

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ЕДИНИЧНЫХ ТРЕКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ СМЕСИ ПОРОШКОВ Ti и Al ПРИ ВАРЬИРУЕМЫХ ПАРАМЕТРАХ ПРОЦЕССА СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

© 2021 г. А.П. Долбачев¹, Н.А. Белов¹, Т.К. Акопян^{1,2}

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия

² Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия

Статья поступила в редакцию 13.05.21 г., доработана 11.06.21 г., подписана в печать 21.06.21 г.

Аннотация: В ходе исследований изучено влияние скорости сканирования лазера (v_c) на морфологию единичных треков, полученных из смеси порошков Ti и Al в стехиометрическом соотношении 1 : 1 в продольном и поперечном сечениях. На наружной поверхности трека, полученного при $v_c = 300$ мм/с, были обнаружены капли выплеснувшейся жидкости, появление которых скорее всего было вызвано выбросом пузырьков газа, образовавшихся из-за испарения более легкоплавкого алюминия. С ростом значений v_c до 600 мм/с наблюдалось искажение единичного трека по длине. Было установлено, что с увеличением скорости лазерного луча треки перестают быть стабильными, и из-за значительной конвекции Марангони и нестабильности капиллярной жидкости в расплавленной ванне по поверхности трека формируются «шарики». Повышение скорости лазера привело к появлению пор, которые в основном сконцентрированы в образовавшихся шариках, а также оказало влияние на морфологию трека в поперечном сечении, а именно – на ширину, высоту трека и глубину проплавления подложки. С увеличением скорости сканирования с 300 до 900 мм/с проплавления подложки практически не наблюдалось, ширина трека уменьшилась с 194 до 136 мкм, а его высота увеличилась почти в 4 раза – с 21 до 88 мкм. Для оценки структуры изучаемых треков был проведен микро-рентгеноспектральный анализ (МРСА) и получены карты распределения элементов. Установлено, что при скоростях сканирования 300 и 600 мм/с перемешивание жидкости в ванне расплава происходит в недостаточной степени, что приводит к ликвации элементов по сечению треков. Центральная зона оказывается обогащенной алюминием, в то время как в основании преобладает титан, а в крайней зоне он практически отсутствует (4,57 ат.% Ti). При $v_c = 900$ мм/с, по данным МРСА, наблюдалось наличие не-расплавившихся частиц порошка титана. Предположительной причиной этого может являться недостаточная мощность лазера при столь высокой скорости сканирования.

Ключевые слова: алюминиды титана, селективное лазерное плавление, параметр процесса, единичный трек, геометрия единичного трека, микроструктура, химический состав.

Долбачев А.П. – аспирант кафедры обработки металлов давлением (ОМД), НИТУ «МИСиС» (119991, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: adolbachev1@gmail.com.

Белов Н.А. – докт. техн. наук, профессор кафедры ОМД, НИТУ «МИСиС». E-mail: Nikolay-belov@yandex.ru.

Акопян Т.К. – канд. техн. наук, науч. сотрудник кафедры ОМД, НИТУ «МИСиС» и Института металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН (119334, г. Москва, Ленинский пр-т, 49). E-mail: nemiroffandtor@yandex.ru.

Для цитирования: Долбачев А.П., Белов Н.А., Акопян Т.К. Экспериментальное изучение единичных треков, полученных из смеси порошков Ti и Al при варьируемых параметрах процесса селективного лазерного плавления. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2021. Т. 27. No. 4. С. 51–58. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-4-51-58.

Experimental study of single tracks obtained from a mixture of Ti and Al powders with varying selective laser melting parameters

A.P. Dolbachev¹, N.A. Belov¹, T.K. Akopyan^{1,2}

¹ National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia

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

Received 13.05.2021, revised 11.06.2021, accepted for publication 21.06.2021

Abstract: The paper studies the effect of the laser scanning speed (v_s) on the morphology of single tracks obtained from a mixture of Ti and Al powders in a stoichiometric ratio of 1 : 1 in longitudinal and cross sections. Droplets of splashed liquid were found on the outer surface of

