

05

Влияние охлаждения подложки на микроструктуру и фазовый состав изделий из титанового сплава Ti–6Al–4V, полученных методами аддитивных технологий

© О.Б. Перевалова,¹ А.В. Панин,^{1,2} М.С. Казаченок¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
634055 Томск, Россия

² Национальный исследовательский политехнический университет,
634034, Томск, Россия
e-mail: perevalova52@mail.ru

Поступило в Редакцию 3 июля 2019 г.

В окончательной редакции 3 июля 2019 г.

Принято к публикации 16 сентября 2019 г.

Методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей дифракционной и сканирующей электронной микроскопии и оптической металлографии исследованы микроструктура, фазовый состав и параметры твердого раствора на основе α -Ti в сплаве Ti–6Al–4V, полученном методом 3D-печати без охлаждения и с водяным охлаждением титановой подложки. Обнаружено, что применение водяного охлаждения подложки приводит к уменьшению размеров наследственных β -зерен, увеличению объемной доли β -фазы, уменьшению объемной доли α'' -фазы и полного среднеквадратичного смещения атомов в кристаллической решетке α -Ti, а также к увеличению упругой макродеформации образцов.

Ключевые слова: аддитивные технологии, микроструктура, фазовый состав, параметры кристаллической решетки α -Ti, полные среднеквадратичные смещения атомов, рентгеноструктурный анализ, просвечивающая дифракционная и растровая электронная микроскопии.

DOI: 10.21883/JTF.2020.03.48924.256-19

Введение

Изделия из титановых сплавов, полученные с использованием аддитивных технологий, имеют перспективу широкого применения в аэрокосмической промышленности, медицине, химической промышленности и др. Механические и коррозионные свойства 3D-напечатанных деталей и конструкций из титановых сплавов, как правило, не уступают, а часто превышают свойства аналогичных изделий, изготовленных традиционными методами литья и штамповки [1–5]. Среди многообразия аддитивных технологий получения трехмерных металлических изделий особое место занимает метод, основанный на плавлении подаваемого проволоочно-го материала под действием электронного излучения (Electron Beam Free-Form Fabrication, EBF³). Достоинством данного метода является практически 100% эффективность использования расходного материала, а также чрезвычайно высокая скорость послойного выращивания, которая достигает 2500 см³/h [6]. В то же время необходимость плавления титановой проволоки, диаметр которой достигает 1 мм, обуславливает длительное существование ванны расплава и интенсивный нагрев прилегающих областей. Как следствие, титановые изделия, полученные EBF³-методом, характеризуются крупнозернистой структурой в отличие от значительно более мелкозернистой структу-

ры изделий, полученных в процессе плавления металлического порошка лазерным или электронным лучами.

Эффективным способом уменьшения размера наследственного β -зерна 3D-напечатанных титановых изделий является увеличение скорости теплоотвода за счет водяного охлаждения подложки. Очевидно, что скорость охлаждения титанового сплава оказывает существенное влияние на микроструктуру и фазовый состав формирующихся изделий. Последнее подтверждается различной микроструктурой (либо $\alpha + \beta +$ остаточная α' , либо α' , либо $\alpha + \alpha'$, либо $\alpha'' + \alpha + \beta$) и соответственно различными механическими свойствами [5] изделий из сплава Ti–6Al–4V, полученных методами электронно-лучевой плавки и вневакуумных лазерных технологий, характеризующихся различной скоростью охлаждения. В частности, самые высокие значения предела текучести (1195 МПа) и низкие значения пластичности ($\delta \approx 5\%$) имеют образцы Ti–6Al–4V со структурой α' -мартенсита. Предел текучести образцов с ($\alpha'' + \alpha + \beta$)-структурой меньше и составляет 913 МПа, тогда как пластичность этих образцов больше и достигает 9%. В настоящей работе представлены результаты исследования влияния охлаждения подложки на размер β -зерна, фазовый состав и параметры кристаллической решетки α -Ti в 3D-напечатанных образцах сплава Ti–6Al–4V.

Материалы и методики исследования

Материалом исследования являлся титановый сплав Ti–6Al–4V (5.95 Al, 4.37 V, 0.02 Si, 89.66 wt.% Ti). Образцы были изготовлены путем плавления проволоки Ti–6Al–4V диаметром 1.6 mm плазменным источником энергии в вакуумной камере при давлении $1.3 \cdot 10^{-3}$ Pa и ускоряющем напряжении 30 kV (электронно-лучевая установка 6E400). В качестве подложки использовалась титановая пластина размером $150 \times 150 \times 10$ mm, имеющая водяное охлаждение. Расстояние между источником электронного пучка и подложкой составляло 630 mm. Сила тока пучка уменьшалась в процессе печати от 24 до 17 mA. Проволока подавалась под углом 35° к поверхности подложки со скоростью 2 m/min. На подложку было наплавлено 100 слоев длиной 850 mm, шириной 5 mm и толщиной 0.7 mm. Процесс 3D-печати проводился как с водяным охлаждением подложки, так и без охлаждения.

Для исследования микроструктуры и фазового состава 3D-напечатанных изделий методом электроэрозионной резки были вырезаны пластины размером $20 \text{ mm} \times 20 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$. Рентгеноструктурные исследования (РСА) осуществлялись на дифрактометре ДРОН-7 в $\text{CoK}\alpha$ -излучении, определялся фазовый состав, объемная доля вторых фаз (β -Ti + α'' -Ti), параметры кристаллической решетки фазы α -Ti и полные среднеквадратичные смещения атомов $\langle u^2 \rangle$ в фазе α -Ti [7]. Оценка полного среднеквадратичного смещения $\langle u^2 \rangle$ проводилась с учетом соотношения интенсивностей рентгеновских отражений разных порядков от одной и той же плоскости hkl , а именно 002 и 004 при симметричной съемке [7]. Для оценки среднеквадратичного смещения атомов $\langle u^2 \rangle$ в ГПУ решетке α -Ti использовалось соотношение, полученное для $\langle u^2 \rangle$ в простой кубической решетке с одним атомом на ячейку Браве в рамках модели независимого гармонического осциллятора [7]. В работе [8] было показано, что величина смещения, а именно корень квадратный из полного среднеквадратичного смещения ($\sqrt{\langle u^2 \rangle}$), пропорциональна числу атомов, приходящихся на одну ячейку Браве. Тогда для ГПУ решетки, в которой на ячейку Браве приходится 2 атома, значение $\sqrt{\langle u^2 \rangle}$ следует разделить на 2. Изменение полного среднеквадратичного смещения атомов в сплавах при разной концентрации легирующего элемента и при одинаковой температуре рентгеновской съемки обусловлено изменением статической составляющей [7].

