

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.295

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА В ПРОМЫШЛЕННОМ
СПЛАВЕ Ti–6Al–4V С ГЛОБУЛЯРНОЙ МОРФОЛОГИЕЙ
ЗЕРЕН α -ФАЗЫ. ПОПЕРЕЧНОЕ СЕЧЕНИЕ ПЛИТЫ
ВДОЛЬ НАПРАВЛЕНИЯ ПРОКАТКИ

© 2024 г. В. Г. Пушин^{a, b, *}, Д. Ю. Распосиенко^a, Ю. Н. Горностырев^{a, b}, Н. Н. Куранова^a,
В. В. Макаров^a, А. Э. Свирид^a, О. Б. Наймарк^b, А. Н. Балахнин^b, В. А. Оборин^b

^aИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^bИнститут механики сплошных сред УрО РАН, ул. Акад. Королева, 1, Пермь, 614013 Россия

*e-mail: pushin@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 20.02.2024 г.

После доработки 14.03.2024 г.

Принята к публикации 28.03.2024 г.

Промышленный сплав Ti–6Al–4V, полученный практически в однофазном α -состоянии термомеханической обработкой, включающей горячую прокатку, был изучен методами рентгеновской дифрактометрии, оптической, просвечивающей и растровой ориентационной электронной микроскопии. Обнаружено, что слоистая мелкозернистая микроструктура в поперечном сечении плиты (TD) вдоль направления прокатки RD характеризуется как и в плоскости прокатки (ND) и в поперечном сечении (RD), перпендикулярном RD, текстурным отбором и закономерным распределением глобулярных α -зерен по ориентационным соотношениям Бюргерса и двойниковым ориентациям. Особые кристаллографические ориентации α -зерен и механизмы образования микротекстурных областей в исследованном поперечном сечении (TD) плиты сплава коррелируют с подобными данными, установленными для плиты в плоскости (ND) и в поперечном сечении (RD). Результаты, полученные в трех взаимно ортогональных сечениях плиты, взаимно согласуются друг с другом, определяя текстуру глобулярной α -фазы.

Ключевые слова: титановый сплав, термомеханическая обработка, микроструктура, фазовый состав, текстура, микротекстурные области

DOI: 10.31857/S0015323024070083, EDN: JRFONF

ВВЕДЕНИЕ

В последние 60 лет применение титановых сплавов в авиакосмической технике и на транспорте непрерывно нарастает, особенно при производстве газотурбинных двигателей (ГТД). Это связано с целым рядом уникальных свойств титановых сплавов: коррозионной стойкостью, низкой плотностью, высокой удельной прочностью и усталостной долговечностью, жаропрочностью [1–6]. Данные характеристики достигаются за счет химического легирования, фазовых превращений и микроструктуры, создаваемой при термической (ТО) и термомеханической (ТМО) обработках. За счет варьирования условий и режимов ТО и ТМО контролируется микроструктура, объемная доля, размеры и

кристаллографическая текстура гексагональной (ГПУ) α -фазы глобулярной или пластинчатой морфологии в β (ОЦК)-матрице объемных сплавов титана. Для титановых сплавов с полиморфным $\beta \rightarrow \alpha$ -превращением (ПП) характерны низкий уровень упругих свойств [3, 4], а также гигантское анизотропное термическое расширение α -фазы [7–9].

Основные узлы ГТД, изготовленные из сплавов титана, при эксплуатации испытывают циклические нагрузки, поэтому важно, чтобы материалы имели высокую усталостную прочность и долговечность [10–15]. В титановых сплавах при выдержке под нагрузкой в условиях циклического нагружения развивается эффект “холодной усталости при выдержке” (cold dwell

fatigue) [10–16]. Фасеточные трещины являются причиной резкого сокращения долговечности изделий из сплавов титана [16–19]. В роли зародышей или предшественников трещин могут приниматься особые микротекстурные области (МТО) и макрозоны, которые появляются при усталостных испытаниях [20–22], в том числе и в подробно изученных промышленных сплавах Ti–6Al–4V (мас.%) [15, 23–29]. С формированием МТО коррелирует и связывается установленное снижение на один-два порядка количества циклов до разрушения при испытаниях на малоцикловую усталость (МЦУ) с выдержкой под нагрузкой по сравнению с обычной МЦУ без выдержки под нагрузкой. Современное прогнозирование механического поведения титановых сплавов при МЦУ (и особенно с выдержкой) предполагает анализ как микроструктурных аспектов зарождения и кинетики динамического роста новой фазы, кристаллографической текстуры и их эволюции, так и макроскопических факторов в процессе разрушения [29–32].

Нами для подробного систематического исследования микроструктуры и текстуры был выбран промышленный сплав Ti–6Al–4V, который вначале изучали в двух проекциях объемной плиты: плоскости прокатки (ND) и ее поперечном сечении (RD), перпендикулярном направлению прокатки RD [33, 34]. Кроме того, исследования проводили в условиях испытаний на обычную МЦУ и МЦУ с выдержкой под нагрузкой в течение различного времени нагружения [32]. Исключить неблагоприятный эффект от анизотропной внутризеренной пластинчатой морфологии α -фазы позволила специально разработанная ТМО получения в сплаве глобулярной мелкозернистой (МЗ) структуры α -фазы, средний размер зерен в которой составил 12 мкм [32–34]. Было обнаружено, что в плоскости прокатки (ND) и поперечном сечении плиты (RD) взаимная кристаллографическая разориентация α -зерен и формирующаяся текстура преимущественно определяются особым отбором кристаллов α -фазы по ориентационным соотношениям (о.с.) Бюргера: $\{110\}_\beta \parallel (0001)_\alpha$; $\langle 1\bar{1}1 \rangle_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha$ и механическим двойникованием. Также было установлено наличие существенного рассеяния кристаллографических ориентаций α -зерен (до 10–15°) для каждой группы близких ориентировок. Это обусловлено, во-первых, действием механизма гетерогенного ориентированного зарождения α -зерен и их последующего роста путем динамической глобуляризации в деформируемой β -матрице. Во-вторых, горячая прокатка при температурах ниже $T_{\text{пп}}$, обеспечивая необходимое формоизменение в плиту за счет пластической деформации, приводит одновре-

менно к значительному повышению кристаллографической разориентации фаз, образующихся в сплаве. В этих условиях термодиформационное $\beta \rightarrow \alpha$ -ПП происходит в основном ориентировано по о.с. Бюргера, а затем включается и механическое двойникование α -кристаллов. При этом часть α -зерен может приобретать иные произвольные ориентации. Микроструктура характеризуется слоистой текстурой относительно плоскости прокатки (с толщиной слоев 100–150 мкм или десятков α -зерен). В пределах чередующихся слоев α -зерна ориентационно локализуются в виде планарных или столбчатых кластеров, визуализируемых в основном в двух направлениях: вдоль или поперек RD, по кристаллографическим плоскостям, параллельным базисной $\{0001\}$, призматической $\{01\bar{1}0\}$ или пирамидальной $\{01\bar{1}1\}$, в зернах α -фазы. Обнаруженные зародыши МТО разного размера и ориентации, как правило, морфологически несовершенны и индивидуально обособлены межкристаллитными границами и встроенными α -зернами иных ориентаций.

Таким образом, исследуемый промышленный титановый сплав Ti–6Al–4V после горячей прокатки отличается ярко выраженными анизотропной слоистой микроструктурой и микротекстурой зерен α -фазы в плоскости прокатки и в поперечном сечении (RD). В данной статье комплексное изучение микроструктуры, текстуры и фазового состава сплава завершается на образцах в поперечном сечении (TD) плиты вдоль направления прокатки RD (где $ND \perp RD \perp TD$). Материал и методы исследования подробно описаны в [33].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На дифрактограмме, полученной в результате рентгеноструктурного фазового анализа $\theta/2\theta$ (РСФА), в меньших углах дифракции 2θ на рисунке 1 видны наиболее сильные брэгговские отражения $10\bar{1}1$, 0002 и $10\bar{1}0$ α -фазы, определяющие текстуру кристаллографических ориентаций α -зерен в поперечном сечении (TD) вдоль направления прокатки RD. Наличие малых по интенсивности пиков исходной β -фазы 110 и 211 в виде “наплывов” на соседние линии α -фазы $10\bar{1}1$ и $10\bar{1}3$ или самостоятельных совсем слабых пиков 200 , 220 , 310 , 222 позволяет заключить, что количество остаточной β -фазы мало и не превышает 3–5 мас.% (рис. 1). Аналогичные результаты РСФА были также нами получены на образцах в плоскости прокатки (ND) и в поперечном сечении (RD), перпендикулярном направлению прокатки RD.

