

УДК 669.295:669.017

О.Г. Оспенникова¹, С.А. Наприенко¹, П.Н. Медведев¹,
О.А. Крупнина¹, А.М. Рогалев¹

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Ti-6Al-4V, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-10-14-24

В работе проведен анализ структурных особенностей титанового сплава Ti-6Al-4V, полученного методом селективного лазерного сплавления (СЛС). Методами оптической и растровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа выявлены характеристики структурного и текстурного состояния материала, полученного при синтезе. Проведены исследования дефектов, характерных для титанового сплава, полученного по данной технологии, методами растровой электронной микроскопии, рентгеноспектрального анализа и рентгеновской томографии.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление (СЛС), титановый сплав Ti-6Al-4V, особенности структуры, дефект, рентгеновская томография.

O.G. Ospennikova¹, S.A. Naprienko¹, P.N. Medvedev¹,
O.A. Krupnina¹, A.M. Rogalev¹

FEATURES OF THE STRUCTURE OF Ti-6Al-4V ALLOY OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING

The paper analyzes the structural features of titanium alloy Ti-6Al-4V, obtained by selective laser melting (SLM). By methods of optical and scanning electron microscopy and x-ray diffraction analysis the characteristics of the structural and texture state of the material obtained in the synthesis are revealed. The study of defects characteristic of the titanium alloy obtained by this technology using scanning electron microscopy, x-ray spectral analysis and x-ray tomography was carried out.

Keywords: selective laser melting (SLM), titanium alloy Ti-6Al-4V, structural features, defect, x-ray tomography.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Технологии селективного лазерного сплавления (СЛС) в настоящее время являются одними из наиболее современных и динамично развивающихся методов изготовления деталей из металлических материалов, которые активно применяются для производства изделий авиационной техники. Это обусловлено тем, что, в отличие от традиционных вычитающих технологий изготовления деталей, аддитивные технологии позволяют существенным образом сократить расходы на материалы и механическую обработку, а также не ограничивают конструктора при проектировании деталей сложной геометрической формы.

В свою очередь производство деталей и компактных образцов методом СЛС приводит к формированию характерной структуры, отличающейся от микроструктуры

материалов, полученных по традиционным технологиям. Вследствие этого имеющиеся знания о связи структуры со свойствами не могут быть с легкостью перенесены на детали, полученные по технологии СЛС.

Исследование микроструктуры, а также поведения различных структурных составляющих при нагружении и разрушении деталей или образцов позволяет оценить их влияние на свойства материала. Это позволяет корректировать технологический процесс синтеза с целью получения оптимальных свойств, необходимых для эксплуатации.

Анализ научно-технической литературы показывает, что при синтезе никелевых сплавов методом СЛС формируется так называемая «трековая структура», что обусловлено поочередным прохождением лазера по дорожкам с определенным шагом на каждом синтезируемом слое, в процессе чего образуются ванны расплава и, как следствие, вертикальные и горизонтальные ряды. Треки в свою очередь разбиты на фрагменты, которые состоят из отдельных ячеек кристаллизации [1–4]. Аналогичная картина наблюдается на алюминиевых сплавах [5, 6] и на сталях [7], полученных по данной технологии. Помимо структурных особенностей, для этой технологии характерно наличие дефектов микроструктуры, таких как трещины, усадочные раковины и пористость [8].

Микроструктура деталей и образцов из титановых сплавов, полученных методом СЛС, тоже имеет свои особенности и характерные дефекты. Исследованию этих особенностей, а также поведению дефектов микроструктуры в процессе разрушения посвящена данная работа.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [9].

Материалы и методы

В качестве объекта исследований использовали образцы сплава Ti–6Al–4V, полученные методом селективного лазерного сплавления. Печать заготовок под образцы проводили из порошка фракцией 10–63 мкм в двух взаимно перпендикулярных направлениях на установке Concept Laser M2 Cusing. Толщина одного синтезируемого слоя составляла 33 мкм. Размер одного островка, в котором треки ориентированы параллельно друг другу, составляет 5×5 мм. В одном слое треки соседних островков ориентированы перпендикулярно друг другу. При каждом последующем слое происходит смещение островков в двух направлениях на 1 мм и разворот треков внутри островка на 90 градусов. Расстояние между треками составляет 150 мкм. Условные направления в синтезируемых образцах: *X* и *Y* – параллельны сторонам островков в плоскости построения, а направление *Z* – высотное направление.

После печати проведена стандартная термическая обработка заготовок в соответствии с ASTM F136-02a для сплава CL41TiELI в вакуумной печи: выдержка при температуре 840°C в течение 2 ч, затем охлаждение с печью.

Микроструктурные и фрактографические исследования, а также рентгеноспектральный микроанализ проводили на растровом электронном микроскопе JSM6490-LV фирмы Jeol.

Текстурные исследования проводили на дифрактометре EMPYREAN фирмы PanAlytical.

Исследование распределения пор и несплошностей проводили на рентгеновском компьютерном томографе NSI X5000 с применением нанофокусной рентгеновской трубки X-Ray Worx XWT-225-XC.

Результаты

Исследования особенностей микроструктуры и текстуры проводили на образцах, ориентированных перпендикулярно плоскости синтеза и параллельно ей, на расстоянии 10 и 70 мм от подложки. Это позволило оценить изменение структурных особенностей в ходе печати.

В плоскости синтеза одного слоя наблюдается регулярная структура, представленная ячейками квадратной формы (рис. 1, *а*). Размеры ячеек сопоставимы с шагом между треками. По направлению выращивания формируются вытянутые структурные составляющие, не имеющие четкой регулярности или размеров (рис. 1, *б*). Микроструктура пластинчатая с толщиной пластин 1–1,5 мкм (рис. 1, *в*, *г*). Термическая обработка не оказывает существенного влияния на микроструктуру, только приводит к незначительному утолщению прослоек β -фазы, микроструктура на различной высоте от подложки идентична.

