

УДК 669.017.3

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА ВТ6 ОТ СЛИТКА К СПЛАВЛЕННОМУ МАТЕРИАЛУ

Логачев И.А.¹, к.т.н., ведущий инженер лаборатории гибридных аддитивных технологий

Железный М.В.^{1,2}, инженер-исследователь лаборатории диагностики материалов

Комолова О.А.^{1,2}, к.т.н., доцент кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, старший научный сотрудник лаборатории

диагностики материалов (o.a.komolova@gmail.com)

Григорович К.В.^{1,2}, академик РАН, д.т.н., профессор кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, заведующий лабораторией

диагностики материалов

¹ **Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»**

(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

² **Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН**

(119991, Россия, Москва, Ленинский пр., 49)

Аннотация. Современное развитие технологий и промышленности неразрывно связано с задачами улучшения качества и эксплуатационных характеристик оборудования. Аддитивное производство позволяет изготавливать оптимизированные конструкции или узлы оборудования при сохранении всех эксплуатационных характеристик. Использование аддитивных технологий при производстве деталей и узлов для авиакосмической техники требует тщательного изучения изменений эксплуатационных свойств материалов на каждом этапе производства, проведения сравнительной оценки результатов с параметрами изделий, полученных традиционными технологиями, а также прогнозирования характеристик конечного изделия. В работе проведено исследование изменения химического и фазового состава, микроструктуры и микротвердости образцов сплава ВТ6 на различных этапах производства: исходная заготовка после выплавки; порошок, полученный плазменным центробежным распылением заготовки и слиток после селективного электронно-лучевого сплавления порошка. Анализ элементного состава образцов проводили на рентгенофлуоресцентном спектрометре с волновой дисперсией Rigaku Primus ZSXII, рентгеноструктурные исследования – на дифрактометре Rigaku Mini Flex 600 (CuK_α-излучение, $\lambda = 1,54178 \text{ \AA}$), оснащенном линейным (1-D) полупроводниковым детектором D/teXUltra. Изучение микроструктуры порошковых (гранулированных) образцов проводили с использованием методов оптической и сканирующей электронной микроскопии, измерение микротвердости – с помощью микротвердомера LECO M-400-N по методу Виккерса. Показано, что микроструктура образцов после центробежного распыления представляла собой смесь двух твердых растворов на основе гексагональной модификации титана (ГПУ) с несколькими отличающимися параметрами кристаллической решетки из-за различия в концентрациях легирующих элементов. Элементный состав сплава после селективного лазерного сплавления практически не отличался от сплава в исходном состоянии.

Ключевые слова: аддитивные технологии, ВТ6, селективное лазерное сплавление, порошок, микроструктура.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-8-623-630

ВВЕДЕНИЕ

Развитие современной ракетно-космической отрасли ставит задачи по разработке более эффективных и экологичных технологий [1 – 3]. Эти тенденции неразрывно связаны с улучшением эксплуатационных характеристик двигательных установок и массо-габаритных характеристик самого изделия, что позволит увеличить полезную нагрузку, выводимую на орбиту. Одной из технологий, позволяющих решать такие задачи, является аддитивное производство. Данная технология позволяет производить топологическую оптимизацию конструкции с последующим ее изготовлением при сохранении всех эксплуатационных свойств [4, 5]. Однако применение новой технологии требует исследования свойств с целью оценки применимости в сравне-

нии с традиционными технологиями, а также прогнозирования характеристик конечного изделия. В том числе результаты таких исследований могут быть использованы для разработки материалов для аддитивного производства.

При изготовлении сложных изделий ответственного назначения в последнее время широкое распространение получили технологии сплавления сферических порошковых материалов: прямое лазерное выращивание (ПЛВ), селективное лазерное сплавление (СЛС), селективное электронно-лучевое сплавление (СЭЛС) [6 – 17]. Существует несколько основных технологий получения сферических порошковых материалов: газовая атомизация, вакуумная атомизация и центробежное распыление. Каждая технология имеет свои преимущества и недостатки. Для производства изделий

ответственного назначения, к которым предъявляют повышенные требования, чаще всего применяют порошки, полученные технологиями плазменной атомизации электрода или проволоки. Данный метод производства гарантирует получение плотной структуры порошка (отсутствие газовой пористости) и хорошую сферичность (отсутствие сателлитов), что обеспечивает высокие длительные эксплуатационные характеристики. Такая технология является предпочтительной для производства порошков титановых сплавов, позволяя получать материал чистый по примесям, в том числе газовым [18 – 21].

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе проведено исследование изменения химического и фазового составов, микроструктуры и микротвердости образцов сплава ВТ6 на различных этапах производства: исходная заготовка после выплавки; порошок, полученный плазменным центробежным распылением заготовки и слиток после селективного электронно-лучевого сплавления порошка.

Химический состав образцов определяли на рентгенофлуоресцентном спектрометре с волновой дисперсией Rigaku Primus ZSXII, рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре Rigaku Mini Flex 600 (CuK_α-излучение, λ = 1,54178 Å), оснащенном линейным (1-D) полупроводниковым детектором D/teXUltra. Экспериментальные дифракционные спектры обрабатывали методом Ритвельда с помощью программного обеспечения Rigaku PDXL 2 и базы данных фаз неорганических соединений ICDD PDF-2 (версия 2012 г.).

