

THE PHYSICS OF THE STRENGTH OF METALS AND ALLOYS

N. A. KONEVA

The present understanding of the basic mechanisms determining the strength of metallic materials is given, using the modern physical knowledge of defective metal structure.

В статье изложены современные представления об основных механизмах, определяющих прочность металлических материалов. Использованы современные физические знания о дефектной структуре металлов.

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Н. А. КОНЕВА

Томская государственная архитектурно-строительная
академия

ВВЕДЕНИЕ

Проблема прочности металлов и сплавов в настоящее время является несомненно актуальной несмотря на многочисленные заявления о том, что человечество вступило в атомный, нейлоновый, "кремниевый" век, век информации и т.д. На самом деле человечество продолжает пребывать в каком-то смысле в "железному" веке, поскольку основу современных технологий по-прежнему составляют металлы и сплавы, в частности сплавы на основе железа. Способность металлов и сплавов в результате различных обработок принимать любую форму, упрочняться, быть свариваемыми и сплавляемыми и самое главное — находиться большей частью в пластическом состоянии, то есть в состоянии, когда деформация не вызывает разрушения, является собой совокупность их уникальных свойств, которыми не обладают никакие другие материалы.

По поводу актуальности рассматриваемой здесь проблемы можно привести известное изречение, высказанное М.В. Классен-Неклюдовой и Т.А. Конторовой почти 50 лет тому назад: "Какие бы задачи ни ставило перед собой человечество, возможность их осуществления всегда будет определяться прочностью конструкционных материалов". Таким образом, становится ясным, почему актуальны проблемы физики прочности металлов и сплавов. Российская наука о прочности традиционно занимает одно из ведущих мест в мире. Многие важные разделы этой науки заложены и успешно разрабатываются именно в России. В качестве примера приведем мировой рекорд прочности, достигнутый Соросовским профессором В.А. Лихачевым около 20 лет назад на пригодном для использования в промышленности материале — это сплав молибден-рений с пределом прочности, равным 9300 МПа.

ДЕФОРМАЦИЯ. ОСНОВНЫЕ ПОНЯТИЯ

Деформация и разрушение кристаллических тел под действием приложенных сил — это основные явления, определяющие механическое поведение материалов. Деформация тел в значительной степени зависит от размера и формы тела, поэтому поведение материала обычно описывается с помощью силы, отнесенной к единице площади, или напряжения (σ), и относительного формоизменения, отнесенного к единице длины, или степени деформа-

ции (ϵ). Если при снятии нагрузки восстанавливается исходная форма образца, то деформация называется упругой. Другими словами, упругая деформация обратима и исчезает почти мгновенно после снятия нагрузки. Деформация, сохраняющаяся после разгрузки образца, называется пластической.

Большое количество металлических материалов расходуется на изготовление конструкций, основное назначение которых – сопротивление деформации. Сопротивление пластической деформации, как правило, характеризуют диаграммами деформации в координатах σ – ϵ . Эти диаграммы аттестуют металл, определяя его механические свойства (предел текучести, деформирующее напряжение, интенсивность деформационного упрочнения, предел прочности, работу деформации и др.). Предел текучести – это величина деформирующего напряжения, после которого деформация становится пластической. Пластическая деформация начинается в образце почти незаметно. Отсутствие резкого перехода от упругой деформации к пластической в зависимости от конкретных задач приводит к разным определениям напряжения, при котором наступает пластическая деформация. Поэтому начало пластической деформации более реально определяется через напряжение, необходимое для появления поддающейся измерению или практически значимой величины пластической деформации. В связи с этим на практике предел текучести – это напряжение (условный предел текучести), требуемое для создания некоторой условной пластической деформации (обычно порядка 0,2%). Интенсивность деформационного упрочнения, или коэффициент деформационного упрочнения $\theta = d\sigma/d\epsilon$, определяет прирост напряжения на единицу деформации. Значение максимального деформирующего напряжения, которое выдерживает образец до разрушения, называется пределом прочности. Работа, которая затрачивается на формоизменение образца и численно равная площади под кривой σ – ϵ , называется работой деформации.

