



УДК 621.762

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-3-62-70>

Научная статья

Research article



Особенности получения образцов сплава TiNi методом СЛС из коммерческих порошков с повышенным содержанием кислорода

Э. М. Фарбер , Е. В. Борисов, А. А. ПоповичСанкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
Россия, 195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29 d.farber2010@yandex.ru

Аннотация. Аддитивные технологии, в частности метод селективного лазерного плавления (СЛС, или SLM), позволяют изготавливать изделия со сложной геометрией. С помощью СЛС можно эффективно расширить области применения никелида титана. Однако процесс СЛС является комплексным – множество факторов оказывают серьезное влияние на характеристики получаемого сплава. В процессе лазерной обработки материала в технологии СЛС происходит снижение содержания никеля в составе сплава за счет испарения, что может приводить к изменению температур мартенситных превращений. Регулирование данного влияния на результирующие характеристики сплава возможно за счет изменения параметров процесса СЛС. Цель работы состояла в разработке технологических режимов изготовления образцов из двух коммерческих порошков сплава TiNi методом СЛС и анализе факторов, влияющих на наличие дефектов в полученных образцах. При этом для снижения возможного испарения никеля в процессе печати применялись технологические режимы с невысокими значениями объемной плотности энергии. Исходные порошки исследованы на наличие примесей или иных факторов, влияющих на качество изготавливаемых образцов. В результате проведенного исследования для используемого порошка 1 разработан технологический режим А4, с помощью которого изготовлен бездефектный образец, плотность которого составила 6,45 г/см³. Установлено, что ни один из применяемых режимов не позволил получить бездефектный образец из порошка 2 ввиду наличия в нем большого количества примесей кислорода, в частности вторичной фазы Ti₄Ni₂O_x, приводящей к охрупчиванию и разрушению образцов. Следовательно, высокое содержание кислорода в исходных порошках отрицательно влияет на результаты изготовления образцов методом СЛС.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, сплав TiNi, никелид титана, примеси, дефекты, бездефектные образцы

Для цитирования: Фарбер Э.М., Борисов Е.В., Попович А.А. Особенности получения образцов сплава TiNi методом СЛС из коммерческих порошков с повышенным содержанием кислорода. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2024;18(3):62–70. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-3-62-70>

Features of obtaining TiNi alloy samples from commercial powders with high oxygen content using the SLM technique

E. M. Farber , E. V. Borisov, A. A. PopovichPeter the Great St. Petersburg Polytechnic University
29 Polytechnicheskaya Str., St. Petersburg 195251, Russia d.farber2010@yandex.ru

Abstract. Additive technologies, in particular selective laser melting (SLM), enable to manufacture the products with complex geometries. The SLM technique can help to effectively expand the titanium nickelide scope of application. However, SLM is a complex process – numerous factors significantly affect the characteristics of the resulting alloy. When the SLM technique

is used, as the material is subject to laser processing, the content of nickel in the alloy drops due to evaporation, which can lead to changes in the temperatures of martensitic transformations. This impact on the resulting alloy characteristics can be regulated by changing the parameters of the SLM process. The objective of our research was to develop the processing methods for manufacturing samples from two commercial TiNi alloy powders using the SLM technique and to analyze the factors causing defects in the obtained samples. At the same time, processing methods with low values of volumetric energy density were used to reduce possible evaporation of nickel during printing. The initial powders were examined for the presence of impurities or other factors affecting the quality of the manufactured samples. The processing method A4 that we have developed for powder 1 enables to obtain a defect-free sample with the density of 6.45 g/cm³. It was found that none of the processing methods used enabled to obtain a defect-free sample from powder 2 due to presence of a large amount of oxygen impurities, including in particular Ti₄Ni₂O_x secondary phase, which leads to embrittlement and destruction of the samples. Therefore, high content of oxygen in the initial powders has a negative impact on the quality of the samples manufactured using the SLM technique.

Keywords: selective laser melting, TiNi alloy, titanium nickelide, impurities, defects, defect-free samples

For citation: Farber E.M., Borisov E.V., Popovich A.A. Features of obtaining TiNi alloy samples from commercial powders with high oxygen content using the SLM technique. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2024;18(3):62–70.

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2024-3-62-70>

Введение

Никелид титана (TiNi) является одним из наиболее известных интеллектуальных материалов, за счет его возможности к проявлению эффекта памяти формы и сверхупругости, и активно используется в аэрокосмической и автомобильной отраслях, медицине, микроэлектронике и других областях науки и техники [1–5]. Аддитивные технологии, в частности метод селективного лазерного сплавления (СЛС), позволяют изготавливать изделия со сложной геометрией [6] и могут эффективно расширить области применения никелида титана. Однако процесс СЛС является комплексным, и множество факторов оказывают серьезное влияние на характеристики получаемого сплава.

