

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФFUЗИЯ

УДК 669.295

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА В ПРОМЫШЛЕННОМ СПЛАВЕ Ti–6Al–4V С ГЛОБУЛЯРНОЙ МОРФОЛОГИЕЙ ЗЕРЕН α -ФАЗЫ. ПЛОСКОСТЬ 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, Е. Б. Марченкова^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. Академика Королева, 1, Пермь, 614013 Россия

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

Поступила в редакцию 30.10.2023 г.

После доработки 15.01.2024 г.

Принята к публикации 17.01.2024 г.

Промышленный сплав Ti–6Al–4V был получен практически в однофазном состоянии, сформированном мелкодисперсными глобулярными α -зернами со средним размером 12 мкм, при использовании термомеханической обработки, включающей горячую прокатку. Микротекстура и структура сплава были изучены методами рентгеновской дифрактометрии, просвечивающей и растровой электронной микроскопии, в том числе ориентационной. Обнаружено, что для α -зерен в плоскости прокатки выполняются ориентационные соотношения Бюргерса и обеспечиваются двойниковые ориентации. Установлено существенное рассеяние кристаллографических ориентаций α -зерен друг относительно друга (до 10–15°) для каждой группы близких ориентировок Бюргерса как результат пластической деформации прокаткой при высоких температурах. Выявлены кластеры микротекстурных областей в слоистой микроструктуре зерен, механизмы образования и взаимные кристаллографические разориентации микротекстурных областей и зерен в сплаве.

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

DOI: 10.31857/S0015323024060063, **EDN:** WQYFYL

ВВЕДЕНИЕ

Широкое применение легированных титановых сплавов в авиакосмической промышленности и на транспорте обусловлено их низкой плотностью, высокой удельной и усталостной прочностью, жаропрочностью, превосходной коррозионной стойкостью [1–4]. Термическая (ТО) и термомеханическая (ТМО) обработка позволяет управлять формированием микроструктуры, текстуры и фазового состава объемных сплавов титана [2, 3]. Режимы обработки контролируют массовую долю, глобулярную или пластинчатую морфологию, размеры и пространственное распределение гексагональной (ГПУ) α -фазы в β (ОЦК)-матрице [2, 3]. При закалке титановые сплавы могут испытывать мартенситное $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращение, а в результате ТО

или ТМО диффузионно контролируемое полиморфное $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение (ПП) при температуре ниже $T_{пп}$ с образованием α -фазы пластинчатой или глобулярной морфологии [1–9].

Уникальной особенностью титановых сплавов является сравнительно низкий уровень упругих свойств (модулей Юнга и сдвига поликристаллов и упругих констант монокристаллов) и даже их аномальное снижение в ряде сплавов при охлаждении, что определяет потерю термодинамической и механической устойчивости решетки β -фазы перед $\beta \rightarrow \alpha'$ -мартенситным превращением [3–6]. А другая важная особенность заключается в наличии гигантского термического расширения α -фазы [7] и эффекта сверхпластичности титановых сплавов при повышенных температурах [8, 9].

Кроме того, большое влияние оказывают легирующие элементы, которые имеют различную максимальную растворимость в α - и β -фазах и по-разному воздействуют на их фазовую стабильность. Так, алюминий, являющийся α -стабилизатором, отличается большой растворимостью в α -фазе, тогда как, напротив, β -стабилизаторы, например, такие химические элементы как ванадий или железо, лучше растворяются в β -матрице титановых сплавов, в том числе изменяя межатомные расстояния и периоды кристаллической решетки α - и β -фаз [3–6].

Как известно, условия эксплуатации газотурбинных двигателей (ГТД) представляют собой одни из самых сложных режимов нагружения термомеханической системы. Используемые в ГТД детали и конструкции, изготовленные из промышленных сплавов титана, особенно испытывающие вращение и вибрации, должны обладать высокой усталостной прочностью [6, 10–14]. Так, более 85% времени эксплуатация данных сплавов может сопровождаться циклическими нагрузками [15]. Опыт применения сплавов в авиации и лабораторные исследования показывают, что титановые сплавы обнаруживают необычное явление, известное как “холодная усталость при выдержке” (cold dwell fatigue). Вследствие выдержки под нагрузкой при циклическом нагружении происходит резкое сокращение долговечности из-за преждевременного зарождения и роста так называемых фасеточных трещин [15–24]. При этом в качестве их потенциальных зародышей или предшественников часто рассматриваются микротекстульные области (МТО) или даже макрозоны, возникающие при испытаниях или ранее присутствовавшие в исходном состоянии.

МТО представляют собой кластеры соседних или соприкасающихся несвязанных зерен α -фазы или области, связанные в одно зерно, с близкой или подобной ориентацией [18]. При этом МТО могут охватывать зерна как для “легкого”, так и для “трудного” скольжения. Причины появления МТО до сих пор остаются невыясненными [21]. Обсуждаются микроструктурные особенности МТО, и часто экспериментально фиксируется их отрицательная роль, которая заключается в снижении на один-два порядка количества циклов до разрушения при испытаниях малоциклового усталости (МЦУ) с выдержкой по сравнению с обычной МЦУ (без выдержки).

Один из наиболее подробно изученных по данной проблеме — титановый сплав Ti–6Al–4V [15, 23–29].

Установление природы и закономерностей зарождения и роста трещин, образующихся при МЦУ или МЦУ с выдержкой в титановых сплавах, подвергнутых различным ТМО, является критической задачей при оценке эксплуатационного ресурса титановых деталей и конструкций. И при этом необходимы, во-первых, детальное изучение микроструктуры и свойств сплавов, а во-вторых, систематический контроль готовых изделий в условиях производства с целью предотвращения их преждевременного разрушения при использовании. А 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 структурных дефектов наряду с макроскопическим феноменологическим описанием процессов пластичности и разрушения [8, 9, 20, 29–31].

С учетом сказанного нами была поставлена цель настоящей работы, которая заключалась в комплексном анализе микроструктуры и текстуры исходного промышленного титанового сплава Ti–6Al–4V в трех проекциях — продольной плоскости прокатки и двух поперечных сечениях вдоль и поперек направления прокатки [32–33]. Затем аналогичные структурно-текстульные исследования будут проведены на образцах после испытаний МЦУ (на головках и вблизи поверхности разрушения) наряду с их фрактрографическим анализом. Это позволит выполнить 3D-реконструкцию структуры и ее эволюции при испытаниях МЦУ и МЦУ с выдержкой сплава. Наконец, полученные результаты будут сопоставлены с данными механических и усталостных свойств сплава с целью установления механизма и характера разрушения образцов при МЦУ.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Объекты исследований были отобраны из массивной промышленной плиты — заготовки изделия из титанового сплава Ti–6Al–4V в состоянии после ТМО. Сплав Ti–6Al–4V был изготовлен ПАО ВСМПО-АВИСМА (Россия). Его

Таблица 1. Химический состав сплава Ti–6Al–4V (в мас.%)

Ti	Al	V	Zr	Si	Fe	C	O	N	H
Осн.	6.6	4.3	0.021	0.026	0.21	0.009	0.175	0.002	0.0022

химический состав приведен в табл. 1. Чтобы исключить неблагоприятный эффект внутризеренной анизотропной пластинчатой морфологии α -фазы, нами была использована специальная ТМО, которая обеспечила получение в сплаве глобулярной мелкозернистой (МЗ) структуры α -фазы [29].

