

PACS: 81.07.Bc

И.В. Александров, Р.Г. Чембарисова, В.Д. Ситдииков

АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕДИ В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Уфимский государственный авиационный технический университет
ул. К. Маркса, 12, г. Уфа, 450000, Россия

3D-версия дислокационной модели, разработанной Эстриным и др., применена для анализа деформационного поведения при растяжении чистой меди в различных состояниях: крупнокристаллическом равновесном, после первого прохода и второго прохода по маршрутам B_c и C равноканального углового прессования (РКУП). Выявлены стадии III и IV деформационного упрочнения, получены кривые эволюции плотности дислокаций и размера ячеек в зависимости от степени деформации. Оценены разориентировки между соседними ячейками, из которых следует, что с увеличением числа проходов ячейки становятся более разориентированными. На основе сопоставления с известными экспериментальными данными показано, что модель адекватно отражает изменения, произошедшие в структуре деформируемых образцов.

Введение

Исследования последних 10–15 лет убедительно продемонстрировали, что с помощью метода интенсивной пластической деформации (ИПД), реализующего большие деформации в условиях высоких приложенных давлений при относительно низких температурах, можно формировать наноструктурные состояния со средним размером зерен 100–300 nm в объемных заготовках из различных металлов и сплавов [1]. Сформированные объемные структуры и соответствующее им деформационное поведение зависят от особенностей ИПД (степени деформации, маршрута, температуры и т.д.). Однако механизмы деформационного поведения материалов, подвергнутых ИПД с различной степенью деформации и соответственно с различной микроструктурой, исследованы недостаточно. Кроме того, к настоящему времени уже достаточно надежно установлено, что определенным однородным наноструктурным состояниям с высокоугловыми границами зерен, полученным данным методом, соответствует необычное деформационное поведение [2]. В частности, обнаружено, что если наноструктура однородна, а границы ее зерен преимущественно высокоугловые, то для нее характерно отсутствие

деформационного упрочнения [3]. В данном случае увеличение степени деформации может сопровождаться ростом не только прочности, но и пластичности (парадокс ИПД) [4]. В ряде случаев наблюдается высокоскоростная и/или низкотемпературная сверхпластичность [5]. В то же время механизмы данных процессов все еще остаются малоизученными.

Одним из важных методов исследования механизмов деформационного поведения материалов является компьютерное моделирование. Для его осуществления используется целый ряд подходов, реализуемых на основе тех или иных теорий и моделей [6–9]. Одной из наиболее развитых моделей такого рода является дислокационная модель Эстрина–Тота [8], которая успешно применялась для анализа всех пяти стадий деформационного упрочнения при больших пластических деформациях [8,10,11]. В основу данной модели положено базирующееся на экспериментальных наблюдениях представление о ячеистой дислокационной структуре материалов [12].

Целью настоящих исследований было применение модернизированной 3D-модели Эстрина–Тота для анализа механизмов деформационного поведения при растяжении меди в разных структурных состояниях. Изучалась медь в исходном и в состояниях после первого и второго (маршруты С и В_с) проходов РКУП, являющегося основным способом получения объемных наноструктурных заготовок в результате ИПД.

2. Методика моделирования

Приведем основные уравнения, положенные в основу 3D-версии модели Эстрина–Тота [13]. Предполагали, что образец имеет ячеистую структуру, состоящую из областей с низкой плотностью дислокаций (тело ячеек), окруженных стенками ячеек с высокой плотностью дислокаций [14]. Плотности дислокаций в стенках ρ_w и во внутренних областях ячеек ρ_c связывали с полной плотностью дислокаций ρ_{total} согласно правилу

$$\rho_{total} = f\rho_w + (1 - f)\rho_c, \quad (1)$$

где f – объемная доля стенок ячеек, которая не остается постоянной в процессе деформации. Согласно работам [8,10,13] считали, что относительная объемная доля стенок f уменьшается монотонно с деформацией

$$f = f_\infty + (f_0 - f_\infty) \exp\left(-\gamma^r / \tilde{\gamma}^r\right), \quad (2)$$

где f_0, f_∞ – начальное и предельное ее значения, $\tilde{\gamma}^r$ – параметр, характеризующий скорость изменения величины f в зависимости от приведенной деформации. Расчет изменения объемной доли f проводили в процессе как РКУП, так и последующего растяжения.

Средний размер ячеек d связывали с полной плотностью дислокаций ρ_{total} с помощью зависимости

$$d = \frac{K}{\sqrt{\rho_{\text{total}}}}, \quad (3)$$

где K – постоянный коэффициент пропорциональности для данного интервала деформирования в меди, взятого в соответствующем состоянии.

Объемную долю стенок ячеек f определяли из уравнения

$$f = \frac{d^3 - (d - w)^3}{d^3}, \quad (4)$$

где w – толщина стенок ячеек.

