

Анализ эволюции дислокационных границ в ходе холодной деформации микрористаллического титана

© С.Ю. Миронов, М.М. Мышляев*

Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук,
450001 Уфа, Россия

* Институт металлургии и металловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,
117911 Москва, Россия

E-mail: s-72@mail.ru, myshlyae@issp.ac.ru

(Поступила в Редакцию в окончательном виде 28 августа 2006 г.)

Проанализирована эволюция спектра разориентации в ходе холодной деформации титана посредством одноосного растяжения. Установлено, что начальный этап пластического течения (истинная деформация $\epsilon \sim 0.1$) характеризуется массовым формированием малоугловых границ (МУГ). Оси разворота большинства из них близки к $\langle 001 \rangle$. Показано, что данный факт может трактоваться как следствие преобладания призматического скольжения при пластическом течении титана. Увеличение деформации до $\epsilon \sim 0.5$ и ~ 1.0 сопровождается как постепенным ростом среднего угла разориентации МУГ, так и увеличением фракции большеугловых границ (БУГ). Двойникование имеет место на всем исследованном диапазоне деформации: на начальном этапе превалирует двойникование по системе $\{112\}\langle \bar{1}\bar{1}3 \rangle$, а на заключительном — по $\{102\}\langle \bar{2}\bar{1}3 \rangle$. Установлено, что спектр разориентации БУГ, сформировавшийся в ходе деформации, характеризуется преобладанием 15, 30 и 90° границ.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты № 04-02-16129 и 04-02-97261).

PACS: 63.37.Hk, 62.20.Fe, 61.72.Dd

1. Введение

Титан является перспективным материалом для многих отраслей промышленности: авиационной, судостроительной, медицинской. В процессе обработки он нередко подвергается большим деформациям, в результате которых имеют место радикальные изменения структуры, связанные с формированием границ деформационного происхождения. В связи с этим для эффективного управления деформационным поведением титана в условиях больших деформаций необходимо иметь четкие представления о закономерностях эволюции последних.

В течение последних десятилетий был проведен ряд исследований в этой области, в ходе которых было получено много важных результатов. Установлено, что интенсивное формирование оборванных дислокационных границ происходит практически с самого начала пластического течения титана [1,2]. Оси их разориентации часто близки к направлениям $\langle 001 \rangle$, а плоскости залегания — к плоскостям призмы $\{hk0\}$ [2]. Показано, что пластическое течение титана часто сопровождается механическим двойникованием [3–5]; двойниковые разориентации существенно влияют на спектр разориентации при относительно небольших деформациях [6,7]. Отмечается, что двойникование преимущественно развивается по плоскостям $\{101\}$, $\{102\}$, $\{112\}$ [6,8]. Однако в ходе дальнейшего пластического течения двойниковая мода деформации постепенно подавляется [2]. С развитием деформации имеют место постепенное изменение формы двойников и отклонение разориентации на их границах от точно двойниковой, а плоскости их залегания — от габитусной (с последующим превращением двойниковых границ в произвольные) [2]. Обнаружены постепен-

ный рост угла разориентации на малоугловых границах (МУГ), их постепенное превращение в большеугловые (БУГ) [2], а также постепенное увеличение доли БУГ с деформацией [7]. Отмечается наличие некоторых статистически выделенных большеугловых разориентаций, формируемых при большой деформации титана, — пики при 30, 60 и 90° на распределении границ по углам [7,9] и максимумы интенсивности возле полюсов $\langle 001 \rangle$, $\langle 100 \rangle$, $\langle 210 \rangle$ и $\langle 721 \rangle$ на распределении по осям [7].

Однако, несмотря на достигнутые успехи, четкого понимания процесса эволюции спектра разориентации при интенсивных пластических деформациях титана пока еще нет. На наш взгляд, основной причиной этого может быть то, что в большинстве работ изучение границ деформационного происхождения не являлось прямой задачей исследования, а носило сопутствующий характер при анализе эволюции структуры. В связи с этим цель настоящей работы состоит в детальном описании и анализе именно эволюции спектра разориентации.

2. Материал и методика эксперимента

В качестве материала исследования был выбран технически чистый титан марки ВТ1-00. Титановая поковка была подвергнута интенсивной пластической деформации до получения субмикрористаллической структуры. Из центральной части полученной заготовки был вырезан образец для одноосного растяжения размером $18 \times 3.5 \times 1.5$ mm. Он был отожжен при температуре 600°С в течение часа на воздухе, в результате в нем сформировалась однородная структура со средним размером зерен около 8 μm. Данное состояние было принято за исходное.

