

УДК 539.3:004.9

И. В. АЛЕКСАНДРОВ, В. Д. СИТДИКОВ**ИСПОЛЬЗОВАНИЕ
ТРЕХМЕРНОЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ МОДЕЛИ ЭСТРИНА–ТОТА
ДЛЯ АНАЛИЗА ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕДИ**

3D версия дислокационной модели Эстрина–Тота применена для анализа деформационного поведения чистой Cu, подвергнутой интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под высоким давлением, равным 0,8, 2, 5, 8 ГПа. В результате проведенного компьютерного моделирования проанализирован характер и причины деформационного упрочнения, получены кривые эволюции плотности дислокаций и размера зерен-ячеек от степени ИПД. Показано, что модель адекватно отражает действующие механизмы деформации и структурные изменения в ходе ИПД кручением при различных приложенных давлениях. Установлено, что увеличение приложенного давления при ИПД кручением приводит к увеличению активности источников и стоков дислокаций в стенках зерен-ячеек. Оценены разориентировки между границами зерен-ячеек. Выявлено, что увеличение приложенного давления способствует росту углов разориентировки между соседними зернами-ячейками.

Дислокационная модель; деформационное поведение; зерна-ячейки; медь

В настоящее время интенсивная пластическая деформация (ИПД) широко используется как метод получения ультрамелкозернистых (УМЗ) структур в объемных заготовках из различных металлов и сплавов [1, 2]. Кручение под высоким давлением является одним из основных методов ИПД. Условием реализации ИПД кручением является наложение очень больших давлений в несколько ГПа, препятствующих разрушению деформируемых заготовок. В связи с этим важно исследовать роль приложенного давления в формировании УМЗ структур и реализации механизмов специфического деформационного поведения ИПД металлических материалов. Для проведения такого анализа, в частности, используется компьютерное моделирование в рамках различных дислокационных моделей. Например, в основу модели, разработанной М. Зехетбауером [3, 4], положена кинетика краевых и винтовых дислокаций. Краевые дислокации располагаются в стенках ячеек, а винтовые — во внутренних областях ячеек. При этом краевые и винтовые дислокации не взаимодействуют между собой. Также модель учитывает эволюцию вакансий при деформации. В результате применения этой модели к случаю ИПД кручением, реализованной при различных приложенных давлениях, был сделан вывод о том, что увеличение приложенного давления спрово-

ждается затруднением протекания диффузионных и аннигиляционных процессов в кристаллической решетке [4].

Широко используемой моделью для анализа деформационного поведения металлов при ИПД является дислокационная модель Эстрина–Тота [5–7]. В отличие от вышеупомянутой модели М. Зехетбауера, данная модель позволяет учитывать активизацию источников и стоков дислокаций в стенках и теле ячеек в ходе деформации. Недавно модель Эстрина–Тота [8] была модернизирована для учета экспериментально наблюдаемого роста углов разориентировок с увеличением степени ИПД [9, 10], влияющего на характер взаимодействия решеточных дислокаций с внутренними поверхностями раздела.

В настоящем исследовании трехмерная версия модернизированной дислокационной модели Эстрина–Тота была применена для анализа влияния приложенного давления на механизмы деформационного поведения Cu, подвергнутой ИПД кручением.

1. МЕТОДИКА МОДЕЛИРОВАНИЯ

Основные положения трехмерной версии модели Эстрина–Тота представлены в работах [5–7]. Суть модели описана ниже.

В модели предполагается, что образец имеет ячеистую структуру, состоящую из обла-

стей с низкой плотностью дислокаций ρ_c (те- ло ячеек), окруженных стенками ячеек с вы- сокой плотностью дислокаций ρ_w . Приведен- ные критические напряжения τ_w^r и τ_c^r в стен- ках и во внутренних областях ячеек соответ- ственно связываются с плотностями дислока- ций:

$$\begin{aligned}\tau_w^r &= \alpha G b \sqrt{\rho_w} \left(\frac{\dot{\gamma}_w^r}{\dot{\gamma}_0} \right)^{1/m}, \\ \tau_c^r &= \alpha G b \sqrt{\rho_c} \left(\frac{\dot{\gamma}_c^r}{\dot{\gamma}_0} \right)^{1/m},\end{aligned}\quad (1)$$

где $\dot{\gamma}_w^r, \dot{\gamma}_c^r$ — приведенные скорости деforma- ции в стенках ячеек и во внутренних областях соответственно, G — модуль сдвига, b — ве- личина вектора Бюргера, $\dot{\gamma}_0$ — исходная ско- рость деформации, $1/m$ — чувствительность напряжения сдвига к скорости деформации, α — константа, которая характеризует взаи- модействие дислокаций.