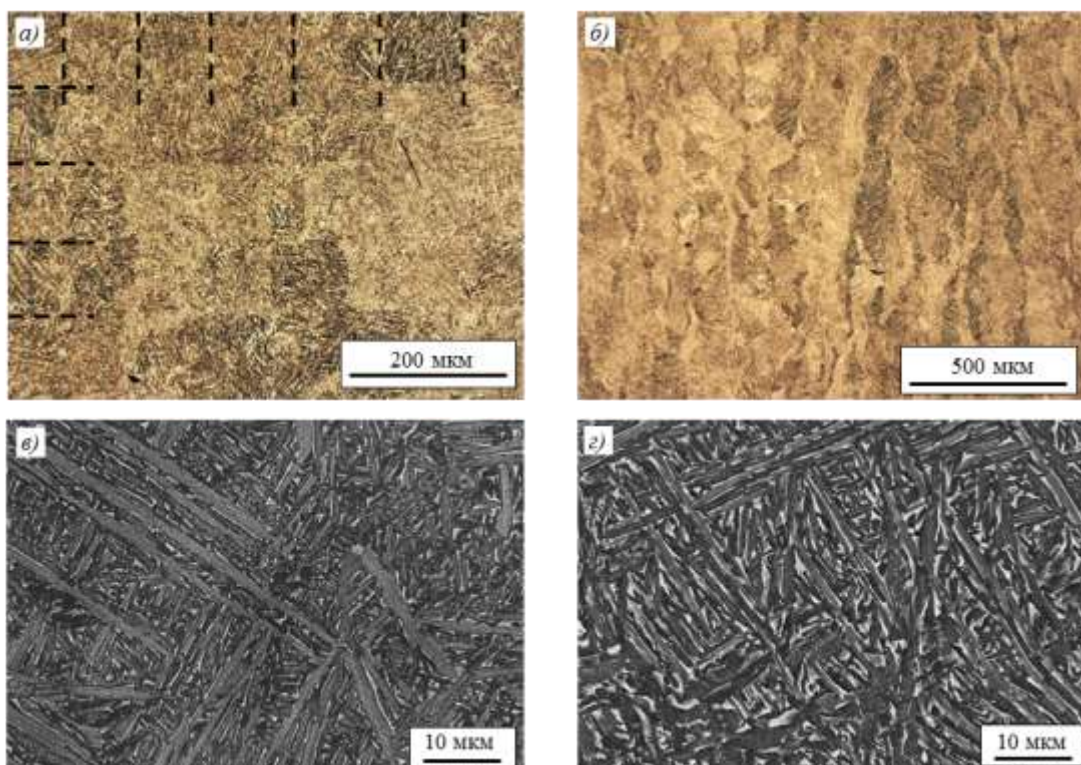


Рис. 1. Микроструктура компактных образцов из сплава Ti-6Al-4V, полученных методом СЛС:

а – плоскость синтеза $X-Y$ (пунктиром показаны границы квадратных структурных составляющих); *б* – плоскость параллельная оси синтеза $X-Z$; *в*, *г* – микроструктура в исходном состоянии и после термообработки соответственно (темно-серые пластины – α -фаза, светло-серые прослойки – β -фаза)

Рентгеноструктурные исследования показали наличие незначительной текстурной аксиальной компоненты в плоскости построения образца (рис. 2). Как и в случае с микроструктурой, термическая обработка не влияет на изменение текстурных особенностей.

Образцы были статически доведены до разрушения, при этом в одном случае плоскость разрушения совпадала с плоскостью синтеза, а в другом была параллельна его оси. Фрактографические исследования показали, что разрушение происходит вязко с формированием пластичного мелкоячеистого рельефа (рис. 3), что является характерным для титанового сплава Ti-6Al-4V.

Помимо структурных особенностей, для этих материалов характерны и дефекты, которые не встречаются в титановых сплавах, полученных по традиционным технологиям. Основными дефектами являются несплошности структуры в виде пор и непроплавов (рис. 4). Данные дефекты также имеют свои особенности, которые связаны как с их распределением в объеме образца, так и с их морфологией.