Для комплексного изучения микроструктуры и фазового состава сплава использовали различные методики пробоподготовки, методы рентгеновского структурно-фазового анализа $\theta/2\theta$ (РСФА), просвечивающей (ПЭМ) и растровой (РЭМ) электронной микроскопии, включающие различные виды структурно-фазового контраста (в обратно отраженных, BSE, или вторичных, SE, электронах), локальный элементный анализ и картирование при энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС), ориентационную растровую электронную микроскопию (ОРЭМ, основанную на количественном цифровом анализе линий Кикучи при дифракции обратно рассеянных электронов, ДОРЭ). ОРЭМ позволила получить изображения карт распределения зерен и субзерен по их размерам и кристаллографическим ориентациям, в том числе в углах Эйлера, прямые и обратные полюсные фигуры. Все исследования в данной работе были проведены на образцах в продольной плоскости прокатки (обозначенной нормалью ND). Отметим также, что направление прокатки в тексте и на рисунках обозначено RD, а нормаль к нему – как TD.

Пробоподготовку осуществляли следующим образом. Первоначально образцы вырезали электроэрозионным методом. Выполняли предварительную механическую шлифовку образцов. Необходимую финишную полированную поверхность образцов обеспечивали с помощью методики ионного травления на установке PIPS II (Великобритания). Это является требованием для получения информации высокого качества при фазовом, структурном и текстурном анализе методами РЭМ. Так, при использовании методов ДОРЭ размеры образца не должны были превышать по толщине 1–3 мм, по диаметру – 10 мм, гладкая поверхность образцов должна быть без механического наклепа и оксидной пленки. Тонкие фольги для ПЭМ были получены струйным электролитическим методом на установке TenuPol 5 (Дания) с последующей ионной очисткой.

РСФА образцов проводили на дифрактометре Brucker D8 Advance (Германия) в $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении. ПЭМ- и РЭМ-исследования выполняли на оснащенных ЭДС-микроскопах отдела электронной микроскопии ЦКП ИФМ УрО РАН: ПЭМ Tescan G² 30 при ускоряющем напряжении 300 кВ (Нидерланды), РЭМ Tescan

Mira (Чехия) с полевой термоэмиссионной пушкой и системой EDS и EBSD Oxford Instrument (Великобритания) и Quanta 200 (Нидерланды) с W-катодом и системой EDS и EBSD Pegasus. Для химического элементного микроанализа, текстурного и микроструктурного анализа в РЭМ использовали ускоряющее напряжение 30 кВ. При локальном элементном химическом анализе погрешность измерений процентного содержания элементов составляет от 0.1 мас. % до 0.5 мас. %, что зависит от порядкового номера анализируемого элемента (более тяжелые элементы детектируются с меньшей ошибкой по сравнению с легкими) и условий съемки (типа катода, плотности тока, диаметра зонда, ускоряющего напряжения, среды). ДОРЭ позволила определять ориентацию отдельных зерен, анализировать кристаллографическую текстуру (со стандартной погрешностью $\pm 2^\circ$), размеры, форму и пространственное распределение зерен, границы, разориентации соседних зерен, двойники.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Типичный спектр РСФА на рис. 1 в меньших углах дифракции 2θ демонстрирует наиболее сильные брэгговские отражения $10\bar{1}0$, 0002 , $10\bar{1}1$ и $11\bar{2}0$ α -фазы, определяющие четко выраженную текстуру кристаллографических ориентаций α -зерен в плоскости прокатки. Видно, что основной фазовой составляющей в плите изучаемого сплава является α -фаза. Наличие слабых по интенсивности отражений исходной β -фазы 110 и 200 позволяет оценить количество остаточной β -фазы как не превышающее 3–5 мас. % (рис. 1).

Из представленных данных РСФА следует, что кристаллографическая текстура α -зерен в плоскости прокатки характеризуется тремя основными компонентами: базисной $\{0001\}$, призматической $\{10\bar{1}0\}$ и пирамидальной $\{10\bar{1}1\}$. По качественной оценке, при учете факторов повторяемости, различных при дифракции для разных атомных плоскостей, объемные доли (количество) зерен с указанными кристаллографическими ориентациями сопоставимы.

Детальный анализ микроструктуры сплава был выполнен, используя различные методические возможности современной РЭМ и ПЭМ. РЭМ-изображения, полученные в режиме вторичных электронов (SE), представлены на рис. 2а, б. Видно, что кристаллиты α -фазы имеют практически равноосную глобулярную форму со средним размером, близким 12 мкм, и характеризуются на гистограмме весьма узким распределением по размерам (не превышая величины

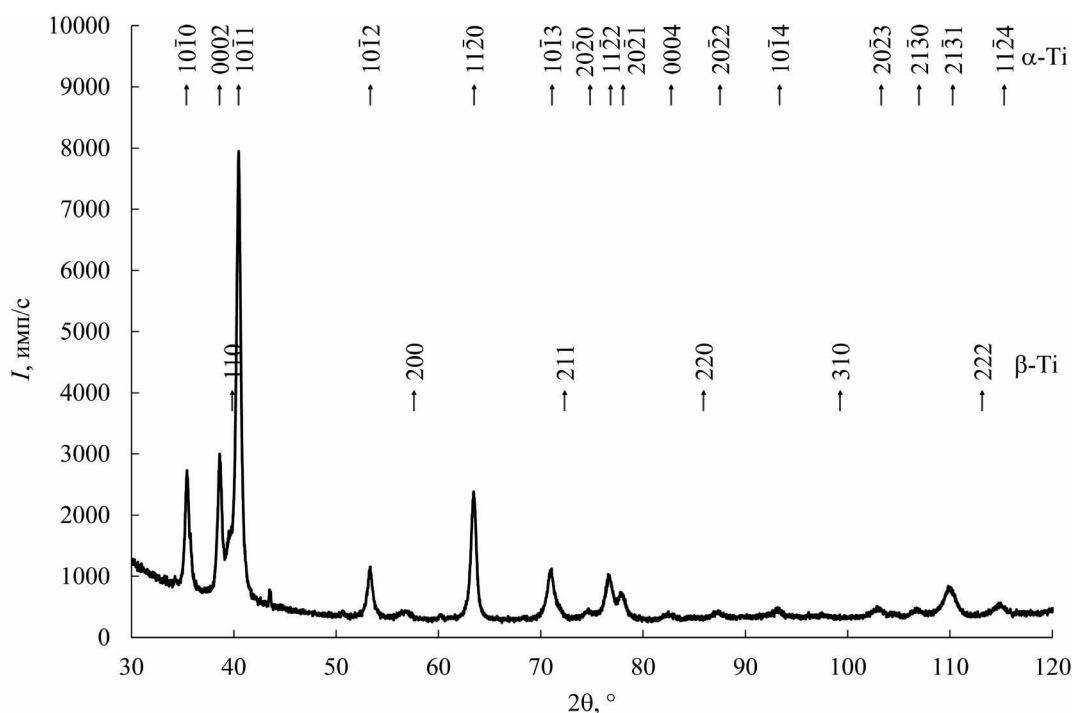


Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма, полученная в плоскости прокатки (ND) исходной плиты сплава Ti–6Al–4V.