Известно, что в процессе лазерной обработки материала по технологии СЛС происходит снижение содержания никеля в составе сплава за счет испарения ввиду разницы между температурами кипения никеля и титана: у никеля температура кипения составляет 2913 °С, в то время как у титана – 3287 °С [7–12]. Кроме того, у никеля более высокое парциальное давление, чем у титана, а следовательно, никель более летуч при повышенных температурах [7]. Установлено, что изменение содержания никеля в сплаве может приводить к изменению температур мартенситных превращений – основных показателей, характеризующих возможность проявления функциональных свойств сплава при определенных температурных условиях [13–15].

Регулирование данного влияния на результирующие характеристики сплава возможно за счет изменения параметров процесса СЛС – объемной плотности энергии (E) и определяющих ее факторов – скорости сканирования, дистанции между проходами лазера, мощности лазера и толщины слоя. Было выявлено, что при повышении величины E происходит рост испарения никеля в процессе СЛС [16–18]. При этом

в некоторых работах отмечается, что для получения плотных изделий из нитинола методом СЛС требуется объемная плотность энергии в среднем более 100 Дж/мм³ [3; 18–20]. В то же время в отдельных работах бездефектные образцы получали с меньшими значениями E [11; 21; 22]. Такой разброс значений объемной плотности энергии может говорить о влиянии качества исходного порошка (наличие в нем примесей или вторичных фаз) на характеристики получаемых изделий.

Исходя из вышесказанного цель работы заключалась в разработке технологических режимов изготовления образцов методом СЛС из двух коммерческих порошков сплава TiNi с повышенным содержанием кислорода и анализе факторов, влияющих на наличие дефектов в полученных образцах. При этом с целью снижения возможного испарения никеля в процессе печати использовались режимы с невысокими значениями объемной плотности энергии [17]. Исходные порошки были исследованы на предмет наличия примесей или иных факторов, влияющих на качество изготавливаемых образцов. Полученные результаты в перспективе позволят улучшить качество получаемых изделий и упростить подбор порошков сплава TiNi и разработку технологических режимов изготовления изделий из данных порошков.

Материалы и методы

В работе использовались два сферических порошка (соответственно 1 и 2) сплава TiNi коммерческих производителей сходного химического состава Ti₄₉Ni₅₁ (ат. %). Химический состав этих порошков представлен в табл. 1.

Для исследования изготавливались цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 60 мм. В табл. 2 представлены 4 режима их получения методом СЛС. С целью минимизации испарения никеля в процессе СЛС были выбраны режимы

Таблица 1. Химический состав (ат. %) исследуемых порошков

Table 1. Chemical composition (at. %) of the powders under study

Порошок	Ti	Ni	O	N	C
1	48,63	51,03	0,14	0,01	0,19
2	48,56	50,96	0,29	0,01	0,18

с низкими значениями объемной плотности энергии – $E < 100$ Дж/мм³. Изменение значений E реализовано путем варьирования скорости сканирования от большей величины к меньшей с шагом 175 мм/с. Мощность лазера, дистанция между проходами и толщина слоя были одинаковы для всех режимов. Для удобства при дальнейшем обсуждении результатов образцы, изготавливаемые по определенному режиму из порошка 1, будут маркироваться как A1/1, A2/1, A3/1, A4/1, а образцы из порошка 2 – A1/2, A2/2, A3/2, A4/2.

Процесс СЛС осуществлялся с помощью установки SLM280HL (SLM Solutions GmbH, Германия), оснащенной иттербиевым волоконным лазером с максимальной мощностью 400 Вт, длиной волны 1070 нм, минимальным диаметром лазерного луча 80 мкм и максимальной скоростью сканирования 15 м/с, и был реализован в инертной газовой атмосфере (аргон). Визуальный анализ и определение химического состава исходных порошков и полученных образцов выполнены с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) «Tescan Mira 3 LMU» (Tescan, Брно, Чехия) с модулем энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии «EDX X-max 80» (Oxford Instruments, Abingdon, Великобритания). Микроструктуру полученных образцов анализировали с помощью светового оптического микроскопа «Leica DMI 5000» (Leica Microsystems, Германия). Гранулометрический состав порошков оценивали с применением анализатора размеров частиц «Analysette 22 NanoTec» (Fritsch, Германия). Фазовый состав исходного порошка и полученных образцов определяли с помощью рентгеновского дифрактометра «Bruker D8 Advance» (Bruker, Бремен, Германия).

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлен гранулометрический состав исследуемых порошков. Объемные доли распределения для порошка 1 – $d_{10} = 28,7$ мкм, $d_{50} = 48,1$ мкм, $d_{90} = 76,5$ мкм, для порошка 2 – $d_{10} = 15,1$ мкм, $d_{50} = 29$ мкм, $d_{90} = 52,6$ мкм.

На рис. 2 приведены СЭМ-изображения изучаемых порошков.

