

THE NATURE OF PLASTIC DEFORMATION STAGES

N. A. KONEVA

*One of the basic problems of physics of plasticity and strength concerned with the nature of plastic deformation stages. The dependences of deformation on strength show four stages which differ by workhardening intensity. Existence of plastic deformation stages is stipulated by the dislocation structure evolution. The origin of the new workhardening stage is connected with arising of new type of dislocation structure.*

*Статья посвящена одной из основных проблем физики пластичности и прочности – природе стадий пластической деформации. Зависимости деформации от напряжения позволяют разбить процесс на четыре стадии, различающиеся интенсивностью упрочнения. Стадийность пластической деформации обусловлена эволюцией дислокационной структуры. Возникновение новой стадии упрочнения связано с появлением нового типа дислокационной структуры.*

© Конева Н.А., 1998

ПРИРОДА СТАДИЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Н. А. КОНЕВА

Томский государственный архитектурно-строительный университет

ВВЕДЕНИЕ

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  $\sigma$  и относительного формоизменения, отнесенного к единице длины, или степени деформации  $\epsilon$ . Если при снятии нагрузки восстанавливается исходная форма образца, то деформация называется упругой. Деформация, сохраняющаяся после разгрузки, называется пластической.

Большое количество металлических материалов расходуется на изготовление конструкций, основное назначение которых – сопротивление деформации. Сопротивление пластической деформации, как правило, определяют по диаграммам деформации в координатах  $\sigma, \epsilon$ . Эти диаграммы аттестуют металл, определяя его механические свойства (предел текучести, деформирующее напряжение, интенсивность деформационного упрочнения, предел прочности и др.). Предел текучести – это величина деформирующего напряжения, после которого деформация становится пластической. На практике это обычно 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.

Напряжение  $\sigma$  обычно используется при описании механических свойств поликристаллических тел. Для монокристаллов также можно использовать эту величину, но чаще используют напряжение сдвига  $\tau$  [1, 2]. Связь между величинами  $\sigma$  и  $\tau$  определяется соотношением

$$\tau = m\sigma. \tag{1}$$

Коэффициент  $m$  называется фактором ориентировки, его значение изменяется в пределах от 0,3 до 0,45.

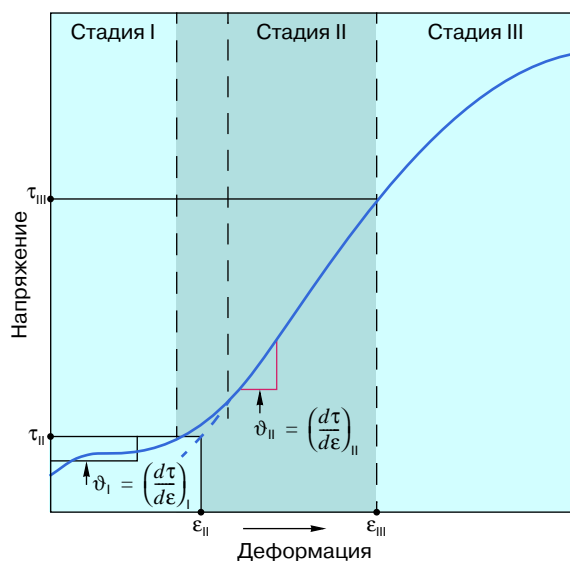
Коэффициент деформационного упрочнения для монокристаллов определяется с учетом (1), как

$$\frac{d\tau}{d\varepsilon} = \vartheta.$$

Для пластичных металлов и сплавов установлено, что зависимости  $\sigma - \varepsilon$  и  $\tau - \varepsilon$  в области пластической деформации имеют стадии, различающиеся интенсивностью деформационного упрочнения. Изучение явления стадийности зависимостей напряжение–деформация имеет важное значение для понимания природы формирования механических свойств металлических материалов. В настоящее время выявлено, что стадийность пластической деформации обусловлена в значительной мере эволюцией дефектной структуры металлов и сплавов. В статье даны современные представления о природе стадий пластической деформации. Автор внес определенный вклад в разработку этих представлений, поэтому материал статьи во многом является оригинальным.