Упругую макродеформацию в поверхностных слоях 3D-напечатанных образцов определяли при асимметричной рентгеновской съемке (метод $\sin^2 \psi$) при угле скольжения луча, равном 7° [7,9]. При угле скольжения α (где α — угол между падающим рентгеновским лучом и поверхностью образца) угол ψ (угол между нормалью к плоскости образца и нормалью

к отражающей кристаллографической плоскости) находится по соотношению: $\psi = \theta - \alpha$, где θ — угол дифракции, т.е. угол между падающим рентгеновским лучом и кристаллографической плоскостью. При экстраполяции графика зависимости параметров решетки a от $\sin^2 \psi$ для ряда отражений находились значения параметра решетки при $\sin^2 \psi = 0$ ($\psi = 0^\circ$, когда отражающая кристаллографическая плоскость параллельна поверхности образца) и при $\sin^2 \psi = 1$ ($\psi = 90^\circ$, когда отражающая плоскость близка к перпендикулярному положению относительно поверхности образца). Упругая макродеформация ε_ψ оценивалась по соотношению:

$$\varepsilon_\psi = \frac{a_{\psi=0 \text{ grad}} - a_{\psi=90 \text{ grad}}}{a_{sym}}, \quad (1)$$

где a_ψ — значения параметра кристаллической решетки α -Ti при $\psi = 0 \text{ grad}$ и $\psi = 90 \text{ grad}$ при асимметричной съемке, a_{sym} — параметр решетки при симметричной съемке.

Методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) и просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПРЭМ) на электронном микроскопе JEM 2100 исследовали микроструктуру, фазовый и локальный элементный составы 3D-напечатанных образцов титанового сплава Ti–6Al–4V. Анализ элементного состава образцов Ti–6Al–4V исследовался энерго-дисперсионным методом также в растровом EVO 50 электронном микроскопе. Для идентификации фаз и определения их морфологии использовалась темнопольная методика ПЭМ. Фольги изготавливали ионным травлением на установке ION-SLICER EM-09100IS в вакууме при напряжении 6–8 kV и угле скольжения $2\text{--}4^\circ$.

Для сравнения был проведен рентгеноструктурный анализ сплава Ti–6Al–4V, полученного методом прокатки и подвергнутого облучению импульсным и непрерывным электронным пучками. Обработку импульсным электронным пучком проводили на установке „SOLO“ (ИСЭ СО РАН, Томск) [10], плотность энергии пучка составляла 18 и 24 J/cm². Обработку непрерывным электронным пучком с плотности энергии 450 J/cm² проводили на установке 6E400 (ООО „НПК ТЭТа“, Томск). Проводилась как однократная (один проход луча, $N = 1$) так и двукратная обработка (с повторным проходом луча, $N = 2$). Параметры обработки импульсным или непрерывным электронным пучками подробно описаны в [11].

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены оптические изображения микроструктуры образцов Ti–6Al–4V, полученных методом 3D-печати без охлаждения подложки водой (рис. 1, a, b) и с охлаждением (рис. 1, c, d). В случае, когда послынное плавление титановой проволоки Ti–6Al–4V происходит на охлаждаемой подложке,

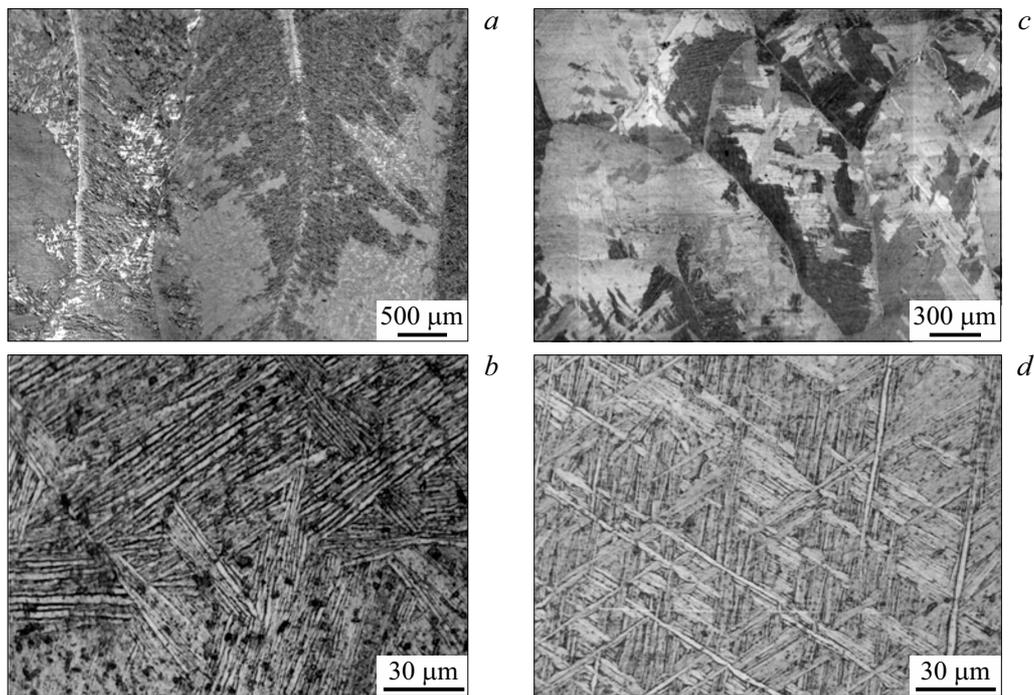


Рис. 1. Микроструктура 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V, полученных без охлаждения подложки водой в процессе печати (*a, b*) и с охлаждением (*c, d*).