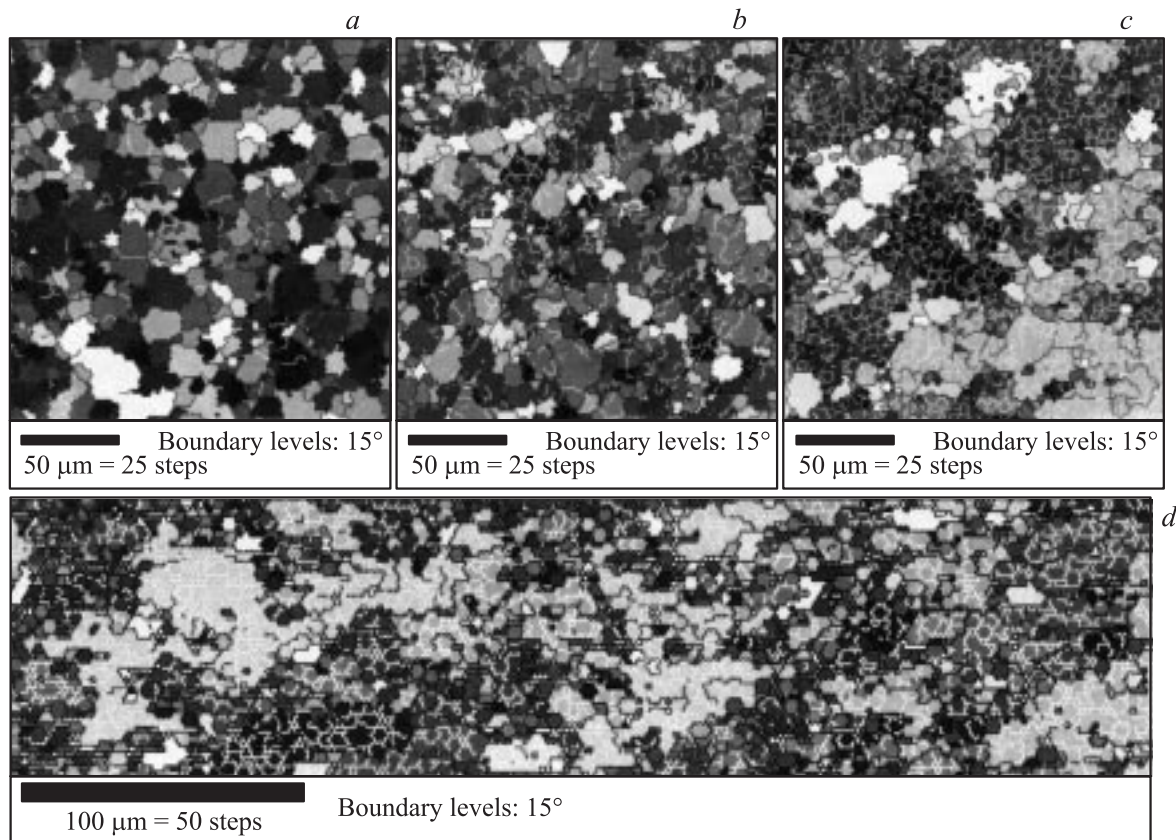


Рис. 1. EBSD-карты структуры, соответствующие различным степеням деформации: исходное состояние (*a*), $e \sim 0.1$ (*b*), $e \sim 0.5$ (*c*), $e \sim 1.0$ (*d*). Ось растяжения параллельна вертикальной кромке рисунков. Светлыми линиями обозначены МУГ, темными — БУГ.

Образец был подвергнут механическому испытанию на одноосное растяжение до разрушения при комнатной температуре и постоянной скорости деформирования 1 mm/min на испытательной машине RMS-100 фирмы „Schenck“. Перед испытанием по всей длине рабочей части образца перпендикулярно его оси были нанесены риски через 0.5 mm. Расстояния между рисками были измерены до и после деформации при помощи инструментального микроскопа ИМЦ 150 × 50. Как показали результаты измерений, распределение истинной осевой деформации¹ по длине образца изменялось от нуля до $e \sim 1$.

После механических испытаний поверхность одной из двух частей разорванного образца была подвергнута последовательно шлифовке и электрополировке в электролите (80% уксусного ангидрида + 20% хлорной кислоты) при напряжении 60–70 V и температуре не выше комнатной. Определенные участки полированной поверхности образца, соответствующие истинной деформации $e \sim 0$ (головка образца), $e \sim 0.1$ (область равномерной деформации), $e \sim 0.5$ (шейки) и $e \sim 1$ (непосредственно возле разрушения), были исследованы с помощью методики автоматического анализа картин

¹ Далее для простоты вместо термина „осевая деформация“ будет использоваться термин „деформация“.