В основе пластической деформации лежит процесс скольжения. Вспомним [1, 2, 4], что кристаллическую решетку металла можно построить путем укладки ее атомных плоскостей друг на друга. Если новый слойложен на нижележащий слой не вполне “правильно”, а сдвинут в определенном направлении решетки на несколько ее периодов, то он ляжет точно на основание, но некоторые кромки будут выступать. Так как, однако, число таких краевых атомов составляет исчезающе малую долю общего их числа (если рассматривать кристаллы макроскопических размеров), то положение после сдвига энергетически почти не будет отличаться от действительного равновесного положения. Такого рода процессы, при которых происходит кооперативный сдвиг атомов вдоль кристаллографической плоскости, наблюдаются при пластической деформации

(рис. 1). Описанный процесс скольжения представляет элементарный акт пластической деформации, поскольку скольжение по отдельным плоскостям всей системы плоскостей скольжения происходит независимо.

Как теперь установлено, сдвиг атомов вдоль кристаллографических плоскостей происходит эстафетным образом [1, 2]. 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. Пластическая деформация осуществляется перемещением дислокаций вдоль определенных кристаллографических плоскостей (плоскостей скольжения) и кристаллографических направлений (направлений скольжения). Сочетание плоскости скольжения и направления скольжения называется системой скольжения. В металлическом кристалле всегда имеется несколько плоскостей и направлений скольжения.

Пластическая деформация осуществляется под действием напряжений σ , приложенных извне, однако важным для протекания пластической деформации оказывается реальное напряжение сдвига τ , действующее в данной системе скольжения. Для монокристаллов величину τ для различных систем скольжения можно рассчитать [1]. Напряжение сдвига τ в системе скольжения оказывается связанным с напряжением σ соотношением

$$\tau = \cos\lambda \cos\chi = m\sigma, \quad (1)$$

где $m = \cos\lambda \cos\chi$ называется фактором ориентировки (или фактором Шмита). Здесь λ – угол между направлением скольжения и осью деформации, χ – угол между нормалью к плоскости скольжения и

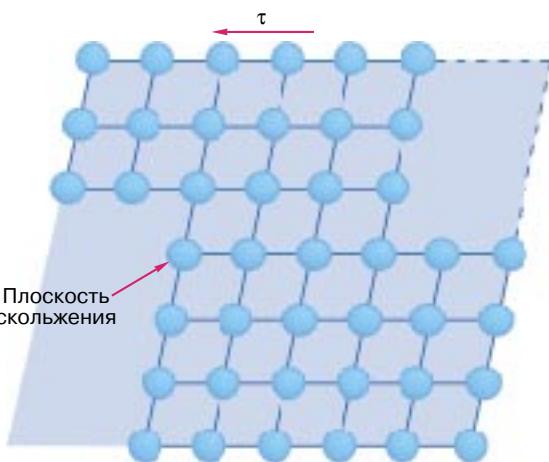


Рис. 1. Схема деформации кристалла при скольжении. τ – напряжение сдвига

осью деформации; m имеет максимальное значение, равное 0,5 при $\chi = \lambda = \pi/4$. В этом случае направление скольжения лежит в плоскости, проходящей через ось деформации и нормаль к плоскости скольжения. Макроскопический сдвиг возникает тогда, когда напряжение сдвига в наиболее поддающей системе скольжения достигает максимальной величины τ_0 так называемого критического напряжения сдвига. Это критическое напряжение, в частности, можно считать точной количественной характеристикой предела упругости монокристалла.

ЧЕТЫРЕ ОСНОВНЫХ МЕХАНИЗМА УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Сопротивление деформированию металлических материалов в кристаллическом состоянии может быть увеличено за счет четырех принципиально различных механизмов упрочнения. Это субструктурное, твердорастворное, поликристаллическое и многофазное упрочнение. Любые воздействия на металлы и сплавы, приводящие к повышению их сопротивления деформированию, можно свести к этим четырем механизмам. В современных конструкционных материалах чаще всего используются комбинированные воздействия нескольких из этих механизмов, нередко и всех четырех. В частности, мировой рекорд прочности установлен В.А. Лихачевым на сплаве молибден–рений с использованием твердорастворного и субструктурного механизмов упрочнения. Рассмотрим перечисленные выше механизмы подробнее.