По данным РСФА кристаллографическая текстура α -зерен в поперечном сечении (TD)

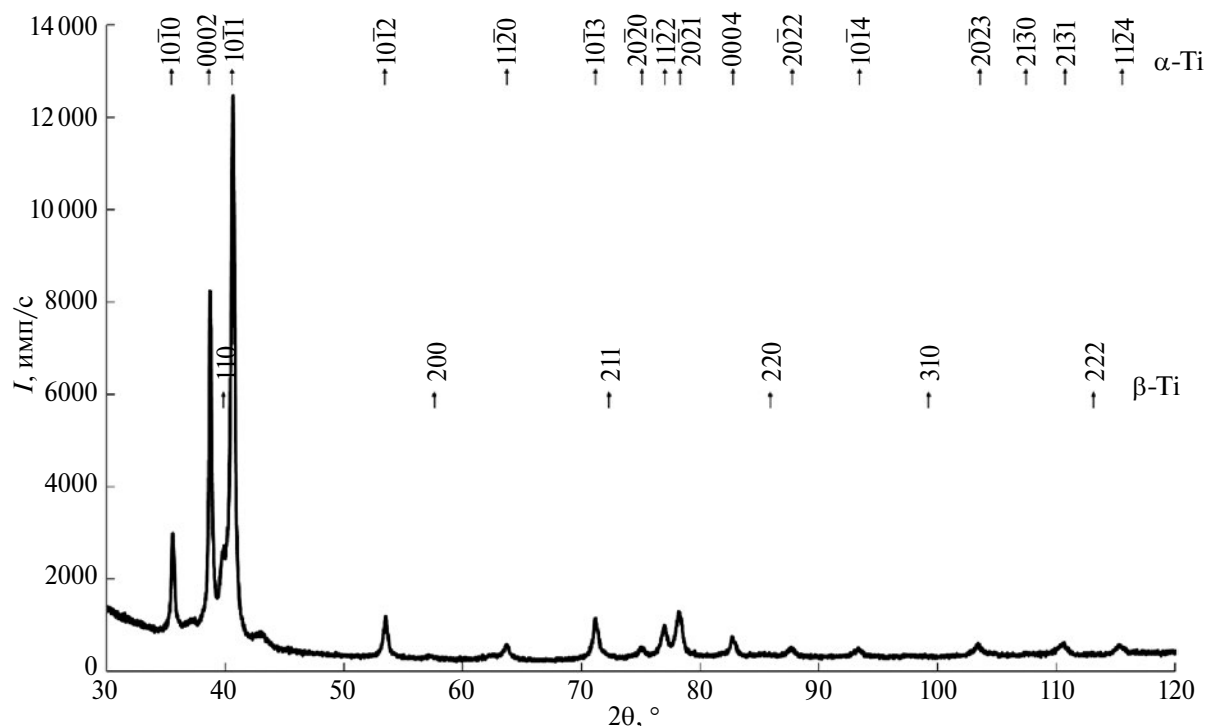


Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма, полученная в поперечном сечении (TD) плиты вдоль направления прокатки RD сплава Ti–6Al–4V и штрихдиаграммы рефлексов α - и β -фаз.

имеет три основных компоненты: базисную $\{0001\}$, призматическую $\{10\bar{1}0\}$ и пирамидальную $\{10\bar{1}1\}$. При учете факторов повторяемости, различных при дифракции для данных атомных плоскостей, можно более точно заключить, что преобладают α -зерна, в которых базисные или пирамидальные плоскости параллельны изучаемому поперечному сечению (TD) плиты. Это было ранее в данном сплаве выявлено для α -зерен в плоскости прокатки (ND) и поперечном сечении (RD) [33, 34].

Микроструктурный анализ в поперечном сечении (TD) образца прокатанного сплава был выполнен с использованием различных методических возможностей оптической металлографии (ОМ), растровой (РЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии. ОМ- и РЭМ-изображения в режиме вторичных электронов SE представлены на рис. 2. Зерна α -фазы имеют эллипсообразную форму и средний размер, близкий 8 мкм, согласно гистограмме на рис. 2г, и 9 мкм, согласно гистограмме на рис. 2д, в отличие от средних размеров глобулярных α -зерен, близких 12 мкм, в плоскости прокатки (ND) и в поперечном сечении (RD), полученных в работах [33, 34]. На рис. 2б, г гистограммы характеризуются узким распределением по линейным размерам (ширина не превышает величины двух средних размеров при анализе по площади

1 мм²). При съемке SE-изображений с большей на порядок площади образца были также выявлены редко расположенные отдельные α -зерна, размеры которых превышают средний размер зерна более чем на порядок (рис. 2д).

Метод дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) ориентационной РЭМ (ОРЭМ), который дает возможность провести количественный анализ степени взаимной кристаллографической разориентации α -зерен в сплаве, представлен на рис. 3а в виде гистограммы. Видно, что на гистограмме распределение разориентаций α -зерен в поперечном сечении (TD) плиты сплава Ti–6Al–4V немонотонно в пределах от 0 до 90° и состоит из чередующихся максимумов.

Известно, что пластинчатые кристаллы α -фазы связаны с β -матрицей о.с. Бюргерса [3–5, 29]. Кроме того, при ТМО в широком интервале температур титан и его сплавы наряду со скольжением дислокаций как в β , так и в α -фазах, испытывают механическое двойникование по различным кристаллографическим системам [35]. Поэтому в модельном расчете гистограмм, представленных на рис. 3б, нами было выполнено вычисление спектров частоты встречаемости α -зерен по углам разориентации, используя функцию Гаусса, с учетом, во-первых, о.с. Бюргерса и, во-вторых, двойникования в α -фазе (табл. 1) [33–35].