Общая плотность ρ дислокаций рассчиты- вается с помощью уравнения

$$\rho_{total} = f \rho_w + (1 - f) \rho_c, \quad (2)$$

где f — объемная доля стенок ячеек. Эволю- ция плотности дислокаций в стенках и теле зерен-ячеек описывается с помощью уравне- ний:

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

$$\begin{aligned}\dot{\rho}_c &= \alpha^* \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{\sqrt{\rho_w}}{b} \dot{\gamma}_c^r - \\ &- \beta^* \frac{6\dot{\gamma}_c^r}{bd(1-f)^{1/3}} - k_0 \left(\frac{\dot{\gamma}_c^r}{\dot{\gamma}_0} \right)^{-1/n} \dot{\gamma}_c^r \rho_c.\end{aligned}\quad (4)$$

Здесь коэффициент α^* — прирост плотности дислокаций в теле ячеек за счет работы исто- чников Франка–Рида, находящихся на по- верхности стенок ячеек, коэффициент β^* — прирост плотности дислокаций во внутрен- них областях ячеек в результате стока дисло- каций в стенки ячеек, коэффициент k_0 — ан- нигиляция дислокаций при $T = 0$, коэффици- ент $K = d\sqrt{\rho}$, где d — размер ячеек и n ха- рактеризует чувствительность к скорости дефор- мации, $\dot{\gamma}_0, b$ — начальная скорость деформа- ции и величина вектора Бюргера, $\dot{\gamma}^r = M\dot{\gamma}$ —

приведенная скорость деформации, M — фак- тор Тейлора, $\dot{\gamma}$ — скорости деформации.

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

$$\dot{\gamma}_w^r = \dot{\gamma}_c^r = \dot{\gamma}^r. \quad (5)$$

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

$$\tau^r = f \tau_w^r + (1 - f) \tau_c^r. \quad (6)$$

Параметры модели α^*, β^*, k_0 и K определя- ются в результате сопоставления эксперимен- тальной и модельной деформационных кри- вых.

Оценки дополнительных разориентиро- вок между ячейками проводились по мето- ду, предложенному в работе [11] и приме- ненному в работе [8]. При этом, исходя из рассчитанной избыточной плотности дисло- каций ρ_{exc} , вычисляется расстояние h между соседними дислокациями в стенках ячеек

$$h = \frac{1}{d\rho_{exc}} \quad (7)$$

и разориентировки между соседними ячейка- ми по формуле

$$\theta = \frac{b}{h} = bd\rho_{exc}. \quad (8)$$

В качестве плотности избыточных дисло- каций приняли плотность дислокаций, посту- пающих в границы ячеек, $\rho_{exc} = \rho_w$. Диффе- ренцируя выражение (8) по времени и учи- тывая вероятность P иммобилизации дисло- каций, которая, согласно вышеуказанным ра- ботам, равна $1/3$, получили:

$$\dot{\theta} = Pbd\dot{\rho}_{exc} = Pbd\dot{\rho}_w. \quad (9)$$

Дополнительные разориентировки определя- ли в результате интегрирования дифферен- циального уравнения (9)

$$\theta = \int_0^t Pbd\dot{\rho}_w dt = Pbd[\rho_w(t) - \rho_w(0)]. \quad (10)$$

Здесь $\rho_w(0)$ — плотность дислокаций в неде- формированной меди, $\rho_w(t)$ — текущее значе- ние плотности дислокаций.

Для учета эволюции кристаллографической текстуры рассчитывался фактор Тейлора. При этом использовалась вязкопластическая самосогласованная (ВПСС) модель [12]. Значение скорости деформации $\dot{\gamma}$ было взято равным 10^{-2} с^{-1} [5, 6]. Значения коэффициентов скоростной чувствительности m и n были равны 50 и 10 соответственно [6, 7].