Субструктурное упрочнение $\sigma_{\text{субстр}}$

В чистых металлах увеличение сопротивления деформированию осуществляется исключительно за счет субструктурного упрочнения. Субструктурное упрочнение достигается при введении в кристаллическую решетку большого числа дефектов – дислокаций при их плотностях, достигающих значений $10^{14}–10^{15} \text{ м}^{-2}$. Дислокации, скользящие через хаотически расположенные неподвижные дислокации, испытывают со стороны последних сопротивление двойкой природы. Во-первых, это упругое торможение $\sigma_{\text{упр}}$, обусловленное совокупным упругим полем всех дислокаций, присутствующих в материале (дислокационным ансамблем). Во-вторых, это контактное торможение $\sigma_{\text{конт}}$, обусловленное взаимодействием скользящих дислокаций с конкретными дислокациями. Скользящие дислокации могут пересекать неподвижные. При этом образуются пороги, волочение которых в процессе деформации приводит к генерации точечных дефектов (вакансий, межузельных атомов). Другой вид контактного взаимодействия – дислокационные реакции, когда взаимодействующие дислокации образуют другую дислокацию с другими параметрами. Такие реакции могут приводить к формированию

дислокационных барьеров, препятствующих скольжению последующих дислокаций.

Благодаря упругому взаимодействию и междислокационным реакциям дислокации не сохраняют хаотического расположения, а создают различные субструктуры, отличающиеся определенным порядком в их расположении. Типы наблюдаемых дислокационных субструктур и их классификация приведены автором в статье “Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах” [4]. Электронно-микроскопическое изображение некоторых типов дислокационных субструктур представлено на рис. 2.

Сопротивление движению дислокации через упорядоченное расположение дислокаций (через субструктуру) отличается от сопротивления при движении через их хаотическое распределение. Если в последнем случае оно зависит только от плотности дислокаций, то при организации субструктуры оно уже зависит от параметров последней. Это явление и называется субструктурным упрочнением. Как уже указывалось выше, оно формирует упрочнение чистых металлов. В формировании прочности закаленной стали оно дает значительный вклад, порой превышающий вклад других видов упрочнения. В последнее время развиваются технологии, позволяющие создавать определенные субструктуры в различных металлических сплавах, обеспечивающих им стабильные прочностные свойства.

Твердорастворное упрочнение $\sigma_{\text{тв. р}}$

Твердорастворное упрочнение основано на введении в кристаллическую решетку основного металла элементов замещения или внедрения. Если при введении второго элемента в кристаллическую решетку основного металла его решетка сохраняется, а атомы этого второго элемента замещают часть атомов основного элемента на их законных узлах, то в этом случае образуется твердый раствор замещения. Если же при введении второго элемента атомы его располагаются в междоузлиях кристаллической решетки основного металла и она также сохраняется, то имеем дело с твердым раствором внедрения. При взаимодействии атомов замещения или внедрения с атомами основного металла, во-первых, может образоваться определенный порядок в расположении атомов (ближний или дальний), и, во-вторых, кристаллическая решетка основного металла искажается вследствие различного размера атомов, образующих твердый раствор. Особенно большие искажения возникают при образовании твердых растворов внедрения (например, атомы углерода или азота в железных сплавах). В процессе пластической деформации дислокации при своем движении разрушают ближний порядок в сплаве и преодолевают искажения кристаллической решетки. Это повышает работу сопротивления деформированию. Соответственно возникает вклад в сопротив-