Приведенные напряжения τ_w^r и τ_c^r соответственно в стенках и во внутренних областях ячеек рассчитывали с учетом соответствующих плотностей дислокаций ρ_w и ρ_c :

$$\tau_w^r = \alpha G b \sqrt{\rho_w} \left(\frac{\dot{\gamma}_w^r}{\dot{\gamma}_0} \right)^{1/m}, \quad (5)$$

$$\tau_c^r = \alpha G b \sqrt{\rho_c} \left(\frac{\dot{\gamma}_c^r}{\dot{\gamma}_0} \right)^{1/m}, \quad (6)$$

где $\dot{\gamma}_w^r$, $\dot{\gamma}_c^r$ – приведенные скорости деформации соответственно в стенках ячеек и во внутренних областях, G – модуль сдвига, b – величина вектора Бюргерса, $\dot{\gamma}_0$ – исходная скорость деформации, $1/m$ – чувствительность напряжения сдвига к скорости деформации, α – константа, значение которой брали равным 0.25 [8,10,13].

Деформационное поведение композита определяли приведенным напряжением τ^r , связанным с приведенными напряжениями τ_w^r и τ_c^r согласно правилу

$$\tau^r = f \tau_w^r + (1 - f) \tau_c^r. \quad (7)$$

Для выполнения условия совместности деформирования вдоль границы раздела фаз (внутренних областей и стенок ячеек) считали, что

$$\dot{\gamma}_w^r = \dot{\gamma}_c^r = \dot{\gamma}^r. \quad (8)$$

Уравнения (5) и (6) дополняли уравнениями динамики плотности дислокаций в стенках и во внутренних областях ячеек:

$$\dot{\rho}_w = \frac{6\beta^* \dot{\gamma}_c^r (1-f)^{2/3}}{bdf} + \frac{\sqrt{3}\beta^* \dot{\gamma}_c^r (1-f) \sqrt{\rho_w}}{fb} - k_0 \left(\frac{\dot{\gamma}_c^r}{\dot{\gamma}_0} \right)^{-1/n} \dot{\gamma}_c^r \rho_w, \quad (9)$$

$$\dot{\rho}_c = \alpha^* \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{\sqrt{\rho_w}}{b} \dot{\gamma}_c^r - \beta^* \frac{6\dot{\gamma}_c^r}{bd(1-f)^{1/3}} - k_0 \left(\frac{\dot{\gamma}_c^r}{\dot{\gamma}_0} \right)^{-1/n} \dot{\gamma}_c^r \rho_c. \quad (10)$$

Параметр α^* выражает долю активных источников дислокаций в стенках ячеек, β^* – долю дислокаций, поступающих из внутренних областей ячеек в ее стенки. Параметры k_0 и n характеризуют соответственно интенсивность аннигиляционных процессов и их чувствительность к скорости деформации.

Эволюцию текстуры рассчитывали на основе вязкопластической самосогласованной (ВПСС) модели, основные положения которой изложены в работах [15–17]. Поликристалл представлялся значениями взвешенных ориентаций, которые были связаны с зернами, а веса представляли их объемные доли. С помощью этих величин описывали кристаллографическую текстуру образца.

Каждое зерно представляло собой вязкопластический эллипсоид, помещенный в эффективную вязкопластическую среду, усредненную по всем зернам. Деформацию осуществляли скольжением по всем системам скольжения, активируемым приведенными напряжениями сдвига. Считали, что для отдельного зерна справедлива зависимость тензора приведенной скорости деформации в зерне $\dot{\gamma}^r$ от тензора напряжения σ^c :

$$\dot{\gamma}_{ij}^r = \dot{\gamma}_0 \sum_s \frac{g_{ij}^s g_{kl}^s}{\tau^s} \left(\frac{g^s : \sigma}{\tau^s} \right)^{m-1} \sigma_{kl} = M_{ijkl}^c \sigma_{kl}^c, \quad (11)$$

где s – номер системы скольжения, g^s – тензор Шмида, τ^s – пороговое напряжение сдвига, m – величина, обратная скоростной чувствительности.

Уравнение взаимодействия между включением и эффективной средой, на котором базируется самосогласованная модель, использовали в виде

$$\left(\dot{\gamma}^r - \bar{\dot{\gamma}}^r \right) = n^{\text{eff}} (1 - E)^{-1} : E : \bar{M}^{\text{sec}} (\sigma^c - \bar{\sigma}), \quad (12)$$

где $\bar{\dot{\gamma}}^r$ – скорость приведенной деформации, $\bar{\sigma}$ – напряжение, E – тензор Эшелби, являющийся однородной функцией от податливости образца и отношения осей эллипсоида, \bar{M}^{sec} – податливость образца, зависящая от напряжения в образце. Параметр n^{eff} позволяет получить приближение Тейлора ($n^{\text{eff}} = 0$), тангенциальное ($n^{\text{eff}} = m$) и касательное ($n^{\text{eff}} = 1$) приближения, приближение Закса ($n^{\text{eff}} = \infty$). Случай, когда $1 < n^{\text{eff}} < m$, учитывает разницу взаимодействия между каждым отдельным зерном и эффективной средой [18]. В настоящей работе были выбраны значение $m = 50$ согласно [13] и тангенциальное приближение, соответствующее модели Эстрина–Тота.