Исходные численные значения параметров для Cu были взяты соответствующими работе [7]: плотность решеточных дислокаций $\rho_c = 10^{13} \text{ м}^{-2}$, плотность зернограницных дислокаций $\rho_w = 10^{14} \text{ м}^{-2}$, средний размер зерен-ячеек $d = 6 \text{ мкм}$, толщина стенок $w = 600 \text{ нм}$, объемная доля стенок ячеек $f_0 = 0,25$, параметр $\tilde{\gamma}^r$, характеризующий скорость изменения величины f в зависимости от приведенной деформации, равнялся 3,2 [5, 6]. На основе экспериментальных данных [6, 7, 13] считалось, что объемная доля стенок ячеек экспоненциально уменьшается и достигает значения насыщения $f_\infty = 0,06$ при больших пластических деформациях:

$$f = f_\infty + (f_0 - f_\infty) \exp(-\gamma^r / \tilde{\gamma}^r). \quad (11)$$

Моделирование проводилось вплоть до значений приведенной сдвиговой деформации, равной 16. Отметим при этом, что, согласно [7], модель не сильно чувствительна к исходным значениям параметров и быстро приводит значения параметров модели, соответствующих характеру исследуемой деформационной кривой. Рассматривались случаи, соответствующие давлениям 0,8, 2, 5 и 8 ГПа соответственно. Типичные экспериментальные кривые для моделирования были взяты из работы [4]. Моделирование проводилось для случая комнатной температуры.

Для проведения расчетов был разработан алгоритм и написана программа на алгоритмическом языке Фортран 77. Расчеты проводили для интервалов изменения вышеперечисленных варьируемых параметров, выбранных с учетом экспериментальных данных и физического смысла.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В результате подбора указанных выше параметров моделирования (α^* , β^* , k_0 , K) удалось добиться очень хорошего соответствия между экспериментальными результатами и результатами моделирования (рис. 1).

Как видно из рис. 1, а, деформационные кривые характеризуются высокими напряжениями течения при достаточной пластич-

ности. Увеличение приложенного давления приводит к росту напряжения течения и скорости упрочнения. На каждой кривой выявляются IV и V стадии пластической деформации. Увеличение приложенного давления приводит к смещению стадий III, IV и V в сторону больших напряжений (рис. 1, б). Параметры моделирования для рассматриваемых случаев представлены в табл. 1.

Таблица 1

Значения параметров моделирования

P, ГПа	α^*	β^*	k_0	K
0,8	0,115	0,014	14,7	10
2	0,229	0,018	15,8	10
5	0,425	0,024	20,4	10
8	0,499	0,033	24,3	10

Модель позволила оценить вклад в упрочнение трех различных компонентов: 1) θ^f — скорости разупрочнения материала, вызванного уменьшением объемной доли стенок ячеек, 2) и 3) θ^w и θ^c — скорости упрочнения стенок и внутренних областей ячеек соответственно. Расчеты проводились согласно формуле [5]

$$\theta^r = \frac{\partial \tau^r}{\partial \gamma^r} = \frac{\partial f}{\partial \gamma^r} (\tau_w^r - \tau_c^r) + f \frac{\partial \tau_w^r}{\partial \gamma^r} + (1 - f) \frac{\partial \tau_c^r}{\partial \gamma^r} = \theta^f + \theta^w + \theta^c. \quad (12)$$

На рис. 2 представлены значения θ^f , θ^w и θ^c , нормализованные к полной скорости упрочнения θ^r в зависимости от приведенного напряжения течения τ^r .

Как видно из рис. 2, уменьшение объемной доли стенок ячеек f во всех случаях способствует разупрочнению материала. Этот эффект становится очень важным на стадии IV деформационного упрочнения. Вклад внутренних областей ячеек в общее упрочнение выше, чем вклад стенок ячеек, причем оба достигают максимума в начале стадии IV деформационного упрочнения. При увеличении приложенного давления максимальные значения всех трех компонентов упрочнения смещаются в сторону больших напряжений течения. Составляющая θ^w / θ^r уменьшается с увеличением приложенного давления, что связано с малой объемной долей стенок ячеек и уменьшением относительной доли плотности дислокаций в стенках ячеек (рис. 3, б). Составляющая θ^c / θ^r с увеличением приложенного давления остается практически постоянной, так как внутренние области занимают