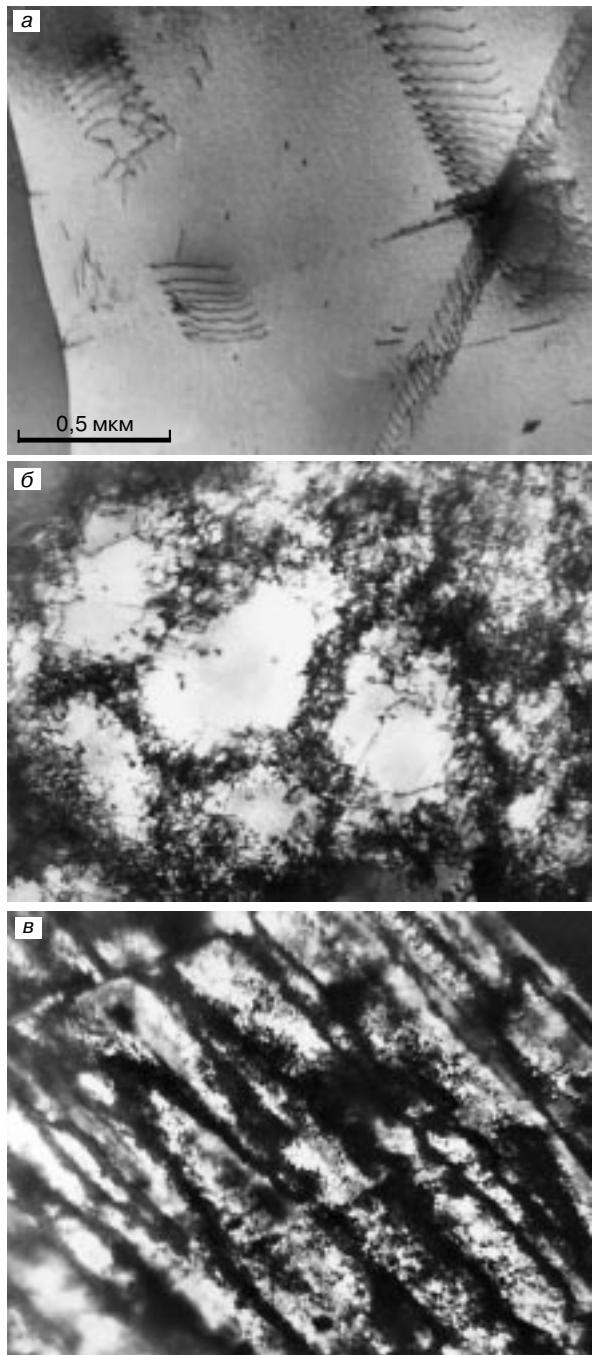


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение некоторых типичных дислокационных субструктур: *а* – дислокационные скопления, *б* – дислокационные ячейки, *в* – микрополосовая субструктура

ление деформированию, обусловленный наличием ближнего порядка, и вклад, обусловленный размерным эффектом из-за искажения кристаллической решетки. Один из основных механизмов упрочнения

закаленной углеродистой стали, широко используемой в технике, – твердорастворное упрочнение. Новейшее современное достижение в области использования твердорастворного упрочнения – это введение азота в кристаллическую решетку аустенитной стали. Таким путем удается поднять обычно невысокий предел текучести аустенитных сталей до значений, сопоставимых с пределом текучести высокопрочных мартенситных сталей. Однако пока не совсем ясна физика этого явления, хотя определенные модели этого явления имеются.

Другой аспект современного применения твердорастворного упрочнения – создание материалов с аномальной температурной зависимостью сопротивления деформированию. Это бинарные сплавы с определенным соотношением компонентов (1 : 1, 1 : 2, 1 : 3), у которых с ростом температуры напряжения течения не снижаются, а, наоборот, возрастают. Типичными примерами таких материалов являются интерметаллиды Ni_3Al , Ni_3Ge и др., которые имеют широкое применение в технике как жаропрочные материалы.

Поликристаллическое упрочнение $\sigma_{\text{поликр}}$

Большинство используемых на практике материалов – поликристаллы. Поликристаллическое тело (рис. 3) состоит из областей (зерен), каждая из которых представляет собой монокристалл, но эти отдельные монокристаллы повернуты друг относительно друга на некоторый угол (десятка градусов). Границы, разделяющие зерна, называются границами зерен. Наличие границ зерен в поликристалле приводит к его дополнительному упрочнению по сравнению с монокристаллом. Экспериментально установлено, что с уменьшением среднего размера зерна d сопротивление деформированию σ возрастает в большинстве случаев в соответствии с соотношением

$$\sigma_{\text{поликр}} \sim \kappa d^{-1/2}, \quad (2)$$

где κ – константа, не зависящая от размера зерна. Происхождение этого соотношения пока до конца не выяснено, хотя на этот счет имеются различные модели.