Для изучения микроструктуры порошковых (гранулированных) образцов методами оптической и сканирующей электронной микроскопии готовили металлографические шлифы с применением специальных самотвердеющих смол для холодной заливки. Образцы поэтапно шлифовали на специальных вращающихся дисках с абразивным покрытием из карбида кремния различной шероховатости от 240 до 1200 Grit и полировали на дисках с тканевой основой с добавлением алмазных суспензий с размерами частиц 6, 3 и 1 мкм соответственно.

Микроструктуру образцов выявляли химическим травлением в стандартном реактиве для сплава ВТ6: водный раствор 5 об. % азотной кислоты и 3 об. % плавиковой кислоты. Металлографическое изучение образцов проводили на оптическом микроскопе OLYMPUS PME-3, оснащенном видеокамерой и системой анализа изображений Thixomet Pro при увеличениях 100 – 500. Дополнительные исследования особенности структуры гранулированных (порошковых), литых и сплавленных образцов проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Tescan Vega 3SB с ускоряющим напряжением 30 кВ, оснащенного приставкой для энергодисперсионного элементного микроанализа Oxford Instruments.

Измерение микротвердости осуществляли на микротвердомере LECO M-400-H по методу Виккерса. Нагрузка составляла 10 г, время нагружения 20 с.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Исходное состояние. Согласно результатам рентгенофлуоресцентной спектрометрии, элементный состав исходного литого сплава соответствовал требованиям ГОСТ 19807-91 «Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки» (табл. 1). На рис. 1 представлены изображения микроструктуры исходного образца, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа в режиме обратно отраженных электронов. Сплав в литом состоянии характеризуется ярко выраженной крупнокристаллической структурой первичных зерен твердого раствора на основе β-Ti с ОЦК кристаллической решеткой, в пределах которых, после фазового превращения, сформировались крупные мартенситные пластинки твердого раствора на основе α-Ti с ГПУ кристаллической решеткой. Наличие в фазовом составе небольшого количества β-Ti (5 об. %) также подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа (табл. 2).

Состояние после плазменного центробежного распыления. Согласно результатам рентгенофлуоресцентного анализа (РФСА) элементный состав порошков (гранул) незначительно отличался от исходного состояния (см. табл. 1). В качестве примера на рис. 2 представлены изображения гранул, на которых видны

Таблица 1

Элементный состав образцов согласно результатам РФСА и МРСА

Table 1. Elemental composition of the samples according to the results of WDXRF and SEM-EDX

Основные элементы	Исходный образец	Порошок (0 – 40 мкм)	Порошок (40 – 64 мкм)	Порошок (64 – 80 мкм)	Образец после СЛС
Ti	90,3 / 89,5	90,1 / 89,7	90,9 / 90,2	90,3 / 88,9	90,8 / 90,6
Al	5,9 / 6,8	5,6 / 6,6	5,1 / 6,1	5,0 / 5,9	5,4 / 5,6
V	3,8 / 3,7	4,3 / 3,7	4,0 / 3,7	4,7 / 5,2	3,8 / 3,8

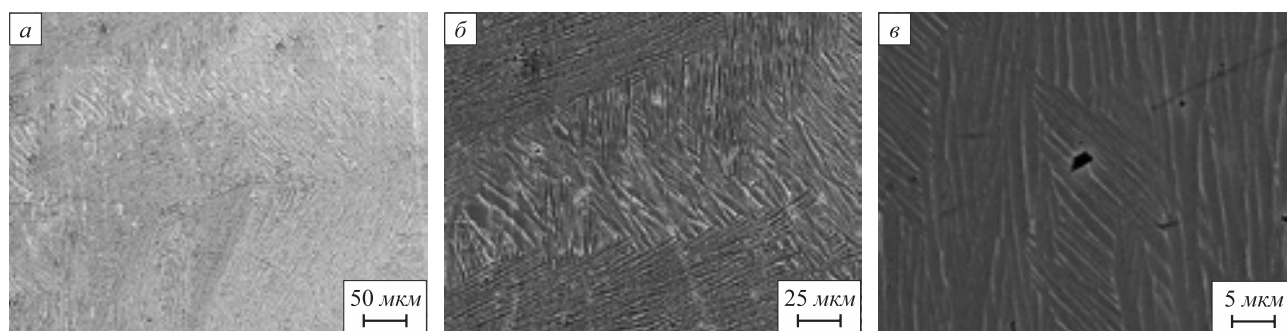


Рис. 1. Микроструктура образца слитка при различных увеличениях (СЭМ, режим обратно отраженных электронов)

Fig. 1. Images of the microstructure of an ingot sample at different magnifications (SEM, backscattered electrons mode)

особенности морфологии их поверхности. Гранулы имели форму сфер с незначительным содержанием сателлитов. На поверхности гранул в пределах крупных зерен можно наблюдать дендритную ликвацию, которая связана с особенностями ускоренной кристаллизации в процессе центробежного распыления.

На рис. 3 в качестве примера представлены карты распределения основных элементов сплава в пределах сечения гранулы, на которых можно наблюдать равномерное распределение элементов.

Однородность исследуемого порошка была подтверждена результатами микрорентгеноспектрального анализа сечений нескольких гранул, элементный состав которых отличался незначительно (рис. 4).