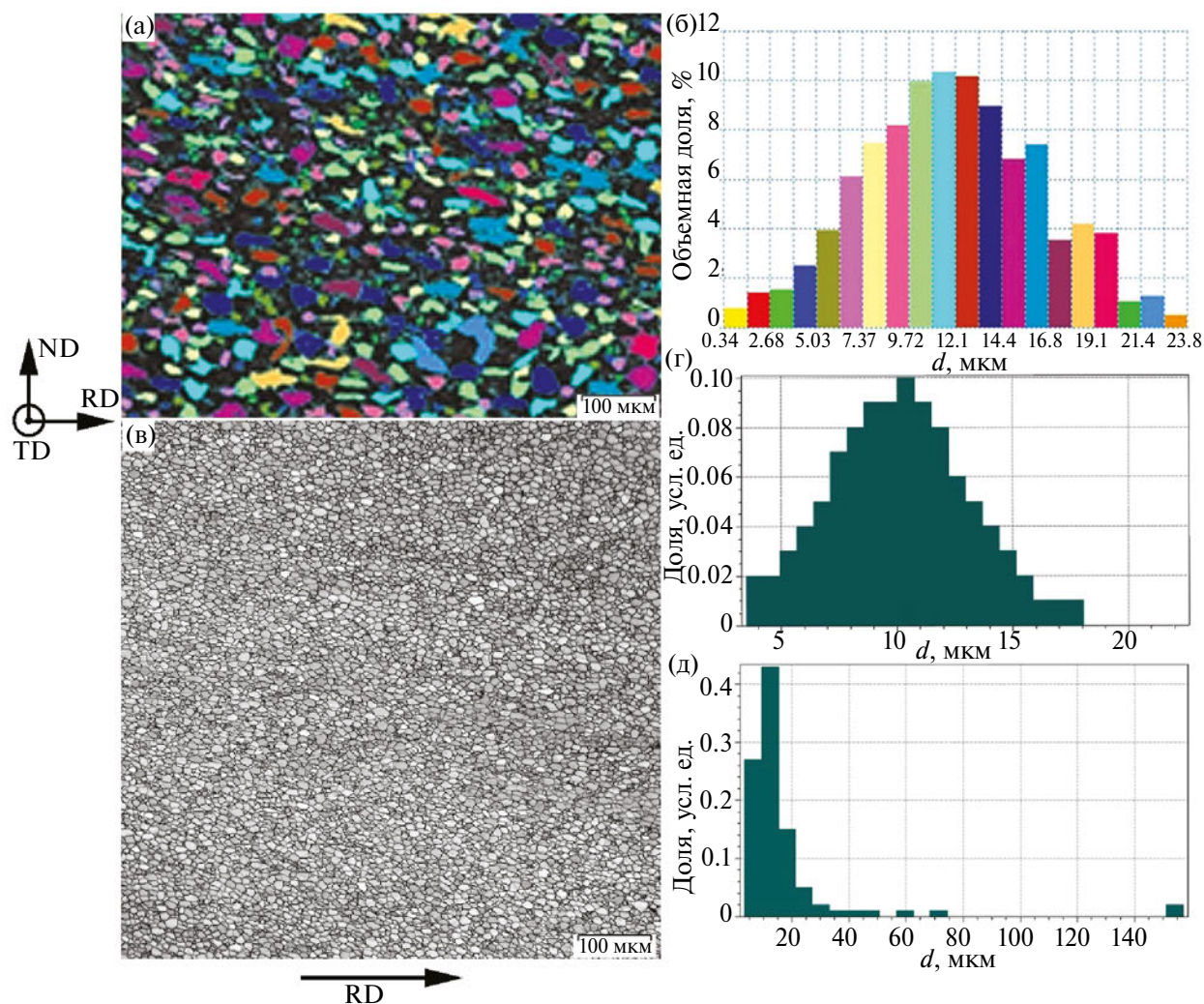


Рис. 2. OM- (а) и РЭМ SE-изображения структуры (в) в поперечном сечении плиты (TD) и гистограммы распределения α -зерен по размерам (б, г, д). Указаны направления нормалей к плоскостям прокатки (ND) и поперечных (TD) и (RD) сечений.

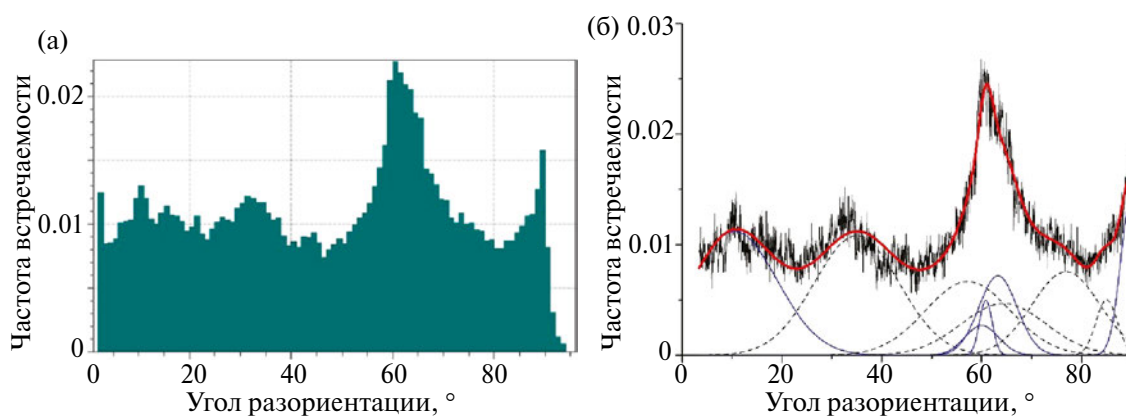


Рис. 3. Экспериментальная (а) и модельные (б) гистограммы распределения угла разориентации α -кристаллитов в поперечном сечении (TD) плиты сплава. Сплошная линия черного цвета соответствует экспериментальной гистограмме, жирная сплошная линия красного цвета — суммарной функции Гаусса, состоящей из функций Гаусса для о.с. Бюргерса (сплошные тонкие линии) и для двойниковых ориентаций (пунктирные линии).

Количественное согласие экспериментальных спектров и расчетного моделирования угловой разориентации доказывает, что и в поперечном сечении (TD) исследуемой плиты сплава, подвергнутого ТМО, МЗ кристаллиты α -фазы находятся в ориентационном соотношении друг с другом, определяемом, во-первых, о.с. Бюргерса, а во-вторых, двойниковым соответствием. Расхождение спектров встречаемости выявляет неучтенное распределение по углу разориентации произвольно ориентированных кристаллитов α -фазы, по-видимому, возникших в результате динамической рекристаллизации.

Как уже отмечалось [33, 34], очевидно, что особая роль двойникования, как и реализации о.с. Бюргерса, обусловлена наряду с механизмами ориентированного зарождения и роста α -зерен действующими аккомодационными процессами, в том числе имеющими место взаимных комбинаций двойниковых кристаллов с разными углами разориентации 35° и 85° или 57° , 64° и 77° (соответственно, с растяжением или сжатием вдоль оси c).

Метод ДОРЭ гораздо более чувствителен, чем метод SE РЭМ, выявляя в поперечном сечении (TD) планарную слоистую микроструктуру МЗ

Таблица 1. Углы разориентации для 5 систем двойникования в α -фазе [33, 35]

Плоскость двойникования K_1	(11 $\bar{2}$ 1)	(10 $\bar{1}$ 1)	(11 $\bar{2}$ 2)	(11 $\bar{2}$ 4)	(10 $\bar{1}$ 2)
Углы, град	35	57	64	77	85

α -фазы параллельно плоскости прокатки (см. рис. 4). Кроме того, ОРЭМ при ротации по углам Эйлера позволяет определить характер изменения углов разориентаций α -кристаллитов, что видно на изображении микроструктуры (рис. 4а) в соответствии со схемой Эйлера (рис. 4б). На вставке к рис. 4а и на рис. 4б показаны цветовые кодировки шкалы Эйлера и диаграмма Родригеса–Франка [36, 37], позволяющие сопоставить внутреннюю систему координат, привязанную к кристаллиту, с внешней системой координат, определяющей положение шлифа на рабочем столике в РЭМ.

ДОРЭ-анализ в методической модификации, определяющей карту распределения α -зерен по кристаллографическим ориентациям, иллюстрирует рис. 5. Совпадение цвета различных α -зерен на ДОРЭ-картах, задающего ориен-