В последние годы интенсивно развиваются технологии, связанные с использованием ультрамелко-зернистых поликристаллических материалов. Таким путем удается значительно повысить сопротивление деформированию, поскольку мелкие зерна в своих границах накапливают большую избыточную энергию. Для ограничения их роста при повышенных температурах границы зерен закрепляют мало-растворимыми частицами второй фазы. Они препятствуют миграции (движению) границ и тем самым росту зерен. Эффективность закрепления границ зерен определяется размером частиц и объемной долей частиц второй фазы. К настоящему времени

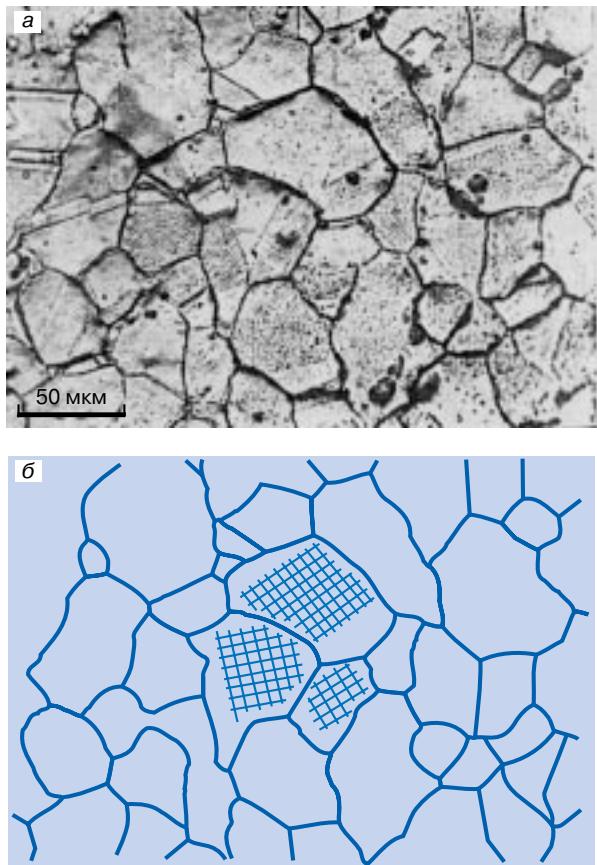


Рис. 3. Поликристаллический агрегат: *а* – наблюдение зерен на поверхности металла в металлографическом микроскопе, *б* – схематическое изображение этой картины; штриховка – обозначение кристаллических решеток в зернах

разработаны некоторые сплавы промышленного применения, например на основе алюминия и меди со стабильным размером зерен 0,1–0,4 мкм, тогда как обычно в практике используются поликристаллы с размером зерен в среднем 30–40 мкм. Использование ультрамелкозернистых материалов весьма перспективно, однако остается пока нерешенной проблема стабильности микрозерен при повышенных температурах испытания.

Многофазное упрочнение

Многофазное упрочнение заключается чаще всего в образовании мелких выделений второй фазы в матрице основного металла или сплава (рис. 4). Эти выделения могут иметь ту же самую или иную кристаллическую решетку, создавать поля напряжений, быть перерезаемыми или непроходимыми для дислокаций. В любом случае они создают дополнительные препятствия для движения дислокаций и

могут значительно повышать прочность материала. Таким способом, например, повышают прочность отпущеной стали и многих алюминиевых сплавов. В отличие от твердорасторвного, субструктурного и поликристаллического многофазное упрочнение может серьезно снизить пластичность металлического материала, что является часто существенной проблемой при использовании многофазных материалов.

Выше была изложена классическая схема физических основ упрочнения металлических материалов. В этой схеме можно полагать, что напряжение течения σ может быть определено как сумма отдельных вкладов:

$$\sigma = \sigma_{\text{тв.р}} + \sigma_{\text{субстр}} + \sigma_{\text{многофаз}} + \sigma_{\text{поликр.}} \quad (3)$$

Исследования последнего времени, однако, показали, что физика формирования напряжения течения значительно сложнее. Во-первых, вклады в (3) оказались не всегда аддитивны. Во-вторых, в ходе пластической деформации протекают многочисленные субструктурные и фазовые превращения, изменяющие как величины, так и зависимость вкладов от параметров структуры. В-третьих, в определенных местах материала создаются локальные концентраты напряжений или возникает локальное разупрочнение материала. И то и другое влечет за собой локализацию деформации, оценка напряжения в условиях которой затруднена. Рассмотрим подробнее наиболее существенные факторы, влияющие на формирование напряжения течения как на пределе текучести, так и при более значительных деформациях.