the track obtained at $v_s = 300$ mm/s. Their appearance is resulted most likely from the release of gas bubbles formed due to the evaporation of aluminum having a lower melting point. A distortion of a single track along its length was observed with an increase in v_s values up to 600 mm/s. It was found that tracks lose stability as the laser beam speed increases with «balls» formed on the track surface due to the significant Marangoni convection and the capillary liquid instability in the molten bath. An increase in the laser speed led to the appearance of pores mainly concentrated in the formed balls, and also influenced the track morphology in the cross section, namely, the width and height of the track, as well as the depth of substrate fusion. An increase in the scanning speed from 300 to 900 mm/s led virtually no substrate fusion, and the track width decreased from 194 to 136 μm , while its height increased almost 4 times – from 21 to 88 μm . X-ray microanalysis was conducted and element distribution maps were obtained to assess the structure of the tracks under study. It was found that the degree of liquid mixing in the molten bath is insufficient at scanning speeds of 300 and 600 mm/s, which leads to the segregation of elements over the track cross section. The central zone turns out to be enriched in aluminum, while titanium predominates at the base and is practically absent in the extreme zone (4.57 at.% Ti). X-ray microanalysis revealed the presence of unmelted titanium powder particles at $v_s = 900$ mm/s. Presumably, it may be caused by insufficient laser power at such a high scanning speed.

Keywords: titanium aluminides, selective laser melting, process parameter, single track, single track geometry, microstructure, chemical composition.

Dolbachev A.P. – Postgraduate student, Department of metal forming, National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119991, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: adolbachev1@gmail.com.

Belov N.A. – Dr. Sci. (Eng.), Prof., Department of metal forming, NUST «MISIS». E-mail: Nikolay-belov@yandex.ru.

Akopyan T.K. – Cand. Sci. (Eng.), Researcher, Department of metal forming, NUST «MISIS», Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science (119334, Russia, Moscow, Leninskii pr., 49). E-mail: nemiroffandtor@yandex.ru.

For citation: Dolbachev A.P., Belov N.A., Akopyan T.K. Experimental study of single tracks obtained from a mixture of Ti and Al powders with varying selective laser melting parameters. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2021. Vol. 27. No. 4. P. 51–58 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2021-4-51-58.

Введение

Интерметаллиды на основе γ -TiAl считаются перспективными материалами для замены никелевых суперсплавов в авиационных и автомобильных двигателях благодаря низкой плотности (3,8–4,1 г/см³), высоким показателям удельной прочности и жесткости, а также сопротивления ползучести и стойкости к окислению при повышенных температурах [1–5]. Однако изготовление сплавов на основе γ -TiAl по-прежнему затруднено из-за их низкой пластичности при комнатной температуре и плохой горячей деформируемости [6]. В настоящее время некоторые специальные технологии обработки, такие как изотермическая ковка и горячее экструзионное прессование, позволяют получать из γ -TiAl-сплавов детали с удовлетворительными свойствами [7]. Тем не менее в отлитых деталях все еще существуют такие дефекты, как ликвация по составу, грубые и гетерогенные микроструктуры [8]. Кроме того, длительный цикл обработки и высокие инвестиционные затраты также являются решающими ограничениями при использовании большинства традиционных методов обработки [9]. Поэтому важной задачей является создание новых процессов получения TiAl-сплавов.

Селективная лазерная плавка (СЛП), активно развивающаяся в последние годы, является пер-

спективной технологией аддитивного производства, которая позволяет изготавливать плотные металлические изделия со свободной геометрией непосредственно из CAD-моделей без какой-либо помощи инструментов и форм. Кроме того, СЛП позволяет значительно сократить время изготовления и капитальные вложения по сравнению с вышеупомянутыми методами обработки [10]. С помощью аддитивных технологий из таких сплавов, как Ti₆Al₄V [11], AlSi₁₀Mg [12], Inconel 718 [13], а также некоторых труднообрабатываемых титановых сплавов [14] могут быть получены детали с более тонкой микроструктурой и оптимальными механическими свойствами. Таким образом, СЛМ имеет большой потенциал для изготовления деталей из γ -TiAl-сплавов.

В настоящее время проведены некоторые предварительные работы по иллюстрированию взаимосвязи микроструктуры и свойств сплавов TiAl, полученных методом СЛП [15–18]. В частности, в работе [19] исследовалось влияние мощности лазера на эволюцию микроструктуры и нанотвердость таких материалов. Считается, что скорость лазерного сканирования является важным параметром СЛП и оказывает сильное влияние на морфологию конечных единичных треков, в особенности на микроструктуру и механические свойства [20].

