращения низкоэнергетических субструктур в рамках квазиравновесной термодинамики. Для высокоэнергетической последовательности превращений этот

принцип может не выполняться. Структуры эволюционируют здесь к неравновесному состоянию.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Пластическая деформация металлов и сплавов приводит к накоплению в них различного рода дефектов и, прежде всего, дислокаций. Число дислокаций по мере развития деформации растет, они взаимодействуют между собой, образуя дислокационные субструктуры. Создание в конце 40-х годов нашего столетия электронной микроскопии и разработка затем ее методов внесли кардинальные изменения в науку о дефектах. Стало возможным наблюдать зарождение, движение и взаимодействие дислокаций. Установлено к настоящему времени, что при всем многообразии деформируемых материалов наблюдается ограниченное число типов дислокационных субструктур и их вариантов последовательных превращений. Каждый тип субструктуры существует в определенном интервале плотностей дислокаций. Этот интервал мало изменяется при переходе от одного материала к другому и смене способа деформации. Формирование и эволюция дислокационных субструктур обнаруживают черты самоорганизации. Переход от одной дислокационной субструктуры к другой приводит к значительному, иногда весьма резкому, изменению механических свойств металлов и сплавов. При этом изменяются механизмы торможения дислокаций, интенсивность деформационного упрочнения, закономерности распространения микротрещин и другие характеристики материала.

Пластическая деформация помимо накопления дефектов вызывает ряд процессов в деформируемом металлическом материале. Тип и закономерности процессов зависят от природы деформируемого материала. Так, в сплавах – твердых растворах происходит разрушение ближнего или дальнего порядка в расположении атомов, рост статических смещений, образование сегрегаций из атомов легирующего элемента и т.п. В дисперсно-упрочненных сплавах, широко используемых в технике, число процессов, происходящих при деформации, естественно, оказывается еще большим. В них происходит растворение дисперсных фаз и образование новых, изменение стехиометрического состава и кристаллической структуры имеющихся в них выделений и другие сложные процессы. Многие процессы, происходящие в металлах и сплавах при пластической деформации, хорошо изучены. Однако недостаточно изученной является природа взаимосвязи превращений дислокационной субструктуры с другими процессами, происходящими в сплавах. Все это определяет важность исследований закономерностей эволюции дислокационной подсистемы металлических материалов.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Шаскольская М.П.* Очерки о свойствах кристаллов. М.: Наука, 1978.
2. *Новиков И.И.* Дефекты кристаллического строения металлов. М.: Металлургия, 1975.
3. *Фридель Ж.* Дислокации. М.: Мир, 1967.
4. *Утевский Л.М.* Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973.
5. *Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И.* // Металлофизика. 1991. Т. 13. № 10. С. 49.
6. *Конева Н.А., Козлов Э.В.* // Изв. Вузов. Физика. 1990. Т. 33. № 2. С. 89.

7. *Козлов Э.В., Старенченко В.А., Конева Н.А.* // Металлы. 1993. Т. 6. № 5. С. 152.

\* \* \*

Нина Александровна Конева, доктор физико-математических наук, профессор кафедры физики Томской государственной архитектурно-строительной академии, член Межгосударственного научного совета по физике пластичности и прочности. Автор 160 статей и двух монографий.