На рис. 3 показаны образцы, изготовленные из порошка 1 по различным технологическим режимам, на рис. 4 – образцы из порошка 2. Из рис. 3 видно, что образцы, изготовленные при меньшей объемной плотности энергии (A1/1, A2/1), обладают множественными дефектами – трещинами. Увеличение E за счет снижения скорости сканирования привело сначала к уменьшению количества визуально определяемых трещин (образец A3/1), а при достижении $E = 90$ Дж/мм³ (образец A4/1) трещин визуальным осмотром не обнаружено. Плотность полученного образца A4/1 составила 6,45 г/см³. Содержание никеля в бездефектном образце A4/1 (50,85 ат. %) снизилось на 0,18 ат. % по сравнению с исходным порошком 1. Данные результаты в целом согласуются с ранее полученными в работе [17].

Образцы из порошка 2, которые были изготовлены на режимах с низкой объемной плотностью

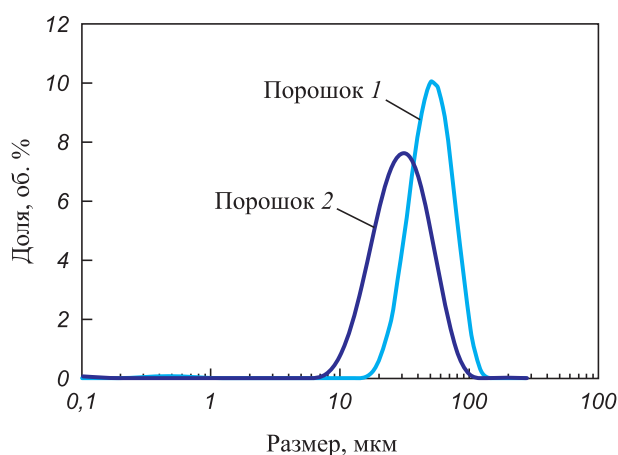


Рис. 1. Гранулометрический состав исследуемых порошков

Fig. 1. Granulometric composition of the powders under study

Таблица 2. Технологические режимы изготовления образцов

Table 2. Processing methods for manufacturing samples

Режим	Мощность, Вт	Скорость сканирования, мм/с	Дистанция между проходами лазера, мм	Толщина слоя, мм	Объемная плотность энергии, Дж/мм ³
A1	200	1450	0,08	0,03	57
A2	200	1275	0,08	0,03	65
A3	200	1100	0,08	0,03	75
A4	200	925	0,08	0,03	90

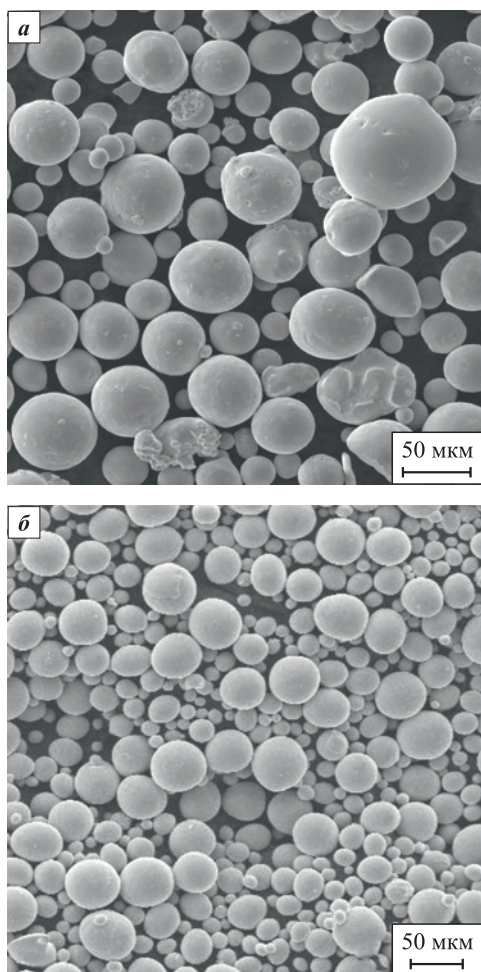


Рис. 2. СЭМ-изображения используемых порошков

a – порошок 1, *б* – порошок 2

Fig. 2. SEM images of the powders used

a – powder 1, *б* – powder 2

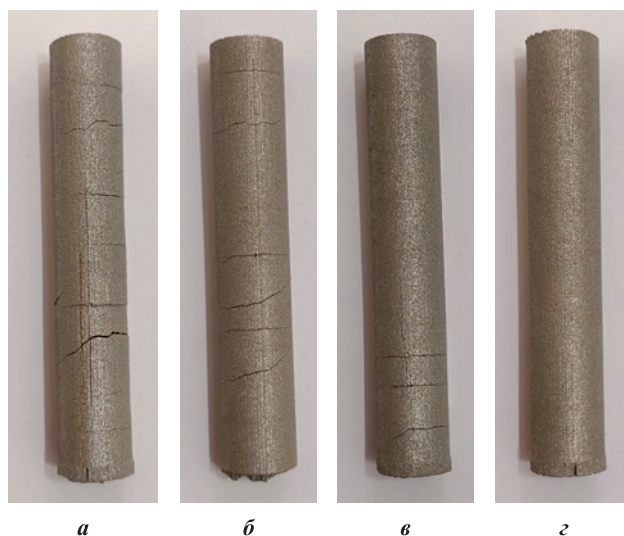


Рис. 3. Образцы, изготовленные из порошка 1

a – A1/1, *б* – A2/1, *в* – A3/1, *г* – A4/1

Fig. 3. Samples made from powder 1

a – A1/1, *б* – A2/1, *в* – A3/1, *г* – A4/1

энергии, сильно деформированы и частично разрушены (см. рис. 4). Увеличение E привело к снижению уровня деформации, однако даже при $E = 90$ Дж/мм³ (образец A4/2) наблюдаются множественные трещины по всей длине образца.