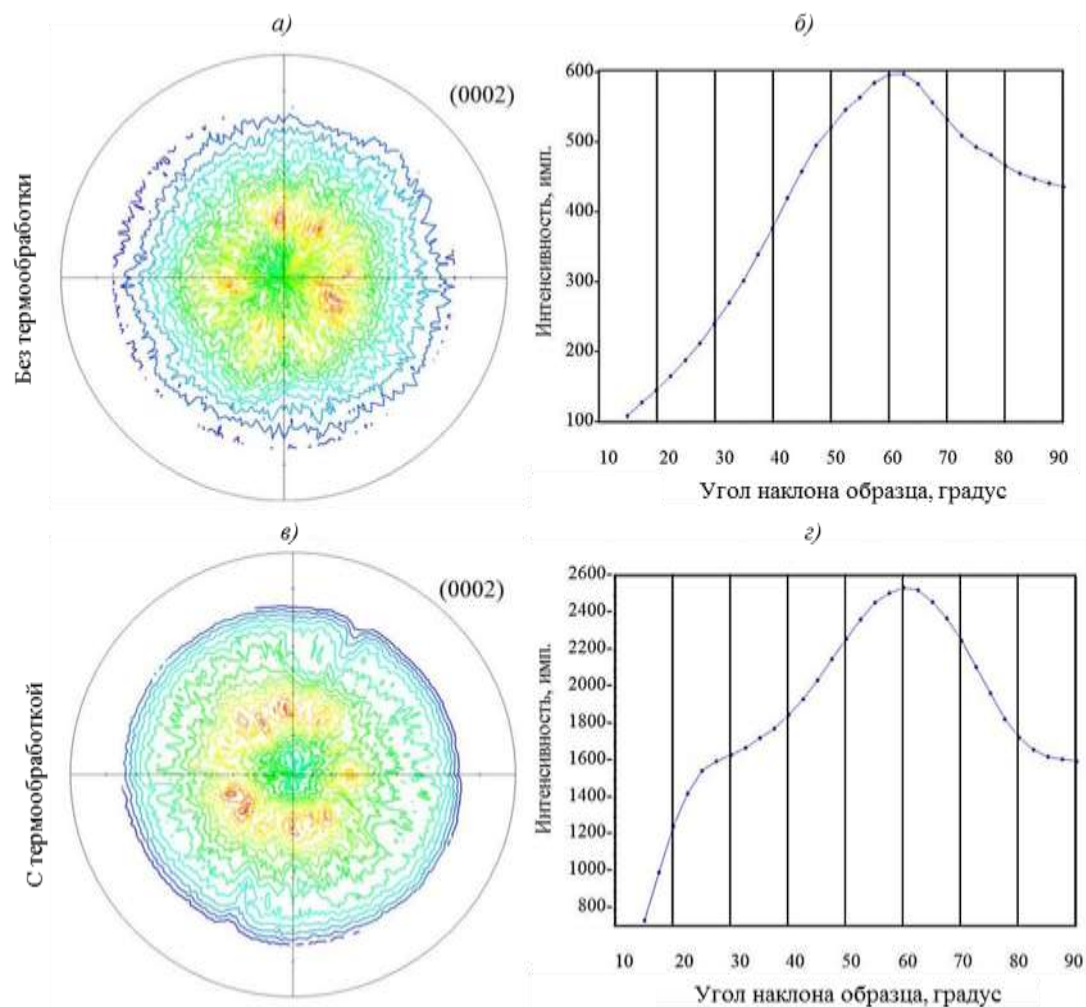


Рис. 2. Полюсные фигуры и интегральные графики по углам наклона в плоскости синтеза: а, б – для исходного состояния; в, г – для состояния после термической обработки

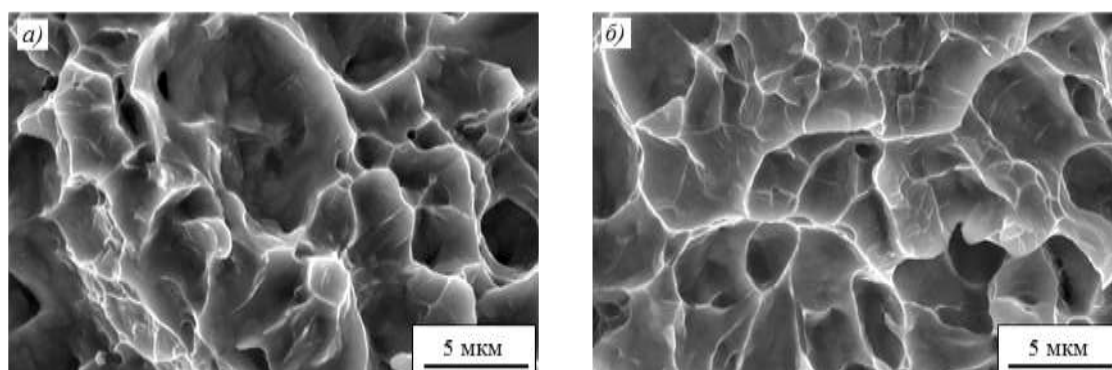


Рис. 3. Поверхность разрушения титанового сплава Ti–6Al–4V, полученного методом СЛС: а – в исходном состоянии; б – после термической обработки

В исходном и в термообработанном материале наблюдаются «литейные» поры глобулярной формы (рис. 4, *a, б*), которые на своей поверхности имеют концентрические окружности. Наблюдаются также непроплавленные области сложной формы (рис. 4, *в, з*). Исследование поверхностей разрушения в проекции плоскости синтеза $X-Y$ показывает, что эти дефекты образуют квадратную сетку с шагом ~ 1 мм (рис. 4, *з*). Эти данные подтверждаются результатами томографических исследований – в проекции пор в объеме образца на плоскость, параллельную плоскости синтеза $X-Y$, также формируется квадратная сетка с шагом ~ 1 мм (рис. 4, *д*). Исследования в плоскостях $X-Z$ и $Y-Z$, проходящих через линии сетки пор, показали наличие строчек несплошностей, ориентированных перпендикулярно оси синтеза на расстоянии $\sim (310-350)$ мкм друг от друга (рис. 4, *е*). При этом следует отметить, что формируемые строчки могут не пересекать весь образец по одной линии, а на определенном участке происходит их смещение на «полпериода» (показано стрелками на рис. 4, *е*).

