

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, ПЕРПЕНДИКУЛЯРНОЕ НАПРАВЛЕНИЮ 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 24.11.2023 г.

После доработки 28.02.2024 г.

Принята к публикации 07.03.2024 г.

Микротекстура и структура промышленного сплава Ti–6Al–4V практически в однофазном α -состоянии, полученные с использованием термомеханической обработки, включающей горячую прокатку, были изучены методами рентгеновской дифрактометрии, оптической, просвечивающей и растровой электронной микроскопии. Обнаружено, что слоистая мелкозернистая микроструктура в поперечном сечении плиты, перпендикулярном направлению прокатки, характеризуется отбором равноосных глобулярных α -зерен по ориентационным соотношениям Бюргерса и двойниковым ориентациям. Выявленные распределения α -зерен по размерам и кристаллографическим ориентациям в поперечном сечении плиты сопоставляются с особенностями распределений, установленными для плоскости прокатки плиты. Обоснованы программно-аппаратные методы обнаружения и структурные механизмы образования микротекстурных областей в сплаве.

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

DOI: 10.31857/S0015323024070034, **EDN:** JSBJZY

ВВЕДЕНИЕ

Как известно, низкая плотность, высокая удельная и усталостная прочность, жаропрочность, коррозионная стойкость определяют привлекательность и нарастающее использование в последние 60 лет легких титановых сплавов в авиакосмической технике и на транспорте [1–3]. Формирование микроструктуры, объемной доли, размеров и пространственного распределения гексагональной (ГПУ) α -фазы глобулярной или пластинчатой морфологии в β (ОЦК)-матрице объемных титановых сплавов обеспечиваются термическими (ТО) и термомеханическими (ТМО) обработками [3–6]. ТМО с применением горячей прокатки особенно благоприятна с учетом эффекта сверхпластичности, проявляемого в титановых сплавах с $\beta \rightarrow \alpha$ -полиморфным превращением (ПП) при повышенных температу-

рах [7, 8]. Данные титановые сплавы характеризуются низкими уровнями упругих свойств (модулей Юнга и сдвига поликристаллов и упругих констант монокристаллов) и их аномальным уменьшением в ряде сплавов при охлаждении, а как следствие, снижением термодинамической и механической устойчивости решетки β -фазы при пониженных температурах [3–5]. При закалке эти сплавы испытывают бездиффузионное мартенситное $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращение, а в процессе ТО или ТМО при температуре ниже $T_{пп}$ -диффузионно-контролируемое $\beta \rightarrow \alpha$ -ПП с образованием α -фазы пластинчатой [9–11] или глобулярной морфологии [7, 8, 12–13]. При этом сплавы титана отличаются гигантским анизотропным термическим расширением α -фазы [14]. Как известно, для α -фазы пластинчатой морфологии выполняются ориентационные соотношения

(о.с.) Бюргерса [3–5, 9, 10], но для глобулярной α -фазы, часто называемой первичной, о.с. не установлены.

Широко используемые в газотурбинных двигателях (ГТД) детали и узлы, изготовленные из сплавов титана, испытывают при эксплуатации вращение и вибрации и должны иметь высокую усталостную прочность [15–19]. Длительность циклических нагрузок в ГТД может достигать более 85% времени эксплуатации сплавов [12]. При выдержке под нагрузкой, моделирующей циклические режимы при авиационном взлете, как и в реальных условиях полета, в титановых сплавах развивается необычное явление, известное как “холодная усталость при выдержке” (cold dwell fatigue) [15–20]. К резкому сокращению долговечности приводит преждевременное зарождение и рост так называемых фасеточных трещин [20–23]. Им предшествуют особые микротекстурные области (МТО), трансформирующиеся в макрзоны при усталостных испытаниях или, возможно, даже ранее присутствовавшие в исходном состоянии [24–26]. Достаточно подробное изучение влияния деформации при различных температурах на структуру и текстуру, а также на эволюцию МТО при усталостных испытаниях было выполнено на промышленном сплаве Ti–6Al–4V (мас.%) [11–13, 27–31]. В качестве МТО рассматривают кластеры несвязанных соседних (или соприкасающихся) зерен α -фазы с близкой или подобной ориентацией или одно зерно, протяженностью вплоть до нескольких миллиметров. МТО могут отличаться возможностью как “легкого”, так и “жесткого” скольжения, присущей ГПУ-решетке. Однако причины появления МТО до сих пор остаются не выясненными [25].

Понимание природы и закономерностей формирования микроструктуры и текстуры, в том числе МТО, зарождения и роста трещин, образующихся при испытаниях на малоцикловую усталость (МЦУ) с выдержкой или без нее в титановых сплавах является важной задачей. Кроме того, разработка методов аттестации и контроля микроструктуры и текстуры в условиях производства и эксплуатации ГТД становится необходимой для оценки ресурса их безопасного использования. Очевидно также, что современное моделирование механического поведения титановых сплавов при МЦУ (и особенно с выдержкой) должно учитывать микроструктурные аспекты зарождения и кинетики роста новой фазы, как и эволюции микроструктурных дефектов, наряду с макроскопическим феноменологическим описанием процессов пластичности и разрушения [30–33].

Целью данной работы — продолжение комплексного анализа микроструктуры и текстуры исходного промышленного титанового сплава Ti–6Al–4V в трех проекциях — продольной плоскости прокатки [34] и двух поперечных сечениях (вдоль и поперек направления прокатки в плиту).

Неблагоприятный эффект анизотропной внутризеренной пакетно-пластинчатой морфологии α -фазы удалось исключить за счет специально разработанной ТМО, обеспечивающей получение в сплаве доминирующей глобулярной мелкозернистой (МЗ) структуры α -фазы. Средний размер зерен в МЗ-структуре, зафиксированной в плоскости прокатки, составил 12 мкм, а объем остаточной β -фазы стал менее 5 мас.% [31, 34]. Было обнаружено, что в плоскости прокатки взаимная кристаллографическая ориентация α -зерен и их текстура преимущественно определяются отбором кристаллов α -фазы по о.с. Бюргерса: $\{110\}_{\beta} \parallel (0001)_{\alpha}$; $\langle 1\bar{1}1 \rangle_{\beta} \parallel [1120]_{\alpha}$, а также механическим двойникованием. Это оказалось возможным за счет действия механизма гетерогенного ориентированного зарождения и последующего роста α -зерен путем глобуляризации в деформируемой β -матрице. Важно, что горячая прокатка при температурах ниже $T_{пп}$, обеспечивая нарастание степени пластической деформации, привела к интегральному повышению на порядок разориентации зерен α -фазы до 10° – 15° для каждой группы зерен близких ориентировок, соответствующих одному из о.с. Бюргерса. Но, кроме того, были выявлены специфические, вытянутые вдоль и поперек направления прокатки прекурсоры (или зародыши) МТО, в которых индивидуальные α -зерна выделены общими о.с. Бюргерса, в результате чего кристаллографически идентичные плоскости почти параллельны. Количество таких МТО не превысило 10 на 1 мм^2 , но их протяженность варьировалась в широких пределах (от десятков до нескольких сотен микрометров). Зародыши МТО морфологически несовершенны и индивидуально обособлены межкристаллитными границами и встроенными α -зернами иных ориентаций.