## 1. СТАДИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ. ИСТОРИЯ ВОПРОСА

Стадийность пластической деформации прежде всего была выявлена на монокристаллах. В 1930 году Г. Закс и Д. Виртс обнаружили линейное упрочнение ( $\theta = \text{const}$ ) на монокристаллах Cu, Ag и Au. Фактически это было первое сообщение о стадии II на зависимостях напряжение–деформация. Г. Тейлор и С. Элам в 1963 году наблюдали параболическую зависимость  $\tau - \varepsilon$  на металлических кристаллах. Стадия с параболическим упрочнением получила впоследствии название стадии III. Параллельно с зарубежными авторами (а кое в чем и опережая их) вел свои исследования ленинградский ученый А.В. Степанов, который обнаружил три стадии упрочнения на ионных кристаллах. К сожалению, значимость этих работ сообществом ученых была осознана много позже. Постепенно технология получения монокристаллов улучшалась, и повышалась чистота металлических кристаллов. В тот период Е.Н. Андраде с сотрудниками обнаружили стадию с нулевым значением коэффициента деформационного упрочнения (стадия I). Эта стадия, следующая сразу за пределом текучести, получила название стадии легкого скольжения. В 1955 году А. Зеегер с сотрудниками показали, что трехстадийный характер зависимости напряжение–деформация (используются также термины “кривая деформации” или “кривая течения”) – легкое скольжение, линейное упрочнение и параболическое – носит общий характер. А. Зеегер также обратил внимание на существование переходной стадии (между стадиями I и II). Таким образом, кривую деформации чистых металлических ГЦК-монокристаллов с такой ориентацией оси деформации, когда действует лишь



**Рис. 1.** Схематическое изображение (по А. Зеегеру) типичной кривой напряжение  $\tau$  – деформация  $\varepsilon$  для монокристалла с кубической гранецентрированной кристаллической решеткой; указаны характерные параметры кривой:  $\left(\frac{d\tau}{d\varepsilon}\right)_i = \vartheta_i$  – коэффициент упрочнения на соответствующей стадии,  $\varepsilon_i$  и  $\tau_i$  – степень деформации и напряжение начала стадий соответственно

одна система скольжения [1, 2], можно было представить в виде, изображенном на рис. 1.

Далее начинается период интенсивного исследования влияния различных параметров на характер стадийности. Отметим в связи с этим, что в 1960 году вышел первый сборник статей отечественных исследователей (под редакцией М.В. Классен-Неклюдовой), посвященный проблеме стадийности кривых деформации металлических монокристаллов.

В монокристаллах с ОЦК и ГПУ кристаллическими решетками в 60-х годах также было обнаружено наличие трех стадий на кривых деформации. В результате было установлено, что кривые деформации монокристаллов металлов с любой кристаллической решеткой, во-первых, во многом схожи и, во-вторых, для них характерна стадийность упрочнения.

Более сложной оказалась ситуация с выделением стадий деформации для случая поликристаллических материалов. Уже в 60-х годах на упорядоченных сплавах с ОЦК (М. Марсинковский и Н. Чессин) и ГЦК кристаллическими решетками (Л.Е. Попов, Э.В. Козлов, А.Д. Коротаев, Н.А. Конева) была обнаружена стадийность упрочнения на кривых деформации. Явление стадийности деформации поликристаллов было описано в те годы в монографии (В.С. Иванова, В.А. Ермишкин). Картина кривой деформации поликристаллических металлов в этих

работах представлялась состоящей последовательно из стадий: переходная стадия, стадии II и III. Стадия легкого скольжения (стадия I) в поликристаллах не выявлялась.

Несмотря на очевидный успех работ, посвященных идентификации и описанию стадийности кривых деформации, до последнего времени ряд авторов оспаривали те или иные положения концепции стадийности, либо отрицая ее вообще, либо отрицая только в отношении поликристаллических материалов. Некоторые авторы, соглашаясь с формальным выделением стадий, отрицали их связь с физической природой механизмов деформации и упрочнения.