двух средних размеров при анализе по площади 1 мкм^2) (рис. 2а, в). При съемке SE-изображений с большей на порядок площади образца были также выявлены редко расположенные отдельные более крупные α -зерна размером вплоть до 130 мкм (рис. 2г). Наконец, на рис. 2а, б обнаруживается слабая тенденция к планарной слоистости α -зерен в направлении RD.

РЭМ-изображения на рис. 3а, 4а, б иллюстрируют более мелкие β -зерна, как правило, расположенные в тройных стыках α -зерен, и крупные β -зерна, содержащие α -пластины пакетной морфологии. Также видны тонкие двойники в α -зернах (отмечены стрелками). На рис. 4в приведено светлопольное ПЭМ-изображение стыка трех зерен α -фазы и расположенного между ними пакета α -кристаллов внутри бывшей и частично сохранившейся β -фазы.

Карты распределения химических элементов Al, Ti, V показаны на рис. 3. Отчетливо видно, что имеет место локальное обогащение ванадием приграничных областей α -зерен и, возможно, остаточных тонких прослоек β -фазы шириной до 2 мкм (рис. 3г), в то время как в теле зерен выше концентрация титана и алюминия, последнего вплоть до $13 \text{ ат.}\%$ (рис. 3д, е).

ОРЭМ методом ДОРЭ позволяет определить характер изменения разориентаций кристаллитов в углах Эйлера, что видно на изображениях микроструктуры, приведенной на рис. 5. Основ-

ным преимуществом способа кодирующей окраски на цветовой диаграмме Родригеса–Франка является возможность соотнести внутреннюю систему координат, привязанную к кристаллиту, с внешней системой координат, связанной с положением шлифа в РЭМ и определяющей разориентировку зерен по цвету или даже расчету угла между вектором в кристалле и нормалью $Z \parallel \text{ND}$. Для сравнения на рис. 5б приведена типичная ДОРЭ-карта, полученная с плоскости поперечного сечения в головке образца этого же сплава после МЦУ. На рис. 5б отчетливо видна полосовая слоистая микроструктура, образованная α -зернами, в отличие от рис. 5а, полученного с плоскости исходной плиты, где цветовое распределение зерен по разориентациям имеет слабовыраженный характер.

Рисунки 6а и 7а представляют ДОРЭ-карты распределения α -зерен в других методических модификациях: по размерам и кристаллографическим ориентациям, в том числе в виде увеличенных фрагментов ДОРЭ-карты (рис. 6б, в, 7б–г). Совпадение цветов различных α -зерен на ориентационных ДОРЭ-картах (рис. 6), определяемых стандартным треугольником обратной полюсной фигуры (ОПФ), характеризует близость кристаллографической ориентации данных зерен. Видно, что они образуют короткие цепочки, как правило вдоль RD, из нескольких близко ориентированных α -зерен

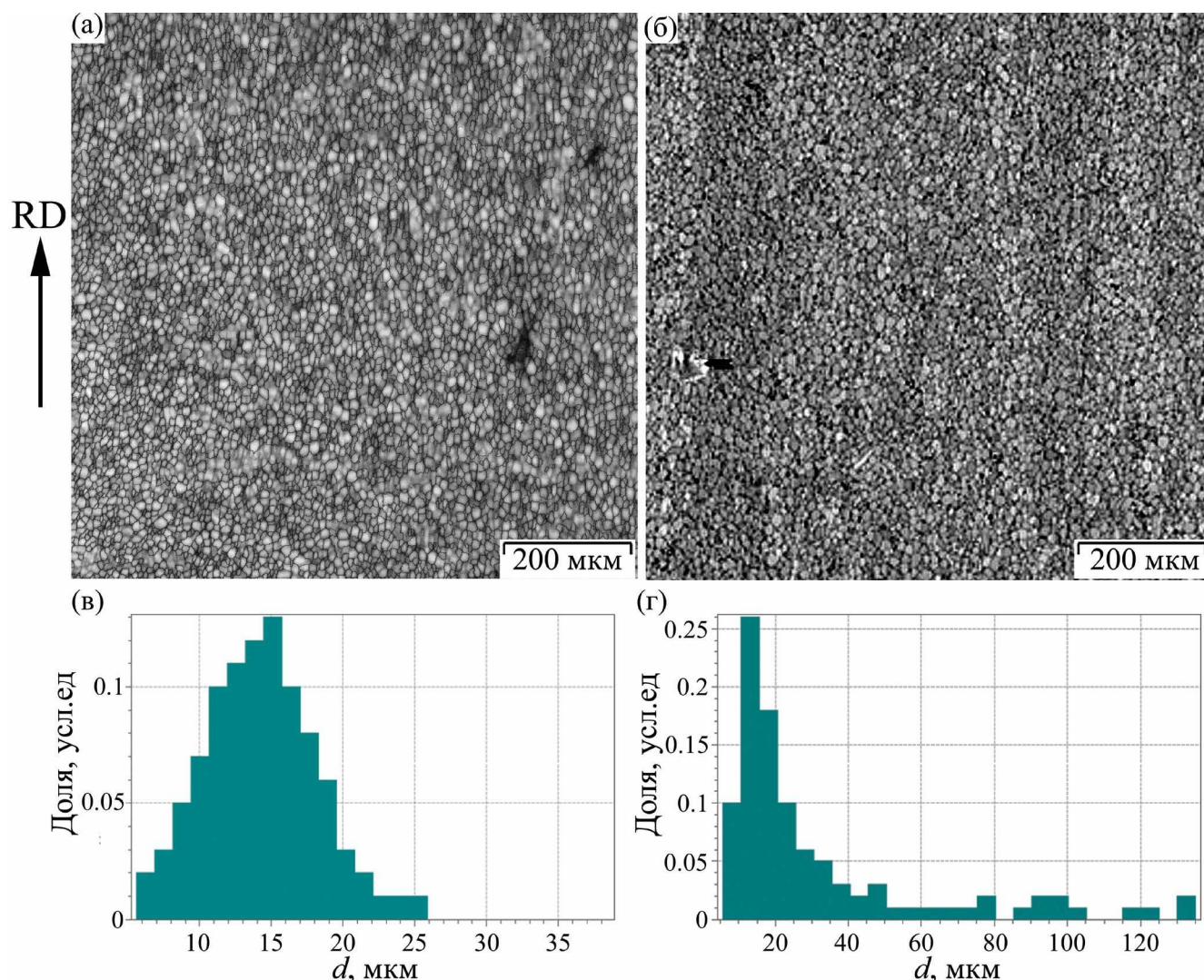


Рис. 2. РЭМ SE-изображения структуры (а, б) для двух различных областей в продольной плоскости прокатки и соответствующие гистограммы распределения α -зерен по размерам (в, г) в исходной плите сплава Ti–6Al–4V.