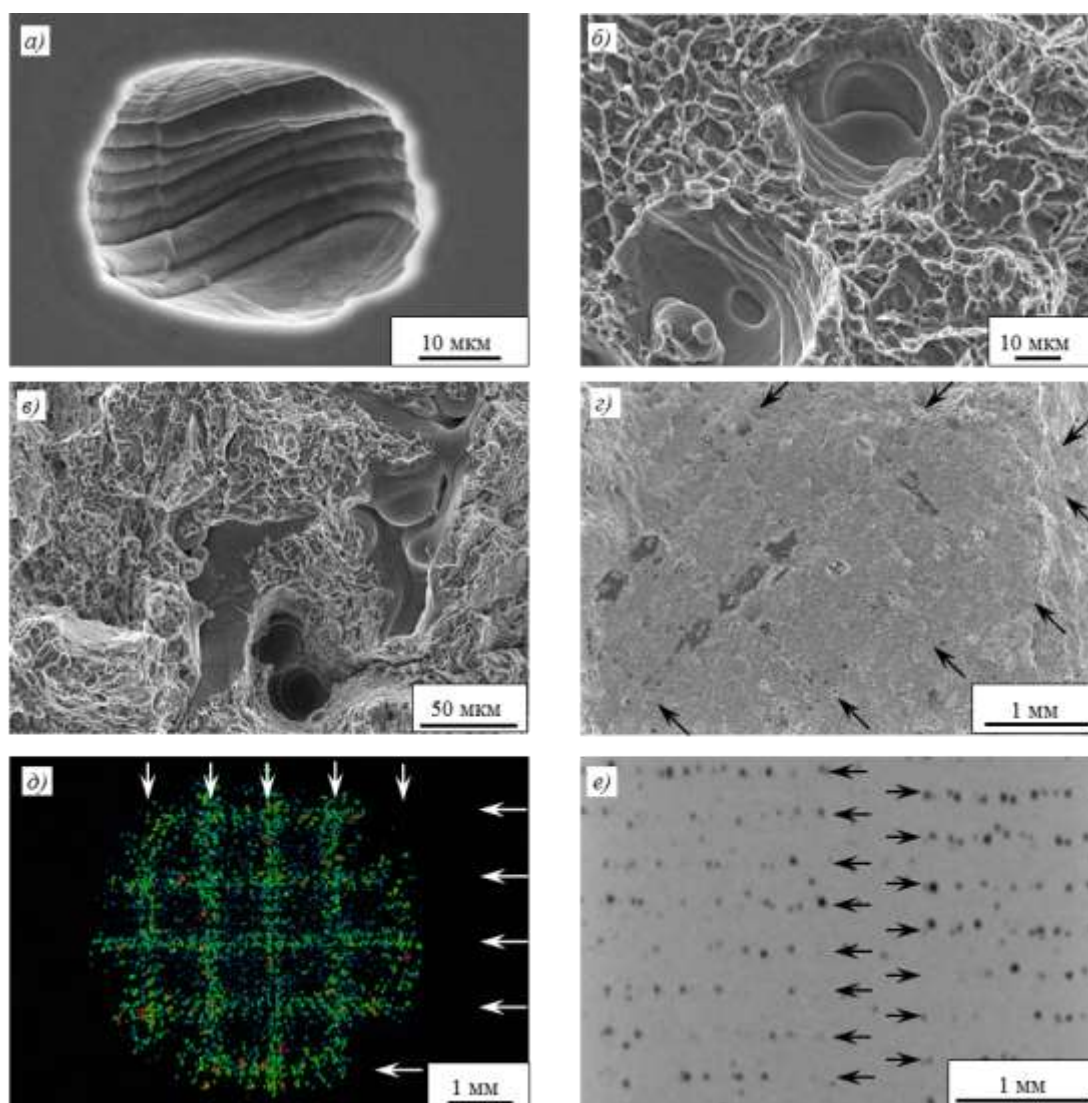


Рис. 4. Дефекты микроструктуры в виде пор и непроплавов:

a, б – поры на поверхности шлифа и поверхности разрушения соответственно; *в* – непроплавы на поверхности разрушения в проекции $X-Y$; *з* – макростроение излома (стрелками показаны оси скопления пор и непроплавов) в проекции $X-Y$; *д* – проекция пор в объеме образца на плоскость, параллельную плоскости синтеза $X-Y$; *е* – сечение трехмерного реконструированного изображения образца в плоскости, перпендикулярной плоскости синтеза $X-Z$

Характерным дефектом микроструктуры являются несплавленные участки поверхности частиц с окружающим их материалом, которые представляют собой «чаши» (рис. 5, *a, б*). Этот дефект ориентирован таким образом, что его края лежат в плоскости синтеза, а выпуклая часть направлена в сторону подложки. Наличие дефектов подобного вида приводит к тому, что на поверхности разрушения, ориентированной в плоскости синтеза, наблюдается значительно большее количество круглых дефектов, чем на поперечном образце (рис. 5, *в, г*). Это обусловлено тем, что в процессе разрушения в плоскости синтеза верхняя часть «чаши» отрывается и на изломе становится неотличима от сферической поры (рис. 4, *б*). В тоже время на поперечном изломе поверхности «чаши» деформируются вместе с остальным металлом и на изломе выглядят как вытянутые плоские «рубцы» (рис. 5, *д*).