Для получения достоверных результатов по всему 3D-объему изучаемых материалов, очевидно, необходимы систематические исследования образцов не только, например, в плоскости прокатки, но и в других, в данном случае поперечных сечениях плиты. В настоящей статье комплексное изучение текстуры, микроструктуры и фазового состава сплава было продолжено на образцах сплава в поперечном сечении, обозначенном как (RD), объемной плиты, перпендику-

лярном направлении прокатки RD. Материал и методы исследования подробно описаны в [34].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 1 приведена типичная дифрактограмма, полученная с помощью $\theta/2\theta$ -рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА), которая в меньших углах дифракции 2θ содержит наиболее интенсивные брэгговские отражения 0002, $10\bar{1}1$ и $10\bar{1}0$ α -фазы, демонстрируя выраженную текстуру кристаллографических ориентаций α -зерен в сечении (RD), поперечном плоскости прокатки. α -фаза является ключевой фазовой составляющей в плите изучаемого сплава. Малый по интенсивности и практически единственный рефлекс исходной β -фазы 110 в виде “наплыва” на соседний рефлекс $10\bar{1}1$ α -фазы позволяет сделать вывод, что количество остаточной β -фазы выявляется на пределе разрешения метода и не превышает 3–5 мас.% (рис. 1).

По данным РСФА кристаллографическая текстура α -зерен в поперечном сечении (RD) имеет две основные компоненты: базисную {0001} пирамидальную $\{10\bar{1}1\}$ и с меньшей долей, чем для плоскости прокатки [34], призматическую $\{10\bar{1}0\}$. По качественной оценке при учете факторов повторяемости, различных при

дифракции для данных атомных плоскостей, заметно преобладают α -зерна с базисными и пирамидальными плоскостями, параллельными изучаемому поперечному сечению (RD) плиты.

Микроструктурный анализ в данном поперечном сечении (RD) плиты сплава был выполнен как ранее для плоскости прокатки (ND) [34], используя различные методические возможности современной оптической металлографии (ОМ), растровой (РЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии. На рис. 2 представлены ОМ- (рис. 2а) и РЭМ- (рис. 2в) изображения (РЭМ в режиме вторичных электронов SE). ОМ-изображение равноосной МЗ α -фазы приведено в цветовой кодировке, соответствующей цветам столбцов гистограммы распределения по размерам (рис. 2а, б). По РЭМ SE-данным кристаллиты α -фазы также имеют практически равноосную глобулярную форму со средним размером, близким 12 мкм. МЗ-структура характеризуется узким распределением α -зерен по размерам, (ширина распределения не превышает величины двух средних размеров зерен при анализе площади 1 мм²) (рис. 2г). При съемке РЭМ SE-изображений с большей на порядок площади образцов были также выявлены редко расположенные более крупные α -зерна (рис. 2д). Наконец, при анализе РЭМ-изобра-

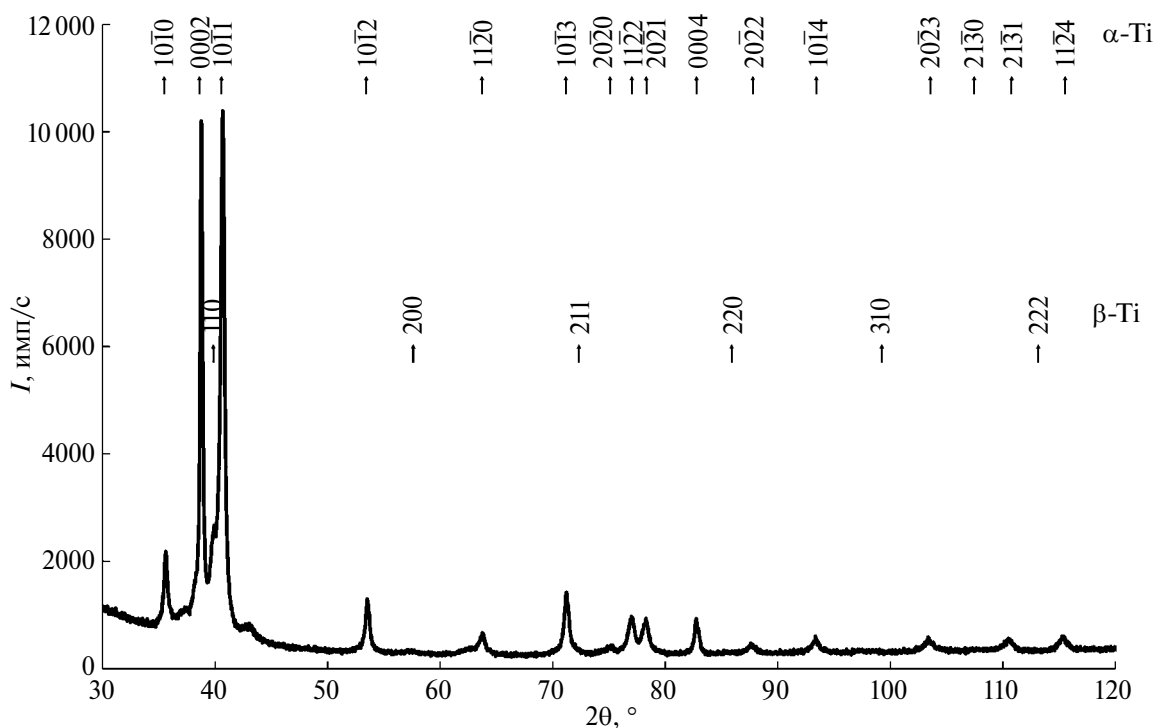


Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма, полученная в сечении, поперечном плоскости прокатки (RD) и перпендикулярном направлению прокатки RD, плиты сплава Ti–6Al–4V и штрихдиаграммы рефлексов α - и β -фаз.