с синей (полюс ОПФ $10\bar{1}0$), зеленой (полюс $1\bar{2}10$) и красно-розовой (полюсы, близкие 0001 и $10\bar{1}1$) цветовой кодировкой на ОПФ, отвечающей плоскостям призматической, базисной и пирамидальной, соответственно, которые параллельны плоскости прокатки.

В ином варианте методики ДОРЭ на рис. 7 цветовой кодировкой показано распределение зерен по размерам и углам разориентации их границ. Отчетливо видны области различной локализации α -зерен, во-первых, выделенные общим цветом по совпадающему размеру кристаллитов (заданным справа под рисунком цветовой шкалой). Во-вторых, они отличаются разориентацией друг относительно друга, что показано расположением проекций атомно-кристаллической решетки α -фазы на плоскость изображений или цветом межкристаллитных границ, заданным, приведенными слева под рисунком интервала-

ми угловой разориентации. (Цветом кодируются выбранные малоугловые (2° – 15°), средне- и большеугловые разориентации трех диапазонов углов 15° – 58° , 58° – 62° , больше 62°).

Таким образом, на рис. 7 выделен основной массив изображенных синим цветом достаточно произвольно ориентированных α -зерен наименьшего размера. На их фоне на плоскости прокатки видны планарные направленные вдоль (RD) и поперек (по TD) кластеры α -зерен различного размера, но одного зеленого, желтого или розового цвета в пределах одного кластера.

При этом в кластерах преобладают малоугловые разориентации границ. Данные кластеры, очевидно, являются своеобразными зародышами МТО. Они не образуют одно сплошное связанное зерно, и индивидуально не связаны, т. е. обособлены границами или “вставками” α -зерен других размеров. Количество кластеров невелико (порядка $10/\text{мм}^2$).

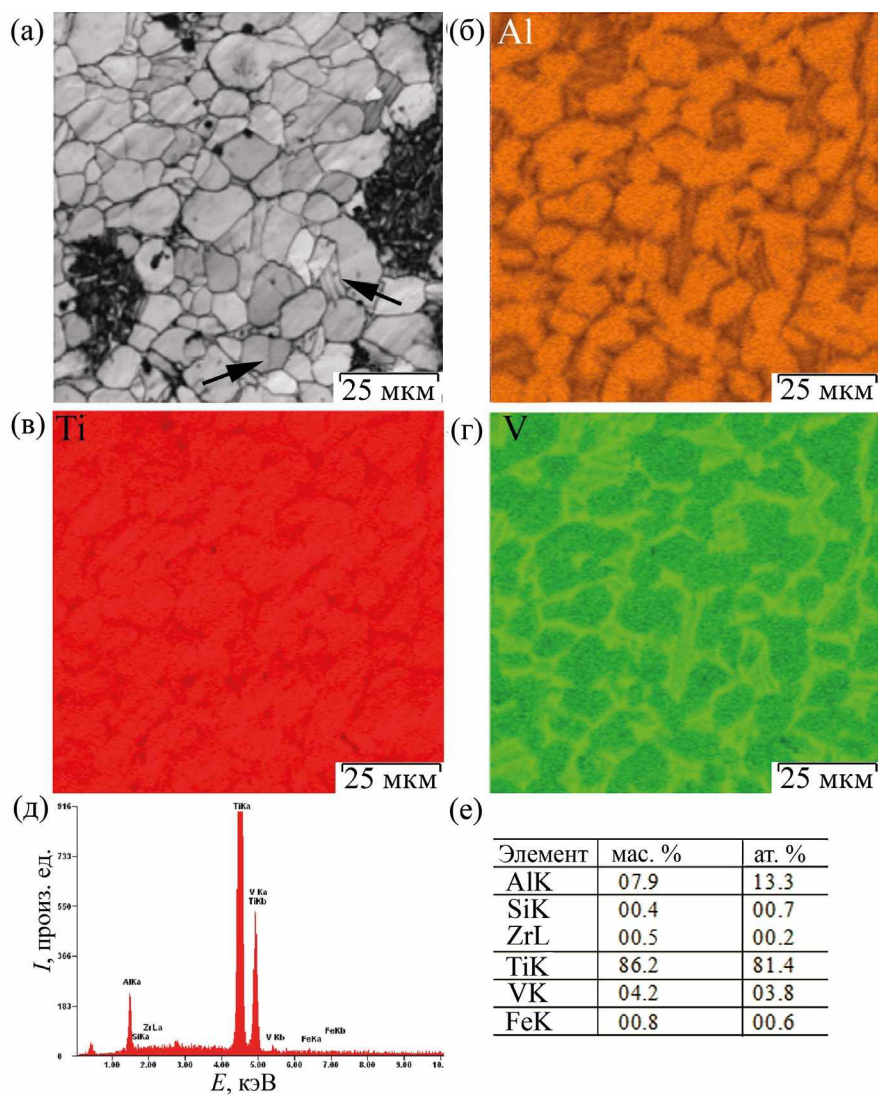


Рис. 3. РЭМ-изображение структуры сплава (а), карты распределения химических элементов (б – Al, в – Ti, г – V), характеристические спектры (д) и пример таблицы химического состава (е), полученного методом ЭДС в характеристическом излучении. Стрелками отмечены плоские двойниковые границы α -зерен.

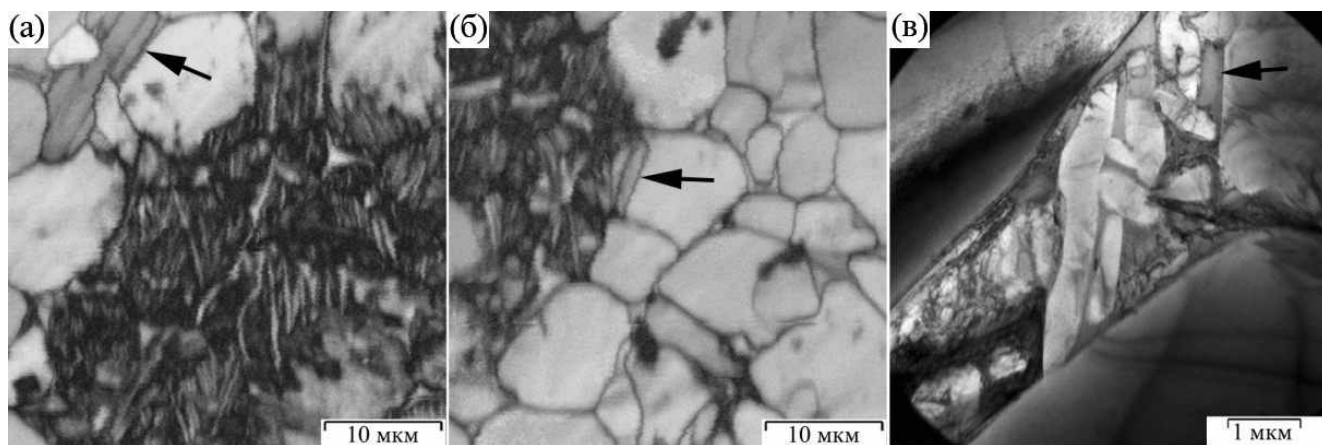


Рис. 4. РЭМ-изображения (а, б) и светопольное (в) ПЭМ-изображение структуры сплава Ti–6Al–4V в исходной плите. Стрелками отмечены плоские двойниковые границы α -зерен.