Согласно результатам работы [21] в сплаве состава, ат. %: Ti—47Al—2Cr—2Nb, из-за неправильного подбора параметров СЛП и, как следствие, больших остаточных тепловых напряжений были обнаружены трещины как в единичных треках, так и в объемных образцах. Кроме того, авторами [22] установлено, что из-за высокой скорости охлаждения в образцах из сплава Ti—47Al—2Cr—2Nb, полученного при предварительном нагреве до 200 °С, также присутствовали трещины. Однако оптимизация технологических параметров позволила значительно снизить их количество.

Лазерное спекание также продемонстрировало способность интеграции с другими методами, такими как, например, сварка [23]. Поэтому основным направлением будущих исследований должна стать оптимизация технологических параметров получения полностью плотных деталей с использованием процесса СЛП. Однако, несмотря на достаточно большое количество работ в этой области, исследование двойных сплавов Ti—Al не проводилось.

В данной работе из порошков Ti и Al, смешанных в стехиометрическом соотношении 1 : 1, с использованием технологии СЛП были получены единичные треки и исследовано влияние технологических параметров процесса СЛП на геометрические характеристики единичных треков и распределение элементов в микроструктуре.

Методика эксперимента

В качестве исходного материала использовали навески атомизированных порошков титана и алюминия массой 64 и 36 г соответственно. Их смешивание проводили в шаровой мельнице WiseMix Ball Mill (Южная Корея) в течение 24 ч со скоростью 100 об/мин при соотношении шаров из нержавеющей стали и порошка 10 : 1. На рис. 1 представлены морфология смеси порошков, полученная с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGA 3 (Чехия), и распределение частиц порошка по размеру.

На машине SLM 280 HL из смеси порошков Ti + Al в стехиометрическом соотношении 1 : 1 на подложке из чистого алюминия толщиной 6 мм было получено по 3 единичных трека длиной 100 мм за один проход лазера для каждого состояния. Для предотвращения воздействия кислорода рабочая камера была заполнена аргоном (99,9 %). Для каждого отдельного трека мощность лазера составляла 200 Вт в сочетании со скоростью сканирования (v_c) от 300 до 900 мм/с (с шагом 300 мм/с). Толщина слоя поддерживалась постоянной $\delta = 60$ мкм.

Для проведения металлографических исследований пластину с полученными треками подвергали электроэрозионной резке и механическому полированию, а затем химическому травлению в реактиве, состоящем из 90 мл H_2O , 2 мл HF и 8 мл

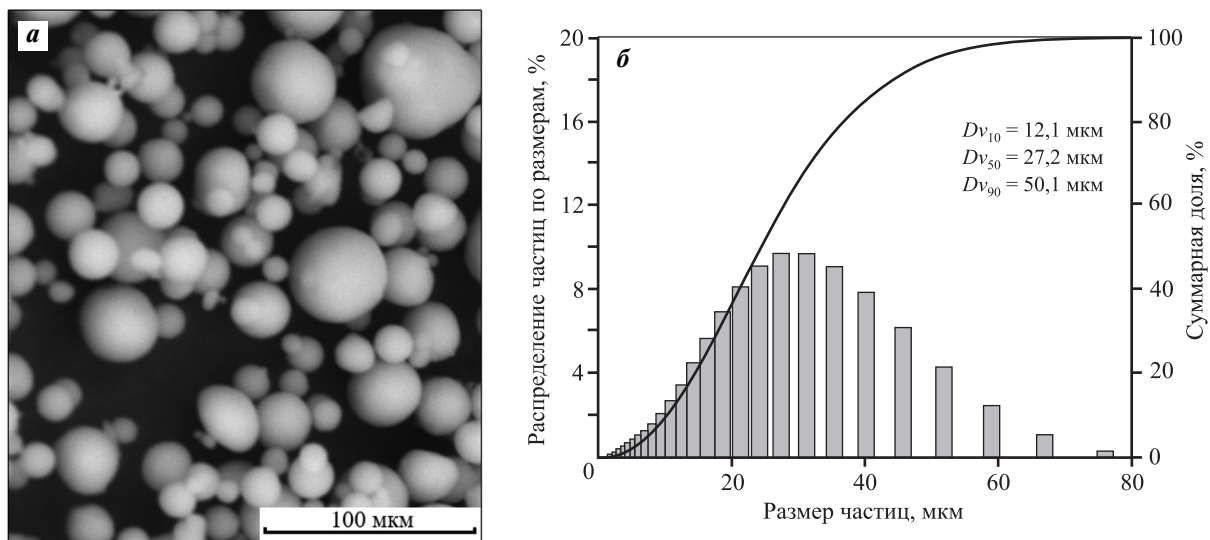


Рис. 1. Морфология смеси порошков Ti + Al (а) и распределение частиц по размеру (б)