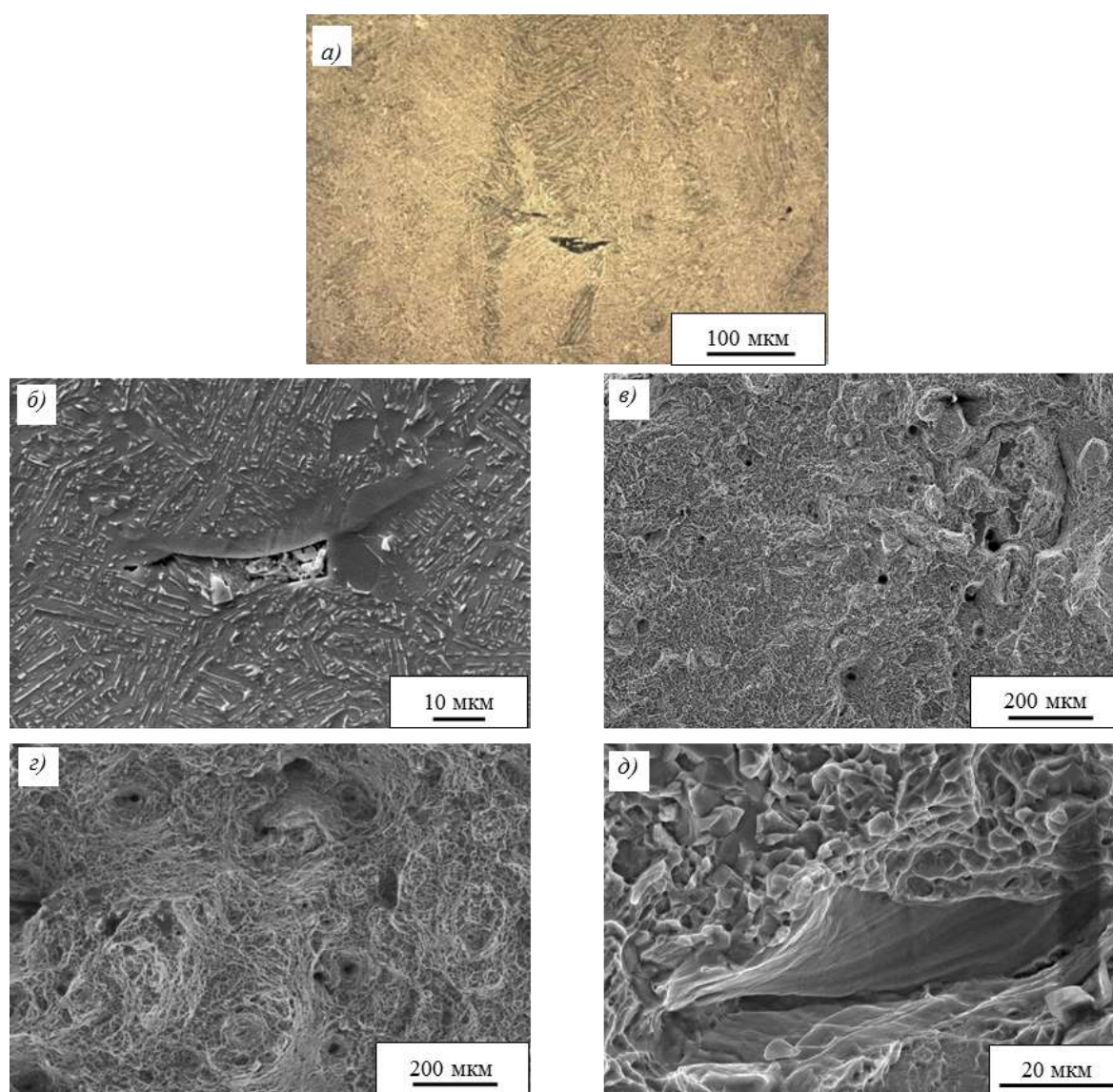


Рис. 5. Несплошности микроструктуры в виде «чаш»:

a, б – поперечное сечение дефектов; *в, г* – поверхность разрушения образцов в плоскостях, ориентированных параллельно плоскости синтеза и перпендикулярно ей соответственно; *д* – «рубец» на поверхности излома, ориентированного перпендикулярно плоскости синтеза, разрушение несплава в виде «чаши»

Помимо несплошностей микроструктуры, характерным дефектом материала, полученного по технологии СЛС, являются отдельные гранулы или фрагменты гранул порошка, которые в результате синтеза сохранили свою форму и имеют на поверхности оторочку из α -фазы титана (рис. 6). В большинстве случаев эти дефекты выглядят как фрагмент сферы (в сечении – фрагмент круга), состоящий из α -фазы и ориентированного выпуклой стороной к поверхности подложки (рис. 6, *a*). Встречаются отдельные гранулы, которые не потеряли свою форму и по всей поверхности которых наблюдается оторочка из α -фазы (рис. 6, *б, в*). Эта оторочка разделена на равноосные зерна (рис. 6, *a–в*). При этом четко выражены границы гранул и видно, что слой α -фазы располагается не только на внешней поверхности частиц, но и имеется оторочка на матричном материале вблизи поверхности частицы (рис. 6, *a–в*).