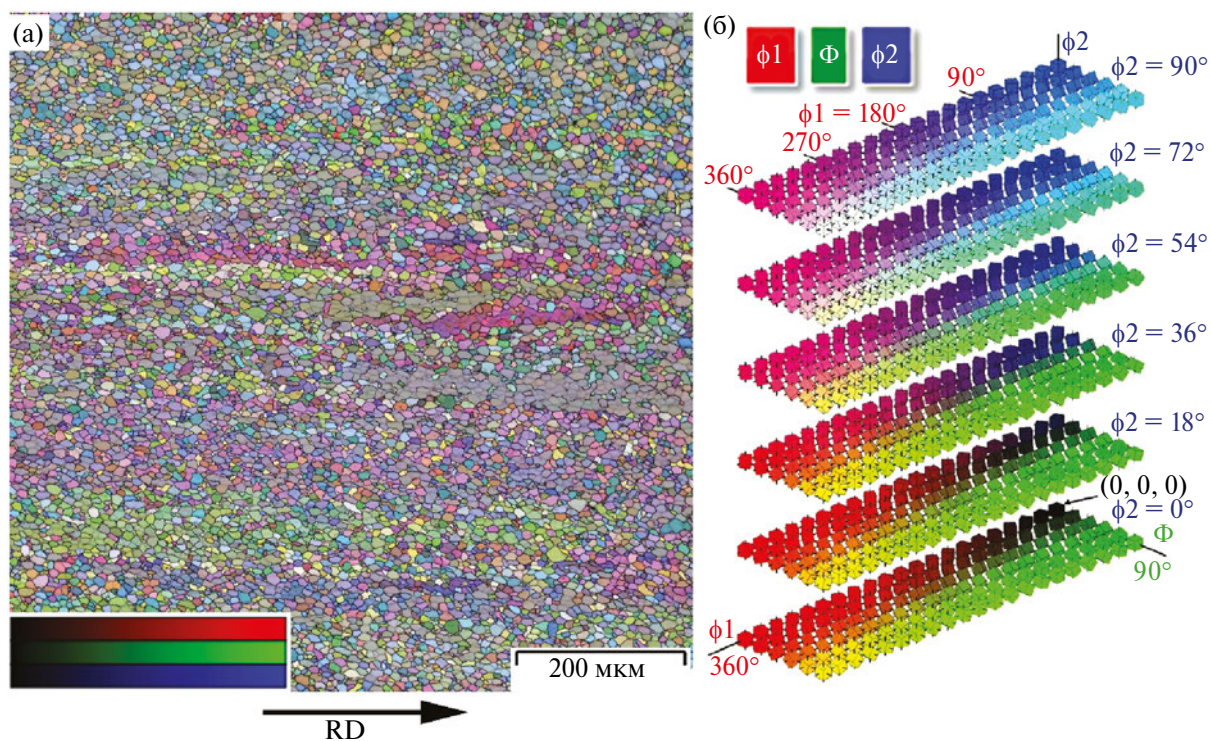


Рис. 4. ДОРЭ-карта и цветная шкала в углах Эйлера (а) и цветовая диаграмма Родригеса–Франка разворотов α -кристаллитов в зависимости от углов Эйлера (б) в поперечном сечении (TD) плиты сплава.

тацию на стандартном треугольнике обратной полюсной фигуры (ОПФ) (рис. 5), а с другой стороны, согласие ориентировок с выделенными направлениями на проекциях элементарной ячейки зерен α -фазы свидетельствуют о разнообразии и хорошей точности определения кристаллографической ориентации данных зерен. Более широкие слои α -зерен, ориентированные

вдоль RD, соответствуют красно-оранжевым цветам полюсов ОПФ 0001 и $01\bar{1}1$ (рис. 5г). Несколько более узкие или сравнимые по ширине слои α -зерен вдоль RD имеют сине-фиолетовый цвет, близкий к цвету полюса $01\bar{1}0$. Наиболее короткие и наименее упорядочено расположенные α -зерна имеют зеленый цвет, близкий к цвету полюса $\bar{1}2\bar{1}0$. В основном цветовая коди-

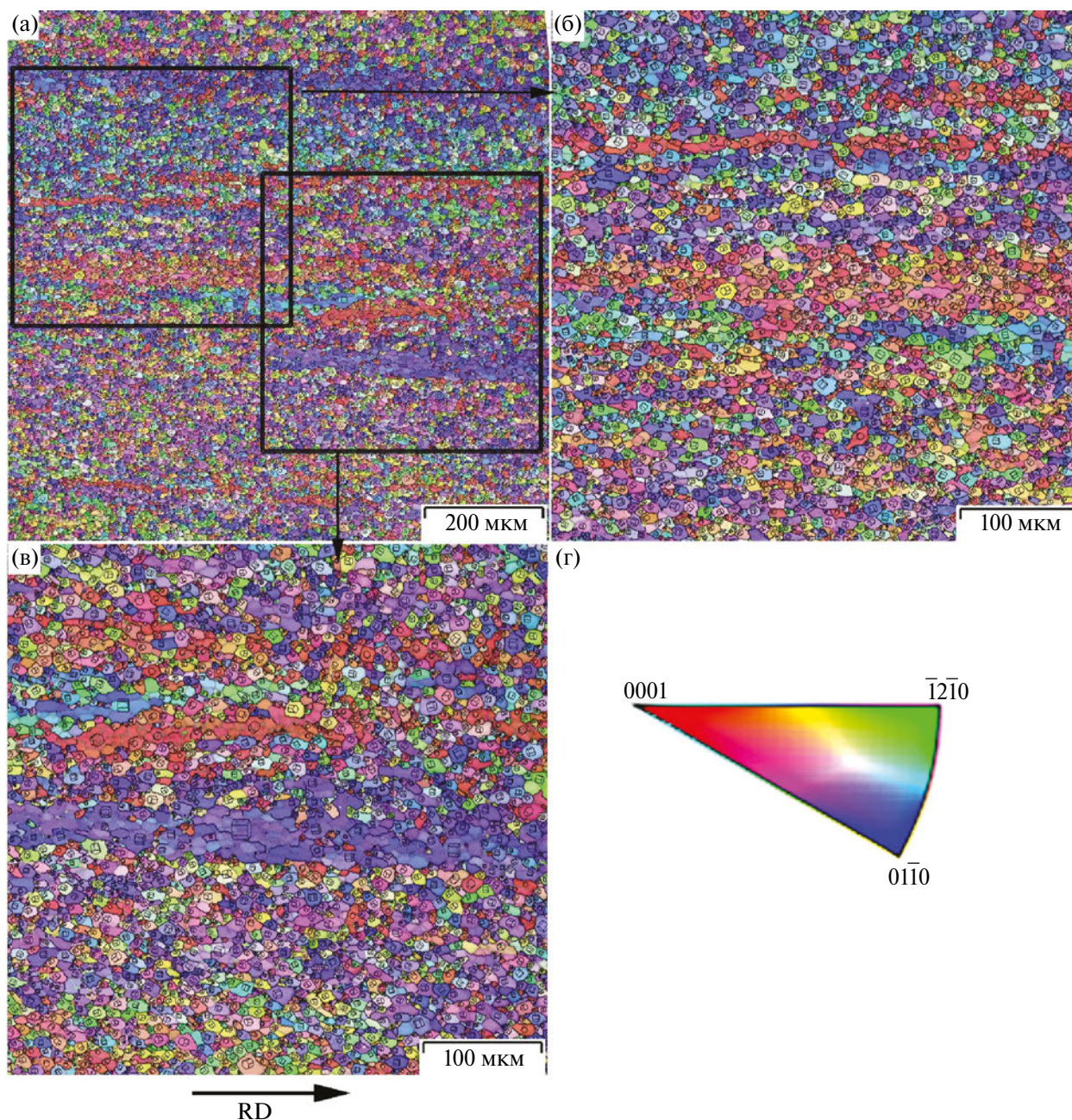


Рис. 5. Карта ДОРЭ-анализа (а), увеличенные фрагменты с обозначением ориентации в цветах ОПФ и проекциями элементарной ячейки α -фазы (б, в) и стандартный стереографический треугольник ОПФ ГПУ-решетки (г) в поперечном сечении (ТД) плиты сплава.

ровка α -зерен отвечает кристаллографическим плоскостям: базисным (0001), пирамидальным (01 $\bar{1}$ 1) и призматическим (01 $\bar{1}$ 0).