Из результатов рентгеноструктурных исследований, которые показаны в табл. 2, следует, что образцы после центробежного распыления представляли собой смесь двух твердых растворов на основе гексагональной модификации титана (ГПУ) с несколько отличающимися параметрами кристаллической решетки. Это

связано с различным содержанием таких легирующих элементов, как алюминий, ванадий и др. Первый твердый раствор на основе титана, обозначенный как α_1 -Ti, обеднен легирующими элементами по сравнению со вторым твердым раствором, обозначенным как α_2 -Ti. Это следует из сопоставления с экспериментальными зависимостями параметров кристаллической решетки ГПУ титана от содержания легирующих элементов. На рис. 5 в качестве примера представлена рентгеновская дифрактограмма образца после центробежного распыления с дисперсностью гранул 40 – 64 мкм.

Согласно результатам фазового анализа, при увеличении дисперсности гранул порошка (при уменьшении среднего размера гранул) объемная доля α_1 -Ti монотонно увеличилась с 35 до 45 об. %, а объемная доля α_2 -Ti соответственно уменьшилась от 65 до 55 об. % (рис. 6).

Параметры a и c кристаллической ячейки фазы α_1 -Ti монотонно увеличились с 2,929 до 2,932 Å и с 4,651 до 4,671 Å соответственно при повышении дисперсности гранул порошка. Параметр решетки a фазы

Таблица 2

Результаты фазового анализа сплава VT6 в различных структурных состояниях

Table 2. Results of XRD-analysis of VT6 alloy in various structural states

Состояние образца	Фаза (пространственная группа)	Содержание, об. %	Параметры кристаллической элементарной ячейки	
			a , Å	c , Å
Исходный слиток	α -Ti ($P6_3/mmc$)	95,0	2,924	4,669
	β -Ti ($Im-3m$)	5,0	3,087	3,087
Порошок (40 мкм)	α_1 -Ti ($P6_3/mmc$)	45,0	2,932	4,671
	α_2 -Ti ($P6_3/mmc$)	55,0	2,917	4,523
Порошок (40 – 64 мкм)	α_1 -Ti ($P6_3/mmc$)	40,0	2,930	4,663
	α_2 -Ti ($P6_3/mmc$)	60,0	2,914	4,667
Порошок (64 – 80 мкм)	α_1 -Ti ($P6_3/mmc$)	35,0	2,929	4,651
	α_2 -Ti ($P6_3/mmc$)	65,0	2,907	4,650
После СЛС	α -Ti ($P6_3/mmc$)	97,0	2,947	4,703
	β -Ti ($Im-3m$)	3,0	3,168	3,168

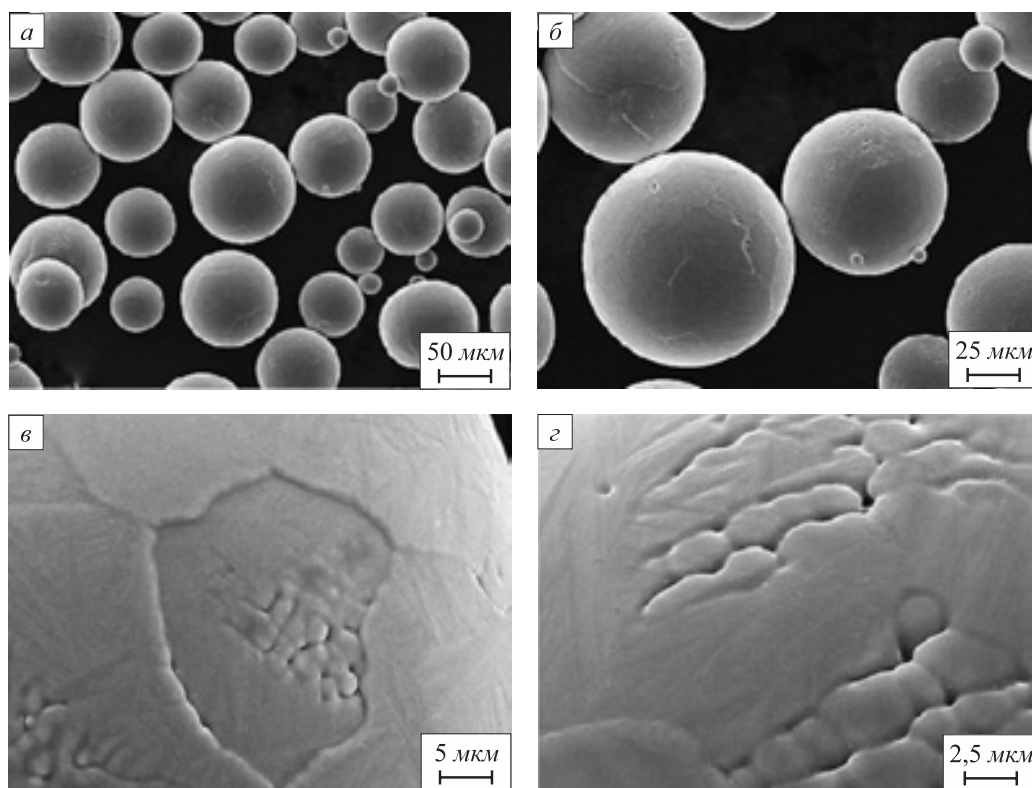


Рис. 2. Морфология поверхности гранул после центробежного распыления (СЭМ, режим вторичных электронов)

Fig. 2. Surface morphology of the granules after centrifugal sputtering (SEM, secondary electrons mode)