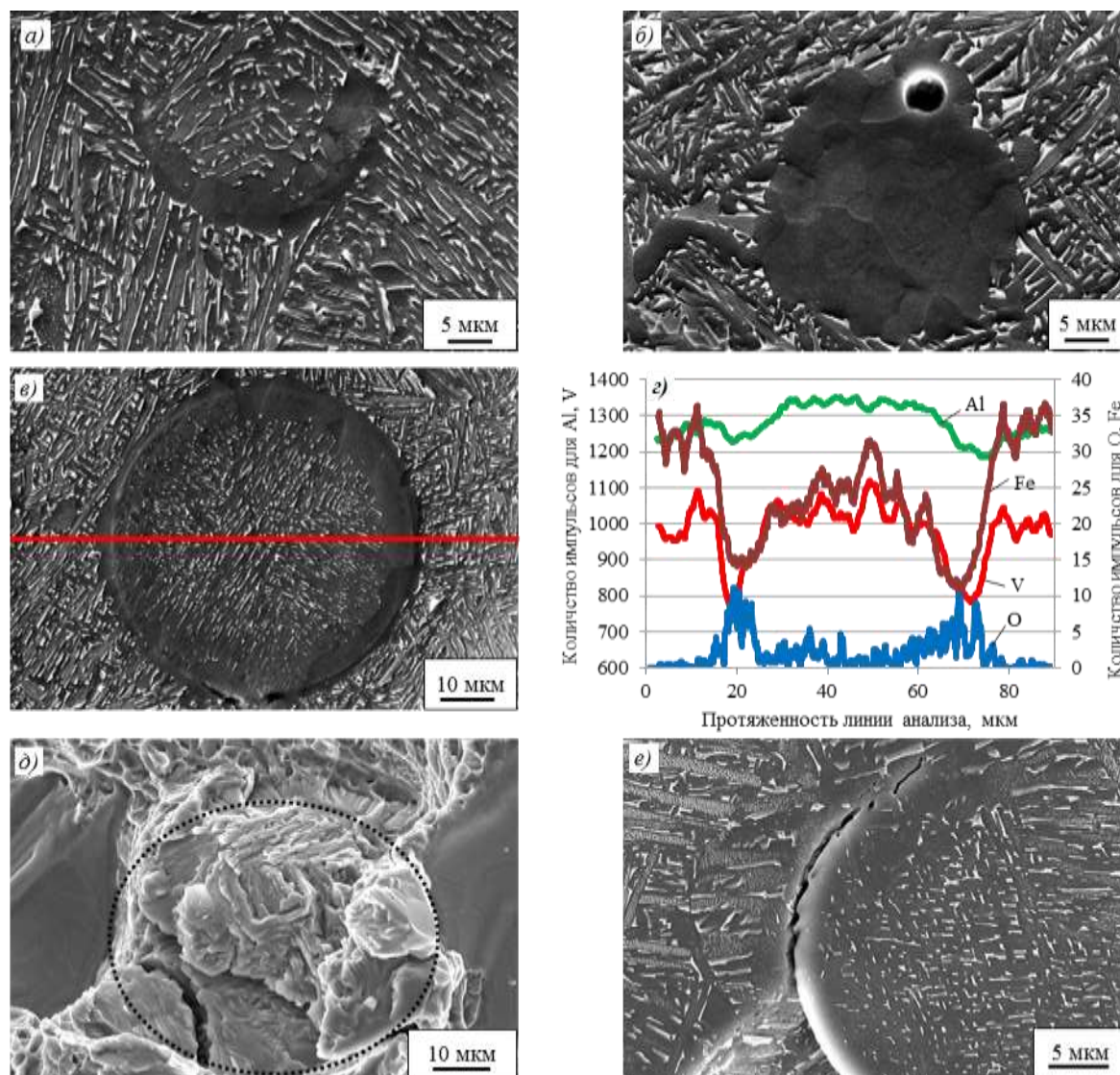


Рис. 6. Дефекты микроструктуры в виде частиц или их фрагментов, имеющих на своей поверхности оторочку из α -фазы титана:

a – фрагмент частицы, имеющий чашеобразную форму; *б, в* – целые частицы, сохранившие свою геометрическую форму после синтеза; *з* – распределение химических элементов по линии, показанной на рис. 6, *в*, по результатам качественного РСМА; *д* – разрушение, проходящее по телу гранулы с альфированным слоем (пунктирной линией показаны границы гранулы); *е* – трещины, формирующиеся при разрушении на границе основного металла и гранулы с альфированным слоем

Разрушение гранул с α -оторочкой происходит хрупко с формированием фасеток квазискола, в отличие от вязкого ямочного разрушения окружающей их матрицы (рис. 6, *д*). Поверхность разрушения данных областей повторяет форму и особенности строения гранул. При разрушении также наблюдается образование трещин по границам гранул с α -оторочкой (рис. 6, *е*).

Для оценки изменения химического состава в данных дефектах проведен качественный РСМ-анализ по линии, пересекающей одну из подобных частиц (рис. 6, *з*). Результаты анализа показали, что в слое α -фазы наблюдается присутствие кислорода. Выявлено, что альфированный слой обеднен алюминием, ванадием и железом по сравнению с основным металлом.

Обсуждение и заключения

Изготовление компактных образцов из титановых сплавов методом СЛС приводит к формированию структурных особенностей, отличающих их от образцов, полученных по традиционным технологиям [10, 11]. В результате синтеза формируются вытянутые по направлению выращивания структурные составляющие, которые являются бывшими β -зернами [12]. При этом вытянутые бывшие β -зерна не имеют четкой регулярности или размеров. Это, по-видимому, обусловлено направлением тепловых потоков в процессе синтеза [12] и тем, что с целью минимизации действия термических напряжений синтез в большинстве случаев производится по технологии стохастического экспонирования, при котором детали разбиваются на отдельные фрагменты квадратной формы, называемые «островками», засветка каждого «островка» идет штриховкой. При сплавлении следующего сечения шаг разбивки сдвигается. В плоскости синтеза одного слоя наблюдается регулярная структура, представленная ячейками квадратной формы. Размеры ячеек соответствуют расстоянию между треками. При этом микроструктура материала пластинчатая, схожая со структурой сплава Ti-6Al-4V в литом состоянии.

Текстурное состояние образцов до и после термообработки схоже и описывается достаточно размытой аксиальной текстурой. Текстура α -фазы формируется в результате фазового перехода из высокотемпературной β -фазы и несет информацию о кристаллографических особенностях кристаллизации β -фазы в ванне расплава. Подобная текстура может образовываться при классических технологиях осадки и отжига в β -области.

Дефекты, образующиеся при синтезе, можно разделить на две группы – это несплошности структуры в виде пор и несплавлений, а также отдельные гранулы или фрагменты гранул порошка, которые в результате синтеза сохранили свою форму и имеют на поверхности оторочку из альфированного слоя.

Несплошности структуры в виде пор и непроплавов распределены в объеме образцов особым образом. Анализ стратегии печати и результатов исследований показывает, что данные дефекты формируются в основном по границам островков размером 5×5 мм, при этом треки в первом из напечатанных островков должны быть параллельны границе, на которой образуются поры (островок, обозначенный «Тип 1» на рис. 7, *а*).

В таком случае при печати следующего островка треки в нем ориентируются перпендикулярно этой границе (островок, обозначенный «Тип 2» на рис. 7, *а*), что может приводить к колебаниям температурного поля на границе островков и, вероятно, к образованию пор (рис. 7, *а*). В случае если при синтезе происходит сначала печать островка типа 2, а потом островка типа 1, то температурное поле более равномерное и на границе между ними поры не образуются (рис. 7, *б*).