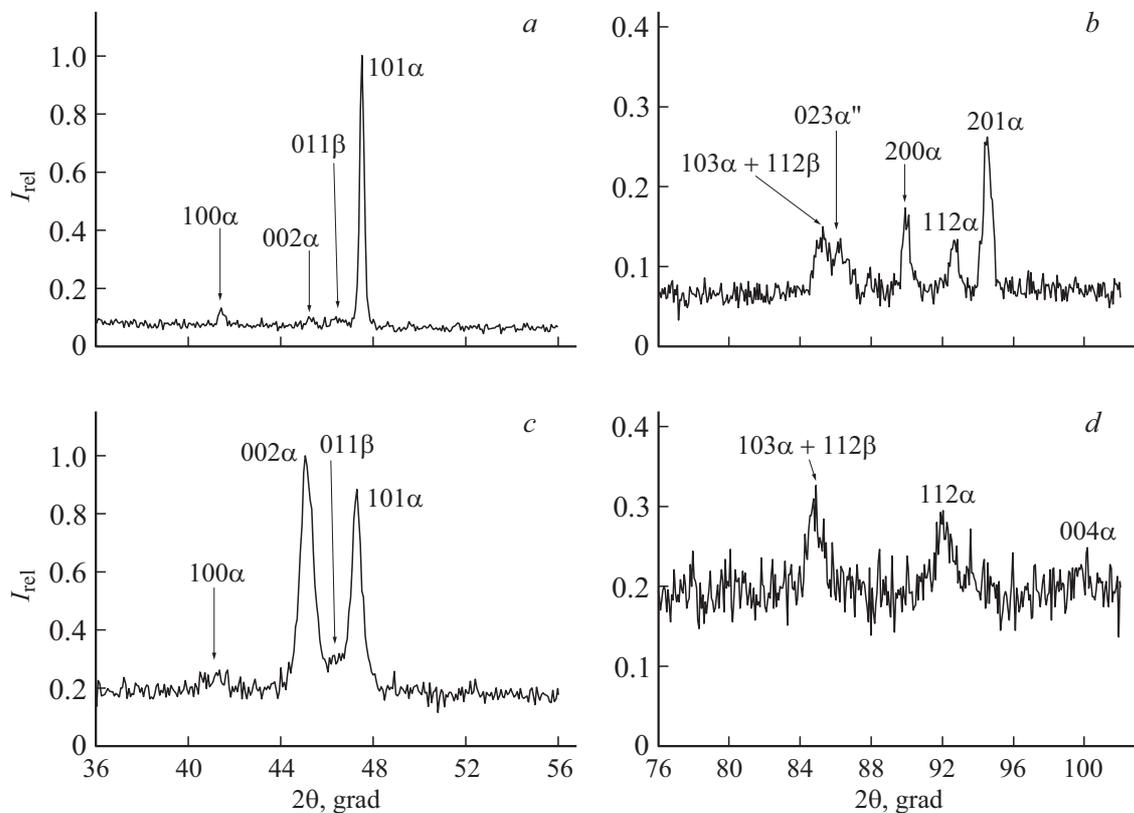


Рис. 2. Участки дифрактограмм образцов Ti-6Al-4V, полученных без охлаждения подложки водой в процессе печати (*a, b*) и с охлаждением (*c, d*).