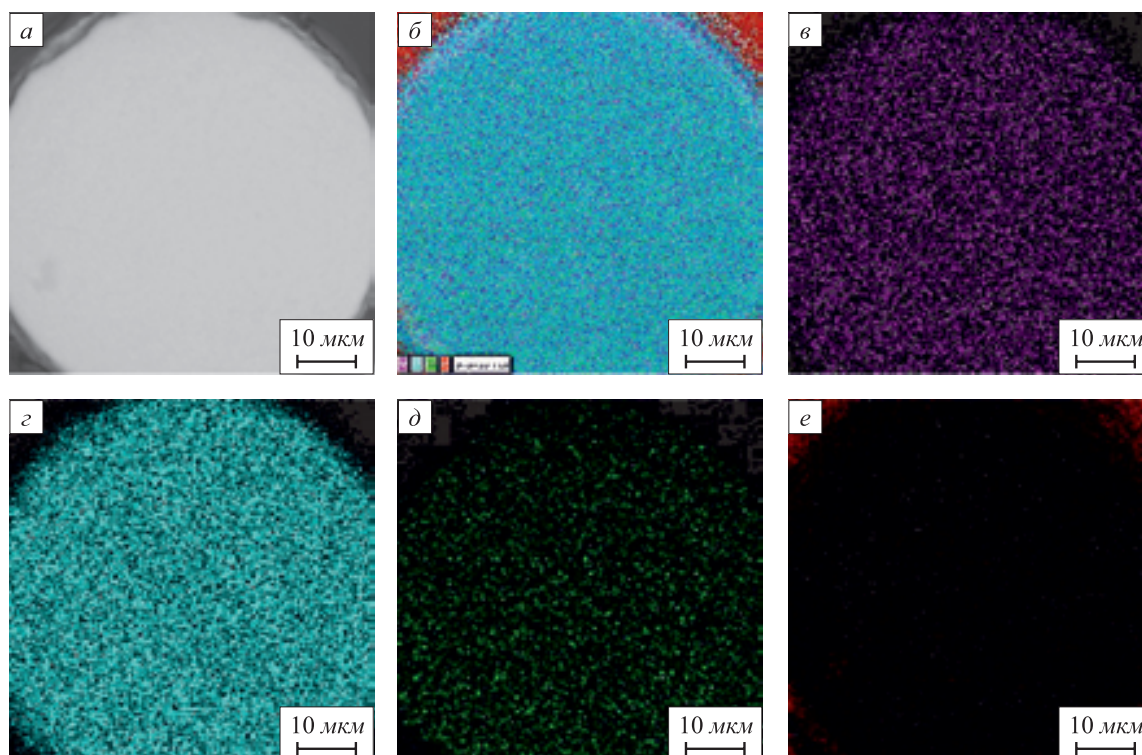
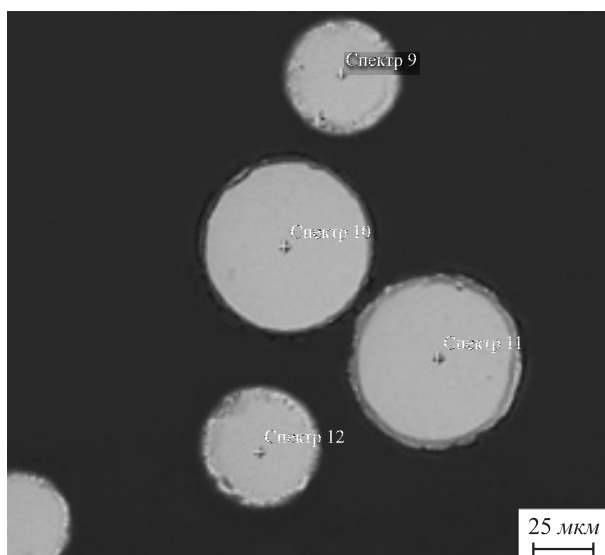


Рис. 3. Распределение основных элементов по сечению гранулы (СЭМ-EDX, картирование распределения химических элементов, характеристическое рентгеновское излучение):

a – общий вид; $б$ – многослойная карта энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС 3); $в$ – $VK_{\alpha 1}$; $г$ – $TiK_{\alpha 1}$; $д$ – $AlK_{\alpha 1}$; $е$ – $СК_{\alpha 1}$

Fig. 3. Distribution of the main elements over the section of the granule (SEM-EDX, chemical mapping, characteristic X-ray signals):

a – general view; $б$ – multilayer card of energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS 3); $в$ – $VK_{\alpha 1}$; $г$ – $TiK_{\alpha 1}$; $д$ – $AlK_{\alpha 1}$; $е$ – $СК_{\alpha 1}$



Элемент	Спектр 9	Спектр 10	Спектр 11	Спектр 12
Ti	88,9 %	89,5 %	89,2 %	88,4 %
Al	5,9 %	6,1 %	6,1 %	6,5 %
V	5,2 %	4,4 %	4,7 %	5,1 %

Рис. 4. Изображение сечений нескольких гранул в отраженных электронах и результаты микрорентгеноспектрального анализа (СЭМ, МРСА)

Fig. 4. Image of the sections of several granules in reflected electrons and the results of X-ray spectral microanalysis (SEM-EDX)

α_2 -Ti монотонно увеличился с 2,907 до 2,917 Å при повышении дисперсности гранул порошка, а параметр решетки c немонотонно изменился с 4,650 до 4,523 Å, достигая наибольшего значения, равного 4,667 Å, при дисперсности гранул 40 – 64 мкм. Рассмотренные изменения фазового состояния и параметров твердых растворов в зависимости от дисперсности гранул связаны с неравновесными процессами кристаллизации

и перераспределения элементов, которые происходят в них при ускоренном охлаждении при центробежном распылении.