дифракции, формируемых обратнорассеянными электронами (electron back-scattered diffraction — EBSD). Подробное описание метода EBSD-анализа изложено в [10]. Эксперимент осуществлялся на растровом электронном микроскопе LEO-440 „Stereoscan“ при ускоряющем напряжении 20 kV. Использовалось программное обеспечение фирмы TexSEM Lab (TSL). Детали эксперимента представлены в табл. 1. Методика обработки экспериментальных данных приведена в [11].

Следует отметить, что в настоящей работе фактически изучалась микроструктура приповерхностных слоев материала. Вследствие специфики деформационных условий в них полученные результаты могут не вполне соответствовать изменениям микроструктуры в объеме материала. Кроме того, ввиду неоднородности деформационных условий при локализации деформации внутри шейки образца, возможно, микроструктура, соответствующая $e \sim 1.0$, не проходила через структурную стадию, отвечающую $e \sim 0.5$.

3. Результаты

На рис. 1 представлены EBSD-карты структур, соответствующие различным степеням деформации. Как следует из них, пластическое течение сопровождалось

Таблица 1. Условия EBSD-съемки

Истинная деформация, e	Площадь сканирования, μm^2	Шаг сканирования, μm	Количество отсканированных точек	Число зерен/субзерен в структуре	Общая протяженность границ, μm
0	200×199.19	2	11658	553/786	21000
0.1	200×199.19	2	11658	637/2151	25076
	15×14.90	0.2	6569	15/693	540
0.5	200×199.19	2	11658	511/3346	31590
	5×4.94	0.1	2929	3/285	105
1.0	400×98.43	2	11629	1346/3522	
	4.80×4.85	0.2	711	29/124	122.2

Примечание. Под „зерном“ понималась совокупность смежных точек сканирования, окруженных внешней границей с углом разориентации 15° и выше, под „субзерном“ — с углом разориентации 2° и выше.

Таблица 2. Интервалы углов разориентации границ, образующих кластеры выходов осей разориентации у определенных полюсов

Истинная деформация, e	Полюс $\langle 001 \rangle$	Полюс $\langle 100 \rangle$	Полюс $\langle 210 \rangle$	Полюс $\langle 721 \rangle$
0	$50-60^\circ$	—	—	$90-93.8^\circ$
~ 0.1	$5-10^\circ$	—	—	$90-93.8^\circ$
	$50-60^\circ$	—	—	—
~ 0.5	(максимум при $5-60^\circ$, $5-30^\circ$, $50-60^\circ$)	—	—	—
~ 1.0	(максимум при $5-60^\circ$, $5-30^\circ$, $50-60^\circ$)	$85-90^\circ$	$85-90^\circ$	$90-93.8^\circ$

Таблица 3. Влияние степени деформации на состав и содержание специальных границ

Обозначение (разориентация)	Примечание	Степень деформации			
		Исходное состояние	$e \sim 0.1$	$e \sim 0.5$	$e \sim 1.0$
$\Sigma 7a$ ($21.79^\circ \langle 001 \rangle$)	—	0.6	0.7	3.4	2.0
$\Sigma 7b$ ($64.62^\circ \langle 210 \rangle$)	Двойникование $\{112\} \langle \bar{1}\bar{1}3 \rangle$	0.3	0.8	0.2	0.3
$\Sigma 11a$ ($35.10^\circ \langle 210 \rangle$)	Двойникование $\{111\} \langle \bar{1}\bar{1}6 \rangle$	0.4	0.1	0.3	0.2
$\Sigma 11b$ ($84.78^\circ \langle 100 \rangle$)	Двойникование $\{102\} \langle \bar{2}\bar{1}3 \rangle$	0.2	0.2	0.3	0.5
$\Sigma 13a$ ($27.80^\circ \langle 001 \rangle$)	—	1.0	2.2	3.3	1.4
$\Sigma 13b$ ($57.42^\circ \langle 100 \rangle$)	Двойникование $\{101\} \langle \bar{2}\bar{1}6 \rangle$	0.1	0	0	0.1
$\Sigma 13c$ ($76.66^\circ \langle 210 \rangle$)	Двойникование $\{114\} \langle \bar{2}\bar{2}3 \rangle$	0	0.2	0	0.1
$\Sigma 17a$ ($40.12^\circ \langle 100 \rangle$)	—	0.1	0.1	0	0
$\Sigma 17b$ ($79.81^\circ \langle 510 \rangle$)	—	0.2	0.1	0	0.1
$\Sigma 19a$ ($13.17^\circ \langle 001 \rangle$)	—	0.2	0.1	0.2	1.3
$\Sigma 19b$ ($65.10^\circ \langle 501 \rangle$)	—	0	0.1	0	0.1
$\Sigma 19c$ ($86.98^\circ \langle 210 \rangle$)	Двойникование $\{113\} \langle \bar{1}\bar{1}2 \rangle$	0.2	0.3	0.2	0.2
$\Sigma 23a$ ($55.58^\circ \langle 210 \rangle$)	—	0.1	0	0	0
$\Sigma 23b$ ($72.28^\circ \langle 100 \rangle$)	—	0.1	0.1	0	0.1
$\Sigma 23c$ ($86.26^\circ \langle 20, 10, 3 \rangle$)	—	0.1	0.1	0	0.1
$\Sigma 29a$ ($49.07^\circ \langle 100 \rangle$)	—	0	0	0	0
$\Sigma 29b$ ($72.96^\circ \langle 10, 0, 1 \rangle$)	—	0	0.1	0	0.1
$\Sigma 29c$ ($88.02^\circ \langle 310 \rangle$)	—	0.1	0	0	0.1
Общее содержание		3.7	5.2	7.9	6.7