Fig. 1. Morphology of Ti + Al (a) powder mixture and particle size distribution (b)

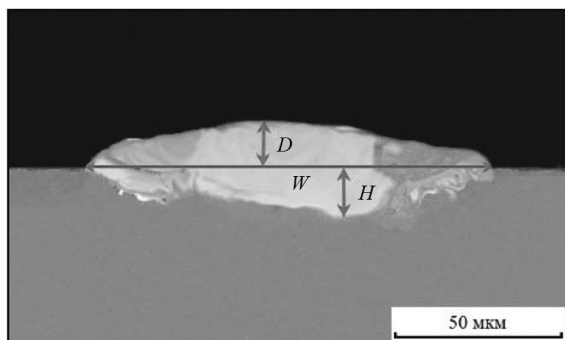


Рис. 2. Схематичное изображение поперечного сечения единичного трека

D – высота, W – ширина, H – глубина

Fig. 2. Schematic view of single track cross section

D – height, W – width, H – depth

HNO_3 . Морфологию треков изучали в продольном и поперечном сечениях на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 (Чехия), укомплектованном энергодисперсионной приставкой-микроанализатором INCA SDD X-MAX производства «Oxford Instruments» и программным обеспечением INCA Energy для проведения микрорентгеноспектрального анализа (МРСА).

На рис. 2 показано схематичное изображение трека в поперечном сечении. Полученные изображения обрабатывали и анализировали с помощью программного обеспечения Adobe Photoshop CS6 и ImageJ.

Результаты и их обсуждение

Морфология единичных треков

На рис. 3 представлена морфология поверхности единичных треков при различных значениях

скорости сканирования. Видно, что она оказывает значительное влияние. На наружной поверхности трека, полученного при $v_c = 300$ мм/с, наблюдается ряд небольших капель жидкости, выплеснувшейся из ванны расплава, затвердевших и сформировавших при этом несколько грубую поверхность по краям. Появление капель скорее всего связано с выбросом пузырьков газа из ванны расплава, образовавшихся из-за испарения алюминия. Также можно наблюдать искажение единичного трека по длине.

При увеличении скорости сканирования до 600 мм/с треки перестают быть стабильными и имеют тенденцию сжиматься вдоль осевого направления, образуя «шарик» на поверхности. Как было установлено авторами [24], существует интервал значений v_c , в котором след плавления сохраняется однородным, однако треки становятся прерывистыми (так называемый эффект шарика), если скорость сканирования находится вне этого интервала.

Кроме того, в работе [20] выявлено, что эффект «скатывания» при высокой скорости сканирования в основном обусловлен значительной конвекцией Марангони и нестабильностью капиллярной жидкости в расплавленной ванне. Это приводит к тому, что жидкость кристаллизуется по направлению к центру единичного трека. В этом случае фронт затвердевания жидкости нарушается, а затем прерывается после затвердевания из-за образования больших шариков.

Стоит отметить, что повышение v_c приводит к появлению пор, которые, как видно из рис. 3, б, сконцентрированы именно в образовавшемся шарике. При $v_c = 900$ мм/с сформировалась нестабильная дорожка, при этом на поверхности трека

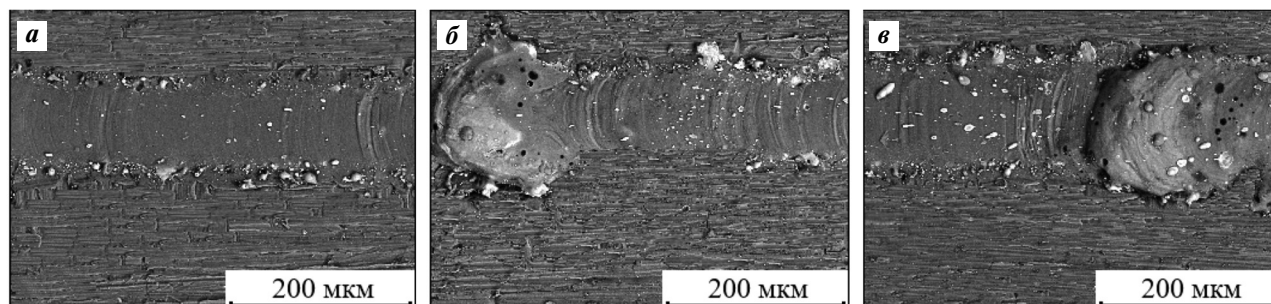


Рис. 3. Морфология поверхности единичных треков в поперечном сечении при различных скоростях сканирования лазера, мм/с: 300 (а), 600 (б) и 900 (в) (СЭМ)