Наличие большого количества трещин в образцах связано, в первую очередь, с особенностями процесса СЛС, а именно с остаточными напряжениями, вызываемыми высоким температурным градиентом в процессе изготовления образцов из-за быстрого нагрева, плавления и, далее, быстрого охлаждения и затвердевания материала, а также с возможным наличием



Рис. 4. Образцы, изготовленные из порошка 2

a – A1/2, *б* – A2/2, *в* – A3/2, *г* – A4/2

Fig. 4. Samples made from powder 2

a – A1/2, *б* – A2/2, *в* – A3/2, *г* – A4/2

дефектов – микропор [23–25]. Увеличение скорости сканирования в процессе изготовления образцов обуславливает ожидаемое снижение объемной плотности энергии. Недостаточная плотность энергии ведет к появлению микропор и несплошностей в структуре образца из-за недостаточного размера расплавленной ванны и наличия нерасплавленных частиц порошка [3]. Указанные дефекты являются концентраторами напряжений и способствуют активному развитию трещин в образцах. Подобное явление отмечается для образцов, изготовленных из порошка 1. При использовании режима A1 со скоростью сканирования 1450 мм/с наблюдается большое количество трещин на всей площади образца, а при снижении скорости сканирования до 925 мм/с трещины визуальным образом не обнаруживаются.

На рис. 5 представлена микроструктура образцов, изготовленных из порошка 2, с различными дефектами. Видны множественные трещины как по краям образца (рис. 5, а и б), так и проходящие насквозь через весь образец (рис. 5, в), толщиной до 200 мкм. Кроме того, наблюдаются сферические и несферические поры различного размера (иногда более 100 мкм). Некоторые трещины проходят и распространяются через поры (рис. 5, а и б).

Образцы, изготовленные из порошка 2, претерпели крайне сильные деформации, что говорит о существовании дополнительных факторов влияния на трещинообразование, помимо скорости сканирования. Одной из предполагаемых причин может являться наличие большого количества кислорода в исходном порошке 2 (больше, чем в порошке 1), который может присутствовать в том числе в формате вторичной фазы $Ti_4Ni_2O_x$. В исследуемом порошке 2 содержание кислорода изначально было в 2 раза больше, чем в порошке 1. Вторичная фаза $Ti_4Ni_2O_x$ представляет собой фазу Ti_2Ni с кислородом в твердом растворе. Наличие данной фазы отрицательно сказывается на сплаве и может приводить к охрупчиванию и разрушению образцов [26; 27]. Отмечалось [28], что первоначальное появление трещин происходит именно во вторичной фазе $Ti_4Ni_2O_x$. Соответственно, содержание большого количества данной фазы в составе исходного порошка может приводить к усилению растрескивания при создании образцов. Возможен и другой вариант, когда наличие большого количества кислорода способствует формированию данных вторичных фаз уже в процессе изготовления образцов.

Для более четкого определения причин был подготовлен шлиф порошка 2. На рис. 6 представлены