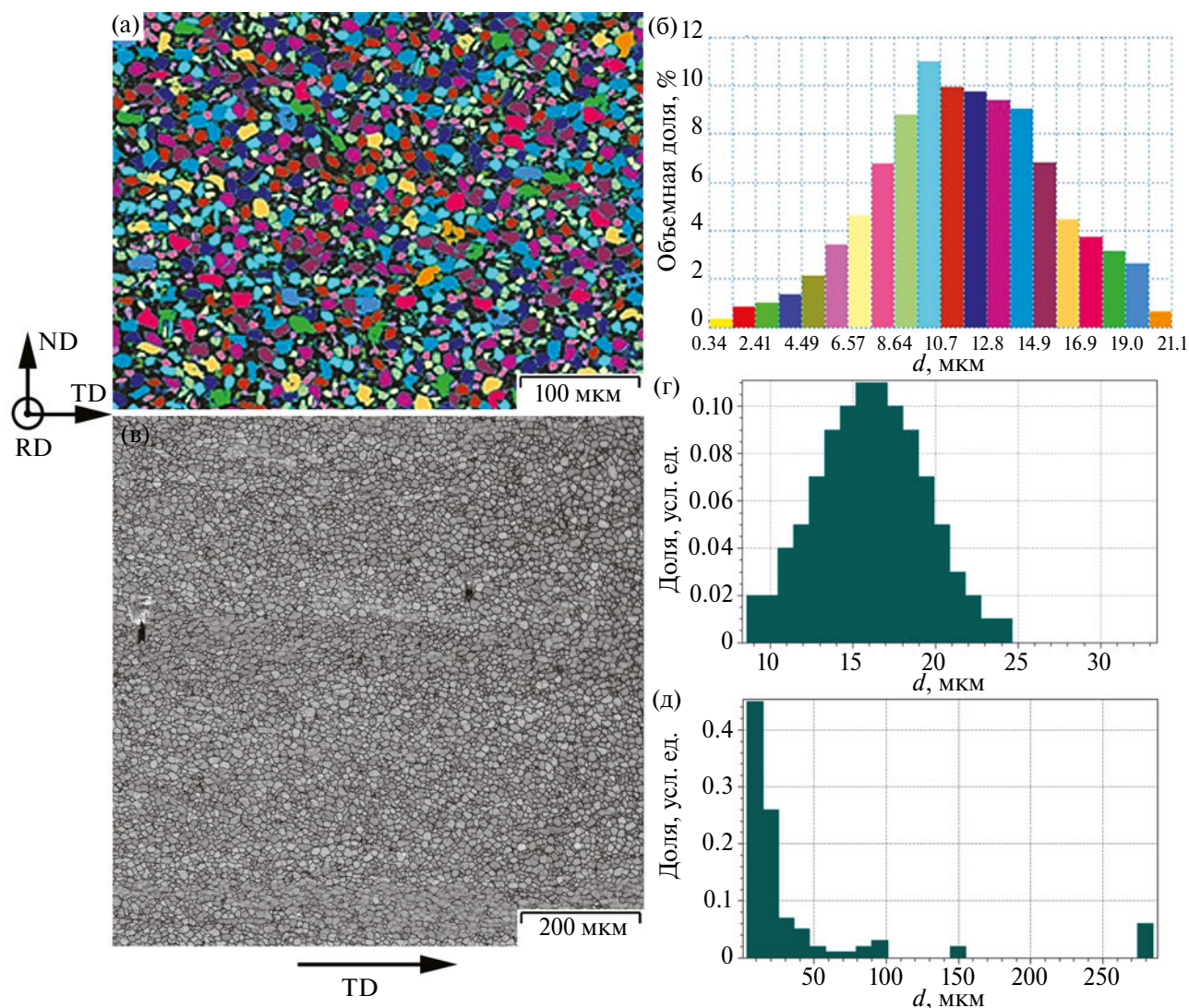


Рис. 2. OM- (а) и РЭМ SE-изображения (в) структуры сплава в поперечном сечении (RD) плиты и гистограммы распределения α -зерен по размерам (б, г, д). Указано направление TD, перпендикулярное нормали к плоскости прокатки (ND) и RD, как и на других представленных РЭМ-изображениях (рис. 5–8).

жений на рис. 2в визуально обнаруживается тенденция к формированию планарной слоистой морфологии α -зерен в направлении, параллельном TD, которое является нормалью к RD и ND.

Ориентационная РЭМ (ОРЭМ) по методу дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) позволила выполнить количественный анализ степени взаимной угловой кристаллографической разориентации α -зерен в сплаве, представленный, например, на рис. 3а соответствующей гистограммой частоты их встречаемости по угловой разориентации. Из рис. 3а следует, что гистограмму отличает немонокотное распределение ориентаций α -зерен в поперечном сечении (RD) плиты. Как отмечалось, пластинчатые кристаллиты α -фазы связаны с β -матрицей о.с. Бюргерса [3–5, 9–10]. Известно

также, что при ТМО в широком интервале температур титан и его сплавы наряду со скольжением дислокаций как в β , так и в α -фазах, способны испытывать механическое двойникование по различным кристаллографическим системам [35]. Нами модельный расчет гистограмм разориентаций, представленных на рис. 3б, а также на рис. 10б для плоскости прокатки в работе [34], был основан на использовании функции Гаусса для описания спектров частоты встречаемости α -зерен по углам разориентации, отвечающих, во-первых, о.с. Бюргерса и, во-вторых, двойникам в α -фазе [10, 34, 35]. Видно, что имеет место хорошее количественное совпадение данных, полученных экспериментально методом ДОРЭ и расчетным моделированием пиков угловой разориентации. Это доказывает, что и в

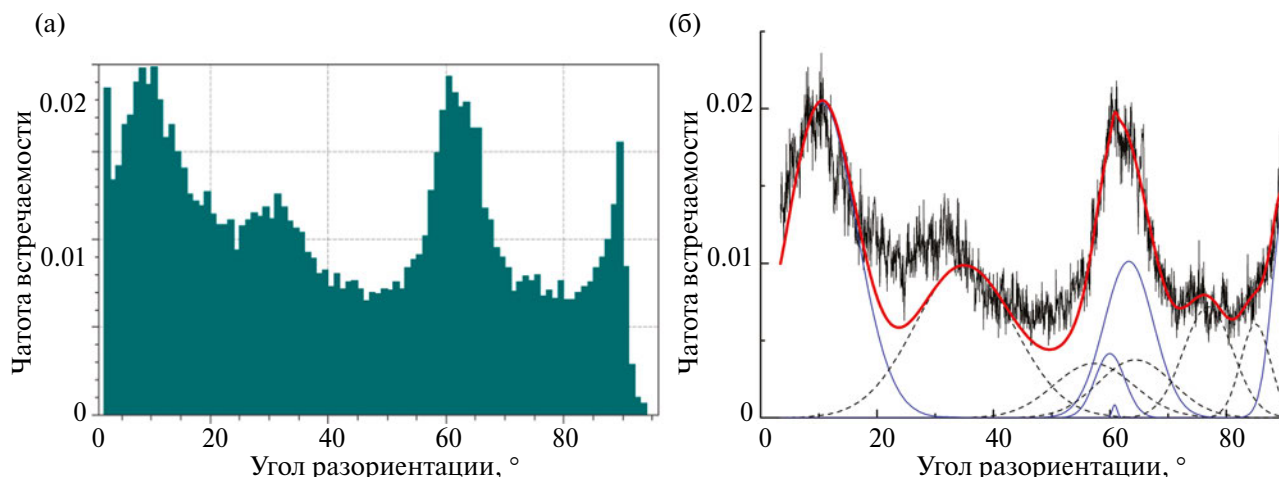


Рис. 3. Экспериментальная (а) и расчетные (б) гистограммы распределения угла разориентации α -кристаллитов в поперечном сечении (RD) плиты сплава Ti–6Al–4V. Сплошная линия черного цвета соответствует экспериментальной гистограмме, жирная сплошная линия красного цвета — суммарной функции Гаусса, состоящей из функций Гаусса для о.с. Бюргерса (сплошные тонкие линии) и для двойниковых ориентаций (пунктирные линии).

поперечном сечении (RD) в исследуемой плите сплава, подвергнутого ТМО, кристаллиты глобулярной α -фазы отличаются ориентационной взаимосвязью, определяемой о.с. Бюргерса и двойниковым соответствием друг с другом. Различие экспериментального и расчетного спектров встречаемости выявляет некоторое распределение по углу разориентации кристаллитов произвольно ориентированной α -фазы. Можно заключить, что при ТМО, включающей горячую прокатку, особая роль реализации о.с. Бюргерса и двойникования связана не только собственно с механизмом ориентированного зарождения и роста кристаллитов α -фазы, но и с действующими аккомодационными процессами, в том числе за счет имеющих место взаимных комбинаций двойников, характеризующихся разными углами разориентации 35° и 85° или 57° , 64° и 77° (отличающихся растяжением или сжатием вдоль оси c соответственно) [34, 35]. Более детальный количественный анализ особенностей углового распределения ориентаций α -зерен на гистограммах, полученных в плоскости прокатки (ND) и поперечных сечениях (RD и TD), будет выполнен в другой работе.

ОРЭМ через построение ДОРЭ-карт в углах Эйлера более отчетливо, чем метод SE, выявляет в поперечном сечении (RD) планарное слоистое расположение α -зерен параллельно плоскости прокатки (ср. рис. 2в и 4). Но более важно, что метод ДОРЭ позволяет определить характер изменения разориентаций кристаллитов, как видно на изображении микроструктуры, приведенном на рис. 4. Основное преимущество способа кодирующей окраски шкалы Эйлера (на вставке к рис. 4а) и на цветовой диаграмме Родригеса—

Франка (рис. 4б) заключается в возможности сопоставить внутреннюю систему координат, привязанную к кристаллиту, с внешней системой координат, определяющей положение шлифа на рабочем столике в РЭМ и задающей разориентировку микрокристаллитов по цвету или даже по расчету угла между вектором в кристалле и нормалью $Z \parallel RD$. На рис. 4а отчетливо виден полосовой слоистый характер микроструктуры в сечении (RD), слои направлены по TD, в отличие от микроструктуры в плоскости прокатки плиты (ND), где цветное полосовое слоистое распределение по разориентациям слабо выражено, указывая на случайный характер взаимных разориентировок зерен α -фазы [34].