Состав и микроструктура образцов после селективного лазерного спекания. Согласно результатам РФСА и МРСА, химический состав сплава после СЛС практически не отличался от исходного состояния (см. табл. 1). На рис. 7 для сравнения представлены изображения микроструктур исходного слитка и образца после СЛС, которые характеризуются существенно большей дисперсностью мартенситной составляющей и меньшими размерами первичных зерен β -Ti, в пределах которых проходило полиморфное превращение.

Из результатов рентгенофазового анализа следует, что основной фазой сплава VT6 после СЛС является α -Ti с ГПУ кристаллической решеткой. При этом содержание остаточного β -Ti с ОЦК решеткой не превышало 3 об. % (см. табл. 2). Параметры a и c кристаллической решетки составляли 2,947 и 4,703 Å соответственно. Из сопоставления периодов кристаллической решетки, представленных в табл. 2, следует, что в образце после СЛС фаза α -Ti обеднена, а фаза β -Ti, наоборот, обогащена легирующими элементами по сравнению с исходным состоянием.

Микротвердость. На рис. 8 представлены результаты определения микротвердости (в единицах HV 0,01) исследованных образцов сплава VT6 в рассматриваемых состояниях. Из представленной диаграммы видно, что микротвердость монотонно увеличилась от 392 для литого сплава до 507 HV 0,01 для образцов после СЛС. Возрастание микротвердости гранул по сравнению с исходным состоянием и при увеличении дисперсности можно объяснить размерным эффектом в соответствии с законом Петча-Холла. Дополнительное возрастание микротвердости сплава после СЛС по сравнению с гранулированным состоянием было связано с увеличением плотности образца и дополнительным упрочнением,

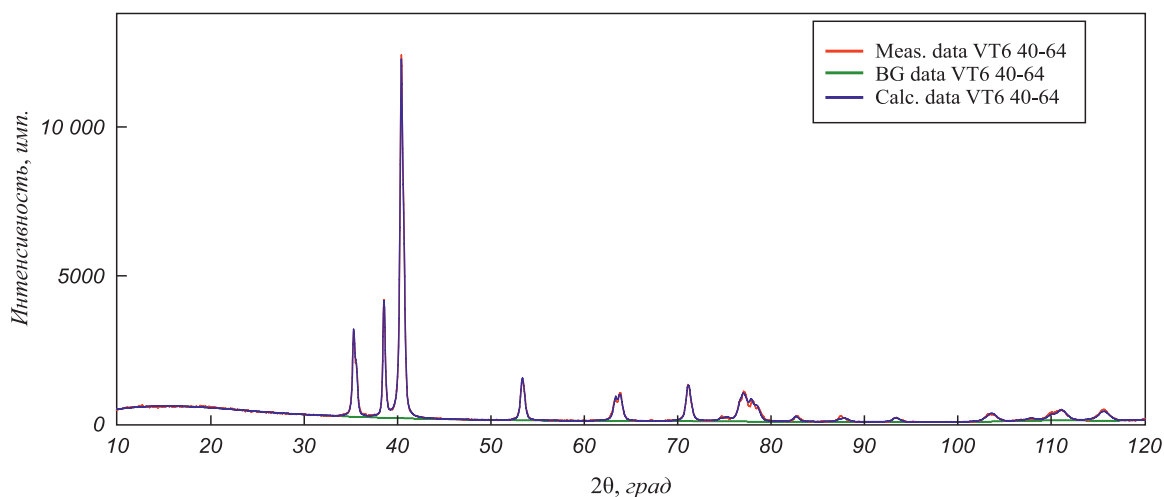


Рис. 5. Рентгеновская дифрактограмма гранул сплава VT6 с дисперсностью 40 – 64 мкм после центробежного распыления

Fig. 5. X-ray diffraction pattern of VT6 alloy granules with a dispersion of 40 – 64 μm after centrifugal sputtering

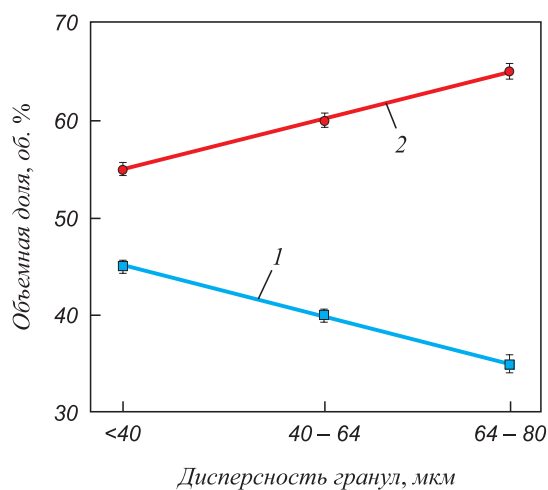


Рис. 6. Зависимость объемной доли фаз от дисперсности гранул сплава VT6:
1 – α₁-Ti; 2 – α₂-Ti

Fig. 6. Dependence of the volume fraction of phases on dispersity of VT6 alloy granules:
1 – α₁-Ti; 2 – α₂-Ti