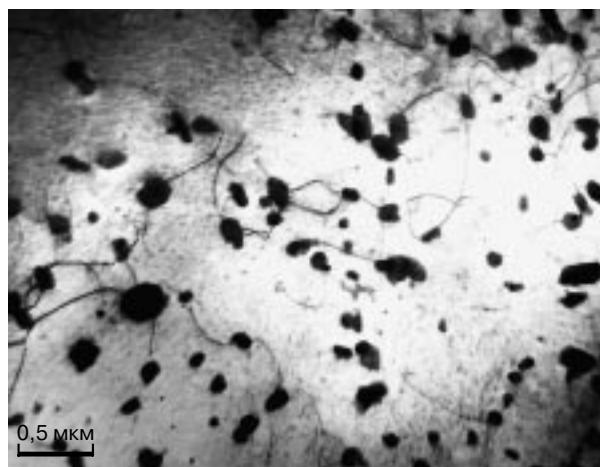


Рис. 4. Наблюдение частиц второй фазы в алюминиевом сплаве. Хорошо видны также дислокации в виде темных линий. Электронная микроскопия

ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ

Как указывалось выше, предел текучести – это величина внешнего деформирующего напряжения, при котором деформация металла из упругой превращается в пластическую. В идеальном случае на участке упругого деформирования дислокации не участвуют в деформации. Между тем экспериментально установлено [3], что скольжение отдельных дислокаций и их групп начинается еще до достижения предела текучести при напряжениях, составляющих $1/3$ – $2/3$ от предела текучести. В монокристаллах скольжение групп дислокаций начинается от поверхности, в поликристаллических образцах – от границ зерен. Дислокационные скопления (рис. 2, a), испущенные поверхностным источником или границей зерна, даже на пределе текучести не проходят расстояние более нескольких микрометров от источников. Лишь при деформациях порядка 1–2% однородное скольжение охватывает большую часть зерна.

Электронно-микроскопические исследования дислокационной структуры на пределе текучести позволяют определить вклады в сопротивление деформированию, его формирующие. Напряжение предела текучести σ_t оказывается равным [3]

$$\sigma_t = \frac{Gnb}{\pi(1-v)L} + \sigma_{\text{тв.р}} + \sigma_{\text{упр}}, \quad (4)$$

где G – модуль сдвига, v – коэффициент Пуассона. Первый член в правой части выражения (4) представляет собой напряжение формирования зоны сдвига длиной L (обычно это длина одного дислокационного скопления), содержащего n дислокаций с вектором Бюргерса b (b – мера искаженности кристаллической решетки, обусловленная наличием в ней дислокации [4]), второй член – твердорастворное упрочнение, третий – упругие поля от других скоплений. Установлено, что величину предела текучести в основном определяют первые два вклада. Для твердых растворов замещения величина $\sigma_{\text{тв.р}}$ определяется в основном работой по разрушению ближнего порядка микродоменного либо кластерного типов, а размерный эффект играет меньшую роль. В твердых растворах внедрения роль вкладов в твердорастворное упрочнение меняется. Основным оказывается вклад, обусловленный искажениями кристаллической решетки, которому в твердом растворе замещения соответствует размерный эффект.

ДИСЛОКАЦИОННЫЙ АНСАМБЛЬ И ПРЕВРАЩЕНИЯ СУБСТРУКТУР

Исследования показали, что число возможных упорядоченных расположений дислокаций (субструктур) не очень велико [4]. Некоторые из этих субструктур были приведены на рис. 2. В ходе пластической деформации растет плотность дислокаций и последовательно сменяют друг друга субструктуры. Экспериментально установлено, что субструктуры

