

Научная статья

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов (технические науки)

УДК 669-1

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.014

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И ТВЁРДОСТЬ СПЛАВА ЭП648 ПОСЛЕ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

Екатерина Александровна Носова^{1†}, Андрей Владимирович Балякин²,
Максим Андреевич Олейник³

^{1, 2, 3} Самарский университет, Московское шоссе, 34, 443086, Самара, Россия

¹ eanosova@mail.ru[†], <https://orcid.org/0000-0002-5490-3235>

² balaykinav@ssau.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1558-1034>

³ oleynik1997@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-3837-5396>

Аннотация. Методом прямого лазерного выращивания получены образцы из жаропрочного сплава на никелевой основе ЭП648. Проведён отжиг при температуре 1180 °С в течение 4 часов. Измерена твёрдость, выполнен оптический микроструктурный анализ, рентгенографический анализ. Установлено, что прямое лазерное выращивание образцов из сплава ЭП648 приводит к формированию структуры с сильным рефлексом в области угла интерференции $2\theta=51^\circ$, который может принадлежать твёрдому раствору легирующих элементов в никеле, а также фазе Ni_3Cr_2 . Наблюдаются пики в области углов интерференции $2\theta<40^\circ$, которые могут принадлежать соединению Ni_2Cr , частицы этой фазы слабо различимы на изображениях оптической металлографии. Проведение отжига в образцах по указанному режиму приводит к повышению твёрдости от 19 ± 4 HRC до $34\pm 0,3$ HRC. В результате проведения отжига происходит появление пиков в области угла интерференции $2\theta=43^\circ$ и 75° , что вероятно для твёрдого раствора на основе никеля и фазы Ni_3Cr_2 . При этом сохраняется ГЦК решётка со значительным превышением периода решётки по сравнению с чистым никелем и присутствие фазы Ni_2Cr . Положение и высота пиков на малых углах интерференции $2\theta<40^\circ$ не изменяется.

Ключевые слова: аддитивное производство, прямое лазерное выращивание, жаропрочный сплав, термообработка, микроструктура, твердость, рентгеноструктурный анализ.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства по теме: «Организация высокотехнологичного производства промышленных ГТД с интеллектуальной системой конструкторско-технологической подготовки для повышения функциональных характеристик» (Соглашение о предоставлении гранта № 075-11-2021-042 от 24.06.2021 г.).

Для цитирования: Носова Е.А., Балякин А.В., Олейник М.А. Исследование влияния отжига на микроструктуру и твёрдость сплава ЭП648 после прямого лазерного выращивания // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2023. Т. 20, № 1. С. 115–122. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.014.

Original article

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF ANNEALING ON THE MICROSTRUCTURE AND HARDNESS OF THE EP648 ALLOY AFTER DIRECT METAL DEPOSITION

Ekaterina A. Nosova^{1†}, Andrey V. Balyakin², Maxim A. Oleynik³

^{1, 2, 3} Samara University, Moskovskoye shosse, 34, Samara, 443086, Russia

¹ eanosova@mail.ru[†], <https://orcid.org/0000-0002-5490-3235>

² balaykinav@ssau.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1558-1034>

³ oleynik1997@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-3837-5396>

Abstract. Samples of Ni-based super alloy EP648 are received by the method of direct metal deposition. Annealing at temperature 1180 °C during 4 hours is provided. Measurements of hardness, optical metallography, X-

Ray analysis are carried out. It was found that direct metal deposition of samples from Ni-based super alloy EP648 lead to the formation of a structure with a strong reflection in the region of the interference angle $2\theta=51^\circ$, which may belong to a solid solution of alloying elements in nickel, as well as to the phase Ni_3Cr_2 . Peaks are observed in the region of interference angles $2\theta<40^\circ$, which may belong to the phase Ni_2Cr , the particles of this phase are hardly distinguishable in the images of optical metallography. Annealing of the samples at indexed mode leads to hardness increasing from 19 ± 4 HRC to 34 ± 0.3 HRC. The peaks appear in the region of the interference angle $2\theta=43^\circ$ and 75° as a result of annealing, what is likely for the nickel-based solid solution and the phase Ni_3Cr_2 . The face-centered cubic structure is revealed, high value of lattice period is saving; presence of the phase Ni_2Cr is found. Position and height of peaks at small interference angles $2\theta<40^\circ$ does not change.

Keywords: additive producing, direct metal deposition, super alloy, heat treatment, microstructure, hardness, X-Ray analysis.