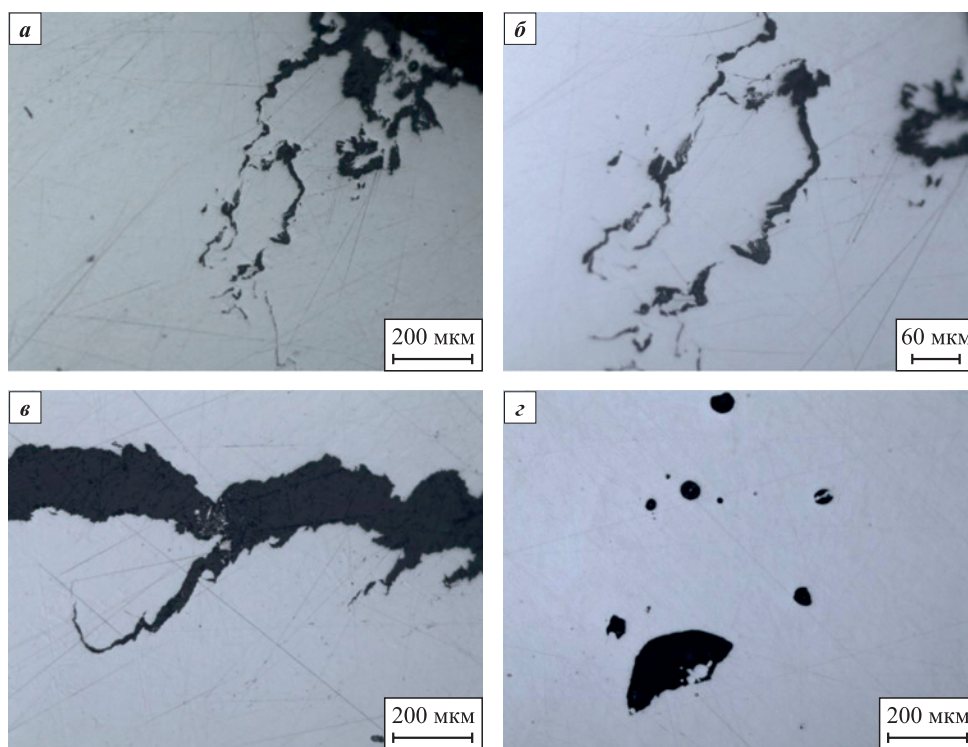


Рис. 5. Дефекты в образцах, изготовленных из порошка 2 методом СЛС

а – трещины и поры с краю образца; б – трещины, проходящие через поры;
в – трещина, пересекающая всю толщу образца, з – сферические поры

Fig. 5. Defects in the samples made from powder 2 using the SLM technique

а – cracks and pores at the edge of the sample; б – cracks penetrating through pores;
в – crack running through the entire thickness of the sample, з – spherical pores

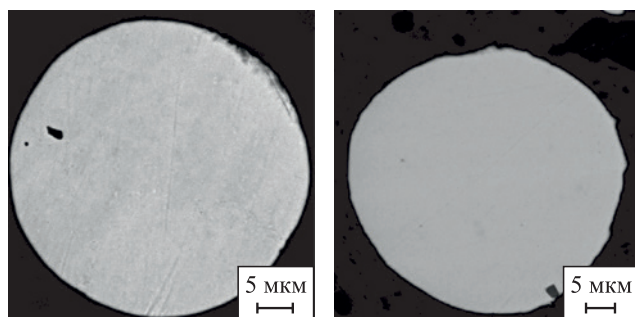


Рис. 6. СЭМ-изображения с большим увеличением в режиме BSE частиц порошка 2 с наличием включений – вторичных фаз

Fig. 6. SEM image at high magnification of powder particles 2 in the BSE mode with inclusions – secondary phases

СЭМ-изображения частиц порошка 2 с большим увеличением. Хорошо видно, что в частицах имеются темные вкрапления, которые могут быть вторичными фазами $Ti_4Ni_2O_x$.

На рис. 7 приведены результаты рентгенофазового анализа порошка 2 и изготовленного из него образца.

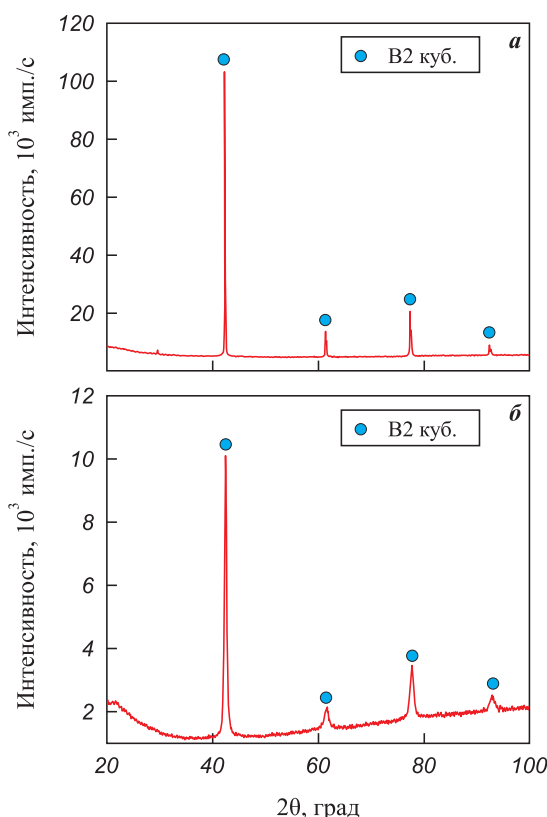


Рис. 7. Рентгеновские дифрактограммы

а – порошок 2

б – образец, изготовленный из порошка 2 методом СЛС

Fig. 7. X-ray diffraction patterns

а – powder 2

б – sample made from powder 2 using the SLM technique

Таблица 3. Содержание кислорода в образцах

Table 3. Oxygen content in the samples

Образец	Содержание кислорода, ат. %
A4/1	0,26
A4/2	0,40

На рентгенограмме образца (рис. 7, б) наблюдается уширение линий В2-фазы в несколько раз, в сравнении с исходным порошком. Причина данного уширения заключается в увеличении плотности дислокаций и микронапряжений. Вторичные фазы в составе как порошка, так и образца не были обнаружены. Это может свидетельствовать о крайне малом содержании указанных фаз $Ti_4Ni_2O_x$ в составе как порошка 2, так и образцов из него, – ниже предела чувствительности используемого метода исследований. При этом, из-за уширения линий В2-фазы, координаты всех искомым линий $Ti_4Ni_2O_x$ (39,0, 41,4 и 45,2) лежат на подложке пика (110) В2. Можно предположить, что в составе образца имеется указанная вторичная фаза $Ti_4Ni_2O_x$, но ее обнаружение затруднено.