Фактор Тейлора определяли как отношение средней по всем взвешенным ориентировкам в поликристалле суммы приведенных скоростей деформации $\dot{\gamma}_s^r$ по всем s -системам скольжения к заданной скорости деформации $\dot{\epsilon}$ [8]:

$$M = \frac{\sum_{i=1}^N \left(\sum_{s=1}^L \dot{\gamma}_s^r \right) V_i}{\dot{\epsilon}}, \quad (13)$$

где V_i – объемная доля зерен с данной ориентировкой, N – число зерен, L – число систем скольжения. Интегральный фактор Тейлора, соответствующий растяжению поликристалла, рассчитывали как

$$M_{\text{tens}}^* = \frac{\bar{\dot{\gamma}}^r}{\dot{\epsilon}}, \quad (14)$$

где $\dot{\epsilon}$ – макроскопическая скорость деформации. При этом учитывали, что

$$\bar{\dot{\gamma}}^r = \int_0^t \left(\sum_{i=1}^N (V_i \dot{\gamma}_i^r) \right) dt. \quad (15)$$

При моделировании очередного прохода РКУП в качестве входных параметров использовали данные, полученные на предшествующем этапе деформации.

При моделировании растяжения образца в качестве входных параметров использовали данные, полученные в конце моделирования очередного прохода РКУП. По значениям объемных долей V_i и приведенных скоростей $\dot{\gamma}_s^r$ в каждой системе скольжения рассчитывали факторы Тейлора на каждом деформационном шаге с помощью уравнения (13). Шаг деформирования был равен 0.015. Результаты моделирования справедливы вплоть до значений истинной скорости деформации, равной 0.51.

Модернизация дислокационной модели Эстрина–Тота заключалась в учете угла разориентировки между соседними ячейками.

Оценки разориентировок между ячейками проводили по методу, предложенному в [19] и примененному в [11]. При этом, исходя из рассчитанной избыточной плотности дислокаций $\rho_{\text{exc}} = \rho^\perp - \rho^\top$, вычисляли расстояние h между соседними дислокациями в стенках ячеек

$$h = \frac{1}{d\rho_{\text{exc}}} \quad (16)$$

и разориентировки между соседними ячейками по формуле

$$\theta = \frac{b}{h} = bd\rho_{\text{exc}}, \quad (17)$$

где ρ^\perp и ρ^\top – плотности дислокаций разных знаков.

В качестве плотности избыточных дислокаций приняли плотность дислокаций, поступающих в границы ячеек $\dot{\rho}_{\text{exc}} = \dot{\rho}_w$. Характер эволюции избыточных дислокаций рассчитывали с помощью уравнения (9). Дифференцируя выражение (17) по времени и учитывая вероятность P иммобилизации дислокаций, которая согласно вышеуказанным работам равна $P = 1/3$, получили

$$\dot{\theta} = Pbd\dot{\rho}_{\text{exc}} = Pbd\dot{\rho}_w. \quad (18)$$

Разориентировки определяли в результате интегрирования дифференциального уравнения (18):

$$\theta = \int_0^t Pbd\dot{\rho}_w dt = Pbd[\rho_w(t) - \rho_w(0)]. \quad (19)$$

Здесь $\rho_w(0)$ – плотность дислокаций в недеформированной меди.

Для проведения расчетов в соответствии с указанными выше уравнениями был разработан алгоритм и написана программа на алгоритмическом языке Фортран 77. Расчеты выполняли для интервалов изменения варьируемых параметров, выбранных с учетом экспериментальных данных и физического смысла.

Значения приведенных скоростей $\dot{\gamma}_s^r$ в каждой системе скольжения в зерне (ячейке) получали с помощью ВПСС-модели. Скорость сдвига в зерне при выбранной скоростной чувствительности принимали равной

$$\dot{\gamma}^r \approx \sum_{s=1}^K \dot{\gamma}_s^r, \quad (20)$$

справедливость последнего уравнения показана в работе [13].

Поликристаллический образец был представлен состоящим из 830 взвешенных ориентировок. Предполагалось, что в каждой ячейке могут действовать до 12 октаэдрических систем скольжения $\{111\}\langle 110\rangle$, типичных для ГЦК-решетки. Пороговое напряжение сдвига для всех систем скольжения было принято одинаковым. Параметры, используемые при моделировании деформации растяжением меди в исходном состоянии, после первого и второго проходов РКУП по маршрутам В_с и С, сведены в табл. 1.