## 2. ОСНОВНОЙ ЧЕТЫРЕХСТАДИЙНЫЙ ХАРАКТЕР КРИВОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЕГО ВАРИАНТЫ

В проблеме стадийности кривых деформации долгое время оставался нерешенным вопрос, исчерпывается ли кривая деформации стадиями, о которых говорилось выше, или с развитием пластической деформации после стадии III (параболическое упрочнение) должна быть еще одна стадия. Подробно и детально на различных металлах и сплавах были изучены зависимости напряжение–деформация в работах Н.А. Коневой и Э.В. Козлова с сотрудниками (см., например, [3]). Были исследованы монокристаллы различных ориентаций (то есть монокристаллы с различными ориентациями оси деформации) и поликристаллы различных металлов и сплавов. Образцы деформировались как растяжением, так и сжатием. Анализ большого массива данных, полученных авторами [3], показал, что в наиболее общем случае зависимость  $\sigma = f(\epsilon)$  и  $\tau = f(\epsilon)$  является четырехстадийной (рис. 2). На ней выделяются стадии: переходная (П), следующая за пределом текучести и демонстрирующая либо рост, либо уменьшение коэффициента деформационного упрочнения; сразу за ней следует стадия II с высоким постоянным или почти-постоянным высоким упрочнением; на следующей стадии III коэффициент упрочнения уменьшается (зависимость  $\sigma = f(\epsilon)$  на этом участке носит параболический или близкий к нему характер); наконец за стадией III следует стадия IV с очень низким и постоянным коэффициентом упрочнения.

Эта общая картина в конкретных частных случаях обладает некоторыми особенностями. Во-первых, переход от стадии к стадии может быть резким или размытым, а поведение коэффициента упрочнения на соседних стадиях может различаться либо значительно, либо слабо. Во-вторых, переходной стадии в некоторых случаях предшествует стадия легкого скольжения – стадия I. Она наблюдается лишь в монокристаллах некоторых ориентаций. В-третьих, вслед за стадией IV могут наблюдаться последующие стадии; они пока мало изучены. В-четвертых, существуют совершенно уникальные аномальные

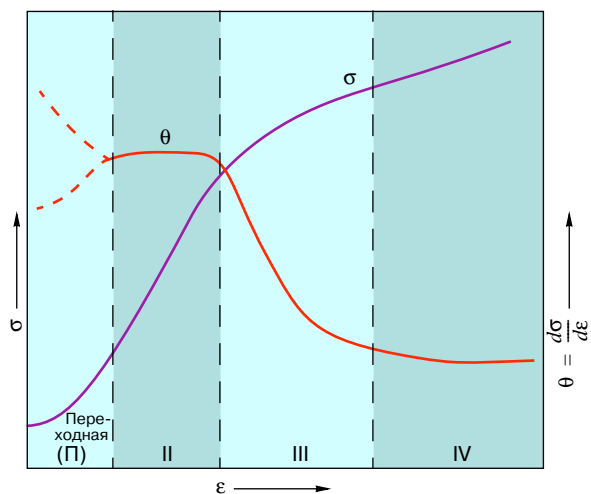
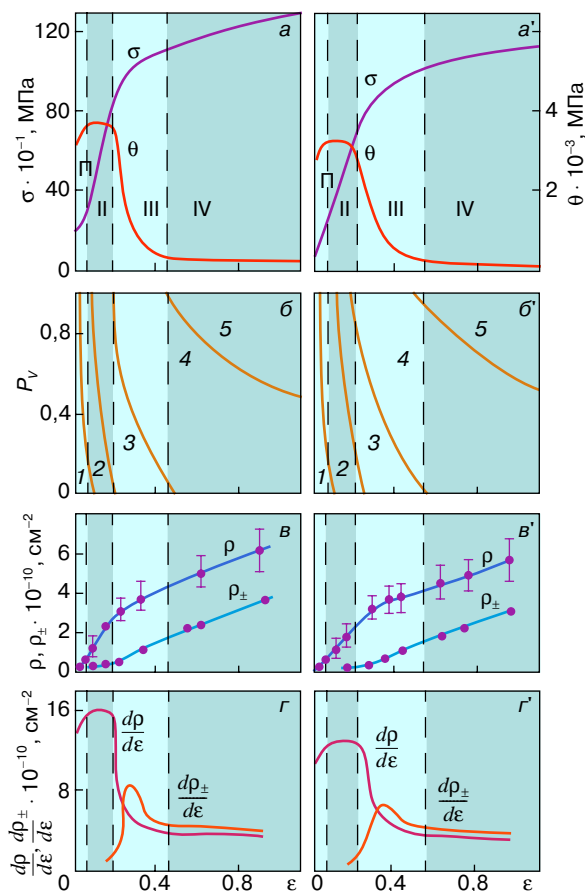