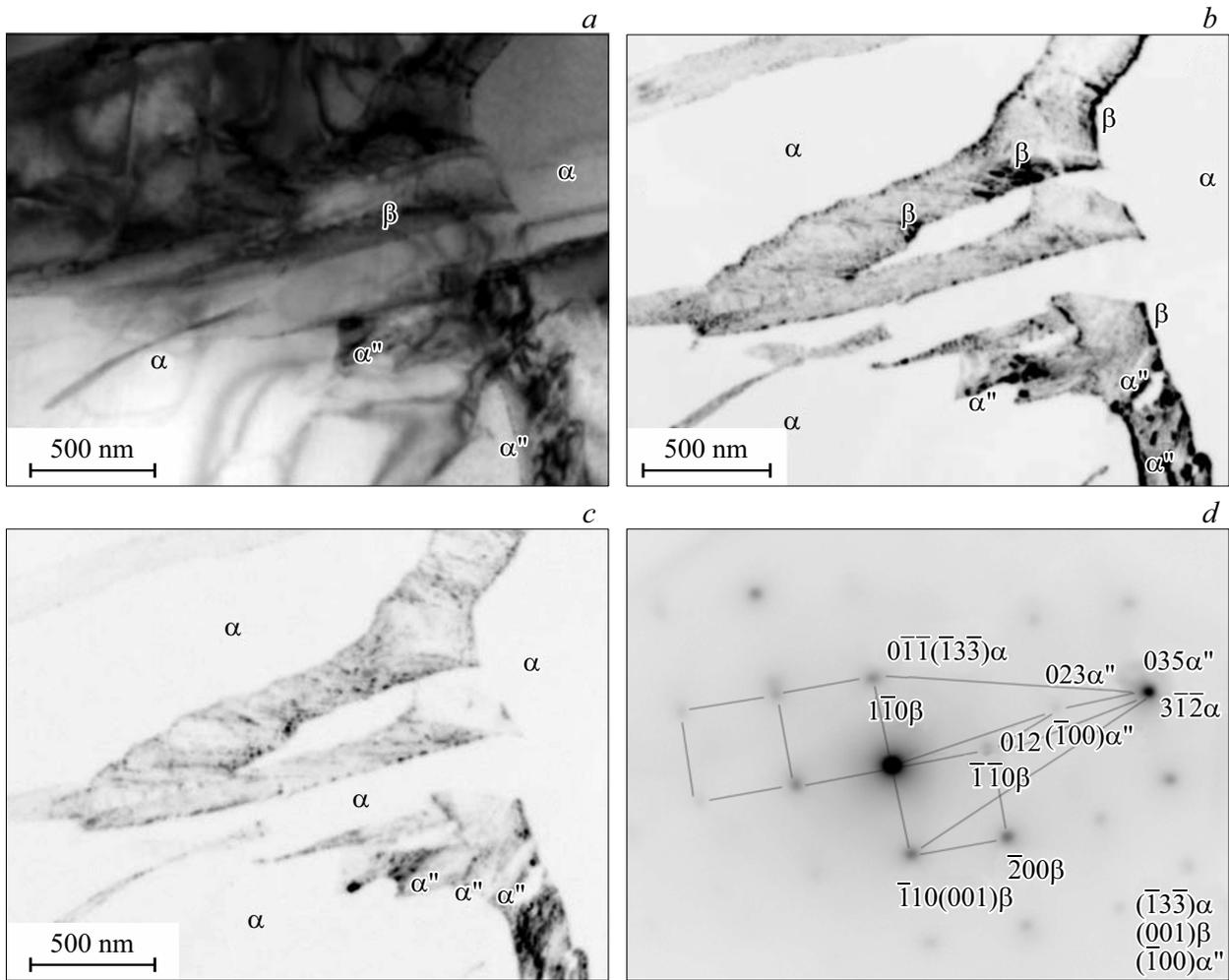


Рис. 3. Светлопольное (a) и темнопольные электронно-микроскопические изображения микроструктуры (b,c), а также микродифракционная картина (d) 3D-напечатанных образцов Ti–6Al–4V, полученных без охлаждения подложки. Темнопольные изображения получены в совмещенных рефлексах $\bar{1}\bar{1}0$ (001) β -Ti + $012(\bar{1}00)\alpha''$ -Ti (b) и рефлексе 023, принадлежащем плоскости обратной решетки $(\bar{1}00)$ фазы α'' -Ti (c).

в изделии формируются столбчатые зерна, ориентированные в направлении их роста. Поперечные размеры столбчатых наследственных β -зерен варьируются в пределах 0.5–1.5 mm, и их продольные размеры ограничены высотой 3D-напечатанного изделия (рис. 1, a). Микроструктура образцов Ti–6Al–4V, полученных на водоохлаждаемой подложке, представлена наследственными β -зернами анизотропной формы, поперечный и продольный размеры которых составляют 0.5 и 2.5 mm соответственно (рис. 1, c). Внутри наследственных β -зерен наблюдается структура игольчатого α' -мартенсита, которая не зависит от наличия водяного охлаждения (рис. 1, b, d). При этом всегда наблюдается некоторое количество зерен без игольчатого мартенсита.

Наряду с уменьшением размера наследственных β -зерен водяное охлаждение подложки приводит к существенному изменению фазового состава 3D-напечатан-

ных образцов. На дифрактограммах образцов сплава Ti–6Al–4V, полученных как с охлаждением, так и без охлаждения, присутствуют пики α -Ti и β -Ti, при этом интенсивность пика 011 β -Ti в образце с охлаждением больше, чем в образце без охлаждения (рис. 2). Объемная доля β -Ti, оцененная по интенсивности пика 011 β -Ti, в образце с охлаждением оказывается вдвое больше, чем в образце без охлаждения, и составляет 4%. Кроме того, в образце, напечатанном без охлаждения, вблизи пика с межплоскостным расстоянием 0.132 nm, принадлежащим рефлексам 103 α -Ti и 112 β -Ti, присутствует пик с межплоскостным расстоянием 0.130 nm, который принадлежит пику 023 α'' -Ti (рис. 2, b). Вследствие неравномерного отвода тепла в процессе 3D-печати объемная доля вторых фаз (β -Ti и α'' -Ti) в образцах, полученных без охлаждения подложки водой, варьируется в пределах 8–14% и составляет 4–6% при наличии водяного охлаждения.

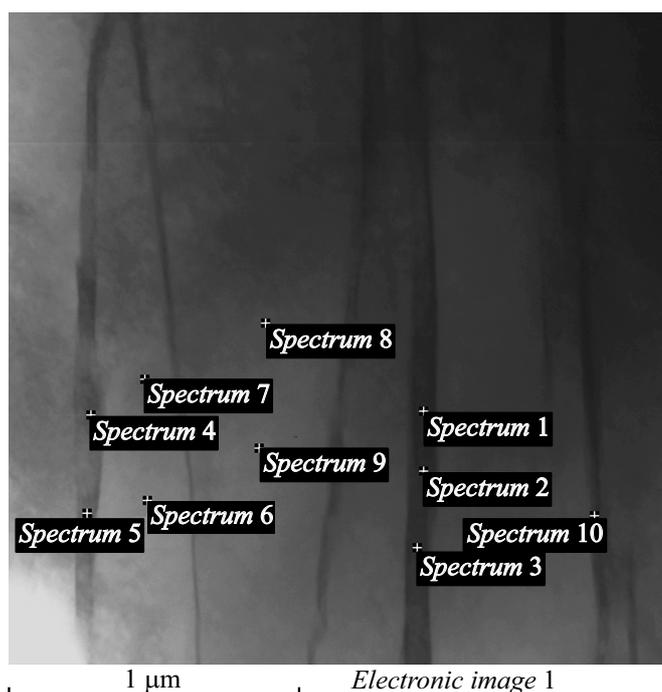


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение микроstructures, полученное в режиме ПЭМ, 3D-напечатанных образцов Ti–6Al–4V, полученных с охлаждением подложки.

Независимо от режима охлаждения подложки методами ПЭМ фаза β -Ti наблюдается в виде прослоек по границам пластинчатых зерен α -Ti, унаследованных от α' -мартенсита [12]. В части зерен α -Ti наблюдаются как больше так и малоугловые границы с нанокристаллическими фазами β -Ti и α'' -Ti (рис. 3). На рис. 3, *b* частицы обеих фаз видимы в близкорасположенных рефлексах $\bar{1}\bar{1}0$ β -Ti и 012 α'' -Ti. На рис. 3, *c* темнопольное изображение получено в рефлексе 023 α'' -Ti с межплоскостным расстоянием, равным 0.13 nm. Из сравнения рис. 3, *b* и 3, *c* видно, что на рис. 3, *c*, полученном в рефлексе фазы α'' -Ti, в отражающем положении находится часть нанокристаллических частиц, расположенных внутри данных анизотропных областей. Частицы α'' -Ti имеют строчечное расположение, формируя тонкие пластинки. Частицы β -Ti хаотично распределены в области границы.