Таблица 1

Значения параметров, используемых при моделировании

Параметры	Исходное состояние	Первый проход	Второй проход	
			маршрут В _с	маршрут С
ρ_w, m^{-2}	$5 \cdot 10^{14}$	$5 \cdot 10^{15}$	$8 \cdot 10^{15}$	$8 \cdot 10^{15}$
ρ_c, m^{-2}	$35.5 \cdot 10^{13}$	$4.5 \cdot 10^{14}$	$0.5 \cdot 10^{14}$	$0.5 \cdot 10^{14}$
f_∞	0.060	0.060	0.060	0.060
$\tilde{\gamma}^r$	3.2	3.2	3.2	3.2
$\dot{\gamma}_0, s^{-1}$	1	1	1	1
α	0.25	0.25	0.25	0.25
G, GPa	47.4	47.4	47.4	47.4
m	50	50	50	50
n	10	10	10	10
b, nm	0.256	0.256	0.256	0.256

Значения плотностей дислокаций ρ_w и ρ_c выбраны согласно данным [20–22]. При этом учтено, что результаты моделирования не чувствительны к начальным значениям переменных, как установлено в работе [10].

Оптимизации в результате моделирования подвергали параметры модели α^* , β^* , k_0 , K путем сопоставления модельных кривых $\tau^r = f(\gamma^r)$ с экспериментальными.

3. Результаты моделирования и их обсуждение

Экспериментальные данные, полученные при растяжении образцов меди в исходном состоянии, в состояниях после первого прохода и второго прохода РКУП по маршрутам В_с и С, приведены на рис. 1.

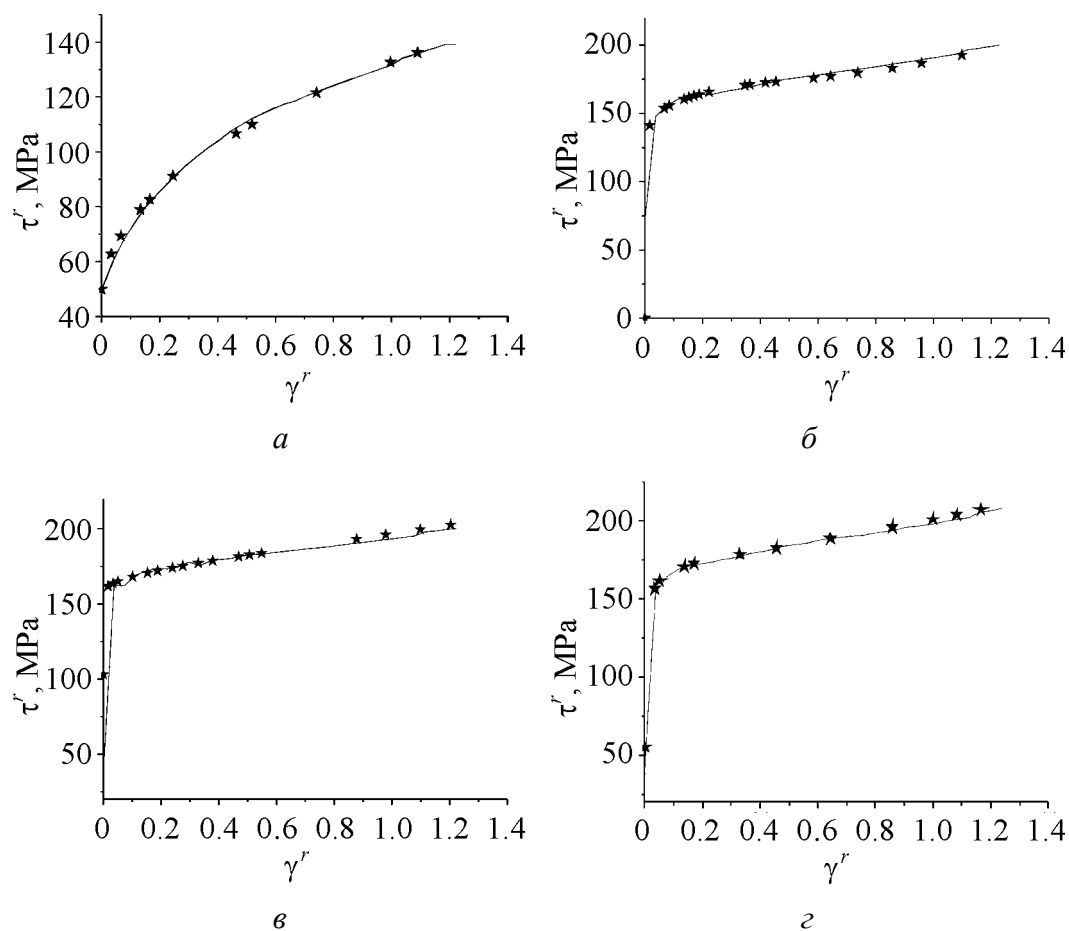


Рис. 1. Экспериментальные (★) и модельные (—) зависимости деформации растяжением меди (учтена эволюция фактора Тейлора): *a* – исходное состояние, *б* – после первого прохода РКУП; *в*, *г* – после второго прохода РКУП по маршрутам соответственно В_с и С