В другом варианте методики ДОРЭ-анализа на рис. 6 размерное распределение зерен за-

дается по их угловой разориентации. Здесь отчетливо видны крупные области с субзеренной структурой, во-первых, выделенные общим цветом для кристаллитов в пределах области, размер которой задан цветовой шкалой справа

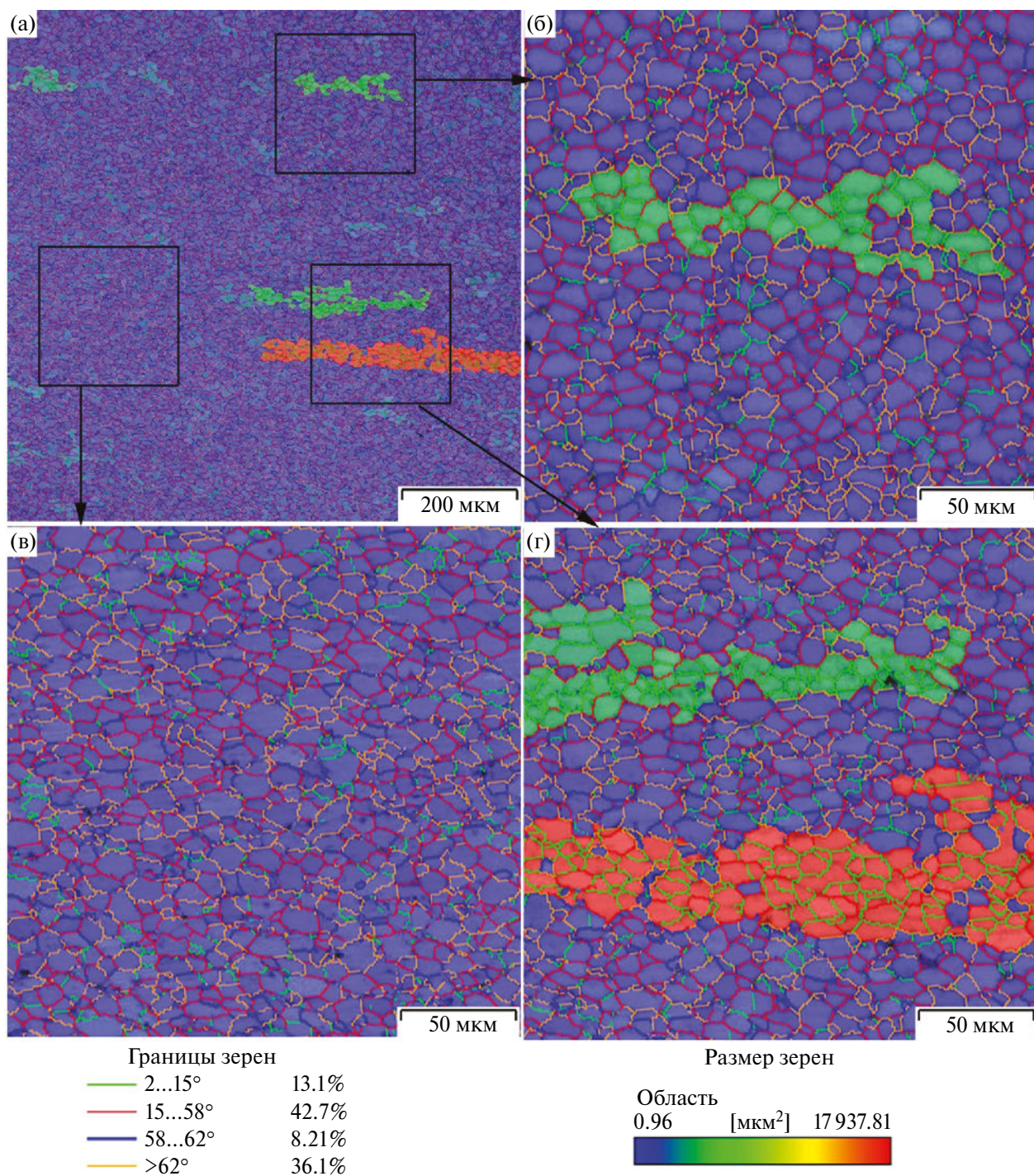


Рис. 6. ДОРЭ-карты распределения α -зерен по размерам (а) и ее увеличенные фрагменты (б–г) зеренно-субзеренной структуры в поперечном сечении (ТД) плиты сплава (б–г).

под рисунком. А во-вторых, в этих областях слабо отличающиеся разориентации кристаллитов друг относительно друга задаются цветом межкристаллитных границ (см. слева под рисунком интервалы малоугловой разориентации в пределах $2\text{--}15^\circ$). Синим цветом выделены достаточно произвольно ориентированные α -зерна основного массива. Для них другим цветом показаны большеугловые разориентации границ в трех диапазонах углов (слева под рисунком — $15\text{--}58^\circ$, $58\text{--}62^\circ$, больше 62°).

На их синем фоне в поперечном сечении (TD) плиты зеленым и оранжевым цветом изображены вытянутые планарные зерна (или кластеры) размером $0.2\text{--}0.4$ мм с одним цветом субграниц угловой разориентации в указанном интервале ($2^\circ\text{--}15^\circ$). Программа РЭМ распознает эти кластеры как отдельное одно зерно, которое подпадает под определение зародышей МТО или даже макрозон. Но, на наш взгляд, они еще не являются сплошными едиными α -зернами, так как кристаллиты внутри зерна индивидуально обособлены как границами, так и “вставками” α -зерен других ориентаций. Количество таких

зародышей МТО менее $10/\text{мм}^2$. И что важно, сравнительно близко ориентированные α -зерна в пределах данных МТО в поперечном сечении (TD) характеризуются расположением “мягких” пирамидальных и призматических плоскостей скольжения вдоль RD. Напротив, вдоль базисной плоскости (0001) в α -зернах в том же направлении TD-скольжение будет “жестким” в согласии с [15].

Для определения кристаллографических ориентаций нормалей α -зерен в поперечном сечении (TD) были построены прямые полюсные фигуры (ППФ) (см. рис. 7) и типичные стандартные треугольники ОПФ в трех проекциях X, Y, Z (см. рис. 8). На рис. 7а, г представлена интегральная ДОРЭ-карта и ей соответствующая ППФ. При этом на рис. 7б и в выделены α -зерна только той ориентации, полюсы которой на соответствующей ППФ (рис. 7д, е) отвечают нормалям к призматическим или базисным плоскостям α -фазы. Обнаружено, что преобладают α -зерна, залегающие призматическими плоскостями в поперечном сечении (TD), и, соответственно, им параллельны оси с, в свою очередь,