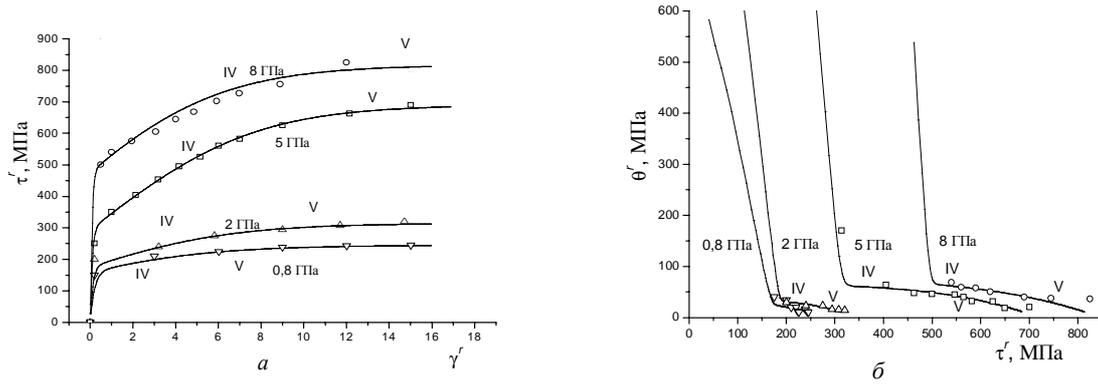


Рис. 1. Экспериментальные и модельные деформационные кривые зависимости приведенного напряжения течения от приведенной сдвиговой деформации a и зависимости скорости упрочнения от приведенного напряжения течения b . Символы представляют экспериментальные точки, полученные при кручении под высоким давлением при гидростатических давлениях $p = 0,8, 2, 5$ и 8 ГПа [4] (скорость кручения $\dot{\gamma} = 10^{-2} \text{ с}^{-1}$). Сплошные кривые соответствуют результатам моделирования

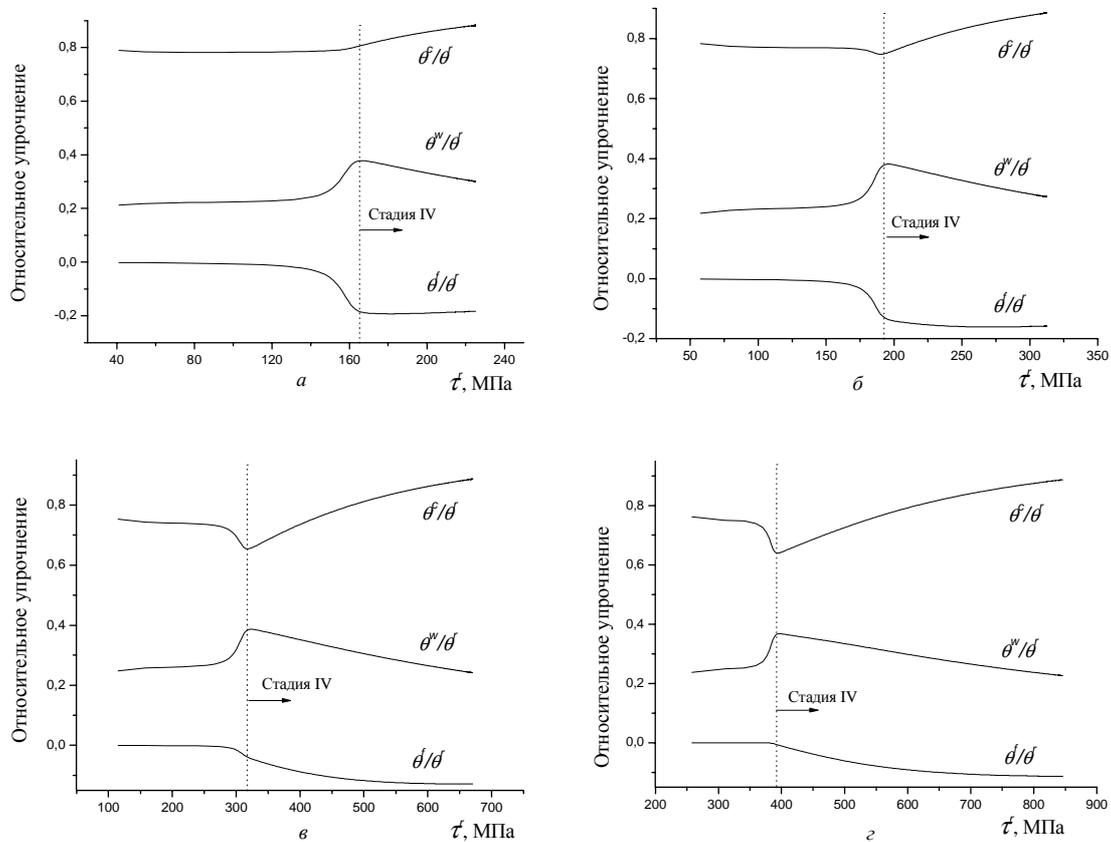


Рис. 2. Относительный вклад компонентов упрочнения со стороны стенок зерен-ячеек (θ^w/θ^r) и внутренних областей зерен-ячеек (θ^c/θ^r), а также разупрочнение, вызванное уменьшением объемной доли стенок ячеек (θ^f/θ^r) как функция от приведенного напряжения течения при кручении под высоким давлением, реализованной при $0,8$ ГПа (a), 2 ГПа (b), 5 ГПа (v) и 8 ГПа (z)