На деформационной кривой исходного состояния четко различима стадия III деформационного упрочнения. Характер деформационной кривой после первого прохода РКУП имеет более сложный характер. Различимы стадии III и IV деформационного упрочнения. Аналогичный характер имеет деформационная картина для меди после второго прохода РКУП по маршрутам В_с и С. Модельные кривые, полученные для данных состояний, соответствуют

экспериментальным данным. Указанные выше особенности деформационного поведения меди передают также модельные кривые зависимости скорости упрочнения от приведенного напряжения (рис. 2). Для меди, подвергнутой РКУП, стадия III характеризуется более высокой скоростью упрочнения по сравнению со стадией III упрочнения исходной меди, что связано с более высокой степенью накопленной деформации.

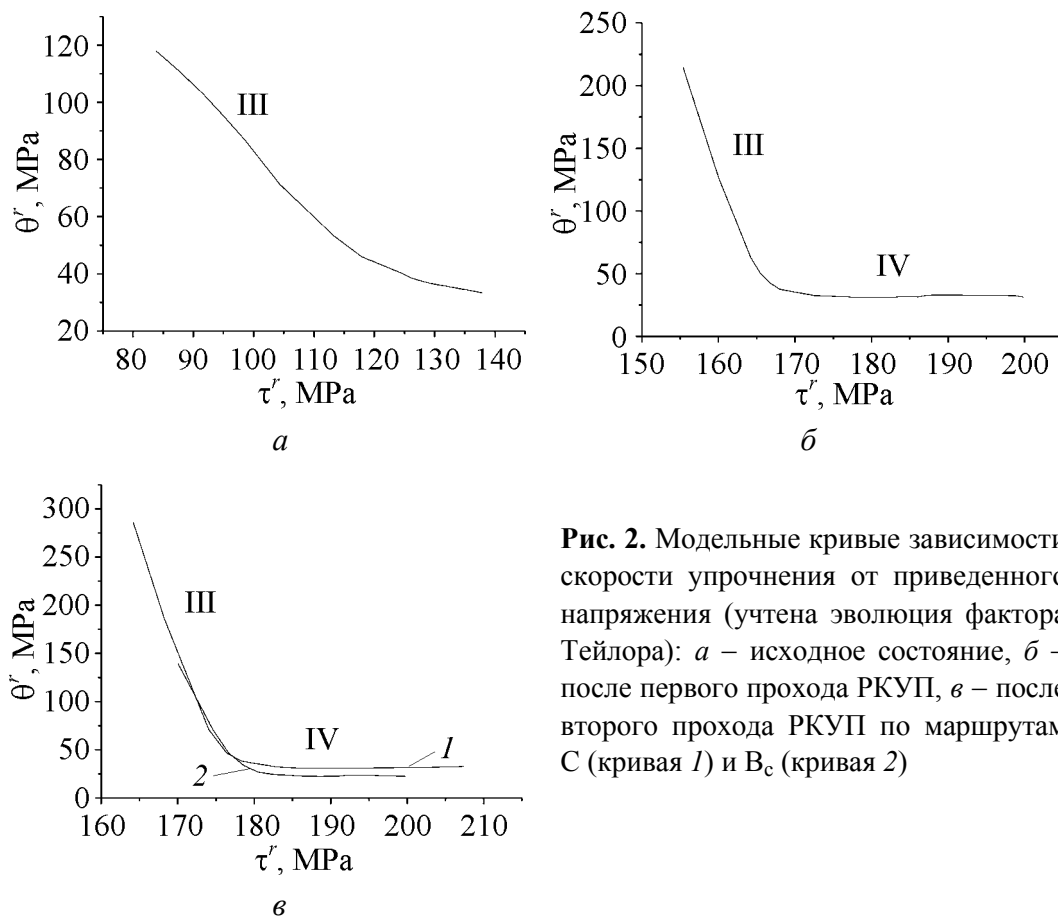


Рис. 2. Модельные кривые зависимости скорости упрочнения от приведенного напряжения (учтена эволюция фактора Тейлора): *a* – исходное состояние, *б* – после первого прохода РКУП, *в* – после второго прохода РКУП по маршрутам С (кривая 1) и В_с (кривая 2)

Для сопоставления с модельными кривыми экспериментальные кривые представлены в виде зависимости «приведенная деформация–приведенное напряжение». С этой целью вычисляли интегральные факторы Тейлора M^* для поликристалла, соответствующие деформации растяжением образцов в указанных выше состояниях (табл. 2). Значения истинных напряжений на экспериментальных кривых поделены на интегральный фактор Тейлора, а значения истинной деформации умножены на него.