На каждом последующем синтезируемом слое происходит диагональный сдвиг границ островков на 1 мм в двух направлениях [13]. Поскольку для формирования пор

должны быть соблюдены определенные условия, о которых упоминалось ранее, то происходит чередование границ островков с порами и свободных от них. Таким образом в каждом синтезируемом слое несплошности образуют зигзагообразную линию – на границах перехода с островков типа 1 к островкам типа 2. На шестом слое образующиеся несплошности формируют зигзагообразную линию, которая на проекции в плоскости синтеза будет образовывать вместе с несплошностями на слое 1 квадратную сетку с шагом 5 мм. Через десять слоев проекция распределения пор в плоскости синтеза повторит распределение пор в слое 1. Это приводит к формированию несплошностей с периодичностью в десять слоев (в данном случае размером 330 мкм), что и наблюдается на рис. 4, е. При этом в местах, где происходит поворот зигзагообразной линии, формирующей поры, на 90 градусов, должно происходить смещение строчек пор на 5 слоев, что показано стрелками на рис. 4, е. Несплошности, образующиеся между 1 и 11 слоями, образуют на проекции сетку с размером ячейки 1 мм.

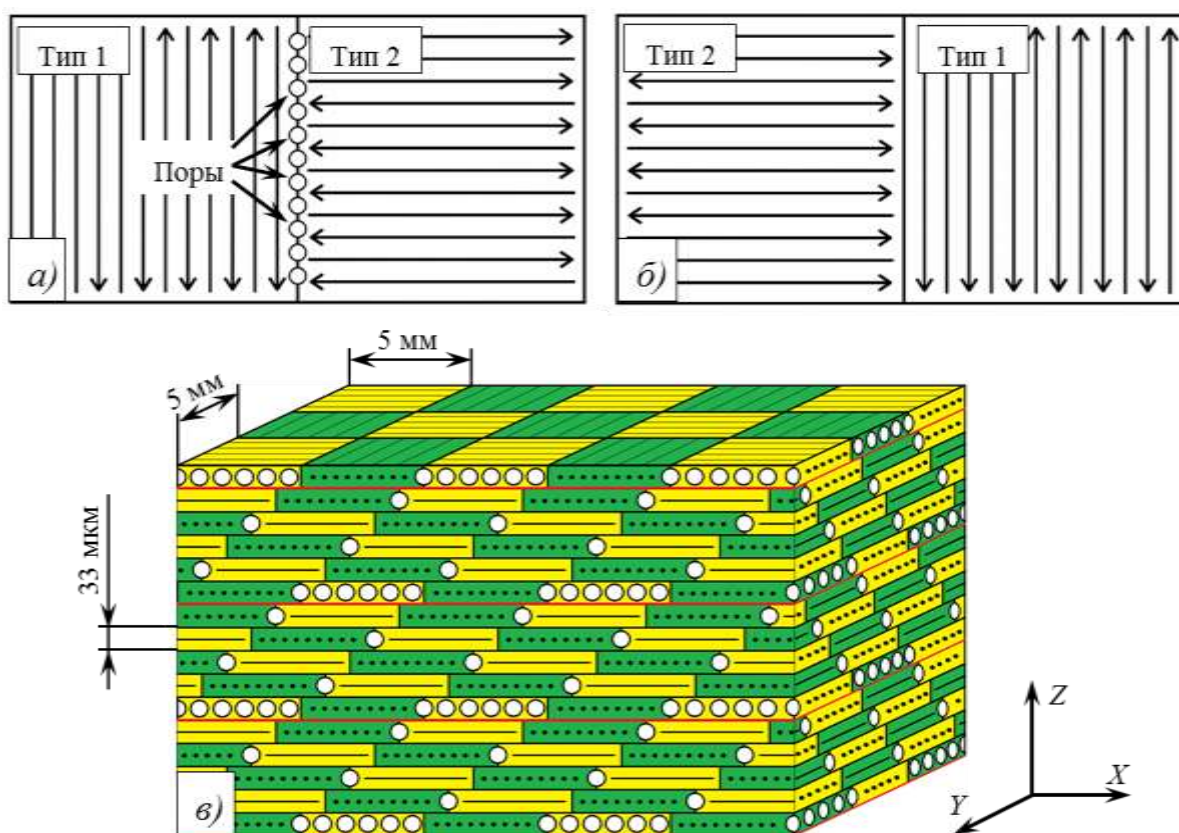


Рис. 7. Распределение пор в синтезируемом образце:

a, б – формирование пор на границах между островками типа 1 и типа 2; *в* – модель распределения пор в объеме образца (зеленым цветом показаны островки с ориентацией треков в направлении *Y*, желтым цветом – островки с ориентацией треков в направлении *X*, белыми кружками – места образования пор, красные линии ограничивают пять слоев синтезируемого материала)

Для описания пространственного распределения строчек пор в образце построена геометрическая модель (рис. 7), которая полностью описывает наблюдаемые закономерности формирования этих дефектов:

– несплошности структуры в виде пор и непроплавов в проекции плоскости синтеза формируют сетку с размером ячейки 1 мм;

– периодичность появления строчек в плоскостях $X-Z$ и $Y-Z$, проходящих через линии сетки пор, составляет 10 слоев;

– строчки пор в плоскостях $X-Z$ и $Y-Z$ не пересекают весь образец по одной линии, а на определенном участке происходит их смещение на «полпериода» (5 слоев).

Несплавленные участки в виде «чаш» по границам гранул ориентированы выпуклой поверхностью в сторону подложки, что приводит к утонению рабочего сечения образцов в плоскости синтеза и формированию острого концентратора.