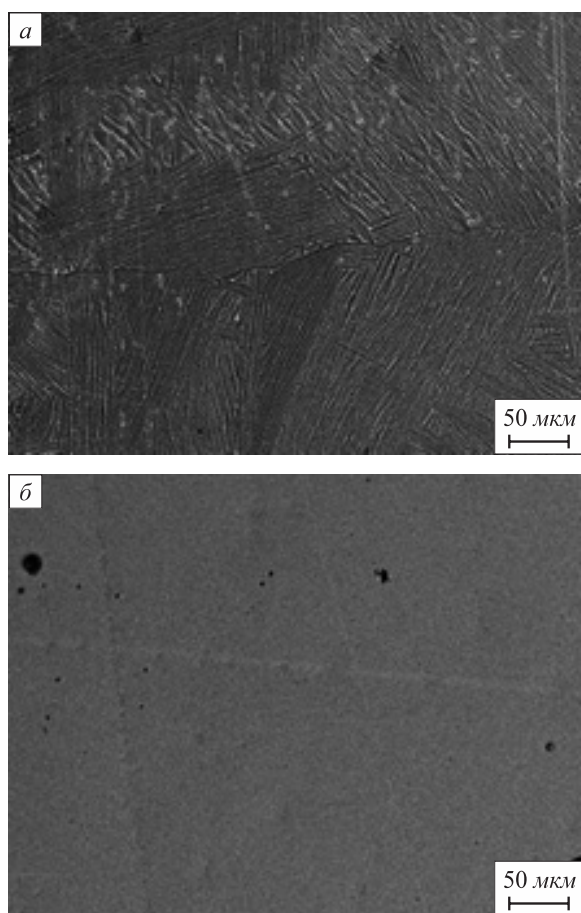


Рис. 7. Микроструктура исходного слитка (а) и образца после селективного лазерного сплавления (б) (СЭМ, режим обратно отраженных электронов)

Fig. 7. Microstructure of the initial ingot (a) and the sample after selective laser melting (b) (SEM, backscattering electron mode)

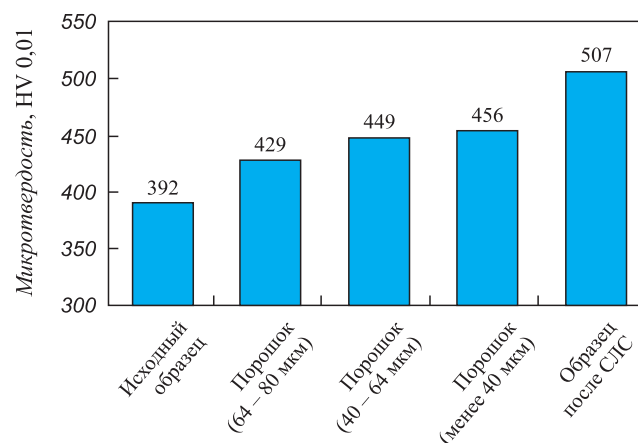


Рис. 8. Значение микротвердости сплава VT6 в различных структурных состояниях

Fig. 8. Microhardness values of VT6 alloy in various structural states

происходящем при ускоренных фазово-структурных превращениях.

Выводы

В работе представлены результаты исследования элементного и фазового состава, микроструктуры и микротвердости сплава VT6 в исходном (литом) состоянии, гранул после центробежного распыления и образцов после селективного лазерного сплавления.

Установлено, что микроструктура образцов после центробежного распыления представляла собой смесь двух твердых растворов на основе гексагональной модификации титана (ГПУ) с несколько отличающимися параметрами кристаллической решетки из-за различия в концентрациях легирующих элементов. Показано, что элементный состав сплава после СЛС практически не отличался от сплава в исходном состоянии. Результаты рентгенофазового анализа образцов показали, что основной фазой сплава VT6 после СЛС является α-Ti с ГПУ кристаллической решеткой. При этом содержание остаточного β-Ti с ОЦК решеткой не превышает 3 об. %. Установлено, что микроструктура сплава после центробежного распыления и СЛС характеризуется большей однородностью и дисперсностью по сравнению с исходным состоянием и, как следствием этого, повышенной микротвердостью.

Результаты испытаний показали, что полученные гранулы полностью удовлетворяют требованиям, предъявляемым к порошковому материалу для технологий селективного лазерного сплавления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Добровольский М.В. Жидкостные ракетные двигатели. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. – 486 с.
2. Пацук Е.Б., Коршакевич И.С. Проблемы и перспективы развития ракетно-космической отрасли // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. 2017. Т. 3. № 13. С. 392 – 394.