Рис. 2. Типичная четырехстадийная кривая напряжения  $\sigma$  – деформация  $\epsilon$  и зависимость  $\theta = f(\epsilon)$  (схема). Штриховые прямые – границы стадий деформации

случаи, когда на кривых совсем отсутствуют некоторые из основных стадий, например стадия II. Подчеркнем, что изменение коэффициента упрочнения с деформацией носит в общем случае квазиосциллирующий характер: наблюдается четкое чередование типа стадий – за стадией с падающим (или возрастающим)  $\theta$  следует стадия с постоянным  $\theta$ , затем снова с падающим, опять с постоянным и т.д.

Стадийность кривых деформации является общим свойством поликристаллов в широком интервале размеров зерен (рис. 3, а, а'). Например, в опытах на упорядочивающемся поликристаллическом сплаве Ni<sub>3</sub>Fe этот интервал охватывал два порядка размеров зерен – от 20 до 2000 мкм. Чем больше размер зерен, тем четче выявляется стадийность. При размерах зерен более 1500 мкм зависимость  $\sigma = f(\epsilon)$  начинает приобретать черты монокристаллическости. Состояние сплава с дальним атомным порядком (упорядоченный сплав) характеризуется более четким различием стадий упрочнения, при этом влияние размеров зерен на характер стадийности значительно слабее, чем в разупорядоченном состоянии сплава.

Картина многостадийности столь же характерна для монокристаллов с различной ориентацией оси деформации, как и для поликристаллов. Переходная стадия и стадии II, III и IV имеют место для большинства ориентаций. Стадия I в чистом виде наблюдается лишь в монокристаллах с такой ориентацией оси деформации, что в них действует лишь одна система скольжения. Отметим, что в последнее время появились сообщения о наблюдениях следующей стадии кривой деформации – стадии V.

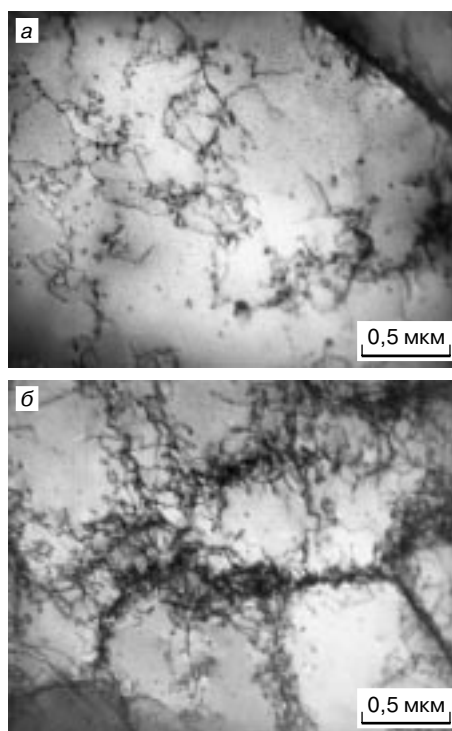


**Рис. 3.** Кривые деформации  $\sigma$ - $\epsilon$  и зависимости  $\theta$ - $\epsilon$  (а, а'), диаграммы субструктур  $P_v$ - $\epsilon$  (б, б') и накопление скалярной ( $\rho$  и  $d\rho/d\epsilon$ ) и избыточной ( $\rho_{\pm}$  и  $d\rho_{\pm}/d\epsilon$ ) плотностей дислокаций (в, г и в', г') с деформацией в поликристаллах упорядоченного сплава Ni<sub>3</sub>Fe с размером зерен 40 мкм (а-г) и 450 мкм (а'-г'). На диаграммах  $P_v$ - $\epsilon$  цифры 1-5 обозначают последовательно развивающиеся с деформацией различные субструктуры (например, 2 - клубковая, 3 - ячеистая, см. рис. 4). Описание субструктур дано в [6]