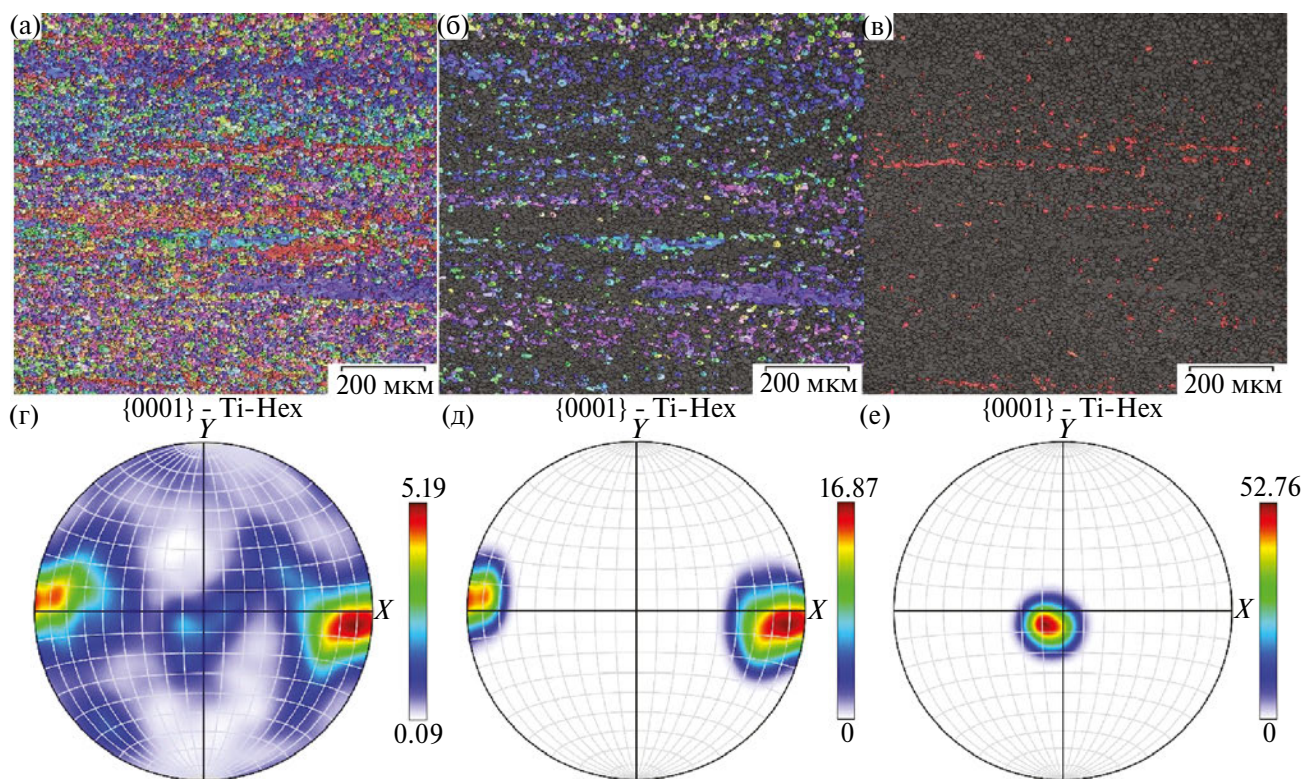


Рис. 7. ДОРЭ-карты (а, б, в), интегральная карта (а) и соответствующая ей ППФ (г), а также ППФ с одним выделенным полюсом (д, е), которым отвечают ДОРЭ-карты на рисунках (б, в) в поперечном сечении (TD) плиты сплава.

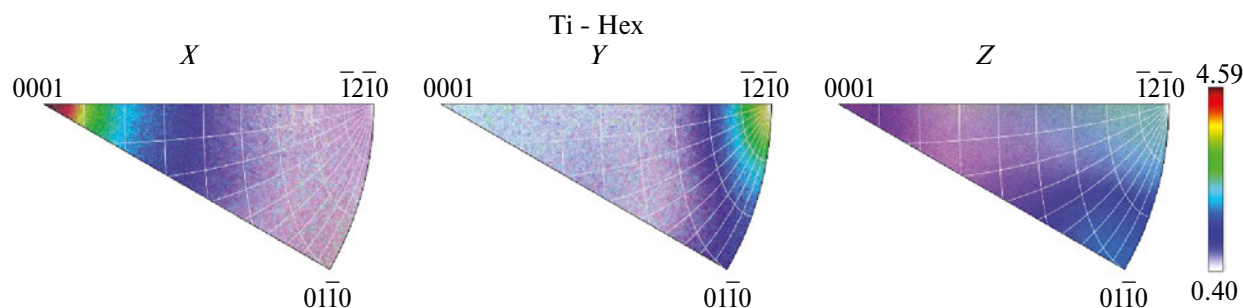


Рис. 8. Типичные треугольники ОПФ в трех проекциях X , Y , Z для поперечного сечения ($Z||TD$) плиты сплава.

$c||RD$ (рис. 7б, д). Кроме того, рис. 7в и е демонстрируют меньшее количество α -зерен с базисной плоскостью, параллельной поперечному сечению (TD). В этом случае $c||TD$.

На рис. 8 видно, что цветом явно выделяются полюсы нормалей к базисной (0001) и призматической ($01\bar{1}0$) плоскостям в сечении $Z||TD$. Для проекции X полюсная плотность выше для полюса, близкого к нормалям базисных плоскостей (0001), а для проекции Y — полюсу нормалей призматических плоскостей ($\bar{1}2\bar{1}0$). Наряду с основными полюсами видны “рассеянные” распределения полюсов от других произвольно ориентированных α -зерен, практически заполняющие поля всех треугольников ОПФ. В целом данные на рис. 1–8 согласуются между собой и находятся в кристаллографическом соответствии с результатами аналогичных исследований в наших предыдущих работах [33, 34].

В заключение на рис. 9а, б иллюстрируются светло- и темнопольное ПЭМ-изображения особенностей субмикронных зерен α -фазы. На рис. 9а, б видна дислокационная субструктура только у границ глобулярных α -зерен. Т. е. формирующиеся при ТМО α -зерна практически свободны от дислокаций, из чего следует, что основным при их росте является диффузионный механизм глобуляризации и возможной рекристаллизации. Но поскольку процесс горячей прокатки является практически непрерывным, дислокационный механизм собственно пластической деформации исключить нельзя, и он проявляется в локализации дислокаций в виде скоплений на границах зерен [33, 34]. При этом из 3D-реконструкции формы зерен по данным ОМ-, РЭМ- и ПЭМ-исследований следует, что они имеют глобулярную форму во всех трех проекциях. На рис. 9в приведена соответствующая микродифракция электронов и ее схема в плоскости обратной решетки (121).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Данные, полученные в настоящей работе на образцах сплава Ti–6Al–4V в поперечном сечении (TD) вдоль направления прокатки, завершают анализ структуры и текстуры прокатанного сплава в трех ортогональных проекциях (ND), (RD), (TD). Приведенные в настоящей работе экспериментальные результаты изучения подвергнутого ТМО сплава в целом подтверждают данные, полученные для плоскости прокатки (ND) [33] и другого поперечного сечения (RD) [34]. Также обнаружены о.с. Бюргерса и двойниковые ориентации в α -зернах, выявлено заметное угловое рассеяние (до 10 – 15°) кристаллографических ориентировок α -зерен. Предполагается, что рассеяние обусловлено механизмами гетерогенного ориентированного зарождения и последующего роста α -зерен в β -матрице, их конкурентной динамической глобуляризации, а также возможной динамической рекристаллизации в условиях пластической деформации, развивающейся при горячей прокатке и обеспечивающей необходимое формоизменение слитка в плиту [25]. Возможность динамической рекристаллизации следует из наличия несовпадений экспериментального спектра разориентаций и модельных аналитических спектров встречаемости кристаллов, удовлетворяющих о.с. Бюргерса и двойникам (см. рис. 3). При этом термомодеформационно-индуцированное $\beta \rightarrow \alpha$ -ПП реализуется при высоких температурах, что позволяет практически полностью остаточную β -матрицу (<5 мас.%) заместить МЗ равноосной α -фазой. Слоисто-глобулярная микроструктура формируется за счет особой слоистой анизотропной микрокристаллической текстуры α -сплава. В поперечном (TD) сечении также присутствуют однонаправленные по RD микроскопические текстурные кластеры, являющиеся зародышами МТО. Особенности объ-