В целом, исходя из полученных результатов, можно с уверенностью утверждать, что повышенное содержание кислорода в исходном порошке отрицательно сказывается на качестве получаемых образцов, в особенности при их изготовлении с низкими значениями объемной плотности энергии. Для подтверждения данного вывода было проведено исследование химического состава образцов А4/1 и А4/2 на предмет содержания кислорода. Результаты представлены в табл. 3. Установлено, что содержание кислорода в образце А4/2 составило 0,4 ат. %, что на 0,14 ат. % больше, чем в образце А4/1. Уровень кислорода в образцах выше, чем в порошке, что связано с захватом кислорода в процессе изготовления образцов методом СЛС. Можно отметить, что при использовании одного и того же режима А4 при условии большего содержания кислорода как в исходном порошке, так и в изготовленном образце, образец из порошка 1 был получен без дефектов, а из порошка 2 – с большим количеством трещин. Соответственно, подтверждается влияние содержания кислорода на наличие дефектов в образцах, изготавливаемых методом СЛС.

Выводы

1. По результатам отработки режимов можно отметить, что для используемого порошка 1 режимом, позволяющим получить бездефектный образец, является режим А4. Плотность полученного образца А4/1 составила 6,45 г/см³. Режимы с меньшей объемной плотностью энергии не позволяют получать бездефектные образцы из порошка 1.

2. Ни один из применяемых режимов не позволил получить бездефектный образец из порошка 2. Возможно, что для получения бездефектных образцов из данного порошка требуются режимы с большими значениями объемной плотности энергии.

3. Наличие большого количества примесей кислорода в порошке 2 является одним из факторов, не позволившим получить бездефектные образцы при использовании указанных режимов изготовления. Это связано с присутствием в составе порошка второй фазы $Ti_4Ni_2O_x$, приводящей к охрупчиванию и разрушению образцов. То есть повышенное содержание кислорода в исходных порошках отрицательно влияет на качество образцов, изготавливаемых методом СЛС.

4. Исследование микроструктуры образцов, полученных из порошка 2, показало наличие сферических и несферических пор и трещин различных размеров. Установлено, что трещины распространяются непосредственно через обнаруженные поры.