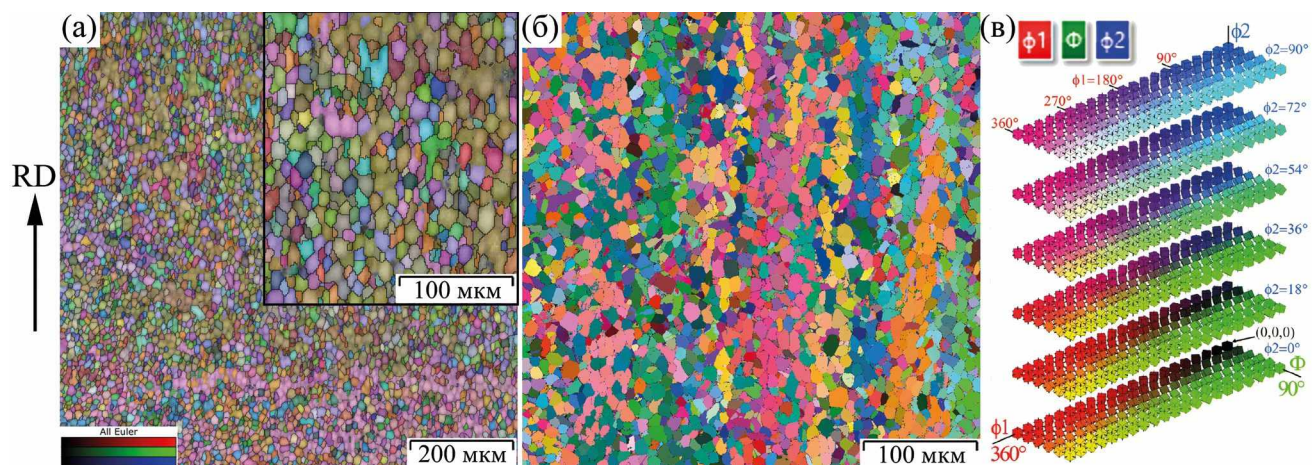


Рис. 5. ДОРЭ-карты в углах Эйлера (а, б), цветовая шкала углов Эйлера (на вставке к рисунку а) и цветовая диаграмма Родригеса—Франка разворотов α -кристаллитов в зависимости от углов Эйлера (в) в плоскости прокатки исходной плиты сплава Ti–6Al–4V (а) и поперечного сечения головки образца после испытаний МЦУ исходной плиты сплава Ti–6Al–4V (б). Цветной рисунок online.

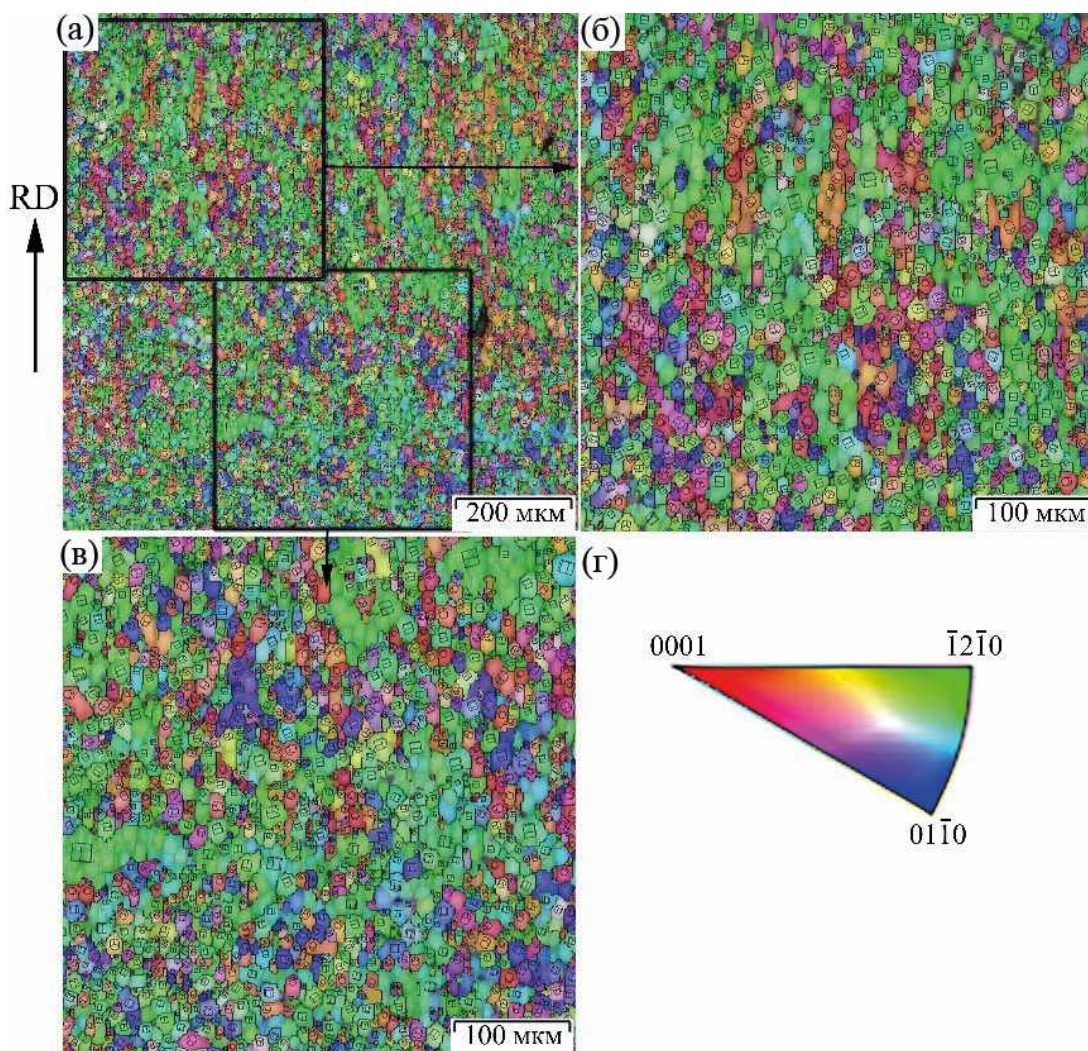


Рис. 6. ДОРЭ-карта в цветах ОПФ (а), ее увеличенные фрагменты с обозначением ориентации элементарной ячейки α -фазы (б, в) и стандартный стереографический треугольник ОПФ (г) ГПУ α -фазы с цветовой кодировкой по главным кристаллографическим направлениям. Изображения получены с плоскости прокатки исходной плиты сплава Ti–6Al–4V. Цветной рисунок online.