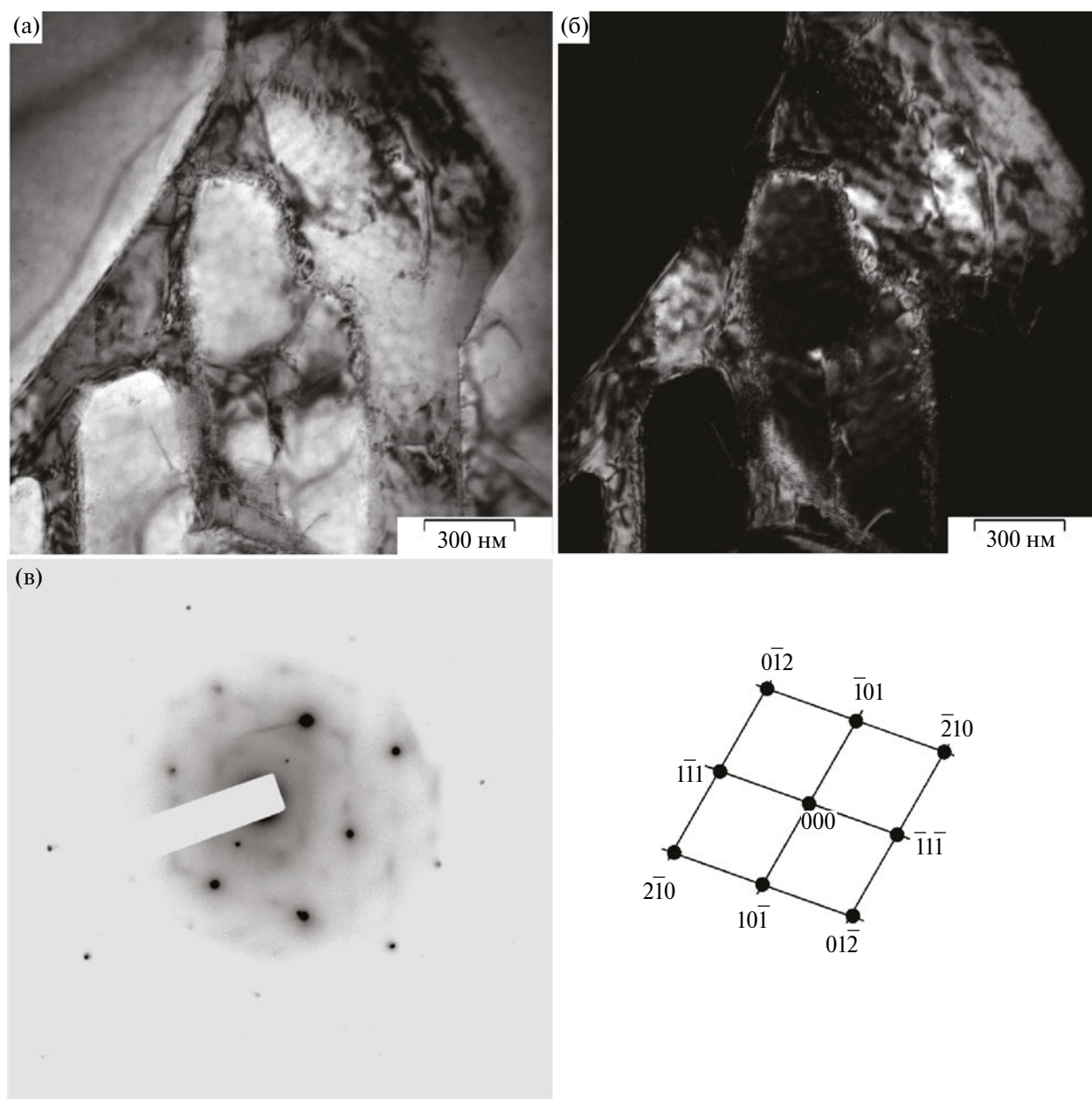


Рис. 9. Светло- (а) и темнопольное (б—в рефлексе $\bar{1}01$) ПЭМ-изображения α -зерен и соответствующая микроэлектроннограмма и ее схема (в, плоскость обратной решетки (121)). Поперечное сечение плиты (TD). На ПЭМ-изображениях вблизи межкристаллитных границ видна дислокационная субструктура МЗ α -фазы.

емной 3D-реконструкции анизотропно ориентированных глобулярных зерен α -фазы будут детально рассмотрены в следующей статье.

ВЫВОДЫ

Анализ результатов комплексных исследований образцов промышленного сплава Ti–6Al–

4V в поперечном сечении (TD) по всей толщине плиты и, прежде всего, полученных с использованием оригинальных современных методик ориентационной растровой электронной микроскопии, позволил сформулировать следующие основные выводы:

1) Показано, что ТМО методом многопроходной горячей прокатки в плиту при температу-

рах ниже $T_{\text{пп}}$ позволяет создать микроструктуру глобулярных практически равноосных зерен α -фазы, которая характеризуется по текстуре как слоистая по отношению к плоскости прокатки (с толщиной слоя в десятки α -зерен).

2) Выявлены экспериментальным методом ДОРЭ и модельными аналитическими расчетами с применением функции Гаусса взаимные кристаллографические разориентации и текстура в поперечном сечении (TD) сплава, подвергнутого ТМО с участием $\beta \rightarrow \alpha$ -ПП, которые определяются отбором кристаллов α -фазы по о.с. Бюргерса: $\{110\}_{\beta} \parallel (0001)_{\alpha}$; $\langle 111 \rangle_{\beta} \parallel [11\bar{2}0]_{\alpha}$ и двойниковым ориентациям.

3) Установлено, что индуцирующий эффект большой горячей пластической деформации сплава проявляется в динамических процессах ориентированной глобуляризации, а также возможной первичной рекристаллизации при ТМО.

4) Обнаружено, что в поперечном сечении (TD) существенное рассеяние кристаллографических ориентаций α -зерен (до 10 – 15°) реализуется избирательно для каждой группы ориентировок Бюргерса.

5) В слоистой микроструктуре α -зерен выявляется некоторое количество (не более $10/\text{мм}^2$) специфических, вытянутых поперек направления прокатки кластеров (или зародышей) МТО, выделенных общими о.с. Бюргерса. Наблюдаемые МТО несовершенны и индивидуально обособлены межкристаллитными границами и “вставками” α -зерен других ориентировок.

6) В поперечном сечении (TD) вдоль направления RD ориентационно выделяются чередующиеся слои α -зерен. При этом кристаллографические плоскости α -зерен (базисная (0001), пирамидальная (011) или призматическая (0110)) параллельны данным слоям.

Работа выполнена в рамках Госзадания (шифр “Структура”) Г.р. № 122021000033-2 ИФМ УрО РАН научными сотрудниками ИФМ УрО РАН с использованием научного оборудования отдела электронной микроскопии ЦКП ИФМ УрО РАН и при поддержке РНФ № 21-79-30041 “Закономерности критичности в материалах с дефектами, разработка подходов по мониторингу и прогнозированию ресурса при широкодиапазонном силовом и энергетическом воздействии (приложения в авиационном моторостроении)”. В рамках РНФ были поставлены и сформулированы цели и задачи исследования, изготовлен сплав в однофазном мелкозернистом состоянии

α -фазы методом ТМО, проведено металлографическое изучение и комплексное обсуждение всех полученных в работе результатов.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Цвиккер У. Титан и его сплавы. М.: Мир, 1979. 512 с.
2. Польшкин И.С. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов. М.: Металлургия, 1984. 96 с.
3. Ильин А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. М.: Наука, 1994. 304 с.
4. Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н. Предпосредные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: УрО РАН, 1998. 368 с.
5. Peters M., Kumpfert J., Ward C.H., Leyens C. Titanium alloys for aerospace applications // Adv. Eng. Mater. 2003. V. 5. № 6. P. 419–427.
6. Banerjee D., Williams J.C. Perspectives of titanium science and technology // Acta Mater. 2013. V. 61. P. 844–879.
7. Котов А.Д., Михайловская А.В., Мослех А.О., Пурсело Т.П., Просвиряков А.С., Портной В.К. Сверхпластичность ультрамелкозернистого титанового сплава Ti-4% Al-1% V-3% Mo // ФММ. 2019. Т. 120. № 1. С. 63–72.
8. Mosheh A.O., Mikhaylovskaya A.V., Kotov A.D., Kwame J.S., Aksenov S.A. Superplasticity of Ti-6Al-4V titanium alloy: macrostructure evolution and constitutive modelling // Materials. 2019. V. 12. P. 1756.
9. Bonisch M., Panigrahi A., Stoica M., Calin M., Ahrens E., Zehetbauer M., Skrotzki M., Eckert J. Giant thermal expansion and α -precipitation pathways in Ti-alloys // Nature Comm. 2017. V. 8. P. 1429.
10. Evans W.J., Gostelow C.R. The effect of hold time on the fatigue properties of a β -processed titanium alloy // Metall. Trans. A. 1979. V. 10. P. 1837–1846.
11. Evans W.J., Bache M.R. Dwell-sensitive fatigue under biaxial loads in the near-alpha titanium alloy IMI685 // Int. J. Fatig. 1994. V. 16. P. 443–452.
12. Bache M., Cope M., Davies H., Evans W., Harrison G. Dwell sensitive fatigue in a near alpha titanium alloy at ambient temperature // Int. J. Fatigue. 1997. V. 19(93). P. 83–88.
13. Bache M.R. A review of dwell sensitive fatigue in titanium alloys: the role of microstructure, texture and operating conditions // Int. J. Fatig. 2003. V. 25. P. 1079–1087.
14. Sinha V., Mills M.J., Williams J.C. Understanding the contributions of normal-fatigue and static loading to the dwell fatigue in a near-alpha titanium alloy // Metall. Mater. Trans. A. 2004. V. 35. № 10. P. 3141–3148.
15. Tympel P.O., Lindley T.C., Saunders E.A., Dixon M., Dye D. Influence of complex LCF and dwell load re-