### 3. ИЗМЕНЕНИЯ В ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЕ – ПРИЧИНА СТАДИЙНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ

Известно, что пластическая деформация металлов сопровождается накоплением линейных дефектов – дислокаций [1, 2, 4, 5]. Детальное представление о дислокациях и методах их наблюдения можно найти также в статье автора [6], специально посвященной этому вопросу. Качественно связь картины распределения дислокаций в образце, наблюдаемых с использованием просвечивающего электронного микроскопа, со стадиями деформации была осознана еще А. Хови и описана им в серии публикаций в 1961–1962 годах. В следующие три десятилетия выполнен цикл работ в этом направлении зарубеж-

ными и отечественными исследователями. Важным итогом этих исследований было создание классификации наблюдаемых дислокационных структур и установление последовательностей их эволюции при деформации [3, 6]. Было установлено, что с увеличением деформации металлических материалов увеличивается не только число дислокаций, но и тип их пространственного распределения. Эти характерные типы распределений дислокаций называются дислокационными субструктурами. В [6] дана классификация основных дислокационных субструктур деформированных металлов и сплавов. На рис. 4 представлены для примера два характерных типа распределений дислокаций, то есть два типа дислокационных субструктур: дислокационные клубки (а) и дислокационные ячейки (б). Клубки представляют собой достаточно плотные образования из дислокаций. Отдельные клубки не связаны между собой. С развитием деформации число дислокаций увеличивается и клубки смыкаются друг с другом, образуя ячеистую дислокационную субструктуру. Наиболее характерными для ячеистой субструктуры являются высокая плотность дислокаций в ее стенках и почти полное их отсутствие внутри ячеек. Было установлено, что дислокационные субструктуры по мере развития деформации возникают не случайным образом, а в определенной последовательности, сменяя друг друга [6].



**Рис. 4.** Электронно-микроскопическое изображение клубковой (а) и ячеистой (б) дислокационных субструктур

Удалось связать количественно характеристики деформационного упрочнения и типы дислокационных субструктур [3]. Для этого с использованием большого массива электронно-микроскопических изображений дислокационных структур определялись объемные доли  $P_V$ , занимаемые тем или иным типом дислокационной субструктуры в образце при различных степенях деформации  $\epsilon$ . Результаты измерений совместно с кривыми деформации, коэффициентом упрочнения  $\theta$  для случая поликристаллов сплава  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  с размером зерен 40 и 450 мкм представлены на рис. 3, *a*, *b* и 3, *a'*, *b'* соответственно. Анализ данных показал, что на каждой стадии деформации в материале, как правило, присутствуют два типа субструктуры. По мере развития деформации в пределах соответствующей стадии объемная доля одного из них уменьшается, а другого увеличивается. Так, например, на стадии II упорядоченного сплава  $\text{Ni}_3\text{Fe}$  с развитием деформации объемная доля клубковой субструктуры убывает, а ячеистой возрастает. Окончание стадии совпадает с исчезновением одного типа субструктуры и заполнением всего объема материала другим типом. Затем появляется новый, очередной тип субструктуры и начинается новая стадия. Таким образом, наиболее общей чертой картины сменяемости стадий деформации является присутствие на каждой стадии двух типов дислокационной субструктуры, то есть своеобразная двухфазная дефектная подсистема материала. Стадии пластической деформации связаны своим появлением закономерностям эволюции дислокационных субструктур. Появление, развитие и закономерная смена субструктур управляют появлением, развитием и сменой стадий пластической деформации.

#### 4. НАКОПЛЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ И СТАДИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Одним из важных параметров дислокационной структуры является плотность дислокаций  $\rho$ , которая накапливается в материале в процессе его деформации. Плотность дислокаций представляет собой общую длину дислокационных линий в единице объема материала [6]. Эту величину называют скалярной плотностью дислокаций, поскольку в этом случае подсчет плотности дислокаций ведется без учета знака дислокаций. Между тем дислокации могут быть разного знака (+ или -) [7, 8]. Знак дислокации в достаточной степени условен, то есть какие-то дислокации нужно считать положительными, а какие-то — отрицательными.