На рис. 5 представлены ДОРЭ-карты в другой модификации: в виде карт распределения α -зерен по кристаллографическим ориентациям, в том числе в виде увеличенных фрагментов ДОРЭ-карты (рис. 5б–г). Совпадение цвета различных α -зерен на ДОРЭ-картах (рис. 5), определяемого стандартным треугольником обратной полюсной фигуры (ОПФ), и совпадение проекций элементарной ячейки α -ГПУ фазы характеризуют близость кристаллографической ориентации данных зерен. Видно, что доминируют более широкие слои близко ориентированных вдоль TD α -зерен с красно-розовой окраской (с полюсами ОПФ, близкими 0001 и $01\bar{1}1$). Но есть и короткие цепочки зерен одного цвета, которые имеют синюю (полюс $01\bar{1}0$) или зеленую (полюс $\bar{1}2\bar{1}0$) цветовые кодировки на ОПФ. Все они отвечают, соответственно, базисной, пирамидальной и призматической плоскостям, которые параллельны плоскости поперечного сечения (RD). Установлено, что при размерной

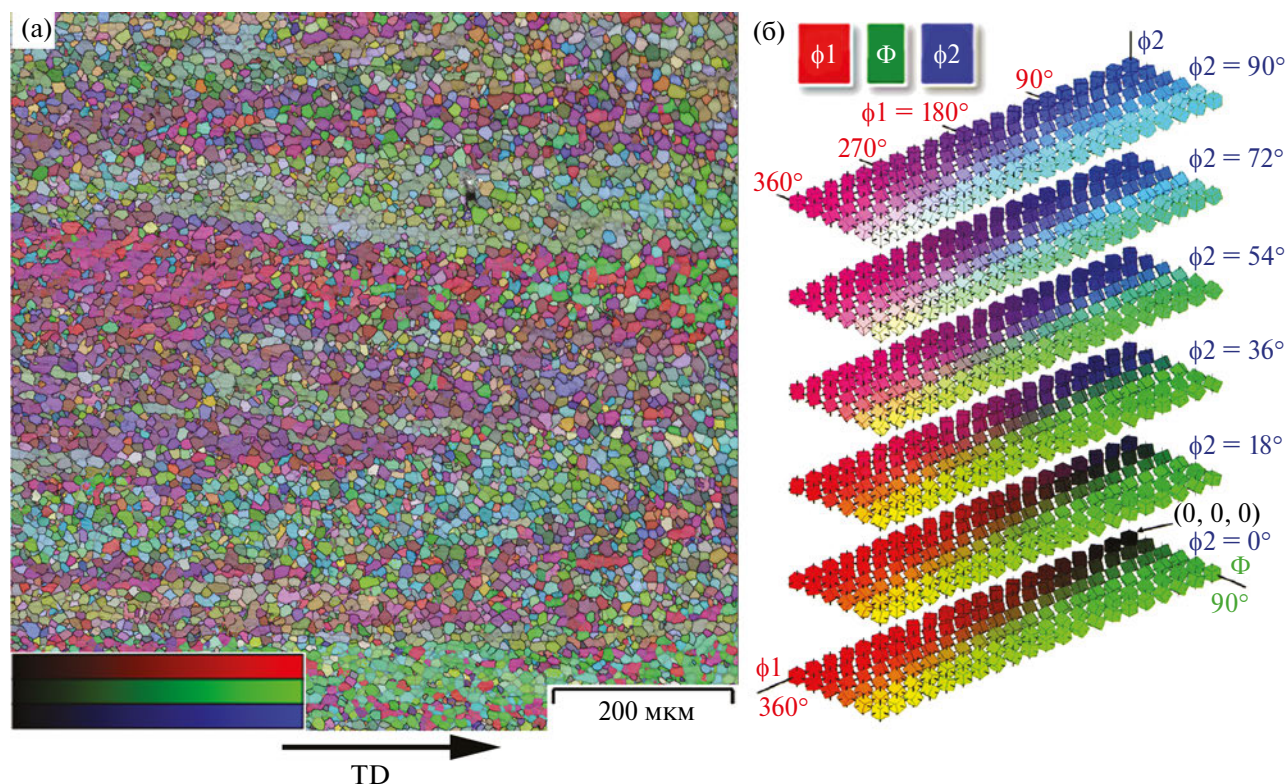


Рис. 4. ДОРЭ-карта в углах Эйлера (а), цветовая шкала углов Эйлера (на вставке к рисунку а) и цветовая диаграмма Родригеса—Франка разворотов α -кристаллитов в зависимости от углов Эйлера (б) в поперечном сечении (RD) плиты сплава Ti–6Al–4V.

близости α -зерен в плоскости прокатки (ND) и поперечном сечении (RD) их распределение по кристаллографическим ориентациям, определяющее текстуру, принципиально отличается [34].

Рис. 6 представляет другой вариант ДОРЭ-карт — распределение зерен по размерам и их границ по углам разориентации. Здесь изображаются распознаваемые программой как целое зерно большие области мелких равноосных α -зерен, которые выделены общим (зеленым или оранжевым) цветом в группе (или кластере) по наличию между ними границ малоугловой разориентации ($2\text{--}15^\circ$). Слева под рисунком отдельным цветом кодируются интервалы большеугловых разориентаций в диапазонах углов ($15^\circ\text{--}58^\circ$, $58^\circ\text{--}62^\circ$, больше 62°). Синим цветом выделен основной массив достаточно произвольно ориентированных α -зерен, не образующих кластеры, диапазон их разориентации составляют $15^\circ\text{--}58^\circ$ согласно цвету их границ. Планарные направленные вдоль TD крупные кластеры α -зерен, как и в случае микроструктуры в плоскости прокатки [34], скорее попадают под определение зародышей (называемых в литературе прекурсорами, мотиваторами или инициаторами) МТО и еще не являются сплошным “связным” α -зерном. Все-таки внутри кри-

сталлиты индивидуально обособлены не только границами, но и “вставками” α -зерен других ориентаций. Количество таких зародышей МТО невелико (менее $10/\text{мм}^2$). Можно заключить, что сравнительно близко ориентированные α -зерна в пределах МТО для данного поперечного сечения (RD) характеризуются близким направлением оси $c\parallel\text{RD}$ и призматической плоскостью “легкого” скольжения вдоль RD, но, напротив, ориентировкой базисной плоскости (0001) в направлении TD (рис. 5, 6). В согласии с [12], такая ориентация базисной плоскости является “жесткой”.

На рис. 7 приведены интегральная ДОРЭ-карта (рис. 7а) и прямая полюсная фигура (ППФ) (рис. 7г), на рис. 7б выделены α -зерна только той ориентации, которая представлена полюсом, отвечающим нормали к базисным плоскостям α -фазы на соответствующей частичной ППФ (рис. 7д). Т. е. как и в предыдущем анализе ДОРЭ-карт установлено, что преобладают α -зерна, залегающие базисными плоскостями в поперечном сечении (RD), и, соответственно, им перпендикулярны оси c , параллельные RD. В свою очередь, рис. 7в, е демонстрируют наличие α -зерен с плоскостью, близкой призматической, в поперечном сечении (RD).