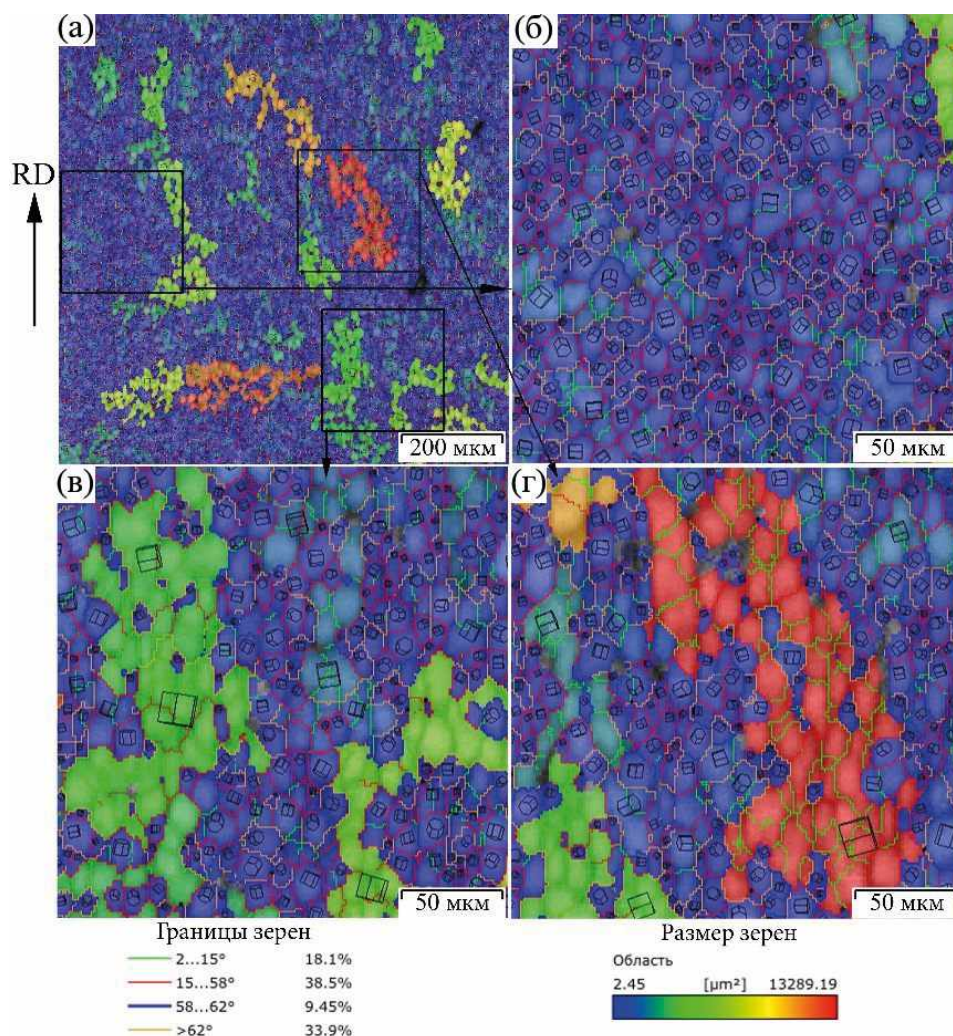


Рис. 7. ДОРЭ-карта распределения α -зерен по размерам (а) и ее увеличенные фрагменты (б–г) с обозначением цветовой кодировки разориентации границ зерен (слева внизу) и размера зерен (справа внизу), а также кристаллографической ориентации в виде проекций элементарной ячейки α -фазы. Карта получена с плоскости прокатки исходной плиты сплава Ti–6Al–4V.

Сравнительно близко ориентированные α -зерна в пределах МТО в плоскости прокатки характеризуются близкими направлениями оси c в основном вдоль и поперек RD.

Были построены прямые полюсные фигуры (ППФ) с соответствующими ДОРЭ-картами (рис. 8) и приведены типичные стандартные треугольники ОПФ в трех проекциях (рис. 9), определяющие в плоскости прокатки кристаллографические ориентации нормалей к плоскостям α -зерен. Кроме того, если рис. 8а представлен интегральной ДОРЭ-картой, соответствующей ППФ, расположенной ниже (рис. 8г), то на рисунках 8б, в выделены α -зерна только тех ориентаций, которые отмечены полюсами, соответствующими призматическим (рис. 8б, д) и базисным (рис. 8в, е) плоскостям. Обнаружено,

что в продольной плоскости прокатки преобладают α -зерна, залегающие призматическими плоскостями в ней и, соответственно, их базисная плоскость ей перпендикулярна, т.е. ось $c \parallel RD$. В то же время более редко встречаются α -зерна с базисной плоскостью, которая незначительно отклоняется от плоскости прокатки. Зерна, ориентированные по пирамидальной плоскости, представлены статистическим распределением по разным направлениям нормалей случайным образом, что можно наблюдать для них при внимательном анализе направления изображений проекций ГПУ-ячейки (см. рис. 6, 7).

На рис. 9 наряду с основными полюсами внутри ОПФ видны полюса от произвольно ориентированных α -зерен, практически заполняющие