Примечание. Жирным шрифтом выделены разориентации, содержание которых больше или равно 0.5%.

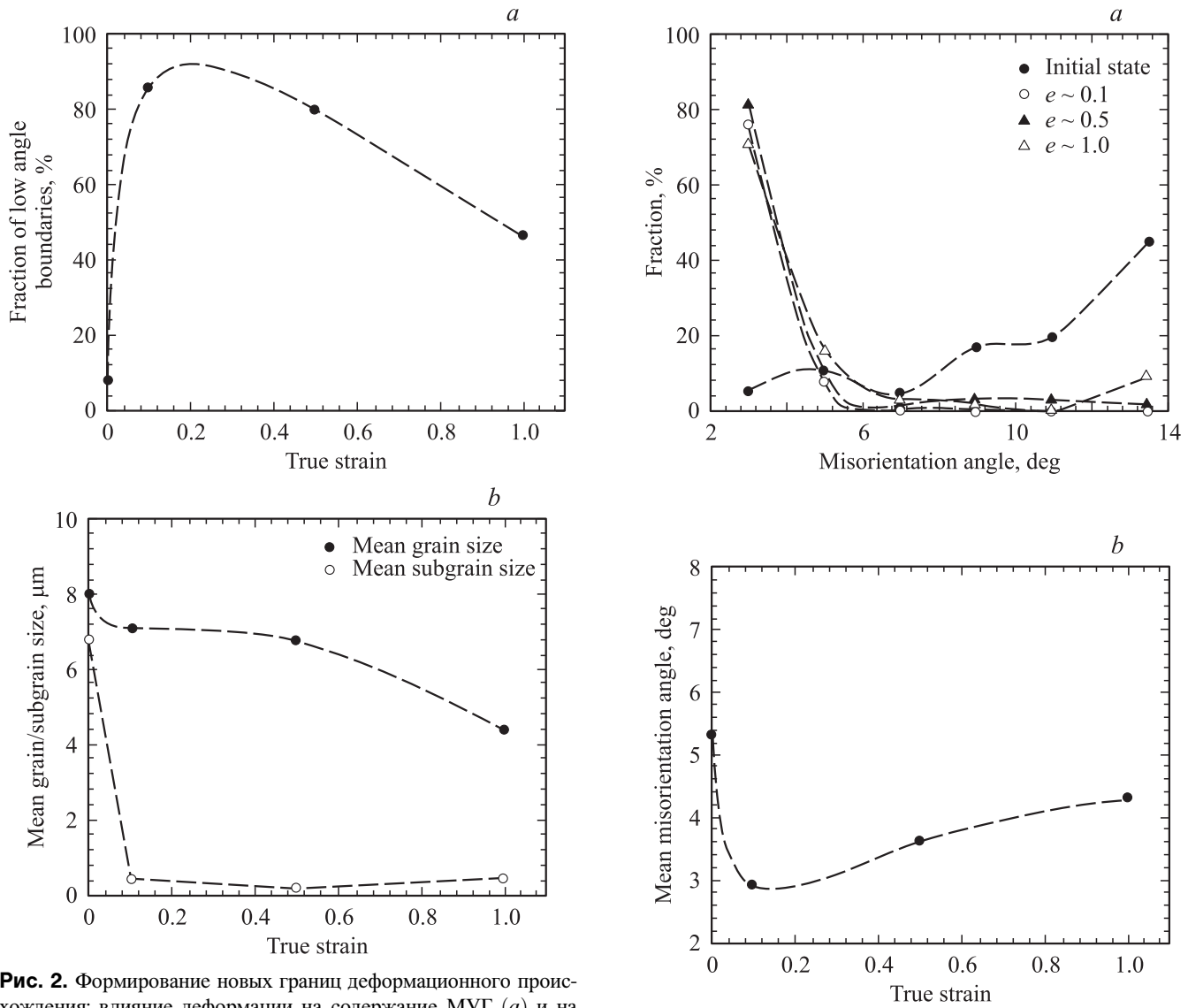


Рис. 2. Формирование новых границ деформационного происхождения: влияние деформации на содержание МУГ (*a*) и на средний размер зерен/субзерен (*b*).