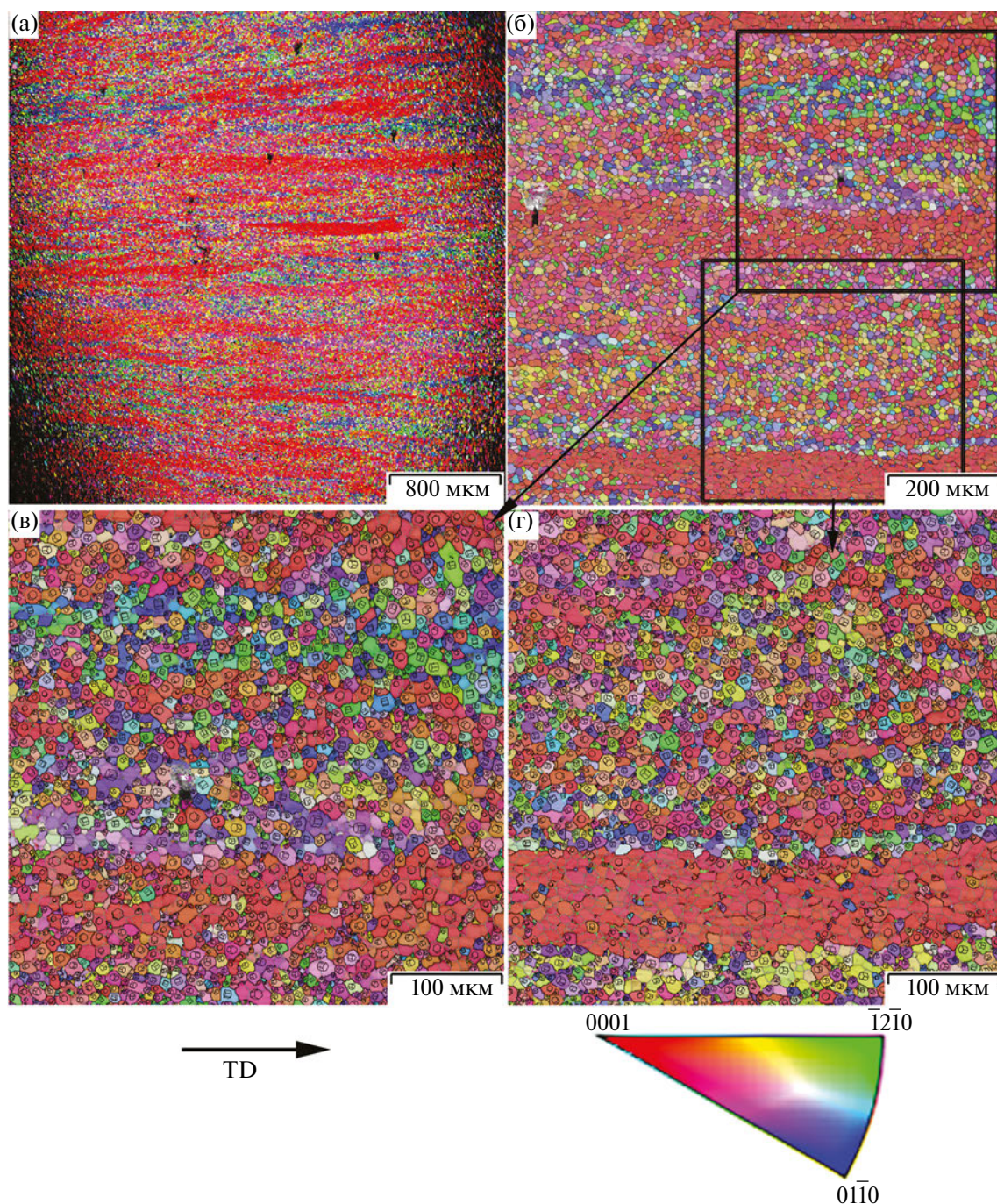


Рис. 5. ДОРЕ-карты в цветах ОПФ (а, б), увеличенные фрагменты с обозначением ориентации цветом и проекциями элементарной ячейки α -фазы (в, г), полученные с поперечного сечения (RD) плиты сплава Ti–6Al–4V, а также стандартный стереографический треугольник ОПФ ГПУ α -фазы.

На рис. 8 построены типичные стандартные треугольники обратных полюсных фигур в трех ортогональных проекциях (при $Z \parallel RD$). Они определяют кристаллографические ориентации α -зерен, залегающих в поперечном сечении (RD). Параллельно оси Z в α -зернах преимущественно ориентированы нормали к базисной плоскости (0001), т.е. $c \parallel Z$, а при условиях ана-

лиза вдоль двух других осей X и Y определяется повышенная полюсная плотность нормалей к указанным на ОПФ призматическим плоскостям (011̄0) или (1̄21̄0). На рис. 8 наряду с основными полюсами также присутствуют многочисленные “рассеянные” полюса, кодируемые желто-красным цветом, заполняющим поля всех треугольников ОПФ. Эти полюса получены

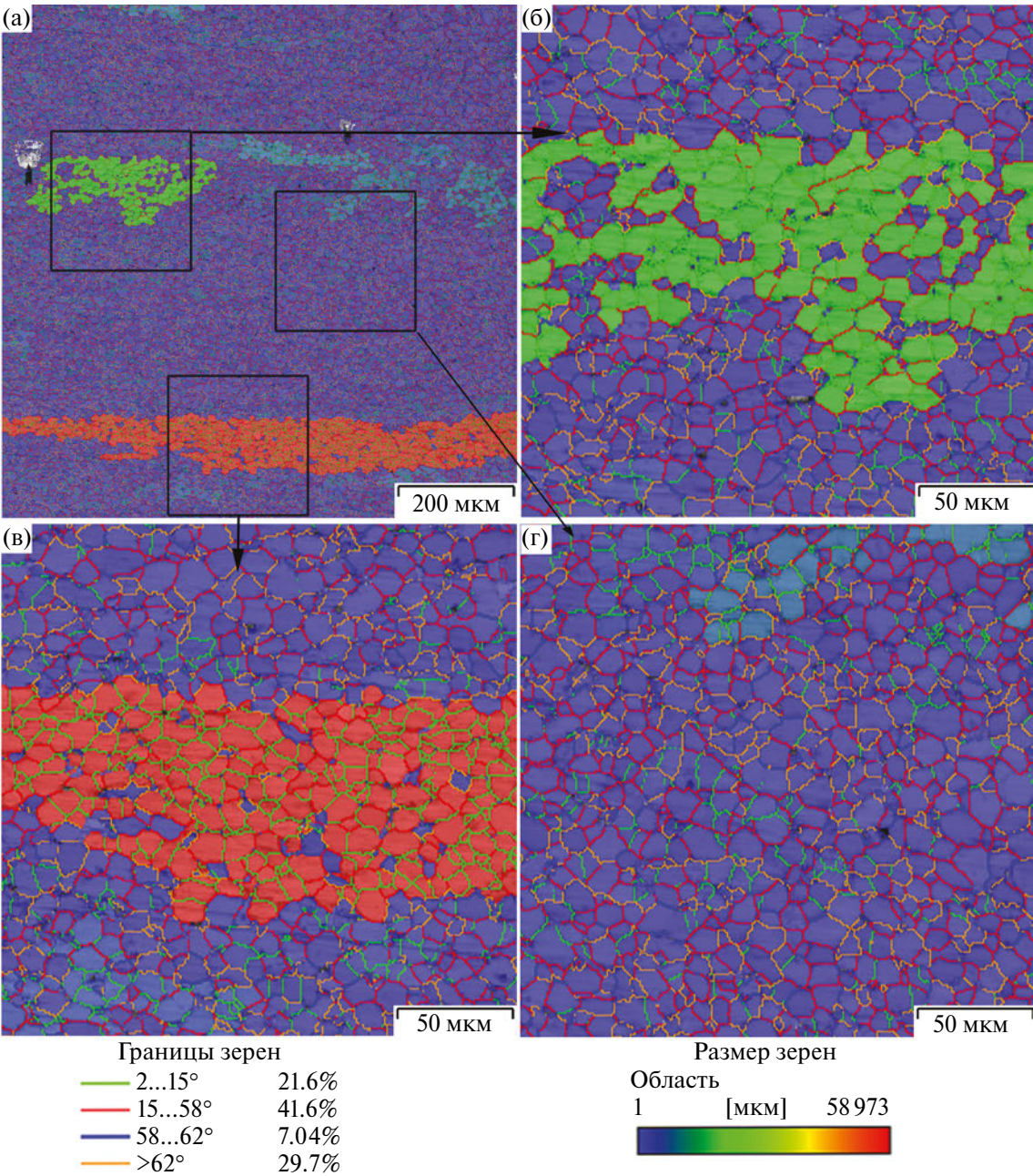


Рис. 6. ДОРЭ-карты распределения α -зерен по размерам (а) и ее увеличенные фрагменты зеренно-субзеренной структуры с обозначением угла разориентации на границах различных кристаллитов α -фазы в поперечном сечении (RD) плиты (б–г).