3. Криштофор А.П. Изменение конкурентных позиций России на мировом рынке космической продукции // Вестник университета. 2019. № 5. С. 86 – 92.
4. Milewski J.O. Additive Manufacturing of Metals. – Springer Series in Materials Science. 2017. – 343 p.
5. Логачева А.И., Сентюрина Ж.А., Логачев И.А. Аддитивные технологии производства ответственных изделий из металлов и сплавов (обзор) // Перспективные материалы. 2015. № 5. С. 5 – 15.
6. Gasser A., Backes G., Kelbassa I. etc. Laser additive manufacturing. Laser metal deposition (LMD) and selective laser melting (SLM) in turbo-engine application // Laser Technik Journal. 2010. Vol. 7. No. 2. P. 58 – 63.
7. Carter L.N., Martin C., Withers Ph.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.
8. Bikas H., Stavropoulos P., Chryssolouris G. Additive manufacturing methods and modeling approaches: a critical review // Int. Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2016. Vol. 83. No. 1 – 4. P. 389 – 405.
9. Yadroitsev I., Bertrand Ph., Smurov I. Parametric analysis of the selective laser melting process // Applied Surface Science. 2007. Vol. 253. No. 19. P. 8064 – 8069.
10. Sudarshan T.S. Additive Manufacturing: Innovations, Advances, and Applications. – Taylor & Francis Group, LLC, 2016. – 476 p.
11. Kruth J.-P., Vandenbroucke B., Van Vaerenbergh J., Mercelis P. Benchmarking of different SLM/SLS processes as rapid manufacturing techniques // Int. Conf. Polymers and Moulds Innovations (PMI), Gent, Belgium, April 2005. Available at URL: <https://ris.utwente.nl/ws/portalfiles/portal/5676701/Wa1021.pdf>.
12. Yadroitsev I., Thivillon L., Bertrand Ph., Smurov I. Strategy of manufacturing components with designed internal structure by selective laser melting of metallic powder // Applied Surface Science. 2007. Vol. 254. No. 4. P. 980 – 983.
13. Meier H., Haberland Ch., Matwiss U. Experimental studies on selective laser melting of metallic parts // Werkstofftech. 2008. Vol. 39. No. 9. P. 665 – 670.
14. Yasa E., Kruth J.-P. Microstructural investigation of Selective Laser Melting 316L stainless steel parts exposed to laser remelting // Procedia Engineering. 2011. Vol. 19. P. 389 – 395.
15. Kruth J.P., Froyen L., Van Vaerenbergh J. etc. Selective laser melting of iron-based powder // Journal of Materials Processing Technology. 2004. Vol. 149. No. 1 – 3. P. 616 – 622.
16. Chen G., Zhao S.Y., Tan P. etc. A comparative study of Ti-6Al-4V powders for additive manufacturing by gas atomization, plasma rotating electrode process and plasma atomization // Powder Technology. 2018. Vol. 333. P. 38 – 46.
17. SunYu, Aindow M., Hebert R.J. Comparison of virgin Ti-6Al-4V powders for additive manufacturing // Additive Manufacturing. 2018. Vol. 21. P. 544 – 555.
18. Ashgriz N. Handbook of Atomization and Sprays. Theory and Applications. – Springer, 2011. – 951p.
19. Логачев И.А., Потапкин П.А., Григорович К.В. и др. Эволюция структуры и состава сплава ВТ6 от слитка к сплавленному материалу // Тез. докл. Междунар. науч. конф. «Современные материалы и передовые производственные технологии» (СМПТТ-2019). 2019. С. 86.
20. Логачев И.А., Железный М.В., Потапкин П.А. и др. Исследование образцов сплава ВТ6 на всех этапах производства детали методом СЛС // Сб. тезисов: «Физико-химические основы металлургических процессов. Международная научная конференция имени академика А.М. Самарина». 2019. С. 95.
21. Озерской Н.Е., Попович А.А., Ермаков Б.С. Получение сферических порошков сплава ВТ6 для применения в технологии селективного лазерного плавления // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2019. № 14. С. 107 – 115.

Поступила в редакцию 8 августа 2020 г.
 После доработки 8 августа 2020 г.
 Принята к публикации 12 августа 2020 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2020. VOL. 63. NO. 8, pp. 623–630.

CHANGE DYNAMICS OF ALLOY VT6 STRUCTURE FROM INGOT TO ALLOYED MATERIAL

I.A. Logachev¹, M.V. Zheleznyi^{1,2}, O.A. Komolova^{1,2},
 K.V. Grigorovich^{1,2}

¹ National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS),
 Moscow, Russia

² Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, Moscow,
 Russia

Abstract. The modern development of technology and industry depends to a large extent on improving the quality and performance of equipment. Additive technologies allow production of optimized designs and equipment while maintaining all operational characteristics. The use of additive technologies in the production of parts for aerospace engineering requires a thorough study of the operational properties of materials at each stage of production, a comparative assessment of the test results with the parameters of products obtained by traditional technologies, as well as predicting the characteristics of the final product. In this work, a study of changes in the chemical and phase compositions, microstructure and microhardness of the VT6 titanium alloy samples was carried out at various stages of production: initial cast billet; a powder obtained by plasma centrifugal spraying of an ingot and a product obtained by selective laser melting (SLM). Analysis of the samples' chemical composition was carried out on an X-ray fluorescence spectrometer with wave dispersion Rigaku Primus ZSX II, X-ray structural studies – on a Rigaku MiniFlex 600 diffractometer

(CuK_α-radiation, λ = 1.54178 Å), equipped with a linear (1-D) D/teX semiconductor detector. Study of the microstructure of powder (granular) samples was carried out using the methods of optical and scanning electron microscopy, the measurement of microhardness – on a microhardness tester LECO M-400-H by the Vickers method. It was shown that microstructure of the samples after centrifugal sputtering was a combination of two solid solutions based on the hexagonal titanium modification (HCP) with slightly different crystal lattice parameters due to difference in concentrations of the alloying elements. Chemical composition of the alloy after selective laser melting practically did not differ from the alloy in the initial state.

Keywords: additive technologies, VT6, selective laser melting, powder, microstructure.

DOI: 10.17073/0368-0797-2020-8-623-630

REFERENCES

1. Dobrovolskii M.V. *Zhidkostnye raketnye dvigateli* [Liquid propellant rocket engines]. Moscow: Izd-vo MGTU im. N.E. Bauman, 2005, 486 p. (In Russ.).
2. Patsuk E.B., Korshakevich I.S. Problems and prospects for development of rocket and space industry. *Aktual'nye problemy aviatsii i kosmonavтики*. 2017, vol. 3, no. 13, pp. 392–394. (In Russ.).