В образцах, полученных с охлаждением подложки, между зернами α -Ti наблюдаются прослойки, состоящие из фаз β -Ti и α'' -Ti (рис. 4, 5). На рис. 4 представлено изображение микроstructures в режиме ПЭМ с указанием точек, в которых методом энергодисперсионного анализа измерена концентрация алюминия и ванадия. В теле зерен α -Ti концентрация алюминия вдвое больше, чем в границах зерен и близка к 6 wt.%, тогда как концентрация ванадия в зернограницных прослойках в 7 – 9 раз больше, чем в теле зерен. При среднем

значении концентрации ванадия в сплаве 4 wt.% в теле зерен концентрация ванадия вдвое меньше. Изображение микроstructures данного локального места в режиме ПЭМ представлено на рис. 5. Темные пятна на изображениях как тела зерен α -Ti, так и межзеренной прослойки являются следом от электронного луча, возникающего при измерении локальной концентрации элементов. Дифракционный анализ показал, что разориентация решеток α -Ti в зернах *A* и *B* на рис. 5 соответствует большеугловой границе зерна. На светлопольном изображении внутри межзеренной прослойки наблюдаются нанокристаллические частицы. Темнопольные изображения прослойки получены как в рефлексе α'' -Ti (рис. 5, *e*), так и в совмещенном рефлексе, принадлежащем как фазе β -Ti, так и α'' -Ti (рис. 5, *f*). Ширина изображения зернограницной прослойки в рефлексе α'' -Ti меньше, чем в совмещенном рефлексе. Можно предположить, что основной фазой зернограницной прослойки является фаза β -Ti. Внутри прослойки находится нанокристаллическая фаза α'' -Ti.

Известно [13–15], что орторомбическая α'' -фаза может образовываться в сплаве Ti–6Al–4V в условиях высокой скорости охлаждения и высокой концентрации бета-стабилизирующих элементов. В частности, в работе [13] формирование α'' -фазы наблюдалось при закалке прокатанных образцов Ti–6Al–4V, в которых локальное содержание ванадия достигало 15 wt.%. Образование α'' -фазы также наблюдалось в 3D-напечатанных образцах титанового сплава Ti–6Al–4V, полученных методом электронно-лучевого плавления [14] либо при их последующем термическом отжиге [15]. При этом, по мнению авторов [15], $\alpha' \rightarrow \alpha''$ -превращение происходит преимущественно в локальных областях, обогащенных ванадием.

Рассмотрим влияние концентрации ванадия в твердом растворе на параметры ГПУ решетки α -Ti. Согласно [16], наличие атомов ванадия в твердом растворе должно приводить к уменьшению параметра *c*. Результаты анализа рентгенограмм образцов Ti–6Al–4V, полученных как без охлаждения, так и с охлаждением подложки в процессе 3D-печати, представлены в виде зависимости параметров решетки α -Ti (рис. 6, *a–c*), упругой макродеформации решетки (рис. 6, *d*) и среднеквадратичного смещения атомов в направлении 002 (рис. 6, *e*) от суммарной объемной доли β -Ti- и α'' -Ti-фаз. Как видно из рис. 6, параметр *a* слабо возрастает с увеличением объемной доли фаз δ , параметр *c* практически не зависит от δ . При этом отношение *c/a* уменьшается с ростом величины δ в образцах, напечатанных как с водяным охлаждением ($\delta = 0.04$ – 0.06), так и без охлаждения подложки ($\delta = 0.08$ – 0.14). Увеличение объемной доли вторых фаз в образцах Ti–6Al–4V, изготовленных методом 3D-печати на подложке без охлаждения, сопровождается уменьшением упругой макродеформации кристаллической решетки α -Ti в поверхностных слоях (рис. 6, *d*) и увеличением среднеквадратичного