увеличением протяженности МУГ, значительными изменениями морфологии структуры и размеров кристаллитов. Полиэдричность, свойственная большинству зерен в исходном состоянии (рис. 1, *a*), постепенно утрачивалась с деформацией; многие кристаллиты приобретали довольно сложную причудливую форму.

Эволюция спектра разориентации представлена на рис. 2-4 и в табл. 2,3. Как следует из рис. 2, начальный этап пластического течения характеризовался массовым формированием МУГ (рис. 2, *a*), сопровождающимся резким уменьшением среднего размера субзерен (рис. 2, *b*). Дальнейшее увеличение деформации сопровождалось постепенным увеличением доли БУГ (рис. 2, *a*) и соответствующим уменьшением среднего размера зерен (рис. 2, *b*). Размер субзерен практически не изменялся в интервале деформаций от 0.1 до 1.0.

Эволюция распределения границ по углам разориентации в ходе деформации иллюстрируется рис. 3. Как

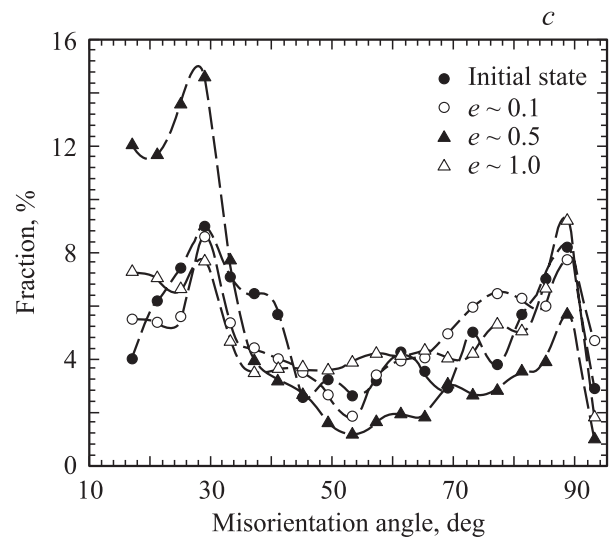


Рис. 3. Влияние деформаций на распределение границ по углам разориентации. *a* — МУГ, *b* — средний угол разориентации МУГ, *c* — БУГ.

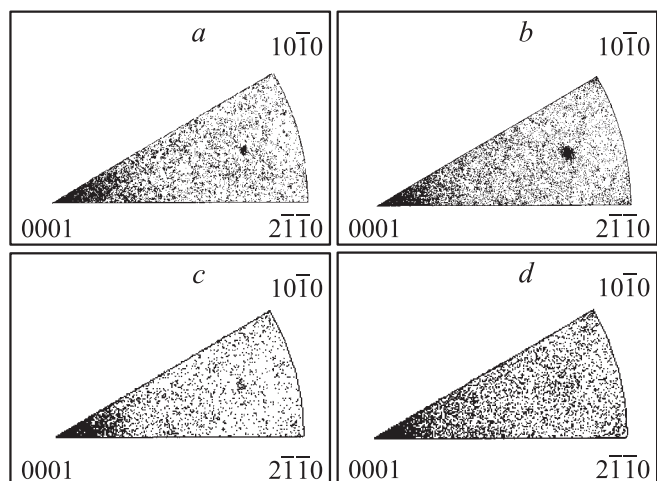


Рис. 4. Распределение БУГ по осям разориентации: исходное состояние (*a*), $e \sim 0.1$ (*b*), $e \sim 0.5$ (*c*), $e \sim 1.0$ (*d*).

следует из рис. 3, *a*, пластическое течение титана сопровождалось изменениями характера распределения МУГ по углам разориентации. Исходное состояние характеризовалось преобладанием разориентаций свыше 5° . Истинная деформация $e \sim 0.1$ в корне изменила ситуацию: границы с углом разворота до 5° стали безусловно доминирующими. Это привело к резкому уменьшению среднего угла разориентации МУГ (рис. 3, *b*). В ходе дальнейшей пластической деформации отмечены постепенное уменьшение содержания границ с углом разориентации до 5° и соответствующий рост более высокоугловых границ — „выползание“ кривой (рис. 3, *a*). Данный процесс сопровождался постепенным ростом среднего угла разориентации (рис. 3, *b*). При истинной деформации $e \sim 1.0$ имело место формирование второго, слабого пика в районе 15° .