Fig. 3. Surface morphology of single tracks in cross section at different laser scanning speeds, mm/s: 300 (a), 600 (б) and 900 (в) (SEM)

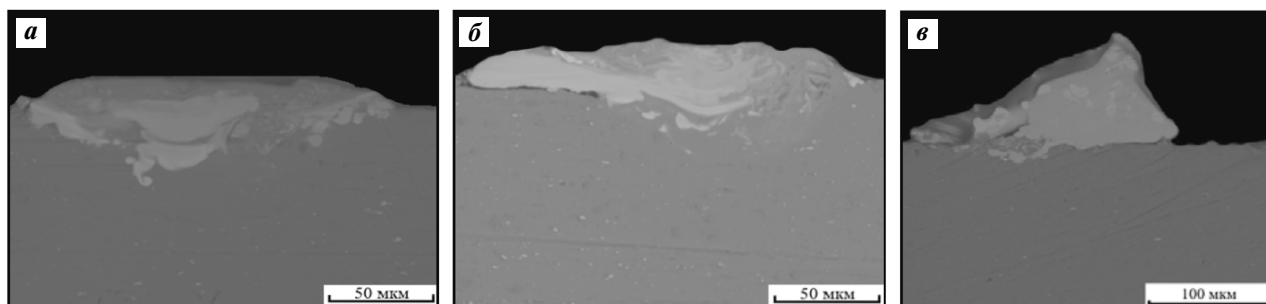


Рис. 4. Структура единичных треков в поперечном сечении при различных скоростях сканирования лазера, мм/с: 300 (а), 600 (б) и 900 (в) (СЭМ)

Fig. 4. Structure of single tracks in cross section at different laser scanning speeds, mm/s: 300 (a), 600 (b) and 900 (c) (SEM)

наблюдается еще большее количество выплеснувшихся из расплава и затвердевших капель по сравнению с картиной при $v_c = 600$ мм/с.

Геометрические характеристики расплавленной ванны

Очевидно, что морфология ванны расплава сильно зависит от параметров процесса СЛП, в данном случае от скорости сканирования лазера (рис. 4), и прослеживается некоторая зависимость. При $v_c = 300$ мм/с (рис. 4, а) проплавление подложки произошло по всей площади контакта с единичным треком. Ширина трека составила $W = 180$ мкм, в то время как глубина проплавления $H = 30$ мкм, а высота трека $D = 14$ мкм. С увеличением v_c с 300 до 600 мм/с наблюдалось уже неполное проплавление подложки. В данном случае параметры единичного трека составили $W = 194$ мкм, $D = 21$ мкм и $H = 22$ мкм. Повышение скорости сканирования до 900 мм/с привело к значительным изменениям в морфологии трека: его высота выросла более чем в 4 раза ($D = 88$ мкм) по сравнению с процессом при $v_c = 600$ мм/с и более чем в 6 раз при $v_c = 300$ мм/с. Скорее всего это связано со слишком высокой скоростью, так как за столь короткий промежуток времени выделилось недостаточно энергии, необходимой для полного расплавления порошка и формирования ванны расплава трека. В данном случае практически полностью отсутствует контакт единичного трека с подложкой, а в месте, где произошло проплавление, глубина составила $H = 8$ мкм. Ширина трека при этом уменьшилась до $W = 136$ мкм.

Анализ структуры

Для анализа структуры полученных треков из стехиометрической смеси порошков Ti + Al бы-

ли проведены микроструктурные исследования. Оценивали равномерность распределения Ti и Al в поперечном сечении треков с использованием полученных карт распределения элементов. С помощью МРСА определяли структурные составляющие (рис. 5).

Из анализа карт распределения элементов поперечного сечения получившегося при $v_c = 300$ мм/с трека видно, что перемешивание бассейна в процессе плавления произошло неравномерно, и наблюдается ликвация по сечению (см. таблицу). В нижней части трека содержание титана составляет примерно 62 ат.%, а алюминия — почти 38 ат.%. В центральной же части наблюдается обратная зависимость. У вершины трека содержание титана составляет всего 4,57 ат.%. С увеличением скорости сканирования лазера до 600 мм/с в центральной части трека концентрации Ti и Al остаются неизменными, как и при $v_c = 300$ мм/с.