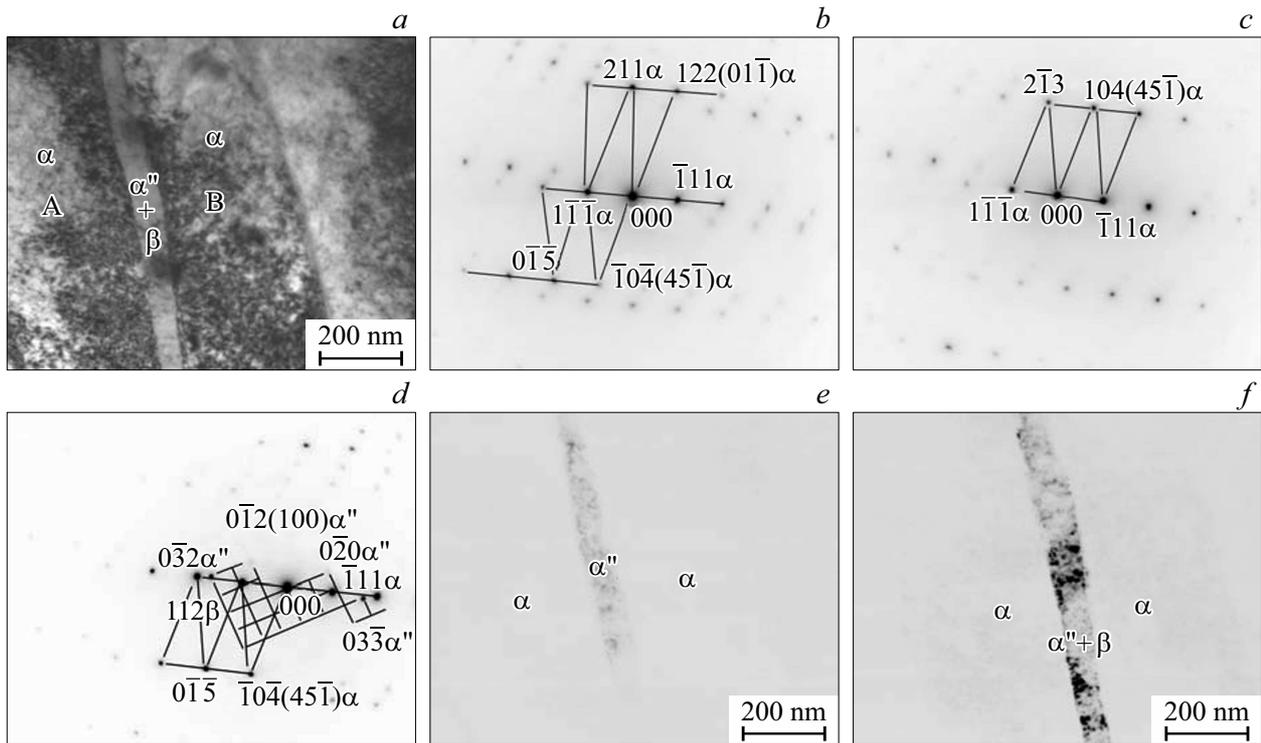


Рис. 5. Светлопольное электронно-микроскопическое изображение микроструктуры 3D-напечатанных образцов полученных с охлаждением подложки (a), микродифракционные картины зерен A (b) и B (c), микродифракционная картина зернограничной прослойки между зернами A и B (d), темнопольные изображения в рефлексе $0\bar{3}\bar{3}$, принадлежащем плоскости обратной решетки (100) фазы α'' -Ti (e) и совмещенных рефлексах $0\bar{3}\bar{2}$ (100) α'' -Ti + 112β -Ti (f).

смещения атомов (рис. 6, e). Известно, что упругая макродеформация решетки обусловлена напряжениями первого рода [7,17], уширение рентгеновских линий — напряжениями второго рода, действующими в пределах одного зерна [7], смещения атомов — напряжениями III рода [7]. Взаимосвязь между напряжениями первого и второго рода экспериментально была обнаружена в ионно-имплантируемых материалах [18]. Увеличение напряжений первого рода в поверхностных слоях материала после ионной имплантации, определяемых методом РСА, всегда сопровождается увеличением напряжений второго рода, определяемых как методами РСА, так и методами ПЭМ. При ионной имплантации также возрастает концентрация имплантируемых атомов в твердом растворе и соответственно возрастает величина смещений атомов. Известно [7,19], что статическая составляющая среднеквадратичных смещений возрастает при увеличении концентрации легирующих элементов. Таким образом, в металлических твердых растворах появление напряжений первого рода сопровождается наличием напряжений второго и третьего рода. В случае сплава Ti–6Al–4V, изготовленного методом 3D-печати, такая закономерность не выполняется. Наоборот, уменьшение упругой макродеформации сопровождается увеличением смещений атомов. Уменьшение упругой макродеформации в напе-

чатанных образцах, полученных без охлаждения, по сравнению с образцами, полученными с охлаждением подложки, обусловлено появлением мартенситной фазы α'' -Ti. Эффект уменьшения упругой макродеформации при появлении фазы α'' -Ti экспериментально был обнаружен при наводороживании технического титана, предварительно обработанного электронным пучком [20]. Также было обнаружено, что при наличии фазы α'' -Ti смещения атомов в фазе α -Ti возрастают.

Многочисленные исследования микроструктуры титанового сплава Ti–6Al–4V, полученного методами аддитивных технологий либо подвергнутого электронно-пучковой обработке [14,21–23], показали, что при высокой скорости охлаждения титанового сплава Ti–6Al–4V атомы ванадия не успевают диффундировать к границам зерен или границам пластин α' -мартенсита, оставаясь в твердом растворе на основе α -Ti, и тем самым уменьшая вероятность образования β -фазы. При этом наличие ванадия в твердом растворе должно приводить к уменьшению параметров решетки α -Ti, а также к увеличению полных среднеквадратичных смещений атомов. На рис. 7 представлены результаты рентгеноструктурного анализа образцов прокатанного сплава Ti–6Al–4V, подвергнутого облучению непрерывным и импульсным электронными пучками с различной плотностью энер-

гии, обеспечивающими различную толщину расплавленного поверхностного слоя, а следовательно, скорость его охлаждения. Как видно из рис. 7, *a*, объемная доля вторых фаз оказывается максимальной при плотности энергии электронного пучка, равной 450 J/cm^2 , при которой скорость охлаждения оказывается минимальной. С уменьшением плотности энергии электронного пучка и соответственно с увеличением скорости охлаждения объемная доля вторых фаз уменьшается, и увеличиваются среднеквадратичные смещения атомов в твердом растворе на основе α -Ti в направлении 101 (рис. 7, *a*), уменьшаются параметры решетки α -Ti c (рис. 7, *b*), a (рис. 7, *c*) и их отношение c/a (рис. 7, *d*). Таким образом, при объемной доле β -фазы менее 0.01 ванадий преимущественно находится в твердом растворе на основе α -Ti, при объемной доле фаз β и α'' , достигающей значений, равных 0.06, ванадий локализуется в этих фазах. Параметр решетки c весьма чувствителен к содержанию ванадия в твердом растворе на основе α -Ti.

Представленные в настоящей работе экспериментальные результаты (рис. 4, 6) свидетельствуют о том, что