Распределение БУГ по углам разориентации в исходном состоянии характеризовалось наличием двух сильных пиков — в районе 30 и 90° , а также трех более слабых пиков — около 50 , 60 и 75° (рис. 3, *c*). Истинная деформация $e \sim 0.1$ приводила к исчезновению трех слабых пиков; максимумы при 30 и 90° сохранялись. Увеличение деформации до $e \sim 0.5$ сопровождалось ослаблением пика при 90° , усилением пика при 30° , а также появлением нового сильного максимума в районе 15° . Дальнейший рост деформации сопровождался смещением центра тяжести распределения вправо: фракция 90° границ возросла, а 15 и 30° границ уменьшилась.

Влияние деформации на распределение границ по осям разориентации представлено на рис. 4 и в табл. 2. В качестве общей черты распределений можно отметить гораздо большую упорядоченность в распределении осей разориентации БУГ по сравнению с МУГ. Исходное состояние характеризовалось наличием двух кластеров осей разориентации — возле полюсов $\langle 001 \rangle$ (образованных в основном границами с углом разориентации 50 – 60°) и $\langle 721 \rangle$ (90 – 93.8° границы) (рис. 4, *a*). Истинная деформация $e \sim 0.1$ не привела к существенным

изменениям: отмечено лишь тяготение осей разориентации 5 – 10° границ к $\langle 001 \rangle$ (рис. 4, *b*). Увеличение деформации до 0.5 сопровождалось усилением тенденции тяготения осей разориентации границ с углом разориентации до 30° к $\langle 001 \rangle$ и исчезновением кластера возле $\langle 721 \rangle$ (рис. 4, *c*). Истинная деформация $e \sim 1.0$ характеризовалась появлением двух слабых кластеров возле $\langle 100 \rangle$ и $\langle 210 \rangle$, а также возрождением слабого кластера $\langle 721 \rangle$ (табл. 2).

Как следует из табл. 3, зависимость содержания специальных и близких к ним границ от степени деформации немонотонная и довольно сложная. В исходном состоянии среди специальных разориентаций преобладали $\Sigma 13a$ и $\Sigma 7a$; общее содержание специальных границ было относительно малым. Истинная деформация $e \sim 0.1$ сопровождалась некоторым увеличением общей доли специальных границ, в основном за счет разориентаций $\Sigma 13a$ и $\Sigma 7b$. Увеличение деформации до 0.5 вело к дальнейшему росту фракции специальных границ вообще и $\Sigma 13a$ и $\Sigma 7a$ в частности; наряду с этим отмечено резкое уменьшение доли границ $\Sigma 7b$. Дальнейший рост деформации до 1.0 привел к уменьшению общей доли специальных границ. В последнем спектре разориентации среди специальных границ преобладали $\Sigma 13a$, $\Sigma 19a$ и $\Sigma 11b$.

4. Обсуждение результатов

4.1. Исходное состояние. Примечательной особенностью спектра разориентации исходной структуры является наличие определенной фракции МУГ (рис. 1, *a*, 2, *a*), сохранившейся в условиях собирательной рекристаллизации.

4.2. Истинная деформация $e \sim 0.1$. Начало пластического течения характеризовалось прежде всего существенными изменениями в малоугловой части спектра разориентации. Резко возросло содержание МУГ (рис. 2, *a*). Существенно изменился вид их распределения по углам разворота; разориентации меньше 5° стали безусловно доминирующими (рис. 3, *a*). Значительно уменьшился средний угол разориентации МУГ (рис. 3, *b*). Отмечено тяготение осей разворота 5 – 10° границ к полюсу $\langle 001 \rangle$ (табл. 2). Изменения в высокоугловой части спектра были гораздо менее заметными и заключались в „размытии“ пиков при 15 , 45 и 75° на распределении границ по углам разориентации (рис. 3, *c*) и небольшом увеличении общего содержания специальных границ (в основном за счет роста фракций $\Sigma 7a$, $\Sigma 7b$ и $\Sigma 13a$; табл. 3).