большую долю объема, а плотность дислокаций в теле ячеек с увеличением приложенного давления увеличивается быстрее, чем в границах, и скорости изменения плотности дислокаций во внутренних областях с деформацией становятся выше с увеличением давления.

Эволюция полной плотности дислокаций ρ_t , плотности дислокаций в стенках ρ_w и в теле ячеек ρ_c в зависимости от степени деформации при различных гидростатических давлениях представлена на рис. 3, a, b, v . Видно, что экспериментальные и модельные результаты находятся в хорошем соответствии. Из графика зависимости соотноше-

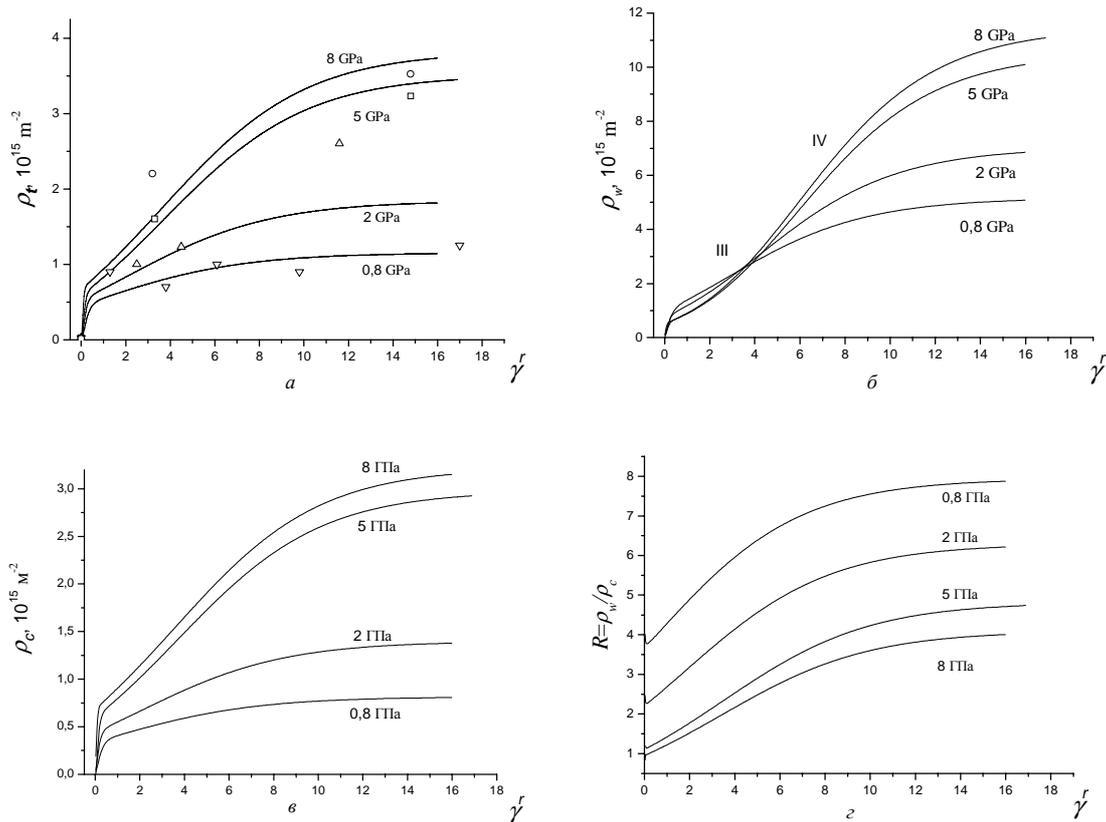


Рис. 3. Предсказанные плотности дислокаций: средняя (а), в стенках зерен-ячеек (б), в теле зерен-ячеек (в) и отношение R плотности зернограничных дислокаций к плотности решеточных дислокаций (г) как функция от приведенной деформации. Символы представляют экспериментальные точки, взятые из работы [4]: при 0,8 ГПа (∇), при 2 ГПа (Δ), при 5 ГПа (\square) и при 8 ГПа (\circ)

ния $R = \rho_w / \rho_c$ от приведенной деформации (рис. 3, г) следует, что различие между плотностями дислокаций в стенках и в теле ячеек увеличивается с приведенной деформацией γ^r и достигает 8 при давлении 0,8 ГПа. Доступные экспериментальные результаты показывают [14], что соотношение R меняется в пределах от 3 до 10, что соответствуют результатам моделирования.