Знак дислокации определяется с учетом ее вектора Бюргера [1, 5]. Остановимся более подробно на этом понятии. Вектор Бюргера является мерой искаженности кристаллической решетки, обусловленной присутствием в ней дислокации. Для оценки степени искаженности решетки, вызванной дислокацией, сравнивают несовершенный кристалл,

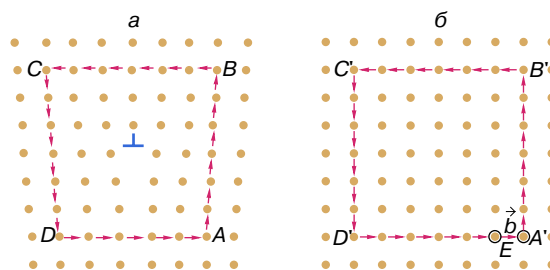
содержащий дислокацию, с совершенным кристаллом, без дислокации. Для этого необходимо построить так называемый контур Бюргера. Контур Бюргера — это замкнутый контур произвольной формы, построенный в реальном кристалле путем последовательного обхода дефекта от атома к атому в совершенной области кристалла. На рис. 5, *a* показано построение контура Бюргера (*ABCD*) вокруг краевой дислокации. За начальную точку обхода выбрана точка *A*. Напомним, что краевой дислокацией называется область несовершенного кристалла вокруг края “лишней” неполной атомной плоскости (экстраплоскости) [1, 6]. Если далее построить точно такой же контур (с тем же числом шагов от атома к атому) в совершенной области кристалла без дислокации (рис. 5, *б*), выбрав за исходную точку обхода точку *A'*, то в итоге окажемся в точке *E*, а не в исходной точке *A'* и контур получится незамкнутым.

Вектор  $\vec{b}$ , проведенный из точки *E* в точку *A'* и замыкающий контур, является вектором Бюргера. Таким образом, вектор Бюргера, замыкающий в совершенной области кристалла контур Бюргера, является мерой той искаженности решетки в несовершенном кристалле, которая вызвана дислокацией. Вектор Бюргера является главной количественной характеристикой дислокации.

Дислокации, имеющие вдоль данного направления одно направление их вектора Бюргера  $\vec{b}$  [1, 5], можно принять за положительные; тогда дислокации, имеющие противоположное направление вектора Бюргера, являются отрицательными. Соответственно вводится понятие  $\rho_+$  и  $\rho_-$ . Дислокации разного знака могут аннигилировать. Важной характеристикой дислокационной структуры является разность между  $\rho_+$  и  $\rho_-$ :

$$\rho_{\pm} = \rho_+ - \rho_- \quad (2)$$

Величину  $\rho_{\pm}$  называют избыточной плотностью дислокаций. Она характеризует пластический изгиб кристаллической решетки и может быть определена



**Рис. 5.** Контур Бюргера вокруг краевой дислокации (*a*) и эквивалентный контур в совершенном кристалле (*б*):  $\vec{b}$  — вектор Бюргера,  $\perp$  — дислокация (край лишней плоскости в кристалле)

по его градиенту  $\partial\varphi/\partial l$  (поворот, приходящийся на единицу длины):

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \frac{\partial\varphi}{\partial l}. \quad (3)$$

В этом случае избыточная плотность дислокаций непосредственно связана с радиусом кривизны кристалла  $R$  и средней кривизной  $\chi$  кристаллической решетки:

$$\chi = \frac{1}{R} = b\rho_{\pm}. \quad (4)$$

В общем случае плотность дислокаций является тензорной величиной.

Первый обзор в отечественной литературе по этой проблеме принадлежит В.Л. Инденбому. Значение  $\rho_{\pm}$  характеризует степень поляризации пространственно распределенного дислокационного заряда и является локальной величиной. Когда деформации невелики, дефектов мало, кристаллическая решетка искажена очень незначительно (то есть отсутствуют локальные разориентировки одних частей кристалла относительно других), значение  $\rho_{\pm}$  близко к нулю. С увеличением деформации  $\rho_{\pm}$  может нарастать. Методика экспериментального измерения  $\rho_{\pm}$  и  $\chi$  с использованием электронной микроскопии была разработана Э.В. Козловым и автором этих строк с сотрудниками и подробно изложена в ряде публикаций (см., например, [9]).