сменяют друг друга с ростом плотности дислокаций закономерным образом. Дислокационный ансамбль при достаточно высоких плотностях дислокаций характеризуется локальным упругим и контактным дислокационными взаимодействиями, которые не уступают внешнему воздействию. Вследствие этого дислокационная подсистема кристалла может рассматриваться как квазизолированная, самоорганизующаяся благодаря внутреннему взаимодействию. Перераспределение дислокаций при деформации постоянно стремится привести дислокационную подсистему к некоторому локальному минимуму по внутренней энергии. Поэтому нередко при одинаковой плотности дислокаций энергия новой субструктуры, образующейся в процессе деформации, ниже, чем энергия старой. Степень релаксации упругих напряжений в дислокационном ансамбле адекватно характеризуется их величиной. Среднее внутреннее напряжение в дислокационном ансамбле обычно равно нулю, а амплитуду внутреннего поля характеризует дисперсия $\sqrt{\mathbf{D}\sigma_{\text{упр}}}$. Многочисленные теоретические подходы приводят к следующему соотношению:

$$\sqrt{\mathbf{D}\sigma_{\text{упр}}} = m\alpha_{\text{упр}}Gb\sqrt{\rho}, \quad (5)$$

где m – фактор Шмида, $\alpha_{\text{упр}}$ – показатель, характеризующий упругое взаимодействие дислокаций. Последняя величина зависит от степени упорядоченности дислокационного ансамбля. Типичные значения $\alpha_{\text{упр}}$ для различных ансамблей, рассчитанные теоретически, дают значения от 0,1 до 1. Экспериментальные значения, определенные для концентрированных твердых растворов со значительным твердорастворным упрочнением, меняются лишь в пределах 0,1–0,2. Такие измерения были проведены, в частности, автором с сотрудниками на монокристаллах сплава Ni_3Fe и высокопрочной аустенитной азотистой стали [3]. Несмотря на весьма высокое в последнем случае твердорастворное упрочнение, из сравнения экспериментальных значений $\alpha_{\text{упр}}$ с теоретическими следует, что реальный дислокационный ансамбль, как правило, хорошо релаксирован.

Твердорастворное упрочнение оказывает влияние на формирующиеся последовательности субструктур. Эксперимент свидетельствует о значительном влиянии твердорастворного упрочнения на контактное взаимодействие дислокаций. Вклад последнего быстро убывает с ростом $\sigma_{\text{тв.р}}$. Рост твердорастворного упрочнения задерживает перестройку дислокаций и соответственно субструктурные превращения.

ВЗАИМОСВЯЗЬ СУБСТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ХОДЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

В ходе пластической деформации наряду с субструктурными превращениями происходит изменение фазового состояния деформируемого материала. Такие процессы могут происходить в сплавах и сталях. Экспериментально наблюдается несколько видов фазовых превращений. Часть из них относится к строению твердого раствора. Имеют место разрушение ближнего и дальнего атомного порядка, захват растворенных атомов элементов внедрения дислокациями и перенос на значительные расстояния, в том числе на субграницы, границы зерен и места максимального искажения кристаллической решетки. Могут быть и противоположные процессы: перенос дислокациями атомов внедрения из карбидов, нитридов, окислов в твердый раствор и образование пересыщенного твердого раствора. Изменения в структуре твердого раствора и его концентрации влечут за собой изменения величины твердорастворного упрочнения в ходе деформации. Они могут быть значительными – от полного исчезновения $\sigma_{\text{тв.р}}$ до сильного его возрастания.

Другая группа превращений связана с многофазным упрочнением. Здесь имеет место как разрушение, частичное или полное, частиц второй фазы, так и образование частиц новых фаз. Механизмами осуществления этих превращений являются дислокационное скольжение, разрезание выделений, захват дислокациями и перенос атомов, входивших в состав второй фазы, ускоренная диффузия по дислокациям и субграницам.

Взаимосвязь субструктурных и фазовых превращений проявляется, во-первых, в их синхронности и, во-вторых, в одинаковой термодинамической направленности процессов. Если возникают высокоэнергетические субструктуры, то фазовое состояние деформируемого сплава удаляется от бездефектного термодинамического равновесия (диаграммы состояния). Разрушаются равновесные выделения, образуются пересыщенные твердые растворы, значительная часть растворенных атомов захватывается дефектами решетки. При образовании низкоэнергетических субструктур, напротив, образуются более стабильные вторичные фазы. Они вытесняются на границы раздела. Распадаются пересыщенные твердые растворы. Имеет место уход растворенных атомов с дефектов решетки, тем самым фазовое состояние деформируемого сплава смещается в сторону стандартного бездефектного равновесия.