- gimes on fatigue of Ti-6Al-4V // *Acta Mater.* 2016. V. 103. P. 77–88.
16. *Toubal L., Bocher P., Moreau A.* Dwell-fatigue life dispersion of a near alpha titanium alloy // *Int. J. of Fatigue.* 2009. V. 31. P. 601–605.
 17. *Pilchack A.L.* Fatigue crack growth rates in alpha titanium: Faceted vs. striation growth // *Scripta Mater.* 2013. V. 68. P. 277–280.
 18. *Pilchack A.L.* A simple model to account for the role of microtexture on fatigue and dwell fatigue lifetimes of titanium alloys // *Scripta Mater.* 2014. V. 74. P. 68–71.
 19. *Cuddihy M.A., Stapleton A., Williams S., Dunne F.P.E.* On cold dwell facet fatigue in titanium alloy aero-engine components // *Int. J. Fatig.* 2017. V. 97. P. 177–189.
 20. *Xu Y., Joseph S., Karamched P., Fox K., Rugg D., Dunne F.P.E., Dye D.* Predicting dwell fatigue life in titanium alloys using modelling and experiment // *Nature communications.* 2020. V. 11. P. 5868.
 21. *Hu Z., Zhou X., Liu H., Yi D.* The formation of microtextured region during thermo-mechanical processing in a near- β titanium alloy Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe // *J. All. Comp.* 2021. V. 853. P. 156964.
 22. *Rezaei M., Zarei-Hanzaki A., Anousheh A.S., Abedi H.R., Pahlevani F., Hossain R., Sahajwalla V., Berto F.* On the damage mechanisms during compressive dwell-fatigue of β -annealed Ti-6242S alloy // *Int. J. Fatig.* 2021. V. 146. P. 106158.
 23. *Britton T.B., Biroasca S., Preuss, M., Wilkinson A.J.* Electron backscatter diffraction study of dislocation content of a macrozone in hot-rolled Ti-6Al-4V alloy // *Scr. Mater.* 2010. V. 62. № 9. P. 639–642.
 24. *Littlewood P.D., Wilkinson A.J.* Local deformation patterns in Ti-6Al-4V under tensile, fatigue and dwell fatigue loading // *Int. J. Fatigue.* 2012. V. 43. P. 111–119.
 25. *Warwick J.L.W., Jones N.G., Bantounas I., Preuss M., Dye D.* In-situ observation of texture and microstructure evolution during rolling and globularisation on Ti-6Al-4V // *Acta Mater.* 2013. V. 61. P. 1603–1615.
 26. *Kulkarni G., Hiwarkar V., Singh R.* Texture evolution of Ti6Al4V during cold deformation // *Int. J. Materials, Mechanics and Manufacturing.* 2019. V. 7. № 6. P. 250–253.
 27. *Muth A., John R., Pilchak A., Kalidindi S.R., McDowell D.L.* Analysis of Fatigue Indicator Parameters for Ti-6Al-4V microstructures using extreme value statistics in the transition fatigue regime // *Int. J. of Fatigue.* 2021. V. 153. P. 106441.
 28. *Modina I.M., Dyakonov G.S., Stotskiy A.G., Yakovleva T.V., Semenova I.P.* Effect of the texture of the ultrafine-grained Ti-6Al-4V titanium alloy on impact toughness // *Materials.* 2023. V. 16. P. 1318.
 29. *Bohemen S.M.C., Kamp A., Petrov R.N., Kestens L.A.I., Sietsma J.* Nucleation and variant selection of secondary α -plates in β Ti alloy // *Acta Mater.* 2008. V. 56. P. 5907–5914.
 30. *Naimark O., Bayandin Yu., Uvarov S., Bannikova I., Saveleva N.* Critical Dynamics of Damage-Failure Transition in Wide Range of Load Intensity // *Acta Mechanica.* 2021. V. 232. P. 1943–1959.
 31. *Naimark O., Oborin V., Bannikov M., Ledon D.* Critical Dynamics of Defects and Mechanisms of Damage-Failure Transitions in Fatigue // *Materials.* 2021. V. 14. № 10. P. 2554.
 32. *Oborin V., Balakhnin A., Naimark O., Gornostyrev Y., Pushin V., Kuranova N., Rasposienko D., Svirid A., Ukusnikov A.* Damage-failure transition in titanium alloy Ti-6Al-4V under dwell fatigue loads // *Fratturaed Integrità Strutturale.* 2024. V. 18. № 67. P. 217–230.
 33. *Пушин В.Г., Распосиенко Д.Ю., Горностырев Ю.Н., Куранова Н.Н., Макаров В.В., Марченкова Е.Б., Свирид А.Э., Наймарк О.Б., Балахнин А.Н., Оборин В.А.* Структурно-фазовые превращения и кристаллографическая текстура в промышленном сплаве Ti-6Al-4V с глобулярной морфологией зерен α -фазы. Плоскость прокатки // *ФММ.* 2024. Т. 125. № 6. С. 686–698.
 34. *Пушин В.Г., Распосиенко Д.Ю., Горностырев Ю.Н., Куранова Н.Н., Макаров В.В., Свирид А.Э., Наймарк О.Б., Балахнин А.Н., Оборин В.А.* Структурно-фазовые превращения и кристаллографическая текстура в промышленном сплаве Ti-6Al-4V с глобулярной морфологией зерен α -фазы. Поперечное сечение плиты, перпендикулярное направлению прокатки // *ФММ.* 2024. Т. 125. № 7. С. 795–807.
 35. *Laine S.* The role of twinning deformation of α -phase titanium. Cambridge: University of Cambridge, 2017. 224 p.
 36. *Neumann P.* Representation of orientations of symmetrical objects by Rodrigues vectors // *Textures and Microstructures.* 1991. V. 14–18. P. 53–58.
 37. *Morawiec A.* Orientations and rotations: computations in crystallographic textures. Berlin: Springer-Verlag, 2004. 200 p.

**STRUCTURAL AND PHASE TRANSFORMATIONS
AND CRYSTALLOGRAPHIC TEXTURE IN INDUSTRIAL Ti–6Al–4V
ALLOY WITH GLOBULAR MORPHOLOGY OF α -PHASE GRAINS:
PLATE'S TRANSVERSE SECTION ALONG ROLLING DIRECTION**

**V. G. Pushin^{1,2,*}, D. Yu. Rasposienko¹, Yu. N. Gornostyrev^{1,2}, N. N. Kuranova¹, V. V. Makarov¹,
A. E. Svirid¹, O. B. Naimark², A. N. Balakhnin², and V. A. Oborin²**

¹*Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620108 Russia*

²*Institute of Continuous Media Mechanics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Perm, 614013 Russia*

**e-mail: pushin@imp.uran.ru*

The industrial Ti–6Al–4V alloy, obtained almost in the single-phase α state by the thermomechanical treatment including hot rolling, is studied by the methods of X-ray diffraction analysis, optical and transmission and scanning orientation electron microscopy. It is revealed that the layered fine-grained microstructure in the plate's transverse section (TD) along the rolling direction (RD) is characterized both in the rolling plane (ND) and in the transverse section perpendicular to the RD by the texture selection and consistent distribution of globular α grains over the orientation Burgers relations and twinning orientations. The special crystallographic orientation of α grains and the mechanisms of generation of microtexture regions in the studied plate's transverse section (TD) of the alloy correlate with the similar data established for the plate in the plane (ND) and in the transverse section. The results obtained in three mutually orthogonal sections of the plate agree with each other, determining the texture of the globular α phase.

Keywords: titanium alloy, thermomechanical treatment, microstructure, phase composition, texture, microtexture regions