С помощью дислокационной модели композитного образца предсказана эволюция плотностей дислокаций: общей ρ_{total} , в стенках ячеек ρ_w и окруженных ими внутренних областях – теле ячеек ρ_c . Графики зависимостей плотностей дислокаций от кристаллографических сдвигов, усредненных по всем взвешенным ориентировкам в поликристалле суммам, представлены на рис. 3.

Таблица 2

Параметры, полученные при моделировании деформации растяжением меди в различных структурных состояниях

Параметры	Исходное состояние	Первый проход	Второй проход	
			маршрут В _с	маршрут С
α^*	0.1600	0.5468	0.5221	0.4838
β^*	0.012	0.028	0.035	0.031
k_0	3.96	10.68	14.89	12.32
K	10.5010	12.0040	11.9968	12.4381
M^*	2.47	2.48	2.47	2.50
f_0	0.250	0.145	0.096	0.099

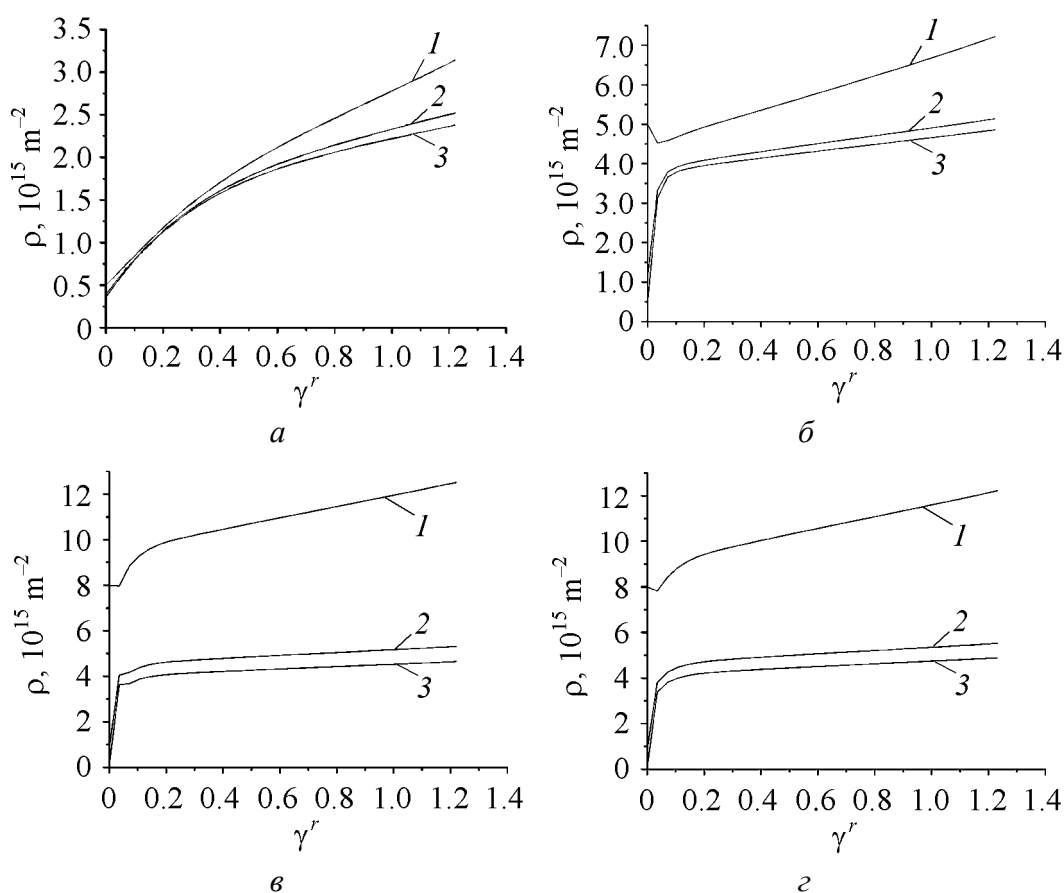


Рис. 3. Плотности дислокаций (1 – в стенках ячеек, 2 – общая, 3 – в ячейках) в меди в зависимости от приведенной деформации (учтена эволюция фактора Тейлора) при растяжении из исходного состояния (а), после первого прохода РКУП (б), после второго прохода РКУП по маршрутам В_с (в) и С (г)