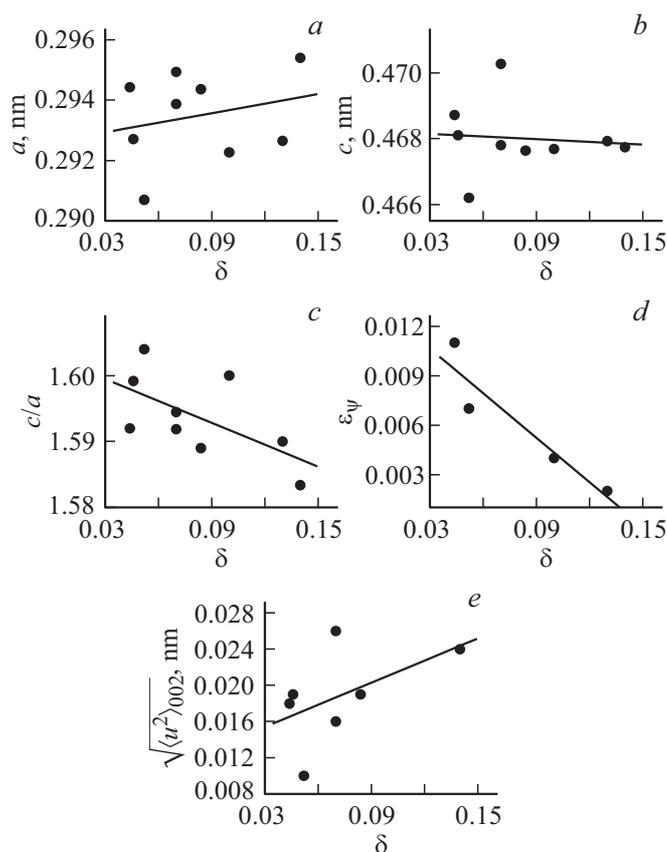


Рис. 6. Зависимости параметров решетки a (*a*), c (*b*), отношения c/a (*c*) ГПУ кристаллической решетки α -Ti, упругой макродеформации ϵ_{ψ} (*d*) и корня квадратного из полного среднеквадратичного смещения атомов (*e*) от суммарной объемной доли фаз β -Ti и α'' -Ti в образцах сплава Ti–6Al–4V, изготовленных методом 3D-печати.

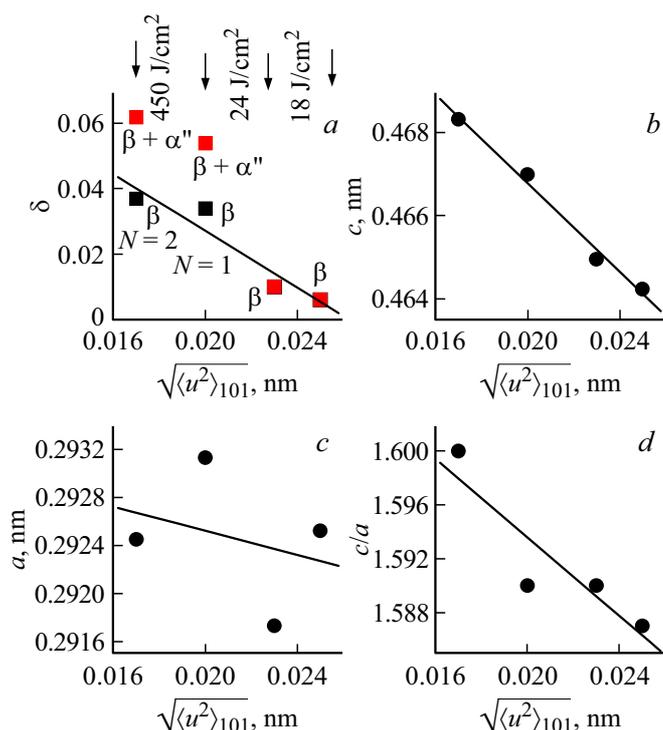


Рис. 7. Зависимости суммарной объемной доли β и α'' фаз (*a*), параметров решетки a (*b*), c (*c*), отношения c/a (*d*) ГПУ кристаллической решетки α -Ti, от полного среднеквадратичного смещения атомов в кристаллографическом направлении 101 в прокатанных образцах сплава Ti–6Al–4V, обработанных электронным пучком с разной плотностью энергии [23].

при 3D-печати наличие водяного охлаждения не оказывает существенного влияния на перераспределение ванадия, а именно в твердом растворе на основе α -Ti находится около 2 wt.%, тогда как локально в границах зерен концентрация ванадия почти на порядок больше. Последнее также подтверждается тем, что в образцах Ti–6Al–4V, напечатанных как с охлаждением, так и без него, объемная доля β -фазы имеет близкие значения ($\delta = 0.04$ в образцах с охлаждением и 0.02 — в образцах без охлаждения). Однако образцы с охлаждением и без него различаются содержанием фазы α'' -Ti. Вероятной причиной увеличения объемной доли фазы α'' -Ti в 3D-напечатанных образцах Ti–6Al–4V без водяного охлаждения может являться наличие остаточного кислорода, который всегда присутствует в вакуумной камере. Косвенным доказательством наличия атомов внедрения, а именно кислорода, являются высокие значения параметров a и c и полных среднеквадратичных смещений атомов $\sqrt{\langle u^2 \rangle}_{002}$ в твердом растворе α -фазы напечатанных образцов. Величина смещения атомов $\sqrt{\langle u^2 \rangle}_{002}$ в кристаллической решетке α -фазы в образцах Ti–6Al–4V, полученных без водяного охлаждения подложки, достигает 0.025 nm, что вдвое превышает величину смещений в образцах, полученных с водяным охлаждением (0.012 nm). Увеличение смеще-

ний атомов создает неустойчивое состояние в кристаллической решетке α -фазы, создавая предпосылки для фазового перехода $\alpha \rightarrow \alpha''$. Известно [24], что неустойчивое состояние кристаллической решетки всегда характеризуется увеличением смещений атомов и предшествует фазовому переходу либо порядок–беспорядок в упорядочивающихся сплавах [24,25], либо фазовому переходу с образованием мартенсита в никелиде титана [26]. Образование α'' -фазы возможно также из сильно искаженной кристаллической решетки β -фазы. Трансформация искаженной кристаллической решетки β -фазы в α'' -фазу наблюдалась при закалке наводороженных образцов титанового сплава Ti–6Al–4V [27]. Очевидно, что чем меньше скорость охлаждения 3D-напечатанного образца Ti–6Al–4V, тем больше кислорода проникает внутрь образца, обуславливая развитие как $\beta \rightarrow \alpha''$, так и $\alpha \rightarrow \alpha''$ -превращений.

Выводы

1. Использование водяного охлаждения подложки в процессе 3D-печати образцов сплава Ti–6Al–4V приводит к формированию наследственных β -зерен анизотропной формы, поперечный и продольный размеры которых меньше, чем в образцах, полученных без охлаждения, и составляют 0.5 и 2.5 μm .