от статистически произвольно ориентированных α -зерен.

В заключение на рис. 9 показаны карты распределения химических элементов Al, Ti, V, полученные методом рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС). Как и в случае плоскости прокатки (ND) для поперечного сечения RD подтверждается локальное обогащение ванадием приграничных областей α -зерен шириной до 2 мкм (рис. 9г), в то время

как в теле зерен выше концентрация алюминия и титана (рис. 9б, в).

Наконец, светло- и темнопольное ПЭМ-изображения иллюстрируют пакетную морфологию расположенных параллельно тонких двойниковых по плоскости $\{10\bar{1}1\}$ α -пластин (рис. 10а, б), а также дислокационное скопление у границы α -зерен (рис. 10г). Отвечающая двойниковой структуре микроэлектроннограмма в плоскости обратной решетки (301) приведена на рис. 10в.

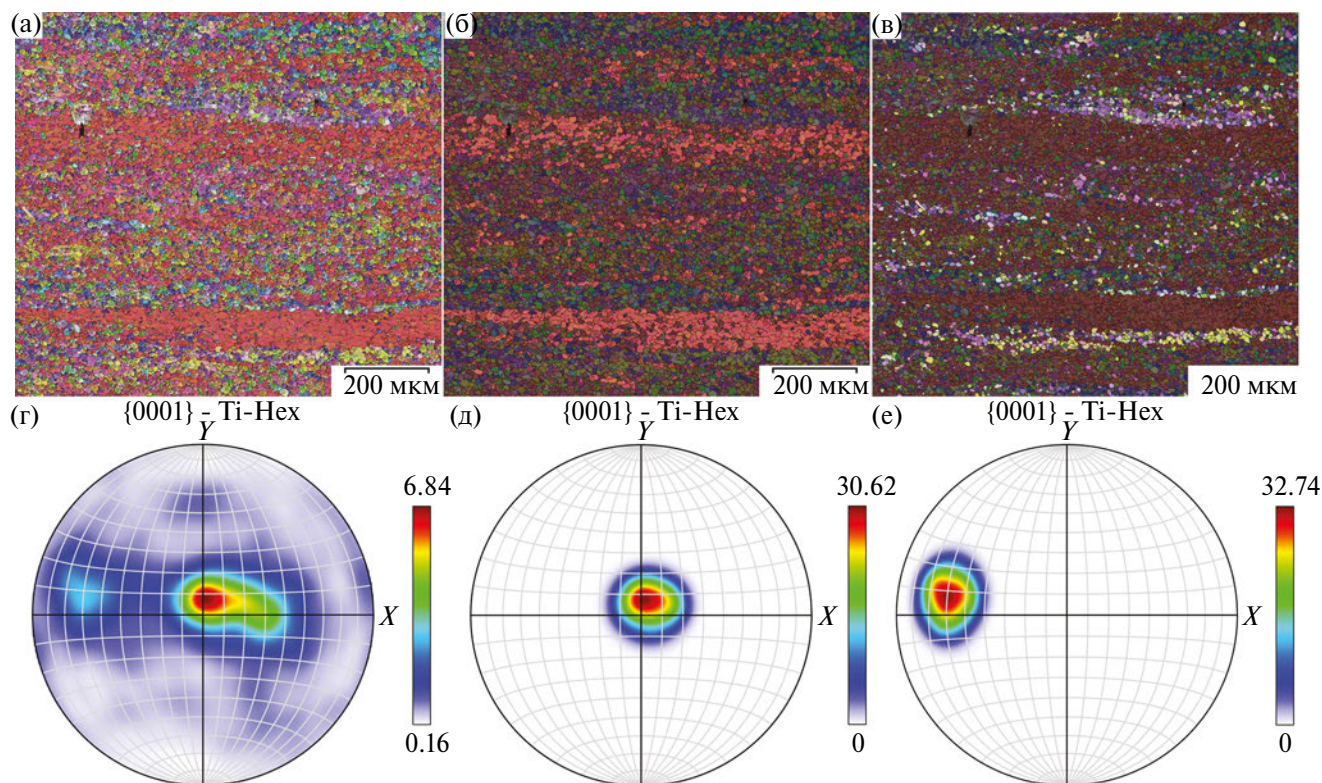


Рис. 7. ДОРЭ-карты (а, б, в), интегральная карта (а) и соответствующая ей ППФ (г), а также ППФ с одним выделенным полюсом (д, е), которым отвечают ДОРЭ-карты (б, в) в поперечном сечении плиты сплава.

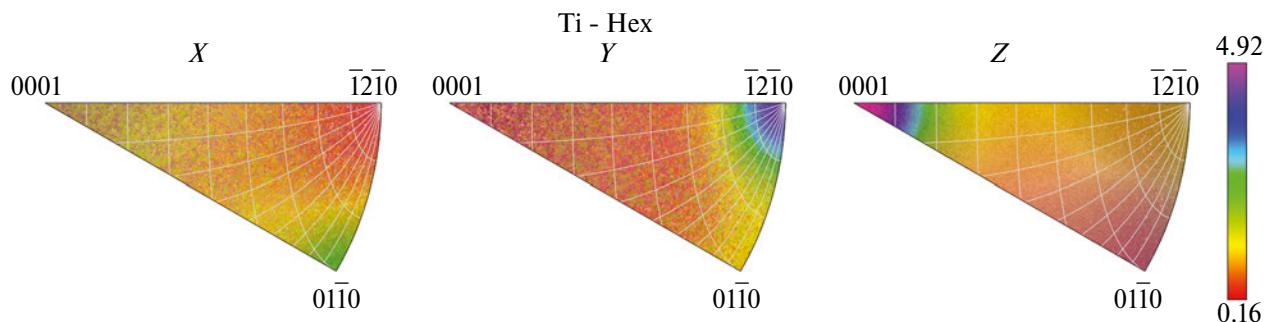


Рис. 8. Типичные треугольники ОПФ в трех проекциях для поперечного сечения ($Z \parallel RD$) плиты сплава.