ТРАНСФОРМАЦИЯ СУБСТРУКТУРНОГО УПРОЧНЕНИЯ В ХОДЕ ДЕФОРМАЦИИ

Накопление дислокаций и субструктурные превращения, происходящие при деформации, меняют субструктурный вклад в сопротивление деформи-

рованию. Для хаотических субструктур этот вклад определяется соотношением

$$\sigma_{\text{субстр}} = m\alpha Gb\sqrt{\rho}, \quad (6)$$

где α – константа, обычно равная 0,5–1. Появление любых неоднородностей в субструктуре влечет за собой отклонение от соотношения (6) и появление флюктуационного вклада $\sigma_{\text{флукт}}$ в сопротивлении деформированию. Соответствующий флюктуационный вклад в напряжение течения

$$\sigma_{\text{флукт}} = m\frac{\alpha}{8}Gb\rho^{-3/2}M_2(\rho), \quad (7)$$

где $M_2(\rho)$ – второй момент функции распределения плотности дислокаций.

Поскольку при упорядочении в расположении дислокаций (образовании границ ячеек, субграниц микрополосовой структуры и фрагментов) плотность дислокаций может не только возрастать, но и убывать, то выражение (6) оказывается практически непригодным несмотря на его широкое использование в настоящее время в различных теоретических расчетах. Другая причина невыполнения соотношения (6) – зависимость параметра α от типа субструктуры. В неоднородных разориентированных субструктурах вклад $\sigma_{\text{субстр}}$ оказывается пропорциональным плотности различного типа границ, образующихся при деформации (границ дислокационных ячеек, границ фрагментов и т.п.). Трансформация субструктуры в ходе пластической деформации изменяет и вклад субструктурного упрочнения в напряжение течения, что также необходимо принимать во внимание в теоретических моделях, но что практически не учитывается.

ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕНИЯ ТЕЧЕНИЯ СПЛАВОВ – ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ

В отличие от предела текучести с первых процентов деформации скольжение охватывает весь объем деформированного материала и соответственно включаются другие механизмы упрочнения. Напряжение течения для сплава – твердого раствора можно представить в виде суммы вкладов:

$$\sigma = \sigma_{\text{тв.р}} + \sigma_{\text{субстр}} + \sigma_{\text{поликр}}. \quad (8)$$

Если переписать это выражение, учитывая вклады в $\sigma_{\text{субстр}}$, оно примет вид

$$\sigma = \sigma_{\text{тв.р}} + \sigma_{\text{упр}} + \sigma_{\text{конт}} + \sigma_{\text{поликр}}. \quad (9)$$

Вклад упругого напряжения $\sigma_{\text{упр}}$ включает вклад от упругих полей соседних дислокаций в собственной плоскости скольжения, а также вклад, обусловленный соседними активными плоскостями скольжения. Полная оценка этого вклада требует интегрирования по соседним плоскостям в обе стороны от плоскости скольжения. Оценки, выполненные для

ГЦК твердых растворов с использованием данных электронно-микроскопических исследований на основе никеля и железа, показывают, что в большинстве случаев напряжение течения формируется несколькими почти равнозначными по величине вкладами. Действительно, такие вклады, как твердорастворное упрочнение, барьерный эффект границ зерен, упругое взаимодействие дислокаций, контактное торможение дислокаций при взаимном пересечении близки друг к другу либо различаются не более чем в два раза. Этот результат подчеркивает основную трудность физики упрочнения – формирование напряжения течения несколькими равнозначными физическими механизмами, а следовательно, невозможность выделить один механизм упрочнения как основной. Эта трудность, по-видимому, объясняет то обстоятельство, что пока отсутствует адекватная теория, описывающая формирование напряжения течения даже для наиболее простых случаев, а именно чистых металлов и твердых растворов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шульце Г. Металлофизика. М.: Мир, 1971.
2. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972.
3. Козлов Э.В., Теплякова Л.А., Конева Н.А. и др. Роль твердорастворного упрочнения и взаимодействий в дислокационном ансамбле в формировании напряжения течения азотосодержащей аустенитной стали // Изв. вузов. Физика. 1996. № 3. С. 33.
4. Конева Н.А. Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах // Соросовский Образовательный Журнал. 1996. № 6. С. 99–107.

* * *

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.