2. Вторыми фазами в 3D-напечатанных образцах Ti–6Al–4V являются β -Ti и α'' -Ti, объемная доля которых зависит от скорости охлаждения. В образцах без охлаждения водой в процессе печати суммарная объемная доля вторых фаз достигает 14 vol.%, при этом объемная доля остаточной β -фазы не превышает 2 vol.%. В случае охлаждения подложки объемная доля β -фазы увеличивается до 4 vol.%, в то время как объемная доля фазы α'' -Ti мала и не выявляется методом PCA.

3. Использование водяного охлаждения подложки приводит к уменьшению среднеквадратичных смещений атомов в кристаллической решетке α -Ti и к увеличению упругой макродеформации 3D-напечатанных образцов Ti–6Al–4V. Между величиной упругой макродеформации и объемной долей вторых фаз наблюдается обратно-пропорциональная зависимость. Уменьшение упругой макродеформации в образцах без охлаждения обусловлено увеличением объемной доли мартенситной фазы α'' -Ti.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 18-19-00559).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Шишковский И.В., Ядронцев И.А., Смуров И.Ю. // Письма в ЖТФ. 2013. Т. 39. Вып. 24. С. 15–21.
- [2] Xiaoqing Wang, Xibing Gong, Kevin Chon // Proc. Manufactur. 2015. Vol. 1. P. 287–295.
- [3] Lu S.L., Qian M., Tang H.P., Yan M., Wang J., Stjohn D.H. // Acta Mater. 2016. Vol. 104. P. 303–311.
- [4] Xipeng Tan, Yihong Kok, Wei Quan Toh, Yu Jun Tan, Marion Descoins, Dominique Mangelinck, Shu Beng Tor, Kah Fai Leong, Chee Kai Chua // Scien. Reports. 2016. Vol. 6:26039. DOI: 10.1038/srep 26039. P. 1–10.
- [5] Dirk Herzog, Vanessa Seyda, Eric Wycisk, Claus Emmelmann // Acta Mater. 2016. Vol. 117. P. 371–392.
- [6] Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. // Intern. J. Advan. Manufactur. Technol. 2015. Vol. 81. P. 465–481.
- [7] Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: Металлургия, 1970. 328 с.
- [8] Sangal S.K., Sharma P.K. // Czech. J. Phys. 1968. Vol. 18. P. 1413–1415.
- [9] Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Остапенко М.Г., Гудимова Е.Ю. // Физическая мезомеханика. 2013. Т. 15. № 3. С. 79–89.
- [10] Proskurovsky D.I., Rotshtein V.P., Ozur G.E., Markov A.B., Nazarov D.S., Shulov V.A., Ivanov Yu.F., Buchheit R.G. // J. Vac. Sci. Technol. A. 1998. Vol. 16. P. 2480–2488.
- [11] Панин А.В., Казаченок М.С., Перевалова О.Б., Синякова Е.А., Круковский К.В., Мартынов С.А. // Физическая мезомеханика. 2018. Т. 21. № 4. С. 45–56.
- [12] Panin A., Kazachenok M., Perevalova O., Martynov S., Panina A., Sklyarova E. // Metals. 2019. Vol. 699. DOI: 10.3390/met9060699
- [13] Lee Y.T., Welsch G. // Mater. Sci. Eng. A. 1990. Vol. 128. P. 77–89. DOI: 10.1016/0921-5093(90)90097-M
- [14] Pushilina N., Panin A., Syrtanov M., Kashkarov E., Kudiyarov V., Perevalova O., Laptev R., Lider A., Kopyug A. // Metals. 2018. Vol. 8. P. 301.
- [15] Wu S.Q., Lu Y.J., Gan Y.L., Huang T.T., Zhao C.Q., Lin J.J., Guo S., Lin J.X. // J. Alloys Compound. 2016. Vol. 672. P. 643–652.
- [16] Прядко Т.В. // Металлофизика. Новейшие технологии. 2015. Т. 37. № 2. С. 243–255.
- [17] Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. М.: Физматлит, 1961. 863 с.
- [18] Диденко А.Н., Шаркеев Ю.П., Козлов Э.В., Рябчиков А.И. Эффекты дальнего действия в ионно-имплантируемых металлических материалах. Томск: Изд-во НТЛ, 2004. 329 с.
- [19] Перевалова О.Б., Коновалова Е.В., Конева Н.А., Козлов Э.В. Влияние атомного упорядочения на зернограничные ансамбли ГЦК-твердых растворов. Томск: НТЛ, 2014. 247 с.
- [20] Перевалова О.Б., Панин А.В., Казаченок М.С. // Изв. вузов. Физика. 2018. Т. 61. № 11(731). С. 42–50.
- [21] de Formanoir C., Martin G., Prima F., Allain S.Y.P., Dessolier T., Sun F., Vivès S., Hary B., Bréchet Y., Godet S. // Acta Mater. 2019. Vol. 162. P. 149–162.
- [22] Yu-kui Gao // J. Alloys Compound. 2013. Vol. 572. P. 180–185.
- [23] Sinyakova E.A., Panin A.V., Perevalova O.B., Shugurov A.R., Kalashnikov M.P., Teresov A.D. // J. Alloys Compound. 2019. Vol. 795. P. 275–283.

- [24] Козлов Э.В., Мейснер Л.Л., Клопотов А.А., Тайлашев А.С. // Изв. вузов. Физика. 1985. № 5. С. 118–126.
- [25] Клопотов А.А., Потекаев А.И., Козлов Э.В., Кулагина В.В. // Изв. вузов. Физика. 2013. Т. 56. № 1–2. С. 213–223.
- [26] Потекаев А.И., Клопотов А.А., Козлов Э.В., Кулагина В.В. Слабоустойчивые предпереходные структуры в никелиде титана. Томск: НТЛ, 2004. 296 с.
- [27] Qazi J.I., Senkov O.N., Rahim J., Froes F.H. (Sam) // Mater. Sci. Engineer. A. 2003. Vol. 359. P. 137–149.