Список литературы / References

- Horvay K., Schade C. Development of nitinol alloys for additive manufacturing. In: *Contributed papers from materials science and technology*. USA, Ohio, Columbus: Greater Columbus Convention Center, 2018. P. 63–70. https://doi.org/10.7449/2018mst/2018/mst_2018_63_70
- Borisov E., Starikov K., Popovich A., Tihonovskaya T. Investigation of the possibility of tailoring the chemical composition of the NiTi alloy by selective laser melting. *Metals (Basel)*. 2021;11(9):1–11. <https://doi.org/10.3390/met11091470>
- Chernyshikhin S.V., Pelevin I.A., Karimi F., Shishkovsky I.V. The study on resolution factors of LPBF technology for manufacturing superelastic NiTi endodontic files. *Materials (Basel)*. 2022;15(19):6556. <https://doi.org/10.3390/ma15196556>
- Chernyshikhin S.V., Panov D.V., Van Tuan T., Ozherelkov D.Y., Sheremetyev V.A., Shishkovsky I.V. Laser polishing of nickel-titanium shape memory alloy produced via laser powder bed fusion. *Metals and Materials International*. 2023;29(10):3024–3038. <https://doi.org/10.1007/s12540-023-01432-8>
- Dadbakhsh S., Speirs M., Kruth J.P., Van Humbeeck J. Influence of SLM on shape memory and compression behaviour of NiTi scaffolds. *CIRP Annals*. 2015;64(1):209–212. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2015.04.039>
- Ehsan Saghaian S., Nematollahi M., Toker G., Hinojos A. Effect of hatch spacing and laser power on microstructure, texture, and thermomechanical properties of laser powder bed fusion (L-PBF) additively manufactured NiTi. *Optics & Laser Technology*. 2022;149:107680. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2021.107680>
- Elahinia M., Moghaddam N.S., Andani M.T., Amerinatanzi A., Bimber B.A., Hamilton R.F. Fabrication of NiTi through additive manufacturing: A review. *Progress in Materials Science*. 2016;83(12):630–663. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2016.08.001>
- Farber E., Zhu J.-N., Popovich V.A. A review of NiTi shape memory alloy as a smart material produced by additive manufacturing. *Materials Today: Proceedings*. 2020;30:761–767. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.01.563>
- Jalali M., Mohammadi K., Movahhedy M.R., Karimi F., Sadrnezhaad S.K., Chernyshikhin S.V., Shishkovsky I.V. SLM additive manufacturing of NiTi porous implants: A review of constitutive models, finite element simulations, manufacturing, heat treatment, mechanical, and biomedical studies. *Metals and Materials International*. 2023;29(9):2458–2491. <https://doi.org/10.1007/s12540-023-01401-1>
- Kai W.Y., Chang K.C., Wu H.F., Chen S.W., Yeh A.C. Formation mechanism of NiTi4O in NiTi shape memory alloy. *Materialia*. 2019;5:100194. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2018.100194>
- Kang G., Song D. Review on structural fatigue of NiTi shape memory alloys: Pure mechanical and thermo-mechanical ones. *Theoretical and Applied Mechanics Letters*. 2015;5(6):245–254. <https://doi.org/10.1016/j.taml.2015.11.004>
- Ma J., Franco B., Tapia G., Karayagiz K., Johnson L., Liu J., Arroyave R., Karaman I., Elwany A. Spatial control of functional response in 4D-printed active metallic structures. *Scientific Reports*. 2017;7(1):46707. <https://doi.org/10.1038/srep46707>
- Mahmoudi M., Tapia G., Franco B., Ma J., Arroyave R., Karaman I., Elwany A. On the printability and transformation behavior of nickel-titanium shape memory alloys fabricated using laser powder-bed fusion additive manufacturing. *Journal of Manufacturing Processes*. 2018;35:672–680. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.037>
- Meier H., Haberland C., Frenzel J. Structural and functional properties of NiTi shape memory alloys produced by Selective Laser Melting. In: *Innovative developments in virtual and physical prototyping: Proc. of the 5th Inter. Conf. on advanced research in virtual and rapid prototyping* (Leiria, Portugal, 28 Sept.–1 Oct. 2011). London: CRC Press, 2011. P. 291–296. <https://doi.org/10.1201/b11341-47>
- Мельникова М.А., Колчанов Д.С., Мельников Д.М. Селективное лазерное плавление: применение и особенности формирования трехмерных конструктивных технологических элементов. *Фотоника*. 2017;(2):42–49. <https://doi.org/10.22184/1993-7296.2017.62.2.42.49>
- Melnikova M.A., Melnikov D.M., Kolchanov D.S. Selective laser melting: Application and formation features of three-dimensional structural engineering elements. *Photonics Russia*. 2017;(2):42–49. <https://doi.org/10.22184/1993-7296.2017.62.2.42.49>
- Mentz J., Bram M., Buchkremer H.P., Stöver D. Improvement of mechanical properties of powder metallurgical NiTi shape memory alloys. *Advanced Engineering Materials*. 2006;8(4):247–252. <https://doi.org/10.1002/adem.200500258>