Рассмотренные дефекты в виде несплошностей структуры имеют закономерное расположение, форму и ориентацию в объеме синтезируемой детали, что может приводить к различиям механических свойств в различных направлениях – анизотропии.

Дефекты в виде гранул или фрагментов гранул, имеющих на своей поверхности альфированный слой, распределяются в объеме хаотично. При этом слой α -фазы располагается не только на поверхности частицы, но и на поверхности матричного материала, прилегающего к ней. Результаты РСМ-анализа показывают присутствие кислорода, пониженное содержание легирующих элементов и примесей в альфированном слое. Это обусловлено диффузионными процессами при формировании данного слоя [14].

Результаты фрактографических исследований показывают, что оторочка α -фазы разрушается хрупко, что характерно для газонасыщенного альфированного слоя, формирующегося на поверхности титанового сплава при температурном воздействии в присутствии кислорода [15].

Условие появления данных дефектов связано с насыщением кислородом поверхности отдельных гранул при получении исходного порошка либо при синтезе. В результате термического воздействия лазерного луча кислород с поверхности диффундирует в материал гранулы и окружающей ее матрицы [16]. Легирование титана кислородом приводит к стабилизации α -фазы и повышению температуры ликвидус [17], в результате чего в структуре встречаются отдельные гранулы или фрагменты гранул, на поверхности которых наблюдается оторочка из α -фазы.

Проведено всестороннее исследование структуры образцов из титанового сплава Ti-6Al-4V, изготовленных методом СЛС. Выявлено, что технологические параметры определяют особенности структуры и дефектов материала. Установленные особенности могут влиять на анизотропию свойств материала, что необходимо учитывать при конструировании и производстве деталей по данной технологии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лукина Е.А., Филонова Е.В., Тренинков И.А. Микроструктура и преимущественные кристаллографические ориентировки жаропрочного никелевого сплава, синтезированного методом СЛС, в зависимости от энергетического воздействия и термообработки // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №1 (46). С. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-38-44.
2. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Мазалов И.С., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В., Прагер С.М. Эволюция структуры и свойств высокохромистого жаропрочного сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления. Ч. I // *Материаловедение*. 2019. №3. С. 9–17.
3. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Мазалов И.С., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В., Прагер С.М. Эволюция структуры и свойств высокохромистого жаропрочного сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления. Ч. II // *Материаловедение*. 2019. №4. С. 9–15.
4. Евгенов А.Г., Горбовец М.А., Прагер С.М. Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного сплавления // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №S1 (43). С. 8–15. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15.

5. Дынин Н.В., Заводов А.В., Оглодков М.С., Хасиков Д.В. Влияние параметров процесса селективного лазерного сплавления на структуру алюминиевого сплава системы Al–Si–Mg // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. №10 (58). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.06.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-1-1.
6. Рябов Д.К., Антипов В.В., Королев В.А., Медведев П.Н. Влияние технологических факторов на структуру и свойства силумина, полученного с использованием технологии селективного лазерного синтеза // Авиационные материалы и технологии. 2016. №S1 (43). С. 44–51. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.03.2019). DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-44-51.
7. Богачев И.А., Сульянова Е.А., Сухов Д.И., Мазалов П.Б. Исследование микроструктуры и свойств коррозионностойкой стали системы Fe–Cr–Ni, полученной методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2019. №3 (75). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.06.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-3-13.
8. Алёшин Н.П., Мурашов В.В., Евгенов А.Г., Григорьев М.В., Щипаков Н.А., Василенко С.А., Краснов И.С. Классификация дефектов металлических материалов, синтезированных методом селективного лазерного сплавления, и возможности методов неразрушающего контроля для их обнаружения // Дефектоскопия. 2016. №1. С. 48–55.
9. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
10. Дзунович Д.А., Алексеев Е.Б., Панин П.В., Лукина Е.А., Новак А.В. Структура и свойства листовых полуфабрикатов из деформируемых интерметаллидных титановых сплавов разных классов // Авиационные материалы и технологии. 2018. №2 (51). С. 17–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-17-25.
11. Ночовная Н.А. Исследование влияния параметров изотермической деформации и термической обработки на структуру и механические свойства штамповки из сплава ВТ6ч. // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. №10 (58). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.07.2019). DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-10-3-3.
12. Antonysamy A.A., Meyer J., Prangnell P.B. Effect of build geometry on the β -grain structure and texture in additive manufacture of Ti/6Al/4V by selective electron beam melting // Materials characterization. 2013. Vol. 84. P. 153–168.
13. Carter L.N., Martin C., Withers P.J., Attallah M.M. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy // Journal of Alloys and Compounds. 2014. Vol. 615. P. 338–347.
14. Cao L., Wan Y., Yang S., Pu J. The Tribocorrosion and Corrosion Properties of Thermally Oxidized Ti6Al4V Alloy in 0.9 wt. % NaCl Physiological Saline // Coatings. 2018. No. 8. P. 285. DOI: 10.3390/coatings8080285.
15. Воронин Н.В., Кутлубаев Р.Г., Михайлов Е.А., Астанин В.В., Каюмова Э.З. Влияние газонасыщенного слоя на параметры акустической эмиссии при нагружении титанового сплава ВТ1-0 // Экспертиза промышленной безопасности и диагностика опасных производственных объектов. 2015. №5. С. 165–167.
16. Давыдов С.И., Овчинников А.В., Шварцман Л.Я. и др. Совершенствование процесса получения титановых сплавов путем разработки технологии производства титана губчатого с заданным содержанием кислорода // Титан. 2011. №4 (34). С. 21–27.
17. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник в 3 т. / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 2001. Т. 3, кн. I. 872 с.