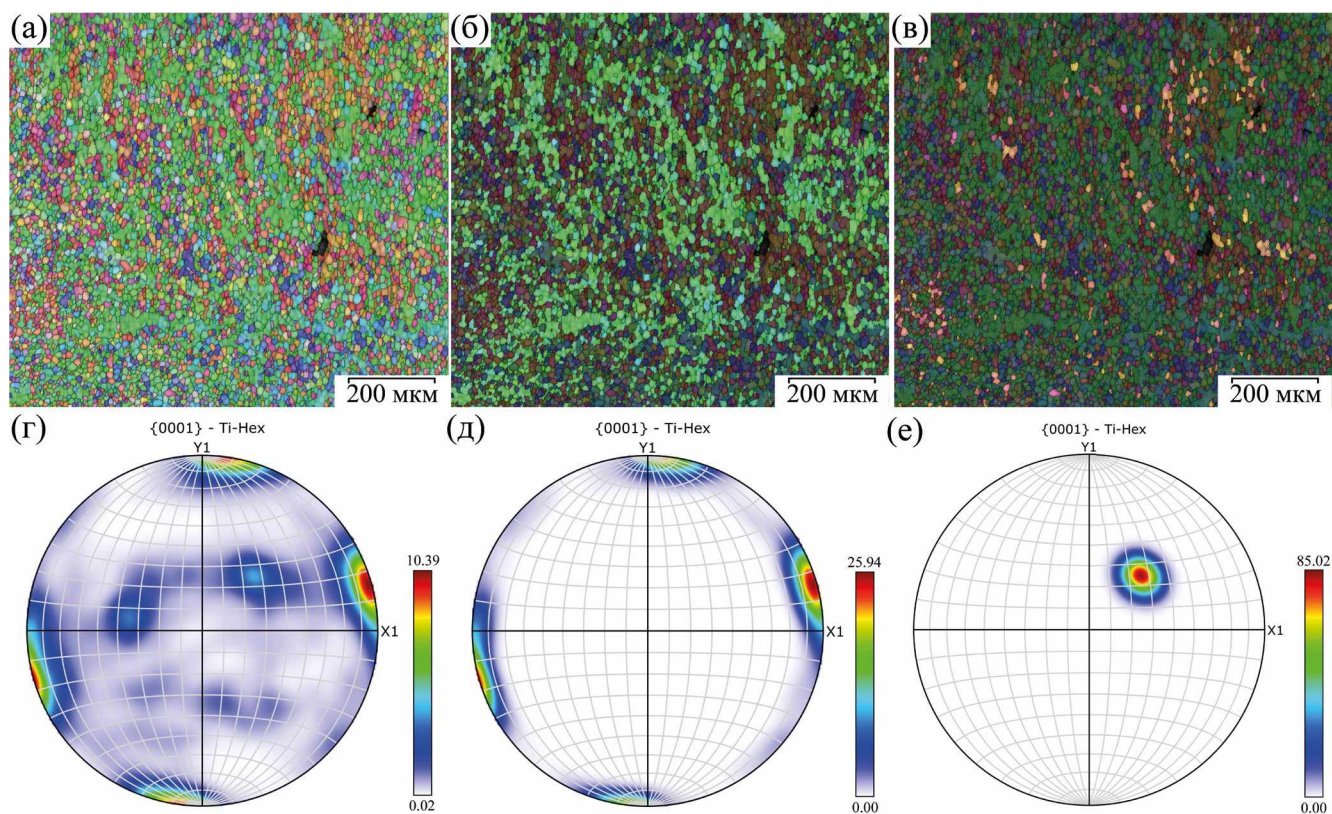


Рис. 8. Интегральная ДОРЭ-карта (а) и соответствующая ей ППФ (г), а также ДОРЭ-карты (б, в), отвечающие выделенным красным цветом полюсам на ППФ (д, е), полученные с плоскости прокатки исходной плиты сплава Ti–6Al–4V.

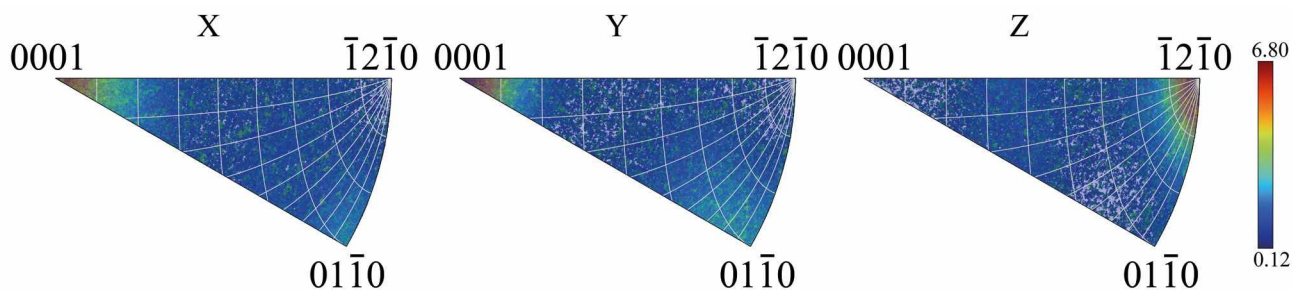


Рис. 9. Типичные треугольники ОПФ в трех проекциях (X||RD, Y||TD, Z||ND) для плоскости прокатки ND исходной плиты сплава Ti–6Al–4V.

поля всех треугольников ОПФ, построенных в трех проекциях X, Y, Z.

Метод ДОРЭ позволяет также провести количественный цифровой анализ кристаллографической ориентации α -зерен в сплаве, представленный, например, на рис. 10а соответствующей гистограммой частоты их встречаемости по угловой разориентации. Из рис. 10а видно, что гистограмму отличает немонотонное распределение разориентаций α -зерен в плоскости прокатки плиты сплава Ti–6Al–4V. Как известно, пластинчатые кристаллы α -фазы связаны с β -матрицей ориентационными соотношениями (о.с.) Бюргерса (табл. 2) [34].

Кроме того, 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]. Поэтому модельный расчет разориентаций, представленных на рис. 10б, нами был выполнен, используя функцию Гаусса для описания спектров частоты встречаемости α -зерен по углам разориентации, отвечающим, во-первых, о.с. Бюргерса (табл. 2 [34]) и, во-вторых, двойникам в α -фазе титана (таблица 3 [35]). Хорошее количественное совпадение полученных экспериментальных данных и расчетного моделирования пиков угловой

Таблица 2. Углы разориентации для 12 ориентационных соотношений Бюргерса при $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении в титановом сплаве [34]

№ о.с.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Углы, град	0	11	60	60	61	61	61	61	63	63	90	90

разориентации доказывает, что в исследуемой плите сплава, подвергнутого значительной по величине горячей прокатке, кристаллиты глобулярной α -фазы находятся в ориентационном соотношении друг с другом, определяемом, во-первых, о.с. Бюргерса, а, во-вторых, двойниковым соответствием. Разностный анализ спектров встречаемости выявляет остаток, монотонно распределенный по углу разориентации, который определяет наличие произвольно ориентированных зерен α -фазы.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Основные полученные в работе на промышленном титановом сплаве Ti–6Al–4V экспериментальные результаты по изучению микроструктуры и текстуры можно объяснить следующим образом. Появление преимущественно глобулярных α -зерен, кристаллографически ориентированных по о.с. Бюргерса: $\{110\}_\beta \parallel \{0001\}_\alpha$; $\langle 1\bar{1}1 \rangle_\beta \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$, наблюдается в сплавах титана, первоначально подвергнутых значительной пластической холодной деформации (с последующим отжигом) или при повышенных температурах деформации, и в зависимости от конкретного режима можно получить глобулярную морфологию α -зерен со средними размерами от 0.5 мкм до 80 мкм [8, 15–18]. Наблюдаемое нами на рис. 10а заметное рассеяние кристалло-

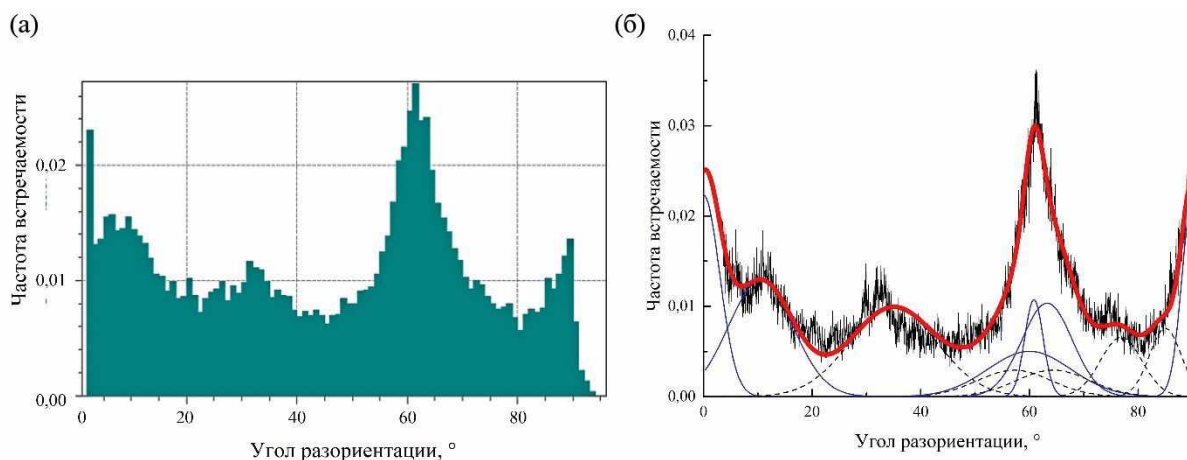
Таблица 3. Углы разориентации для 5 систем двойникования в α -фазе [35]

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

графических ориентаций (вблизи о.с. Бюргерса) α -зерен может быть обусловлено пластической деформацией прокаткой, прогрессирующей при нарастании ее степени и, следовательно, уровней дефектности, фрагментации и кристаллографической разориентации зерен в сплаве. При этом реализуется механизм ориентированного гетерогенного зарождения и последующего роста α -зерен в β -матрице, а затем их конкурентная глобуляризация.