17. Mentz J., Frenzel J., Wagner M.F.X., Neuking K., Egge-
ler G., Buchkremer H.P., Stöver D. Powder metallurgical
processing of NiTi shape memory alloys with elevated
transformation temperatures. *Materials Science and Engi-
neering: A*. 2008;491(1–2):270–278.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.01.084>
18. Mohd Jani J., Leary M., Subic A., Gibson M.A. A review
of shape memory alloy research, applications and oppor-
tunities. *Materials & Design*. 2014;56:1078–1113.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.11.084>
19. Parvizi S., Hashemi S.M., Asgarinia F., Nematollahi M.,
Elahinia M. Effective parameters on the final properties
of NiTi-based alloys manufactured by powder metal-
lurgy methods: A review. *Progress in Materials Science*.
2021;117:100739.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100739>
20. Saedi S., Moghaddam N.S., Amerinatanzi A., Elahi-
nia M., Karaca H.E. On the effects of selective laser
melting process parameters on microstructure and ther-
momechanical response of Ni-rich NiTi. *Acta Materialia*.
2018;144:552–560.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.10.072>
21. Saedi S., Saghaian S.E., Jahadkbar A., Moghaddam N.S.,
Taheri Andani M., Saghaian S.M., Lu Y.C., Elahinia M.,
Karaca H.E. Shape memory response of porous NiTi
shape memory alloys fabricated by selective laser melt-
ing. *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*.
2018;29(4):1–12.
<https://doi.org/10.1007/s10856-018-6044-6>
22. Safaei K., Abedi H., Nematollahi M., Kordizadeh F., Dab-
baghi H., Bayati P., Javanbakht R., Jahadkbar A., Elahin-
ia M., Poorganji B. Additive manufacturing of NiTi shape
memory alloy for biomedical applications: Review of the
LPBF process ecosystem. *JOM: The Journal of the Mine-
rals, Metals & Materials*. 2021;73(12):3771–3786.
<https://doi.org/10.1007/s11837-021-04937-y>
23. Song B., Zhao X., Li S., Han C., Wei Q., Wen S., Liu J.,
Shi Y. Differences in microstructure and properties be-
tween selective laser melting and traditional manufactur-
ing for fabrication of metal parts: A review. *Frontiers of
Mechanical Engineering*. 2015;10(2):111–125.
<https://doi.org/10.1007/s11465-015-0341-2>
24. Wang X., Kustov S., Humbeeck J. Van. A short review on
the microstructure, transformation behavior and functional
properties of NiTi shape memory alloys fabricated by se-
lective laser melting. *Materials (Basel)*. 2018;11(9):1683.
<https://doi.org/10.3390/ma11091683>
25. Zhang C., Ozcan H., Xue L., Atli K.C., Arróyave R., Kara-
man I., Elwany A. On the effect of scan strategies on the
transformation behavior and mechanical properties of ad-
ditively manufactured NiTi shape memory alloys. *Journal
of Manufacturing Processes*. 2022;84:260–271.
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.09.051>
26. Zhang Y., Attarilar S., Wang L., Lu W., Yang J., Fu Y.
A review on design and mechanical properties of additively
manufactured NiTi implants for orthopedic applications.
International Journal of Bioprinting. 2021;7(2):1–28.
<https://doi.org/10.18063/ijb.v7i2.340>
27. Логачева А.И., Сентюрин Ж.А., Логачев И.А. Адди-
тивные технологии производства ответственных из-
делий из металлов и сплавов (обзор). *Перспективные
материалы*. 2015;5:5–15.
Logacheva A.I., Sentyurina Zh.A., Logachev I.A. Addi-
tive manufacturing technology responsible products from
metals and alloys (review). *Perspektivnye Materialy*.
2015;5:5–15. (In Russ.).
28. Штин В.И., Новиков В.А., Чойнзонов Е.Л., Мар-
ченко Е.С., Стахеева М.Н., Кучерова Т.Я., Мень-
шиков К.Ю., Черемисина О.В., Грибова О.В. Эн-
допротезирование стенок орбиты имплантатами из
никелида титана в онкологической практике: ас-
пекты течения репаративных процессов и возмож-
ность управления последними. *Вопросы онкологии*.
2023;69(2):259–267.
<https://doi.org/10.37469/0507-3758-2023-69-2-259-267>
Shtin V.I., Novikov V.A., Choyzonov E.L., Marchen-
ko E.S., Stakheyeva M.N., Kucherova T.Ya., Menshi-
kov K.Yu., Cheremisina O.V., Gribova O.V. Orbital wall
reconstruction with titanium nickelide implants in can-
cer patients: characteristics of reparative processes and
the potential for their management *Voprosy Onkologii*.
2023;69(2):259–267. (In Russ.).
<https://doi.org/10.37469/0507-3758-2023-69-2-259-267>

Сведения об авторах



Information about the Authors

Эдуард Михайлович Фарбер – инженер лаборатории «Синтез новых материалов и конструкций» Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого (СПбПУ)

ORCID: 0009-0007-8830-9887

E-mail: d.farber2010@yandex.ru

Евгений Владиславович Борисов – к.т.н., вед. науч. сотрудник лаборатории «Синтез новых материалов и конструкций» СПбПУ

ORCID: 0000-0003-2464-6706

E-mail: evgenii.borisov@icloud.com

Анатолий Анатольевич Попович – д.т.н., профессор, директор Института машиностроения, материалов и транспорта СПбПУ

ORCID: 0000-0002-5974-6654

E-mail: popovicha@mail.ru

Eduard M. Farber – Engineer of the Laboratory “Synthesis of new materials and structures”, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University (SPbPU)

ORCID: 0009-0007-8830-9887

E-mail: d.farber2010@yandex.ru

Evgenii V. Borisov – Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher of the Laboratory “Synthesis of new materials and structures”, SPbPU

ORCID: 0000-0003-2464-6706

E-mail: evgenii.borisov@icloud.com

Anatoly A. Popovich – Dr. Sci. (Eng.), Professor, Director of the Institute of Machinery, Materials and Transport, SPbPU

ORCID: 0000-0002-5974-6654

E-mail: popovicha@mail.ru

Вклад авторов



Contribution of the Authors

Э. М. Фарбер – проведение экспериментов, обработка полученных результатов, написание текста статьи, участие в обсуждении результатов.

Е. В. Борисов – планирование экспериментов, изготовление образцов, участие в обсуждении результатов.

А. А. Попович – концептуализация идеи, определение цели работы и ее задач, участие в обсуждении результатов.

E. M. Farber – performing experiments, processing the obtained results, article writing, participating in the discussion of the results.

E. V. Borisov – planning the experiments, fabricating samples, participating in the discussion of the results.

A. A. Popovich – conceptualizing the idea, determining the purpose and objectives of the work, participating in the discussion of the results.

Статья поступила 26.06.2023 г.

Доработана 19.01.2024 г.

Принята к публикации 23.01.2024 г.

Received 26.06.2023

Revised 19.01.2024

Accepted 23.01.2024