Химический состав полученных Ti + Al единичных треков

Chemical composition of Ti + Al single tracks obtained

№ спектра на рис. 5	Хим.состав, ат.%		Сумма
	Ti	Al	
156	35,41	64,59	100
157	62,05	37,95	100
158	4,57	95,43	100
142	49,76	50,24	100
143	8,89	91,11	100
144	36,1	63,9	100
150	99,63	0,37	100
151	99,45	0,55	100
152	62,0	38,0	100

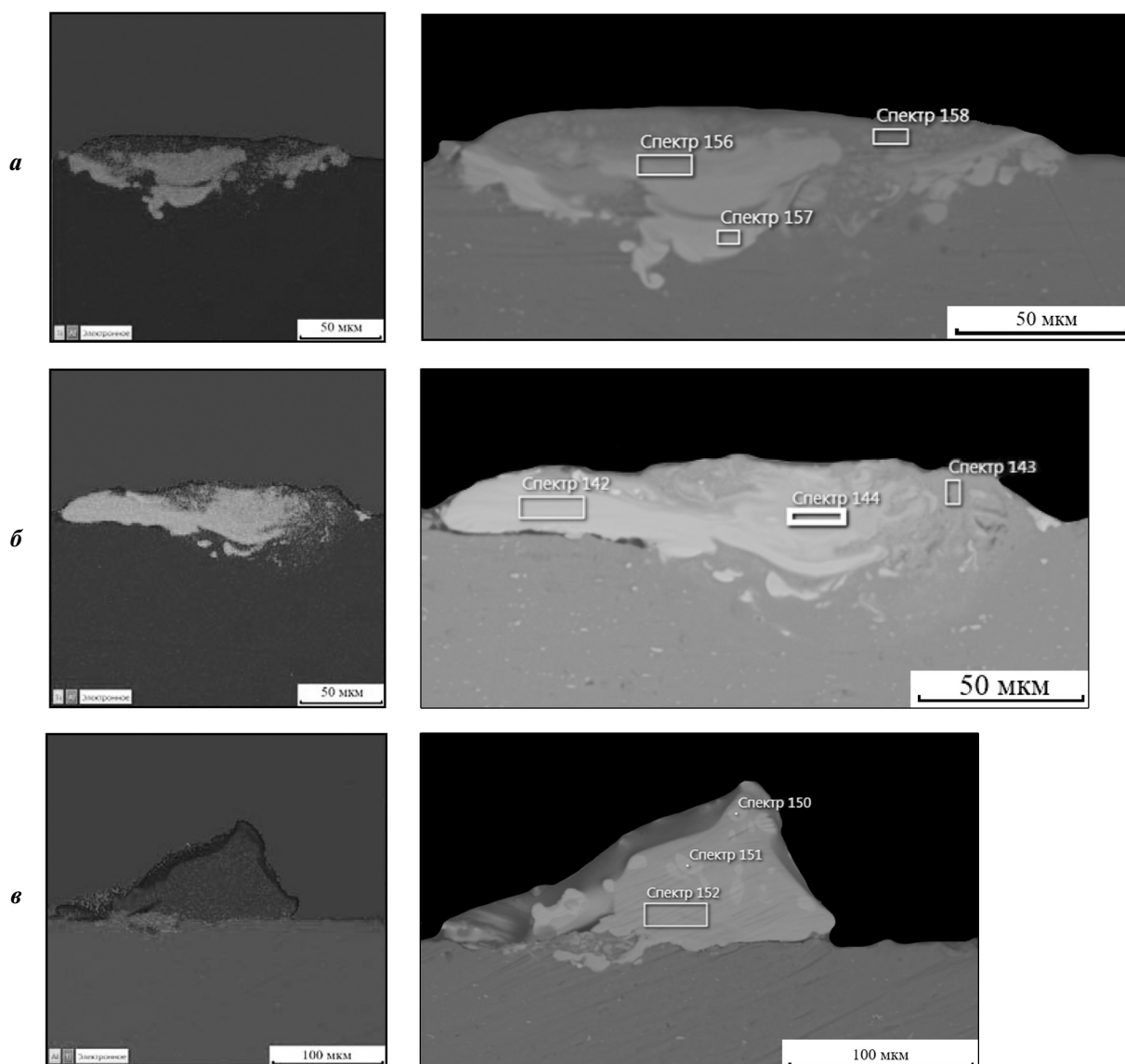


Рис. 5. Результаты микрорентгеноспектрального анализа единичных треков при различных скоростях сканирования лазера, мм/с: 300 (а), 600 (б) и 900 (в)