Как следует из табл. 2, растяжение после первого прохода РКУП сопровождается увеличением активности источников в стенках ячеек, характеризуемой параметром α^* , по сравнению с образцом, деформируемым в исходном состоянии. Это можно объяснить тем, что в процессе РКУП уже произошло накопление дислокаций. Например, согласно результатам моделирования,

полная плотность дислокаций при растяжении после первого прохода РКУП почти в два раза выше, чем при растяжении меди в исходном состоянии для степени деформации $\gamma^r = 0.8$. При деформации по маршруту С второй проход приводит к сдвигу в той же плоскости, но только в противоположном направлении, что не должно изменить величину потока дислокаций, поступающих в стенку. При деформации по маршруту V_c второй проход приводит к изменению направления сдвига. Плоскости сдвига пересекаются, и, как следствие, образуются сидячие дислокации. Значит, поток дислокаций, поступающих в стенку, уменьшается. Сидячие дислокации увеличивают внутренние поля напряжений, что ведет к активизации источников Франка–Рида в стенках. Соответственно коэффициент α^* , характеризующий долю активных источников, растет. В результате также растет поток дислокаций, поступающих из стенок во внутренние области. Соответственно выше и коэффициент β^* , характеризующий долю дислокаций, поступающих из внутренних областей в стенку.

При увеличении степени деформации во всех рассмотренных случаях плотность дислокаций в стенках ячеек растет, что должно привести к качественным изменениям их структуры. М. Zehetbauer и др. [22] сделали предположение о постепенной трансформации дипольных стенок в наклонные. Такой процесс ведет к увеличению разориентировок между ячейками. Данное явление наблюдалось нами как результат проведенного моделирования. При этом разориентировки при деформировании после прохождения по маршруту V_c выше, чем по маршруту С (рис. 4). Это объясняется тем, что избыточных дислокаций в стенках в первом случае больше, чем во втором. Размеры ячеек после РКУП находятся в окрестности значения 200 nm (рис. 5) и практически не изменяются при дальнейшем растяжении, что также находится в согласии с данными экспериментальных наблюдений [5].

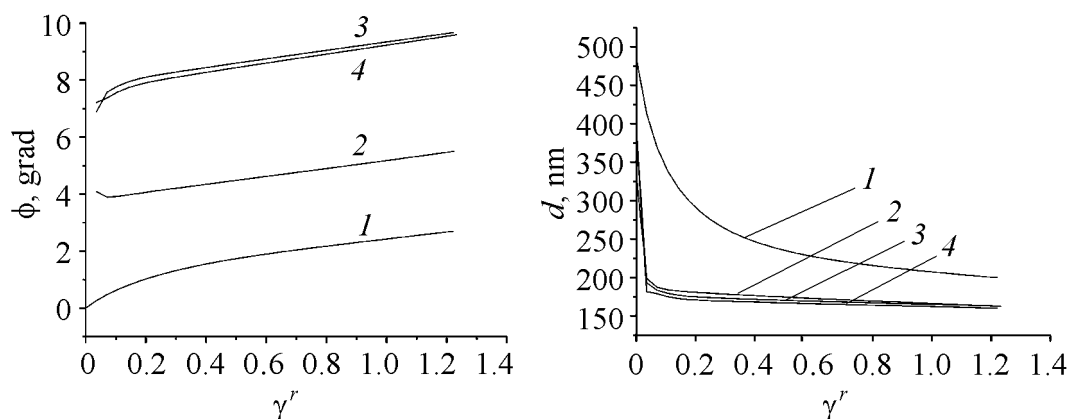


Рис. 4. Эволюция разориентировок при деформации растяжением меди в зависимости от приведенной деформации сдвига: 1 – исходное состояние; 2 – после первого прохода РКУП; 3, 4 – после второго прохода РКУП по маршрутам соответственно V_c и С

Рис. 5. Эволюция размера ячеек при деформации растяжением меди: 1 – исходное состояние; 2 – после первого прохода РКУП; 3, 4 – после второго прохода РКУП по маршрутам соответственно С и V_c

Выводы

1. 3D-версия модели адекватно описывает деформационное поведение меди как в исходном состоянии, так и после РКУП.

2. Увеличение числа проходов при РКУП приводит к активизации источников дислокаций в стенках более чем в 3 раза и доли дислокаций, поступающих из внутренних областей ячеек в их стенки, более чем в 2 раза по сравнению с исходным состоянием.

3. Увеличение коэффициента k_0 в меди, подвергнутой РКУП, более чем в 2 раза по сравнению с исходным состоянием указывает на активизацию аннигиляционных процессов.

Данная работа была выполнена в рамках проекта CRDF № 10505 Model-driven manufacturing of nanocrystalline structures (координатор проекта Dr. I.J. Beyerlein) и при поддержке фонда ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр» и ФНиО «Интелс» (грант № 19-04-02).