Скорость увеличения плотности дислокаций в стенках ячеек значительно выше на стадии IV, чем на стадии III деформационного упрочнения (рис. 3, б). Как видно из представленных графиков на рис. 2, на стадии IV деформационного упрочнения за счет этого подавляется процесс разупрочнения, обусловленный уменьшением объемной доли стенок.

Из табл. 1 следует, что значения соответствующих параметров моделирования для Си при различных приложенных давлениях существенно отличаются друг от друга. В частности, при увеличении приложенного давления от 0,8 Па до 8 ГПа, коэффициент α^* прироста плотности дислокаций в теле ячеек за счет работы источников Франка–Рида, находящихся на поверхности стенок ячеек, увели-

чивается в 4,3 раза. Это может быть связано с тем, что в результате увеличения плотности дислокаций уменьшается длина дислокационных сегментов, что ведет к увеличению касательных напряжений, необходимых для действия источников Франка–Рида. Увеличение прикладываемого напряжения позволяет не только поддержать работу источников, но и ведет к активизации новых [15].

Коэффициент β^* прироста плотности дислокаций во внутренних областях ячеек в результате стока дислокаций в стенки ячеек увеличивается более чем в 2,3 раза, что, по-видимому, обусловлено уменьшением длины свободного пробега дислокаций в связи с уменьшением размера зерен-ячеек в результате увеличения приложенного давления (рис. 4, textita) [16, 17].

Как следует из рис. 4, textita, увеличение приложенного давления ведет к уменьшению размера зерен-ячеек. Например, усредненные размеры ячеек при реализации ИПД кручением при 0,8 ГПа составляют примерно 300 нм, а при 8 ГПа — 180 нм. Это хорошо согласуется с результатами экспериментальных исследований [16].

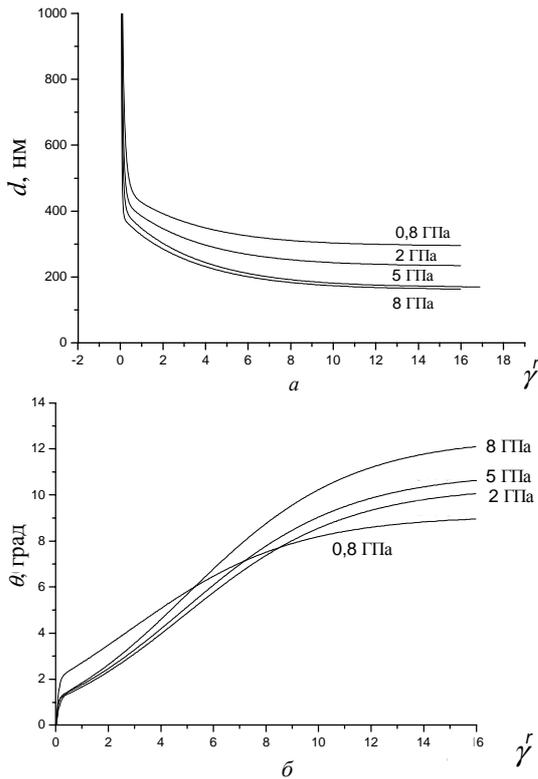


Рис. 4. Эволюция среднего размера зерен-ячеек в зависимости от приведенной сдвиговой деформации (*а*) и эволюция усредненных разориентировок между соседними зернами в зависимости от приведенной сдвиговой деформации (*б*)

Увеличение коэффициента k_0 аннигиляции дислокаций в 1,6 раза при увеличении давления от 0,8 ГПа до 8 ГПа (табл.) свидетельствует о крайне неравновесном состоянии материала в результате ИПД кручением. Проведенный анализ показал, что при увеличении приложенного давления значение коэффициента α , отражающего характер взаимодействия между дислокациями, увеличивается. Например, при $\gamma^r = 4$ он возрастает от 0,23 (0,8 ГПа) до 0,48 (8 ГПа). При этом значение 0,23 близко к тому, что наблюдается при экспериментальных исследованиях по кручению Cu 99,95% чистоты, реализованному при 1 ГПа и температуре 293 К [18]. Увеличение приложенного давления ведет к увеличению коэффициента α более чем в 2 раза. В связи с этим становится ясно, что характер взаимодействия дислокаций в процессе деформации кручением Cu при 8 ГПа существенно отличается от такового в случае реализации ИПДК, выполненной при 0,8 ГПа.