Скалярная и избыточная плотности дислокаций и их изменения с деформацией четко связаны со стадийностью кривой течения. Соответствующие данные приведены на рис. 3. Анализ результатов показал, что скалярная плотность дислокаций  $\rho$  с ростом деформации  $\epsilon$  изменяется тождественно с напряжением течения  $\sigma$ , а скорость ее изменения  $d\rho/d\epsilon$  – с коэффициентом упрочнения  $\theta$ . Отметим, что на стадии II скорость накопления скалярной плотности дислокаций достигает максимальной величины, на стадии III резко снижается, а на стадии IV выходит на постоянное (низкое) значение. Уменьшение скорости накопления скалярной плотности дислокаций связано с интенсивным развитием процесса аннигиляции дислокаций противоположного знака.

Скалярная плотность дислокаций является важным параметром, контролирующим эволюцию дислокационной субструктуры и стадийность пластического течения [3, 6]. Установлено, что как в монокристаллах, так и в поликристаллах с разным размером зерен новый тип субструктуры и соответственно новая стадия пластической деформации возникают при достижении определенного значения скалярной плотности дислокаций. Это значение плотности дислокаций является критическим, поскольку приводит к превращению одной субструктуры в другую, что сопровождается появлением новой стадии пластического течения. Дислокации

неоднородно распределены по объему материала. Локально измеренная скалярная плотность  $\rho_{\text{лок}}$  дислокаций для отдельных составляющих субструктуры, то есть в различных типах одновременно существующих дислокационных структур, оказывается различной. Она всегда выше в каждой последующей субструктуре по сравнению с предыдущей.

Избыточная плотность дислокаций в начале пластической деформации практически равна нулю. Она начинает заметно отличаться от нуля лишь к концу стадии II. Скорость ее накопления  $d\rho_{\pm}/d\epsilon$  достигает максимума к середине стадии III и спадает до постоянной величины к началу стадии IV (рис. 3). Как уже указывалось, появление избыточной плотности дислокаций свидетельствует о развитии процессов аннигиляции дислокаций противоположных знаков. С интенсивной аннигиляцией дислокаций противоположного знака связано уменьшение скорости накопления скалярной плотности дислокаций начиная со стадии III. Заметим, что появление этой стадии связано с началом формирования разориентированных дислокационных структур [6]. При образовании таких дислокационных субструктур соседние участки деформированного материала оказываются развернутыми друг относительно друга на некоторый угол. При значительных деформациях ( $\epsilon \geq 20\%$ ) такие разориентировки могут достигать значений  $5-10^\circ$  и более.

Близость скоростей накопления скалярной и избыточной плотностей дислокаций на стадии IV указывает на то, что почти все появившиеся на стадии IV дислокации аннигилируют и сохраняется лишь избыток дислокаций одного знака в локальных объемах деформированного материала. Таким образом, накопление избыточной плотности дислокаций также коррелирует со стадиями кривой течения. На основании формулы (4) такой же вывод может быть сделан относительно кривизны кристаллической решетки. На стадии IV значительно усложняется характер изгиба кристаллической решетки.

## 5. СТАДИИ ДЕФОРМАЦИИ И СУБСТРУКТУРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ

Деформация кристаллических тел осуществляется в результате движения дислокаций. С ростом деформации их число увеличивается. Дислокации, движущиеся в кристалле, испытывают сопротивление движению, обусловленное наличием других дислокаций. Поэтому для деформации необходимо увеличивать напряжение. Это явление называется субструктурным упрочнением [2]. Оно практически полностью определяет упрочнение чистых металлов.