1. P.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией, Логос, Москва (2000).
2. P.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, ДАН **380**, 34 (2001).
3. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov, Prog. Mater. Sci. **45**, 103 (2000).
4. R.Z. Valiev, I.V. Alexandrov, Y.T. Zhu, T.C. Lowe, J. Mater. Res. **17**, 5 (2002).
5. G.T. Gray III, T.C. Lowe, C.M. Cady, R.Z. Valiev, I.V. Aleksandrov, Nanostructured Materials **9**, 477 (1997).
6. H. Mecking, U.F. Kocks, Acta metall. **29**, 1865 (1981).
7. S. Kok, A.J. Beaudoin, D.A. Tortorelly, Acta mater. **50**, 1653 (2002).
8. Y. Estrin, L.S. Tóth, A. Molinari, Y. Bréchet, Acta mater. **46**, 5509 (1998).
9. E. Nes, Prog. Mater. Sci. **41**, 129 (1998).
10. S.C. Baik, R.J. Hellmig, Y. Estrin, H.S. Kim, Z. Metallkde. **94**, 6 (2003).
11. N.A. Enikeev, H.S. Kim, I.V. Alexandrov, S.I. Hong, Nanomaterials by Severe Plastic Deformation, M. Zehetbauer, R.Z. Valiev (eds.) (2002).
12. В.В. Рыбин, Большие пластические деформации и разрушение металлов, Металлургия, Москва (1986).
13. L.S. Tóth, A. Molinari, Y. Estrin, J. Eng. Mater. Technol. **124**, 71 (2002).
14. H. Mughrabi, Acta metall. **31**, 1367 (1983).
15. R.A. Lebensohn, C.N. Tome, Acta metall. mater. **41**, 2611 (1993).
16. U.F. Kocks, C.N. Tome, H.-R. Wenk, Texture and Anisotropy, Cambridge Univ. Press, Cambridge (2000).
17. R.A. Lebensohn, D. Solas, G.R. Canova, Y. Brechet, Acta mater. **44**, 315 (1996).
18. C.N. Tome, Mod. Sim. Mats. Sc. Eng. **7**, 723 (1999).
19. W. Pantleon, Acta mater. **46**, 451 (1988).
20. M. Zehetbauer, V. Zeumer, Acta metall. mater. **41**, 577 (1993).
21. T. Ungár, I. Alexandrov, P. Hanák, in: Investigation and Applications of Severe Plastic Deformation, T.C. Lowe, R.Z. Valiev (eds.), Kluwer Academia Pub. (2000), p. 133.

22. M. Zehetbauer, E. Schafner, T. Ungár, S. Koracz, S. Bernstorf, ASME J. Eng. Mater. Technol. **124**, 41 (2002).

I.V. Alexandrov, R.G. Chembarisova, V.D. Sitdikov

ANALYSIS OF THE DEFORMATION BEHAVIOUR OF COPPER IN DIFFERENT STRUCTURAL STATES

A 3D dislocation-based model developed by Estrin et al. has been applied to conduct a comparative analysis of the deformation behaviour of pure Cu in different states: in well-annealed coarse-grained equilibrium state, after 1 and 2 passes of equal-channel angular pressing (ECAP) by the routes B_c and C. There have been revealed stages III and IV of the strain hardening, the curves of dislocation density evolution as well as curves of cell size depending on the strain level have been constructed. Misorientations between neighbouring cells have been evaluated. It follows that with an increase in the number of passes, cells become more misoriented. On the basis of comparison with the well-known experimental data, it has been shown that the model reflects adequately changes occurring in the structure of the deformed samples.

Fig. 1. Experimental (★) and model (—) dependences of the tensile strain of copper (the Taylor factor evolution has been included): a – initial state, $\bar{\sigma}$ – after 1st ECAP pass; σ , ε – after 2nd ECAP pass by routes B_c and C, respectively

Fig. 2. Model curves for the dependence of strain hardening rate on reduced stress (the evolution of Taylor factor is included): a – initial state, $\bar{\sigma}$ – after 1st ECAP pass, σ – after 2nd ECAP pass by routes C (curve 1) and B_c (curve 2)

Fig. 3. Dislocation densities (1 – in cell walls, 2 – total, 3 – in cells) in copper depending on reduced deformation (the Taylor factor evolution is included) upon tension from initial state (a), after 1st ECAP pass ($\bar{\sigma}$), after 2nd ECAP pass by routes B_c (σ) and C (ε)

Fig. 4. Misorientation evolution during tensile deformation of copper depending on the reduced shear strain: 1 – initial state; 2 – after 1st ECAP pass; 3, 4 – after 2nd ECAP pass by routes B_c and C, respectively

Fig. 5. Evolution of the cell size during tensile straining of copper: 1 – initial state; 2 – after 1st ECAP pass; 3, 4 – after 2nd ECAP pass by routes C and B_c , respectively