При увеличении степени деформации во всех рассмотренных случаях плотность дислокаций в стенках растет. Эта тенденция вполне хорошо согласуется с рентгеноструктурными исследованиями [19, 20]. Рост плотности дислокаций в стенках ячеек должен

привести к качественным изменениям структуры последних. М. Зехетбауер и др. [21] сделали предположение о постепенной трансформации дипольных стенок в наклонные стенки. Этот процесс сопровождается увеличением разориентировок между соседними ячейками (рис. 4, textitб). Сравнительный анализ показал, что увеличение приложенного давления ведет к увеличению разориентировок.

ВЫВОДЫ

В настоящей работе трехмерная версия дислокационной модели Эстрина–Тота была использована для анализа деформационного поведения меди, подвергнутой ИПД кручением при различных приложенных давлениях p . Из результатов моделирования и их сопоставления с известными литературными экспериментальными данными следует, что:

1. Модернизированная дислокационная модель Эстрина–Тота адекватно описывает эволюцию структуры и деформационного поведения Cu при ИПД кручением.

2. Увеличение коэффициента β^* , соответствующего доле дислокаций, ушедших из тела зерен-ячеек в их стенки, свидетельствует об уменьшении длины свободного пробега дислокаций при увеличении приложенного давления. Это, по-видимому, связано с усилением взаимодействия дислокаций с существующими в металлах локальными препятствиями (частицы второй фазы, лес дислокаций, сидячие дислокации и т. д.) и затруднением преодоления барьера с ростом гидростатического давления. Из обнаруженного уменьшения средней длины свободного пробега и доли подвижных дислокаций следует, что с повышением приложенного давления дислокационные источники активизируют свою работу.

3. Во всех случаях увеличение гидростатического давления способствовало увеличению полной плотности дислокаций ρ_t , плотности дислокаций в стенках ρ_w и в теле зерен-ячеек ρ_c . Рост зернограничных дислокаций способствует возрастанию дополнительных разориентировок между соседними зернами-ячейками. Предсказанные усредненные плотности дислокаций, соотношение между плотностями дислокаций в стенках ячеек и решеточными дислокациями, а также дополнительные углы разориентировок вполне корректно согласуются с экспериментальными данными.

4. Характер структуры в меди, полученной ИПД методом кручения под высоким давлением, существенно зависит от степени деформации. При небольших (до $\sim 50\%$) степенях деформации происходит интенсивное измельчение зерен-ячеек, размеры которых продолжают уменьшаться с увеличением деформации ($\gamma^r > 50\%$) и приложенного давления и достигают состояния насыщения. Например, размеры зерен-ячеек при реализации ИПД кручением при 0,8 ГПа составляют примерно 300 нм, а при 8 ГПа — 180 нм. Полученные результаты находятся в хорошем согласии с экспериментальными данными.