В начале пластической деформации дислокации распределяются в объеме материала хаотически. Дислокации, движущиеся через хаотически расположенные неподвижные дислокации, испытывают сопротивление движению, которое складывается из двух компонентов [2]. Во-первых, это

сопротивление, обусловленное наличием совокупного упругого поля всех дислокаций, имеющих в материале при данной степени деформации; обозначим эту компоненту  $\sigma_{\text{упр}}$ . Во-вторых, скользящая дислокация может взаимодействовать контактным образом с другой дислокацией, что сопровождается образованием дислокационных барьеров, препятствующих скольжению других дислокаций. Таким образом создается другая компонента – контактное сопротивление  $\sigma_{\text{конт}}$ . В аддитивном приближении сопротивление деформированию (или напряжению течения) можно представить в виде

$$\sigma = \sigma_{\text{конт}} + \sigma_{\text{упр}}. \quad (5)$$

Величина первого слагаемого в (5) определяется в основном общей плотностью дислокаций  $\rho$ , что сопровождается образованием дислокационных барьеров, препятствующих скольжению других дислокаций, величина второго слагаемого существенно зависит от типа их пространственного распределения (типа субструктуры). При хаотическом распределении это сопротивление зависит, как и первое слагаемое в (5), от плотности дислокаций. При организации дислокаций в субструктуру (упорядоченном расположении дислокаций) сопротивление движению дислокаций зависит от параметров субструктуры. Возникновение стадий на кривых деформации, различающихся интенсивностью упрочнения, как следует из разделов 3 и 4, обусловлено превращением дислокационных субструктур (один тип пространственного расположения дислокаций сменяется другим). Движущей силой перестройки дислокационных субструктур является стремление дислокационного ансамбля к относительному минимуму энергии [6]: при одной и той же плотности дислокаций  $\rho$  реализуется их пространственное распределение, отвечающее меньшей энергии. Так, при одном и том же значении  $\rho$  ячеистая субструктура отвечает меньшей энергии, чем клубковая. Соответственно ячеистая субструктура с увеличением деформации развивается, а клубковая исчезает. В новой субструктуре (ячеистой) теперь уже именно ее параметры будут определять сопротивление движению дислокаций и, следовательно, новую стадию упрочнения.

Картина деформации в сплавах металлов усложняется присутствием других факторов, которые также создают вклады в напряжение течения. Однако их роль с деформацией изменяется мало. Следовательно, и в этих более сложных случаях стадийность пластической деформации определяется эволюцией дислокационной субструктуры.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, в общем случае зависимость  $\sigma$ – $\epsilon$  состоит из четырех стадий, различающихся интенсивностью упрочнения: переходной стадии, следующей за пределом текучести, стадии II с высоким постоянным или почти-постоянным упрочнением, стадии III с уменьшающимся значением  $\theta$  и стадии IV с низким и почти-постоянным коэффициентом упрочнения. Стадии пластической деформации обязаны своим появлением закономерностям эволюции дислокационных субструктур. Переход от одной стадии пластической деформации к другой обусловлен превращениями в дислокационной подсистеме кристалла. Эти превращения контролируются внутренним параметром дефектной системы – скалярной плотностью дислокации, величина которой определяется как внешним силовым воздействием, так и процессами торможения сдвига и аннигиляции.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов. М.: Металлургия, 1975. 208 с.
2. Конева Н.А. Физика прочности металлов и сплавов // Соросовский Образовательный Журнал. 1997. № 7. С. 95–102.
3. Конева Н.А., Козлов Э.В. // Изв. вузов. Физика. 1990. № 2. С. 89–106.
4. Предводителев А.А., Тяпунина Н.А., Зиненкова Г.М., Бушуева Г.В. Физика кристаллов с дефектами. М.: Изд-во МГУ, 1986. 239 с.
5. Вайнштейн Б.К., Фридкин В.М., Инденбом В.Л. Современная кристаллография. М.: Наука, 1979. Т. 2: Структура кристаллов. 359 с.
6. Конева Н.А. Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах // Соросовский Образовательный Журнал. 1996. № 6. С. 97–107.
7. Штрель М.А. Прочность сплавов: Дефекты решетки. М.: Металлургия, 1982. 287 с.
8. Орлов А.Н. Введение в теорию дефектов. М.: Высш. шк., 1983. 145 с.
9. Конева Н.А., Лычачин Д.В., Жуковский С.П., Козлов Э.В. // ФММ. 1985. Т. 60, № 1. С. 171–179.

\* \* \*

Нина Александровна Конева, доктор физико-математических наук, профессор, руководитель научной лаборатории электронной микроскопии кафедры физики Томского государственного архитектурно-строительного университета (ТГАСУ). Область научных интересов – физика пластичности и прочности металлов и сплавов. Автор 162 научных статей и двух монографий.