Термодеформационно-индуцированное $\beta \rightarrow \alpha$ -ПП при ТМО происходит и практически полностью завершается при высоких температурах. При этом процесс пластической деформации с одной стороны, обеспечивает необходимое формоизменение плиты, а с другой, механическое двойникование зерен α -фазы при некотором сохранении остаточной β -матрицы (<5 мас.%).

Можно полагать, что появление части α -зерен с произвольными ориентациями, отличающимися от о.с. Бюргерса и двойниковых ориентаций, возможно вследствие динамической

**Рис. 10.** Экспериментальная (а) и расчетные (б) гистограммы распределения угла разориентации α -кристаллов в плоскости прокатки плиты сплава Ti–6Al–4V. Жирная сплошная линия соответствует суммарной функции Гаусса, состоящей из функций Гаусса для о.с. Бюргерса (сплошные тонкие линии) и для двойниковых ориентаций (штриховые линии).

рекристаллизации α -зерен при продолжении ТМО. Если реализация о.с. Бюргерса обусловлена ориентированным ПП, то специфическая роль двойникования связана с действующими деформационно-аккомодационными процессами. Для двойников с учетом имеющих место взаимных комбинаций двойниковых кристаллов углы разориентации составляют 35° и 85° или 57° , 64° и 77° (соответственно с растяжением или сжатием вдоль оси c) [35]. Обнаружено, что особая слоистая глобулярная структура, выделенная кристаллографической текстурой зерен α -фазы сплава после ТМО, содержит микроскопические зародыши МТО.

ВЫВОДЫ

При анализе представленных результатов можно сделать следующие основные выводы:

1) ТМО промышленного сплава ВТ6 (Ti–6Al–4V), выполненная с использованием горячей прокатки, обеспечивает при температурах ниже $T_{\text{пп}}$ практически полное $\beta \rightarrow \alpha$ -ПП с образованием глобулярных высокооднородных по размерам и равноосных зерен α -фазы, средний размер которых составляет 12 мкм. Количество остаточной β -фазы не превышает 5 мас. %.

2) Обнаружено, что взаимные кристаллографические ориентации и текстура зерен α -фазы в сплаве определяются в основном о.с. Бюргерса: $\{110\}_\beta \parallel \{0001\}_\alpha$; $\langle 1\bar{1}1 \rangle_\beta \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$ и механическим двойникованием.

3) Установлено существенное рассеяние кристаллографических ориентаций α -зерен (до 10 – 15°) для каждой группы близких ориентировок, что может быть обусловлено механизмом гетерогенного зарождения и последующего роста α -кристаллов в β -матрице, подвергаемых пластической деформации прокаткой при высоких температурах вплоть до завершения $\beta \rightarrow \alpha$ -ПП.

4) Развитие большой горячей пластической деформации обеспечивает также появление двойников в образующейся α -фазе, сопровождается ее глобуляризацией и возможной динамической рекристаллизацией, что в свою очередь определяет появление части α -зерен с произвольными ориентациями.

5) Обнаруживаемая микроструктура α -зерен характеризуется как слоистая по отношению к плоскости прокатки. В пределах анализируемого верхнего слоя по плоскости прокатки α -зерна ориентационно выделены вдоль (по RD) и поперек (по TD). При этом кристаллографические плоскости базисная $\{0001\}$, призматическая $\{10\bar{1}0\}$ или пирамидальная $\{10\bar{1}1\}$ ГПУ-решетки α -фазы преимущественно параллельны плоскости прокатки.

6) Слоистая микроструктура α -зерен содержит также некоторое количество (порядка $10/\text{мм}^2$) специфических, вытянутых вдоль или поперек направления прокатки столбчатых или планарных кластеров (или зародышей) МТО, выделенных общими о.с. Бюргерса: в пределах кластера почти совпадают кристаллографические плоскости индивидуальных α -зерен. МТО, тем не менее, не образуют связанных протяженных α -зерен, несовершенны и индивидуально обособлены межкристаллитными границами или даже разделены зернами других большеугловых разориентаций.

7) Анализ распределения элементного химического состава выявляет повышенную локализацию ванадия в окрестностях границ α -зерен, на стыках которых возможно также сохранение прослоек остаточной β -фазы. Это сопровождается обеднением ванадием самих зерен и, соответственно, обогащением их по Ti и особенно Al (до 13 ат. %).

Работа выполнена в рамках Госзадания (шифр “Структура”) Г.р. № 122021000033-2 ИФМ УрО РАН с использованием научного оборудования отдела электронной микроскопии ЦКП ИФМ УрО РАН 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 обследование 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. Польшин 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. Предпечерные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: УрО РАН, 1998. 368 с.
5. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшин 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. 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.
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. 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.
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 regimes 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 micro-textured 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. 1603–1615.
26. Kulkarni G., Hiwarkar V., Singh R. Texture evolution of Ti6Al4V during cold deformation // *Int. J. Mater. Mechn. Manufact.* 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. Oborin V., Balakhnin A., Naimark O., Gornostyrev Y., Pushin V., Kuranova N., Rasposienko D., Svirid A., Ukusnikov 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.
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. 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. № 7. (в печати)
33. 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 вдоль направления прокатки // *ФММ*. 2024. № 7. (в печати).
34. 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.
35. Laine S. The role of twinning deformation of α -phase titanium. Cambridge: University of Cambridge. 2017. 224 p.

**STRUCTURAL-PHASE TRANSFORMATIONS
AND CRYSTALLOGRAPHIC TEXTURE IN COMMERCIAL Ti–6Al–4V
ALLOY WITH GLOBULAR MORPHOLOGY OF α -PHASE GRAINS:
THE ROLLING PLANE**

**V. G. Pushin^{1, 2, *}, D. Yu. Rasposienko¹, Yu. N. Gornostyrev^{1, 2}, N. N. Kuranova¹, V. V. Makarov¹,
E. B. Marchenkova¹, 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 commercial Ti–6Al–4V alloy was obtained in an almost single-phase state, formed by finely dispersed globular α -grains with an average size of 12 μm , using thermomechanical processing, including hot rolling. The microtexture and structure of the alloy were studied using X-ray diffractometry and transmission and scanning electron microscopy, including orientation microscopy. It is found that for α -grains the Burgers orientation relationships are satisfied, and twin orientations are ensured in the rolling plane. A significant scattering of the crystallographic orientations of α -grains relative to each other (up to 10°–15°) is established for each group of close Burgers orientations as a result of plastic deformation by rolling at high temperatures. Clusters of microtexture regions in the layered microstructure of grains and the formation mechanisms and mutual crystallographic misorientations of microtexture regions and grains in the alloy have been identified.

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