Стремительное увеличение содержания МУГ (и соответствующее резкое уменьшение размера субзерен; рис. 2, *b*) свидетельствует о том, что начальный этап пластического течения титана характеризовался массовым формированием новых границ деформационного происхождения. Исходя из относительно слабого изменения среднего размера зерен (рис. 2, *b*) можно заключить, что в подавляющем большинстве случаев вновь сформированные границы являлись малоугловыми. Безусловное

доминирование среди них разориентаций до 5° (рис. 3, *a*) и быстрое уменьшение среднего угла разворота на МУГ (рис. 3, *b*) свидетельствуют о том, что угол разориентации на подавляющем большинстве новых границ был очень мал.

Как следует из табл. 3, оси разориентации МУГ (от 5 до 10°)² тяготеют к полюсу $\langle 001 \rangle$. Это согласуется с немногочисленными экспериментальными данными [2,9]. Указанное обстоятельство, возможно, обусловлено следующим. В титане преобладает скольжение дислокаций с вектором Бюргера $\langle 010 \rangle$ по плоскостям призмы $\{100\}$ [3–5]. Винтовые компоненты этих дислокаций будут образовывать сетки в плоскости базиса. Оси разориентации этих границ кручения должны быть перпендикулярны плоскости залегания границы и, следовательно, параллельны направлению $\langle 001 \rangle$. Краевые сегменты этих дислокаций будут образовывать стенки; оси разориентации подобных границ наклона должны совпадать с линией дислокаций, т.е. лежать в плоскости скольжения и быть перпендикулярными вектору Бюргера. Следовательно, оси разориентации стенок призматических дислокаций также должны быть параллельными $\langle 001 \rangle$. Рост разориентации на дислокационной границе обычно связывается с накоплением в ней избыточной плотности дислокаций одного знака. Приток призматических дислокаций одного знака в границу будет вести к сопутствующему развороту кристаллической решетки смежных зерен относительно оси ω , определяющейся как

$$\omega = \mathbf{n} \times \mathbf{b},$$

где \mathbf{n} — нормаль к плоскости скольжения, \mathbf{b} — вектор Бюргера. Из данного выражения следует, что ось разориентации должна лежать в плоскости скольжения и быть перпендикулярной вектору Бюргера, т.е. границы, образуемые скольжением дислокаций по плоскостям призмы, должны иметь ось разориентации $\langle 001 \rangle$. Таким образом, тяготение осей разориентации МУГ к полюсу $\langle 001 \rangle$ (табл. 2), скорее всего, связано с преобладанием призматического скольжения при пластическом течении титана.

С учетом отмеченного выше проанализируем некоторое увеличение доли специальных границ $\Sigma 7a$ и $\Sigma 13a$. Эти разориентации также характеризуются осью $\langle 001 \rangle$. Отсюда можно предположить, что рост их удельной доли был связан не столько с энергетической выгодностью этих специальных границ, сколько с разворотом решетки вследствие призматического скольжения, ростом угла разориентации на границах деформационного происхождения и их „случайным“ попаданием в соответствующий интервал Брендона.

Рост фракции $\Sigma 7b$, вероятно, связан с $\{112\}\langle \bar{1}\bar{1}3 \rangle$ двойникованием (табл. 3). Преобладание двойников этого семейства при холодной деформации титана отмечено

² Стандартное программное обеспечение для EBSD-анализа позволяет определять оси разворота только для границ с углами разориентации свыше 5° .

также в [6]. Однако судя по относительно небольшому содержанию границ $\Sigma 7b$, а также отсутствию заметных изменений в распределении границ по углам и осям разориентации двойникование вряд ли развивалось интенсивно.

Таким образом, характерной особенностью начального этапа пластического течения титана являлось формирование новых границ деформационного происхождения. По способу формирования их можно условно разделить на границы „дислокационного“ и „двойникового“ ($\Sigma 7b$) происхождения.

4.3. Истинная деформация $e \sim 0.5–1.0$. К наиболее существенным изменениям на данном этапе пластического течения можно отнести рост среднего угла разориентации МУГ (рис. 3, *b*) и значительное повышение доли БУГ, содержание которых достигло примерно 50% (рис. 2, *a*).

Слабая чувствительность среднего размера субзерен к деформации (рис. 2, *b*) свидетельствует о том, что пластическое течение на рассматриваемом этапе вряд ли сопровождалось активным формированием новых МУГ. Небольшое увеличение доли двойниковых границ $\Sigma 11b$ (табл. 3) позволяет сделать вывод, что имело место двойникование по системе $\{102\}\langle \bar{2}\bar{1}3 \rangle$. Однако содержание двойниковых границ слишком мало, чтобы обеспечить зафиксированный рост доли БУГ. Обобщая изложенное выше, можно заключить, что в отличие от начального этапа пластического течения эволюция спектра разориентации определялась не столько формированием новых границ деформационного („дислокационного“ и „двойникового“) происхождения, сколько увеличением угла разориентации на уже существующих границах.