Fig. 5. Results of X-ray microanalysis for single tracks at different laser scanning speeds, mm/s: 300 (a), 600 (b) and 900 (c)

В левой части трека произошло равномерное перемешивание порошков, и отношение Ti/Al составляет примерно 50/50, а правая область содержит алюминий с небольшим количеством титана (8,89 ат.%). При максимальной скорости сканирования (900 мм/с) наблюдается равномерное распределение элементов Ti и Al по всей площади, и их содержания составляют 62 и 38 ат.% соответственно. При этом нельзя выделить каких-то иных зон, как в случаях с меньшей скоростью сканирования. Однако четко различимы области, где не произошло расплавления частиц порошка титана

при контакте с лазером, скорее всего по причине недостаточной мощности лазерного пучка при столь высокой скорости сканирования.

Выводы

1. Из стехиометрической смеси порошков титана и алюминия были получены единичные треки, в которых исследовалось влияние скорости сканирования лазера на распределение элементов и морфологию в продольном и поперечном сечениях.

2. Установлено, что увеличение скорости сканирования приводит к искажению дорожки трека и формированию «шариков» на поверхности из-за значительной конвекции Марангони и неустойчивости капиллярной жидкости в расплавленной ванне. Отмечено, что поры, образовавшиеся на поверхности трека, в основном сконцентрированы именно в шариках.

3. Повышение скорости сканирования оказывает влияние на морфологию трека: в частности, уменьшаются смачиваемость подложки и глубина ванны трека. При $v_c = 900$ мм/с проплавления подложки практически не наблюдалось. При этом высота трека увеличилась до 6 раз, а его ширина уменьшилась в 1,3 раза.

4. Из анализа карт распределения элементов поперечного сечения получившегося при скоростях сканирования 300 и 600 мм/с трека следует, что перемешивание бассейна в процессе плавления происходит неравномерно. При $v_c = 900$ мм/с распределение элементов Ti и Al было равномерным по всей площади, однако четко различимы области, где расплавления частиц порошка титана при контакте с лазером не произошло.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-33-90077.

Acknowledgments: *The reported study was funded by RFBR, project number 20-33-90077.*

Литература/References

- Holec D., Legut D., Isaeva L., Souvatzis P., Clemens H., Mayer S. Interplay between effect of Mo and chemical disorder on the stability of β/β_0 -TiAl phase. *Intermetallics*. 2015. Vol. 61. P. 85–90. DOI: 10.1016/j.intermet.2015.03.001.
- Pflumm R., Friedle S., Schütze M. Oxidation protection of γ -TiAl-based alloys: A review. *Intermetallics*. 2015. Vol. 56. P. 1–14. DOI:10.1016/j.intermet.2014.08.002.
- Shanmugasundaram T., Guyon J., Monchoux J.P., Hazotte A., Bouzy E. On grain refinement of a γ -TiAl alloy using cryo-milling followed by spark plasma sintering. *Intermetallics*. 2015. Vol. 66. P. 141–148. DOI: 10.1016/j.intermet.2015.07.007.
- Kenel C., Leinenbach C. Influence of Nb and Mo on microstructure formation of rapidly solidified ternary Ti–Al–(Nb, Mo) alloys. *Intermetallics*. 2016. Vol. 69. P. 82–89. DOI: 10.1016/j.intermet.2015.10.018.
- Appel F., Clemens H., Fischer F.D. Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides. *Progr. Mater. Sci.* 2016. Vol. 81. P. 55–124. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2016.01.001.
- Clemens H., Mayer S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys. *Adv. Eng. Mater.* 2013. Vol. 15. P. 191–215. DOI: 10.1002/adem.201200231.
- Bewlay B.P., Nag S., Suzuki A., Weimer M.J. TiAl alloys in commercial aircraft engines. *Mater. High Temp.* 2016. Vol. 33. P. 549–559. DOI: 10.1080/09603409.2016.1183068.
- Yang Y., Wen S., Wei Q., Li W., Liu J., Shi Y. Effect of scan line spacing on texture, phase and nanohardness of TiAl/TiB₂ metal matrix composites fabricated by selective laser melting. *J. Alloys Compd.* 2017. Vol. 728. P. 803–814. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.09.053.
- Li W., Liu J., Zhou Y., Wen S., Tan J., Li S., Wei Q., Yan C., Shi Y. Texture evolution, phase transformation mechanism and nanohardness of selective laser melted Ti–45Al–2Cr–5Nb alloy during multi-step heat treatment process. *Intermetallics*. 2017. Vol. 85. P. 130–138. DOI: 10.1016/j.intermet.2017.01.016.
- Li W., Liu J., Zhou Y., Wen S., Wei Q., Yan C., Shi Y. Effect of substrate preheating on the texture, phase and nanohardness of a Ti–45Al–2Cr–5Nb alloy processed by selective laser melting. *Scripta Mater.* 2016. P. 13–18. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.02.022.
- Yang J., Han J., Yu H., Yin J., Gao M., Wang Z., Zeng X. Role of molten pool mode on formability, microstructure and mechanical properties of selective laser melted Ti–6Al–4V alloy. *Mater. Design*. 2016. Vol. 110. P. 558–570. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.08.036.
- Wu J., Wang X.Q., Wang W., Attallah M.M., Loretto M.H. Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi₁₀Mg. *Acta Mater.* 2016. Vol. 117. P. 311–320. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.012.
- Wang Z., Guan K., Gao M., Li X., Chen X., Zeng X. The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting. *J. Alloys Compd.* 2012. Vol. 513. P. 518–523. DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.10.107.
- Zhou Y., Wen S.F., Song B., Zhou X., Teng Q., Wei Q.S., Shi Y.S. A novel titanium alloy manufactured by selective laser melting: Microstructure, high temperature oxidation resistance. *Mater. Design*. 2016. Vol. 89. P. 1199–1204. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.092.
- Ma Y., Cuiuri D., Hoye N., Li H.J., Pan Z.X. The effect of location on the microstructure and mechanical properties of titanium aluminides produced by additive layer manufacturing using in-situ alloying and gas tungsten arc welding. *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. Vol. 631. P. 230–240. DOI: 10.1016/j.msea.2015.02.051.