3. Krishtofor A.P. Changes in Russia's competitive position in the market of global space products. *Vestnik universiteta*. 2019, no. 5, pp. 86–92. (In Russ.).
4. Milewski J.O. *Additive Manufacturing of Metals*. Springer Series in Materials Science, 2017, 351 p.
5. Logacheva A.I., Sentyurina Zh.A., Logachev I.A. Additive technologies for production of critical products from metals and alloys (Review). *Perspektivnye materialy*. 2015, no. 5, pp. 5–15. (In Russ.).
6. Gasser A., Backes G., Kelbassa I., Weisheit A., Wissenbach K. Laser additive manufacturing. Laser metal deposition (LMD) and selective laser melting (SLM) in turbo-engine application. *Laser Technik Journal*. 2010, vol. 7, no. 2, pp. 58–63.
7. Carter L.N., Martin C., Withers Ph.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, pp. 338–347.
8. Bikas H., Stavropoulos P., Chryssolouris G. Additive manufacturing methods and modeling approaches: a critical review. *Int. Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2016, vol. 83, no. 1–4, pp. 389–405.
9. Yadroitsev I., Bertrand Ph., Smurov I. Parametric analysis of the selective laser melting process. *Applied Surface Science*. 2007, vol. 253, no. 19, pp. 8064–8069.
10. Sudarshan T.S. *Additive Manufacturing: Innovations, Advances, and Applications*. Taylor & Francis Group, LLC, 2016, 476 p.
11. Kruth J.-P., Vandenbroucke B., Van Vaerenberg J., Mercelis P. Benchmarking of different SLM/SLS processes as rapid manufacturing techniques. *Int. Conf. Polymers and Moulds Innovations (PMI), Gent, Belgium, April 2005*. Available at URL: <https://ris.utwente.nl/ws/portalfiles/portal/5676701/Wa1021.pdf>
12. Yadroitsev I., Thivillon L., Bertrand Ph., Smurov I. Strategy of manufacturing components with designed internal structure by selective laser melting of metallic powder. *Applied Surface Science*. 2007, vol. 254, no. 4, pp. 980–983.
13. Meier H., Haberland Ch., Matwiss U. Experimental studies on selective laser melting of metallic parts. *Werkstofftech*. 2008, vol. 39, no. 9, pp. 665–670.
14. Yasa E., Kruth J.-P. Microstructural investigation of Selective Laser Melting 316L stainless steel parts exposed to laser remelting. *Procedia Engineering*. 2011, vol. 19, pp. 389–395.
15. Kruth J.P., Froyen L., Van Vaerenbergh J., Mercelis P., Rombouts M., Lauwers B. Selective laser melting of iron-based powder. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004, vol. 149, no. 1–3, pp. 616–622.
16. Chen G., Zhao S.Y., Tan P., Wang J., Xiang C.S., Tanga H.P. A comparative study of Ti-6Al-4V powders for additive manufacturing by gas atomization, plasma rotating electrode process and plasma atomization. *Powder Technology*. 2018, vol. 333, pp. 38–46.
17. Sun Yu, Aindow M., Hebert R.J. Comparison of virgin Ti-6Al-4V powders for additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2018, vol. 21, pp. 544–555
18. Ashgriz N. *Handbook of Atomization and Sprays. Theory and Applications*. Springer, 2011, 951 p.
19. Logachev I.A., Potapkin P.A., Grigorovich K.V., Zheleznyi M.V., Komolova O.A. Evolution of the structure and composition of VT6 alloy from ingot to alloyed material. In: *Tezisy dokladov mezhdunarodnoi nauchnoi konferentsii "Sovremennye materialy i pereodnye proizvodstvennye tekhnologii (SMPPT-2019)"* [Abstracts of the Int. Sci. Conf. Modern materials and Advanced Production Technologies]. 2019, p. 86. (In Russ.).
20. Logachev I.A., Zheleznyi M.V., Potapkin P.A., Komolova O.A., Grigorovich K.V. Investigation of VT6 alloy samples at all stages of part production using SLS method. In: *Sbornik tezisev: Fiziko-khimicheskie osnovy metallurgicheskikh protsessov. Mezhdunarodnaya nauchnaya konferentsiya, imeni akademika A.M. Samarina* [Collection of abstracts: Physical and Chemical Foundations of Metallurgical Processes. Int. Sci. Conf. named after Academician A.M. Samarin]. 2019, p. 95. (In Russ.).
21. Ozerskoi N.E., Popovich A.A., Ermakov B.S. Preparation of spherical powders of VT6 alloy for use in selective laser melting technology. *Nauchno-tehnicheskie vedomosti SPBPU. Estestvennye i inzhenernye nauki*. 2019, no. 14, pp. 107–115. (In Russ.).

Information about the authors:

I.A. Logachev, Cand. Sci. (Eng.), Leading Engineer of the Laboratory of Hybrid Additive Technologies

M.V. Zheleznyi, Research Engineer of the Laboratory of Materials Diagnostics

O.A. Komolova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, Senior Researcher of the Laboratory of Materials Diagnostics (o.a.komolova@gmail.com)

K.V. Grigorovich, Academician, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, Head of the Laboratory of Materials Diagnostics

Received August 8, 2020

Revised August 8, 2020

Accepted August 12, 2020