В соответствии с ней на рисунке 10а даны результаты следового ориентационного анализа. Дополнительные рефлексы от двойников на микроэлектроннограмме не обнаружены, но есть закономерно размытые вдоль одного направления рефлексы α -матрицы.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные в работе на поперечном сечении образца, прокатанного сплава Ti–6Al–4V, экспериментальные результаты по изучению МТО в целом не противоречат данным, установленным ранее в плоскости прокатки [34], но выявляют

и ряд важных особенностей. Как и в плоскости прокатки обнаружено наличие о.с. Бюргерса и двойниковых ориентаций в α -зернах. Заметное рассеяние кристаллографических ориентировок α -зерен, очевидно, обусловлено механизмами гетерогенного ориентированного зарождения и последующего роста α -зерен в β -матрице, их конкурентной динамической глобуляризации в условиях развивающейся пластической деформации при горячей прокатке в процессе ТМО. Как следствие ТМО, осуществляется процесс необходимого формоизменения в плиту. При этом практически исчезает остаточная β -матрица (<5 мас.%), трансформируясь в МЗ равноос-

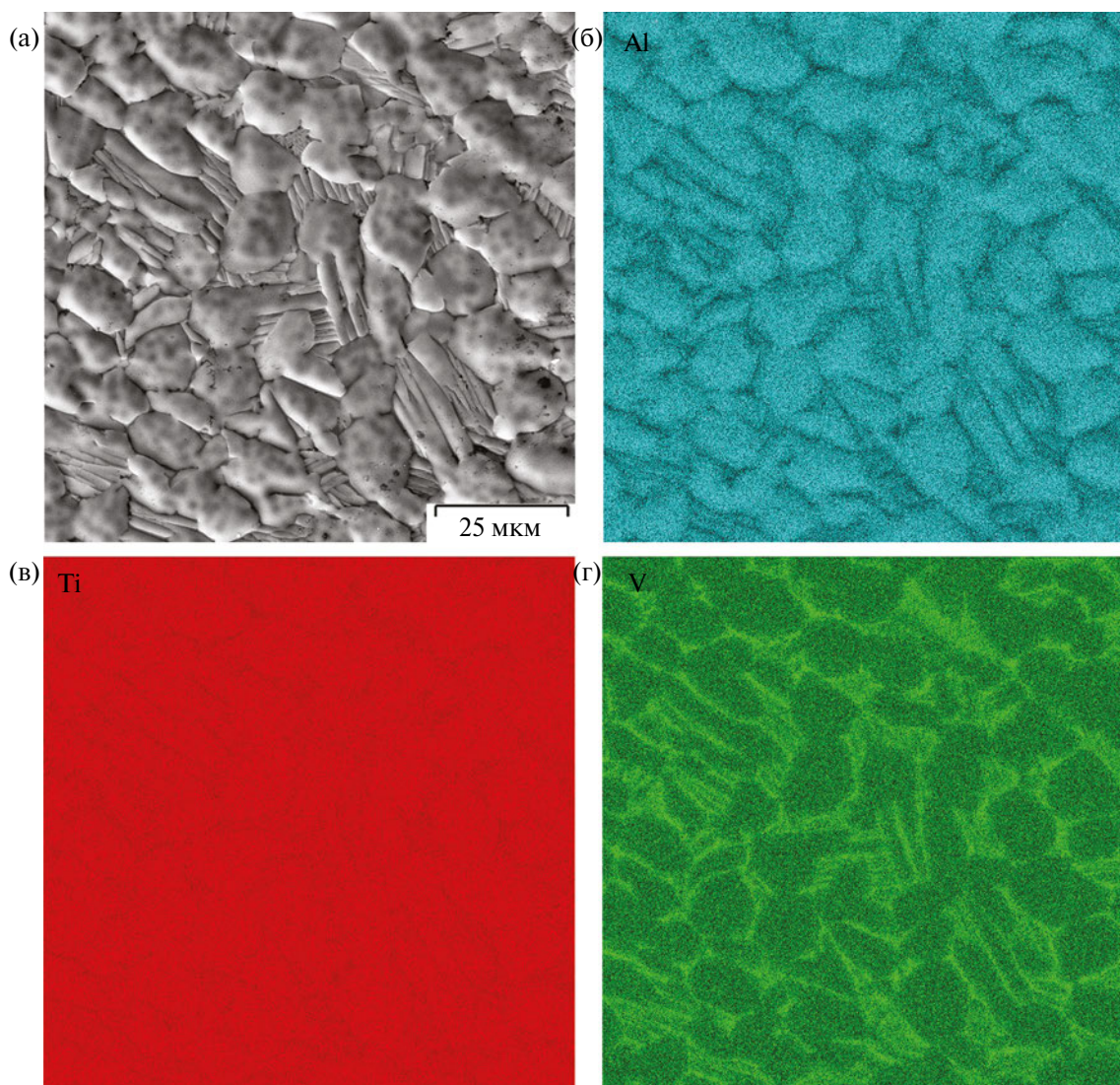


Рис. 9. РЭМ-изображение (SE) микроструктуры (а) и карты распределения химических элементов (б — Al, в — Ti, г — V) в поперечном сечении образца (RD). Карты получены методом ЭДС в характеристическом излучении K_{α} .

ную α -фазу. Можно предположить, что появление α -зерен с произвольными ориентациями, отличающимися от о.с. Бюргерса и двойниковых ориентаций, является следствием динамической рекристаллизации при ТМО.

Отметим, что по всей толщине плиты параллельно плоскости прокатки формируется слоистая микроструктура α -зерен, выделяющаяся специфической кристаллографической текстурой. Слоисто-глобулярная кристаллографическая текстура α -сплава после ТМО содержит также микроскопические текстурные кластеры α -зерен, являющиеся зародышами МТО, вытянутые в поперечном (RD) сечении по TD. Таким образом, особый слоистый характер кристаллографической текстуры α -зерен принципиально отличает структуру сплава в по-

перечном сечении плиты от микроструктуры и текстуры в плоскости прокатки (ND) [34].

ВЫВОДЫ

Анализ результатов, полученных на образцах в поперечном сечении (RD) по всей глубине плиты промышленного сплава Ti–6Al–4V, позволяет сделать следующие основные выводы:

1) ТМО, выполненная с использованием многопроходной горячей прокатки при температурах ниже $T_{\text{пп}}$, обеспечивает во всей плите почти полное $\beta \rightarrow \alpha$ ПП с образованием практически равноосных однородных по размерам зерен α -фазы.

2) Как и в случае исследований, в плоскости прокатки (ND) в поперечном сечении (RD) образца сплава после ТМО средний размер зе-