5. Параметр α взаимодействия между дислокациями изменяется от 0,23 ($P = 0,8$ ГПа) до 0,48 ($P = 8$ ГПа) как результат интенсивной пластической деформации. Значение 0,23 близко к тому, что наблюдается при экспериментальных исследованиях по кручению Cu 99,95% чистоты, реализованному при 1 ГПа и температуре 293 К.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Valiev, R. K.** Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation / R. K. Valiev, R. K. Islamgaliev, I. V. Alexandrov // *Progress Mater. Sci.* 2000. № 45. P. 103–189.
2. **Zehetbauer, M. J.** Nanomaterials by Severe Plastic Deformation / M. J. Zehetbauer, R. Z. Valiev. Weinheim, Germany: Wiley-VCH. 2004. P. 840.
3. **Zehetbauer, M. J.** Cold work hardening in stages IV and V of fcc metals II: Model fits and physical results / M. J. Zehetbauer // *Acta mater.* 1993. V. 41. № 2. P. 589–599.
4. **Zehetbauer, M. J.** The role of hydrostatic pressure in severe plastic deformation / M. J. Zehetbauer, H. P. Stüwe, A. Vorhauer, E. Schafner, J. Kohout // *Advanced Engineering Materials.* 2003. V. 5. № 5. P. 330–337.
5. **Estrin, Y.** A Dislocation-based model for all hardening stages in large strain deformation / Y. Estrin, L. S. Tòth, A. Molinari, Y. Brèchet // *Acta mater.* 1998. V. 46, № 15. P. 5509–5522.
6. **Tòth, L. S.** Strain hardening at large strains as predicted by dislocation based polycrystal plasticity model / L. S. Tòth, A. Molinari, Y. Estrin // *J. Eng. Mater. Technol.* 2002. V. 124. P. 71–77.
7. **Baik, S. C.** Modeling of deformation behavior of copper under equal channel angular pressing / S. C. Baik, R. J. Hellmig, Y. Estrin // *Z. Metallkd.* 2003. V. 94, № 6. P. 754–760.
8. **Enikeev, N. A.** Nanomaterials by Severe Plastic Deformation / N. A. Enikeev, H. S. Kim, I. V. Alexandrov, S. I. Hong; [Eds: M. Zehetbauer, R. Z. Valiev]. 2002. P. 245.
9. **Ivanisenko, Yu.** Grain boundary statistics in nanostructured iron produced by high pressure torsion / Yu. Ivanisenko, R. Z. Valiev, H.-J. Fecht // *Mater. Sci. and Eng. A.* 2005. V. 390. P. 159–165.
10. **Mingler, B.** TEM investigation of multidirectionally deformed copper / B. Mingler, H. P. Karthaler, M. Zehetbauer, R. Z. Valiev // *Mater. Sci. and Eng. A.* 2001. V. 319–321. P. 242–245.
11. **Pantleon, W.** On the statistical origin of disorientation in dislocation structure / W. Pantleon // *Acta Mater.* 1998. V. 46. P. 451–456.
12. **Tome, C. N.** Self-consistent polycrystal model: a directional compliance criterion to describe grain interaction / C. N. Tome // *Mod. Sim. Mats. Sci. Eng.* 1999. V. 7. P. 723–738.
13. **Müller, M.** Stage IV work hardening in cell forming materials. Part I: Features of the dislocation structure determined by X-ray line broadening / M. Müller, M. Zehetbauer, A. Borbuly, A. Borbely, T. Ungar // *Scripta Mater.* 1996. V. 35. P. 1461–1466.
14. **Ungar, T.** Dislocation structure and work hardening in polycrystalline OFHC copper rods deformed by torsion and tension / T. Ungar, L. S. Tòth, J. Illy, I. Kovács // *Acta Metall.* 1986. V. 34, No. 7. P. 1257–1267.
15. **Полухин, П. И.** / П. И. Полухин, С. С. Горелик, П. И. Воронцов. М.: Металлургия, 1982. 584 с.
16. **Hebesberger, T.** Nanomaterials by Severe Plastic Deformation / T. Hebesberger, A. Vorhauer, H. P. Stüwe, R. Pippan [Eds: M. Zehetbauer, R. Z. Valiev]. 2002. P. 447.
17. **Zhilyaev, A. P.** Experimental parameters influencing grain refinement and microstructural evolution during high-pressure torsion / A. P. Zhilyaev, G. V. Nurislamova, B.-K. Kim, M. D. Barò, J. A. Szpunar, T. G. Langdon // *Acta Mater.* 2003. V. 51. P. 753–765.
18. **Zehetbauer, M.** Cold work hardening in stages IV and V of f.c.c. metals — I. Experiments and Interpretation / M. Zehetbauer, V. Seumer // *Acta Metall. Mater.* 1993. V. 41, No. 2. P. 577–588.
19. **Ungar, T.** Subgrain size-distribution, dislocation structures, stacking- and twin faults and vacancy concentrations in SPD materials determined by X-ray line profile analysis / T. Ungar // *Materials Sci. Forum.* 2006. Vols. 503–504. P. 133–140.
20. **Schafner, E.** A second-order phase-transformation of the dislocation structure during plastic deformation determined by in situ synchrotron X-ray diffraction / E. Schafner, [et al.] // *Acta Mater.* 2005. V. 53. P. 315–322.
21. **Zehetbauer, M.** Investigation of the microstructural evolution during large strain cold working of metals by means synchrotron radiation — a comparative overview / M. Zehetbauer, [et al.] // *ASME J. Eng. Mater. Technol.* 2002. V. 124. P. 41–47.