16. Löber L., Schimansky F.P., Kühn U., Pyczak F., Eckert J. Selective laser melting of a beta-solidifying TiNb-B1 titanium aluminide alloy. *J. Mater. Proces. Technol.* 2014. Vol. 214. P. 1852—1860. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.04.002.
17. Löber L., Biamino S., Ackelid U., Sabbadini S., Epicoco P., Fino P., Eckert J. Comparison of selective laser and electron beam melted titanium aluminides. In: *Proc. 22-nd Inter. Symp. Solid Freeform Fabrication*. 2011. P. 547—556.
18. Gussone J., Hagedorn Y.C., Gherekhloo H., Kasperovich G., Merzouk T., Hausmann J. Microstructure of γ -titanium aluminide processed by selective laser melting at elevated temperatures. *Intermetallics*. 2015. Vol. 66. P. 133—140. DOI: 10.1016/j.intermet.2015.07.005.
19. Li W., Liu J., Wen S.F., Wei Q.S., Yan C.Z., Shi Y.S. Crystal orientation, crystallographic texture and phase evolution in the Ti—45Al—2Cr—5Nb alloy processed by selective laser melting. *Mater. Charact.* 2016. Vol. 113. P. 125—133. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.01.012.
20. Gu D.D., Hagedorn Y.C., Meiners W., Meng G.B., Battista R.J.S., Wissenbach K., Poprawe R. Densification behavior, microstructure evolution, and wear performance of selective laser melting processed commercially pure titanium. *Acta Mater.* 2012. Vol. 60. P. 3849—3860. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.04.006.
21. Shi X., Ma S., Liu C., Wu Q. Parameter optimization for Ti—47Al—2Cr—2Nb in selective laser melting based on geometric characteristics of single scan tracks. *Opt. Laser Technol.* 2017. Vol. 90. P. 71—79. DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.11.002.
22. Thomas M. Progress in the understanding of the microstructure evolution of direct laser fabricated TiAl. *Mater. Sci. Forum.* 2016. Vol. 879. P. 1939—1944. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.879.1939.
23. Casalino G., Campanelli S.L., Ludovico A.D. Laser-arc hybrid welding of wrought to selective laser melt stainless steel. *Inter. J. Adv. Manufact. Technol.* 2013. Vol. 68. P. 209—216. DOI: 10.1007/s00170-012-4721-z.
24. Gusarov A.V., Yadroitsev I., Bertrand P., Smurov I. Heat transfer modelling and stability analysis of selective laser melting. *Appl. Surf. Sci.* 2007. Vol. 254. P. 975—979. DOI: 10.1016/j.apsusc.2007.08.074.