Подчеркнем, что, несмотря на существенное увеличение количества БУГ, их распределение по углам и осям характеризовалось наличием тех же пиков при 15 , 30 и 90° и кластера в районе полюса $\langle 001 \rangle$, как и в случае распределения, соответствующего истинной деформации $e \sim 0.1$ (рис. 3, *c*, рис. 4, *b–d*). Изменения носили лишь количественный характер: при $e \sim 0.5$ доля 15 и 30° границ значительно возросла, а при $e \sim 1.0$ интенсивность всех трех пиков была примерно одинаковой (рис. 3, *c*). Следует отметить, что преобладание 30 и 90° границ в структуре α -титана, сформированной посредством больших деформаций, отмечается и в литературе [7,9,12,13].

Повышенное содержание 90° границ в нашем случае может быть связано с двойникованием по системе $\{102\}\langle \bar{2}\bar{1}3 \rangle$ (табл. 3). Однако причины появления 15 и 30° пиков на распределении по углам разориентации не вполне ясны. Оси разворота этих границ тяготеют к полюсу $\langle 001 \rangle$ (табл. 2). Следовательно, как было показано выше, происхождение этих границ связано главным образом с призматическим скольжением. Этой же причиной, наверное, было обусловлено и увеличение удельной доли специальных границ $\Sigma 11a$, $\Sigma 13a$ и $\Sigma 19a$, характеризующихся осью разориентации $\langle 001 \rangle$ (табл. 3).

Однако максимальный угол разворота относительно этой оси в ГПУ-решетке титана составляет 60° (при описании разориентации при помощи минимального угла); таким образом, накопление 15 и 30° границ непонятно.

5. Заключение

Проведен анализ эволюции спектра разориентации при холодной деформации титана посредством одноосного растяжения, позволивший сформулировать следующие выводы.

1) Эволюция спектра разориентации деформационного происхождения обуславливается двумя факторами: формированием новых границ и ростом разориентации уже существующих. На начальном этапе пластического течения превалирует первый фактор; на этапе развитой деформации (в шейке образца) — второй.

2) Ось разворота большинства МУГ тяготела к полюсу $\langle 001 \rangle$. Данный факт трактовался как следствие преобладания призматического скольжения при пластическом течении титана.

3) Двойникование имело место во всем исследованном диапазоне деформации. На начальном этапе пластического течения преобладало двойникование по системе $\{112\}\langle\bar{1}\bar{1}3\rangle$, а на заключительном — по $\{102\}\langle\bar{2}\bar{1}3\rangle$.

4) Спектр разориентации БУГ, сформированный в ходе деформации, характеризовался максимумами при 15 , 30 и 90° на распределении по углам и кластером в районе полюса $\langle 001 \rangle$ на распределении по осям.

Авторы благодарят Dr. C. Motz и A. Vorhauer (Erich Schmid Institute of Material Science, Leoben, Austria) за помощь в проведении EBSD-сканирования.

Список литературы

- [1] В.В. Рыбин. Большие пластические деформации и разрушение металлов. Металлургия, М. (1986). 224 с.
- [2] Е.В. Нестерова, В.В. Рыбин. ФММ **59**, 359 (1985).
- [3] H. Conrad. Progr. Mater. Sci. **26**, 123 (1981).
- [4] У. Цвиккер. Титан и его сплавы. Металлургия, М. (1979). 511 с.
- [5] Б.А. Колачев. Физическое металловедение титана. Металлургия, М. (1976). 184 с.
- [6] A.A. Salem, S.R. Kalidindi, R.D. Doherty. Acta Mat. **51**, 4225 (2003).
- [7] G.A. Salischev, S.V. Zherebtsov, S.Yu. Mironov. Вопр. материаловедения *I*, 175 (2003).
- [8] D.H. Shin, I. Kim, J. Kim. Acta Mat. **51**, 983 (2003).
- [9] Е.В. Нестерова, В.В. Рыбин. Вопр. материаловедения *I*, 151 (2003).
- [10] B.L. Adams, S.I. Wright, K. Kunze. Met. Trans. A **24**, 819 (1993).
- [11] S.Yu. Mironov, G.A. Salischev, M.M. Myshlayaev, R. Pippan. Mat. Sci. Eng. A **418**, 257 (2006).
- [12] T.R. Bieler, S.L. Semiatin. Int. J. Plastic. **18**, 1165 (2002).
- [13] S.N. Patankar, J.P. Escobedo, D.P. Field, G. Salishchev, R.M. Galeyev, O.R. Valiakmetov, F.H. Froes. J. Alloys Comp. **345**, 221 (2002).