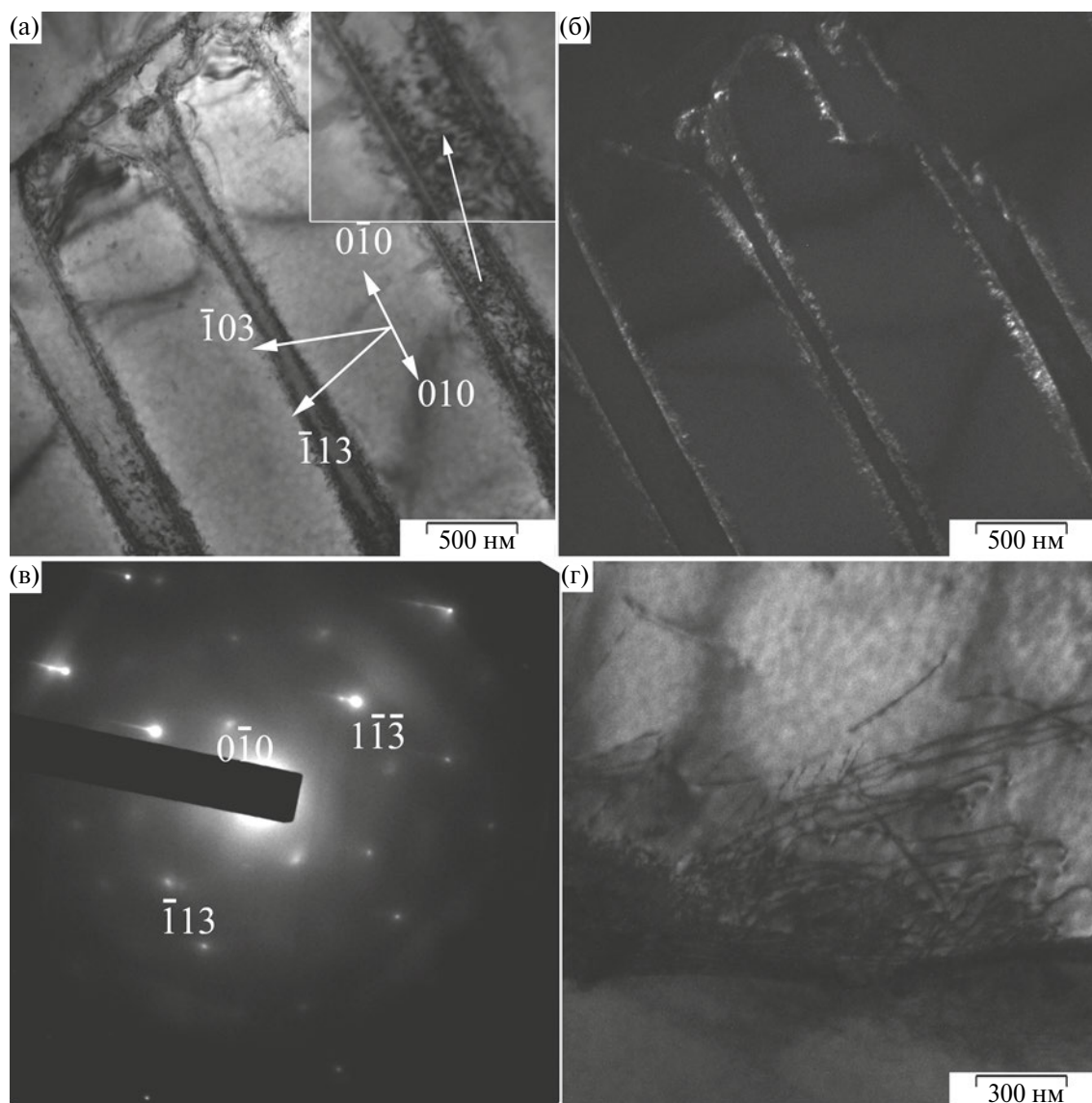


Рис. 10. Светло- (а, г) и темнопольное (б—в рефлексе $\bar{1}\bar{1}3$) ПЭМ-изображения двойников типа $K_1 \parallel (10\bar{1}1)$ в α -фазе, соответствующая микроэлектроннограмма в плоскости обратной решетки (301) (в) и изображение дислокационной субструктуры (г) в поперечном сечении плиты сплава. На вставке к рис. 10а приведен увеличенный фрагмент с изображением тонких двойников. K_1 — плоскость двойникования.

рен составляет 12 мкм, и реализуются взаимные кристаллографические ориентации глобулярных кристаллитов-зерен α -фазы в соответствии с о.с. Бюргерса: $\{110\}_\beta \parallel \{0001\}_\alpha$, $\langle 111 \rangle_\beta \parallel [11\bar{2}0]_\alpha$ и двойниковыми ориентациями.

3) Для поперечного сечения (RD) также типичным является значительное рассеяние (до 10° – 15°) кристаллографических ориентаций α -зерен, вызванное ТМО, в каждой группе выделенных кристаллографических ориентировок.

4) Микроструктура в поперечном сечении (RD) является слоистой по отношению к микроструктуре в плоскости прокатки (с толщиной слоя в десятки α -зерен). В пределах чередующихся слоев α -зерна ориентационно выделены

в локализованные области, которые в плоскости (RD) направлены вдоль ТД. При этом данной плоскости параллельны кристаллографические плоскости зерен α -фазы базисная $\{0001\}$, призматическая $\{10\bar{1}0\}$ или пирамидальная $\{10\bar{1}1\}$ (входящие в о.с. Бюргерса).

5) В слоистой микроструктуре из α -зерен присутствуют также специфические вытянутые поперек направления прокатки по ТД кластеры (или зародыши) МТО (не более $10/\text{мм}^2$), выделенные общими о.с. Бюргерса. Планарные МТО, как правило, не являются “связными” цельными протяженными α -зернами, а, напротив, кристаллиты в них индивидуально разделе-

ны малоугловыми границами и встречающимися зернами других ориентаций.

б) По глубине поперечного сечения (RD) сохраняется высокая локализация атомов ванадия в окрестностях границ α -зерен, сопровождаемая обеднением ванадием самих зерен и, соответственно, обогащением на несколько атомных процентов титаном и, особенно, алюминием.

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. Предпосредительные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: УрО РАН, 1998. 368 с.
5. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. М.: ВИЛС, 2009. 520 с.
6. Banerjee D., Williams J.C. Perspectives of titanium science and technology // *Acta Mater.* 2013. V. 61. P. 844–879.
7. 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.
8. Котов А.Д., Михайловская А.В., Мослех А.О., Пурсело Т.П., Просвириков А.С., Портной В.К. Сверхпластичность ультрамелкозернистого титанового сплава Ti-4% Al-1% V-3% Mo // *ФММ*. 2019. Т. 120. № 1. С. 63–72.
9. 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.
10. Glavicic M.G.G., Barta B.B.B., Jha S.K.K., Szczepanski C.Y.Y. The origin of microtexture in duplex Ti-alloys // *Mater. Sci. Eng.* 2009. V. A513–514. P. 325–328.
11. 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. 603–1615.
12. Tympel P.O., Lindley T.C., Saunders E.A., Dixon M., Dye D. Influence of complex LCF and dwell load regimes on fatigue of Ti-6Al-4V // *Acta Mater.* 2016. V. 103. P. 77–88.
13. 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.
14. 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.
15. 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.
16. 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.
17. 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.
18. 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.
19. 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.
20. Toubal L., Bocher P., Moreau A. Dwell-fatigue life dispersion of a near alpha titanium alloy // *Int. J. Fatigue*. 2009. V. 31. P. 601–605.
21. Pilchack A.L. Fatigue crack growth rates in alpha titanium: Faceted vs. striation growth // *Scripta Mater.* 2013. V. 68. P. 277–280.
22. 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.
23. 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.
24. 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 Comm.* 2020. V. 11. P. 5868.

25. *Hu Z., Zhou X., Liu H., Yi D.* The formation of micro-textured region during thermo-mechanical processing in a near- β titanium alloy Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe // *J. All. and Comp.* 2021. V. 853. P. 156964.
26. *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.
27. *Britton T.B., Biroscs 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.
28. *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.
29. *Kulkarni G., Hiwarkar V., Singh R.* Texture evolution of Ti6Al4V during cold deformation // *Int. J. Mater. Mechan. Manufacturing.* 2019. V. 7. № 6. P. 250–253.
30. *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. Fatigue.* 2021. V. 153. P. 106441.
31. *Oborin V., Balakhnin A., Naimark O., Gornostyrev Y., Pushin V., Kuranova N., Rasposienko D., Svirid A., Uk-susnikov A., Inozemtsev A., Gabov I.* Damage-failure transition in titanium alloy Ti-6Al-4V under dwell fatigue loads // *Fratturaed Integrità Strutturale.* 2024. V. 18. № 67. P. 217–230.
32. *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.
33. *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.
34. *Пушин В.Г., Распоиенко Д.Ю., Горностырев Ю.Н., Куранова Н.Н., Макаров В.В., Марченкова Е.Б., Свирид А.Э., Наймарк О.Б., Балахнин А.Н., Обо-рин 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.
35. *Laine S.* The role of twinning deformation of α -phase titanium. Cambridge: University of Cambridge, 2017. 224 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 PERPENDICULAR TO 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, Ekaterinburg, 614013 Russia*

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

The microtexture and microstructure of the industrial Ti–6Al–4V alloy almost in the single-phase α state, obtained using the thermomechanical treatment including the hot rolling, are studied by the X-ray diffraction analysis method and optical and transmission and scanning electron microscopy. It is established that the layered fine-grained microstructure in the cross section of the plate perpendicular to the rolling direction is characterized by selection of equiaxed globular α grains that obey Burgers orientation relationships and twinning orientations. The revealed distributions of α grains over dimensions and crystallographic orientations in the plate's cross section are related to the peculiarities of distributions established for the plane of plate rolling. The structural mechanisms of generating the microtexture regions in the alloy are discussed.

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