Acknowledgements: The work was carried out with the financial support of the Ministry of Education and Science of Russia as part of the implementation of a comprehensive project to create a high-tech production on the topic: «Organization of high-tech production of industrial gas turbine engines with an intelligent system of design and technological training to improve functional characteristics» (Grant Agreement No. 075-11-2021-042 dated 06/24/2021).

For citation: Nosova, E. A., Balyakin, A. V. & Oleinik, M. A. (2023). Investigation of the effect of annealing on the microstructure and hardness of the EP648 alloy after direct metal deposition. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 20(1), 115–122. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.014.

Введение

В настоящее время аддитивные технологии нашли свое место в заготовительном производстве деталей из труднообрабатываемых жаропрочных материалов, поскольку являются альтернативой для получения изделий сложной оптимизированной формы с минимальными расходами на постобработку [1, 2].

Оптимизация форм и размеров приводит к необходимости получения изделий облегченной массы за счёт уменьшения толщины стенок, выполнения отверстий сложной конфигурации. Это приводит к проблеме изменения геометрии и свойств полученных изделий, особенно тонкостенных, при удалении с подложки [1, 3-5]. Для достижения этой цели логичным и целесообразным видится применение термической постобработки [6, 7]. Жаропрочные сплавы на никелевой основе не являются исключением из этой тенденции [8-11]. В связи с тем, что они, как правило, обладают плохой обрабатываемостью резанием, необходимо решать вопросы, связанные с постобработкой: получением необходимой геометрии и шероховатости поверхности. Снижение твёрдости отжигом, как правило, позволяет улучшить обрабатываемость резанием. Никелевые жаропрочные сплавы имеют высокую концентрацию легирующих элементов, которые при традиционной схеме получения изделий литьем или обработкой давлением выделяются в виде структур, близ-

ких к равновесным. Но, при получении никелевых жаропрочных сплавов в виде порошков для аддитивного производства методом распыления или газовой атомизации в них формируется неравновесная структура пересыщенного твёрдого раствора из-за мгновенной кристаллизации. Последующий неравномерный нагрев объёмов сплава за счёт воздействия лазера при прямом лазерном выращивании (ПЛВ), в изделиях формируются остаточные напряжения, приводящие к искажению формы тонкостенных изделий типа турбинных лопаток и крыльчаток при удалении их с платформы [12]. Кроме того, изменяются механические свойства [13]. Наиболее часто для устранения остаточных напряжений или снижения их уровня в большинстве металлических сплавов применяют отжиг. Это позволяет не только успешно и эффективно производить постобработку, но и создавать, при необходимости, покрытия.

Целью исследования было изучить влияние отжига на микроструктуру, фазовый состав, твёрдость жаропрочного сплава на никелевой основе ЭП648.

Методика и материалы

Образцы были получены из металлического порошка жаропрочного сплава ЭП648 (ХН50ВМТЮБ), типичный химический состав которого представлен в таблице 1.

Образцы были выращены на установке прямого лазерного выращивания (ПЛВ) по режиму: мощность лазерного излучения – 2000 Вт; скорость сплавления – 25 мм/с; диаметр пучка лазера – 2,5 мм.

Образцы в виде параллелепипедов с размерами: 120x20x30 мм были изготовлены согласно ГОСТ Р 57556–2017 (Материалы для аддитивных технологических процессов. Методы контроля и испытаний). Схематичное изображение образцов представлено на рис.1.

Таблица 1 Массовая доля элементов в сплаве ЭП648 (ТУ 14-1-1072-74)

Table 1. Chemical composition of alloy EP648 (TU 14-1-1072-74)

| Массовая доля элементов, % | | | | | | | | | | | | | | |
|----------------------------|-------|---------|---------|---------|---------|---------|----|------|------|------|-------|--------|--------|-------|
| Ni | Cr | W | Mo | V | Ti | Al | Fe | C | Si | Mn | Ce | B | P | S |
| основа | 32-35 | 4,3-5,3 | 2,3-3,3 | 0,5-1,1 | 0,5-1,1 | 0,5-1,1 | <4 | <0,1 | <0,4 | <0,5 | <0,03 | <0,008 | <0,015 | <0,01 |

Образцы были выращены на установке прямого лазерного выращивания (ПЛВ) по режиму: мощность лазерного излучения – 2000 Вт; скорость сплавления – 25 мм/с; диаметр пучка лазера – 2,5 мм. Схема установки прямого лазерного выращивания представлена на рис.2.

Из выращенных образцов отрезались заготовки с размерами 15x20x20 мм, как показано на рис.1.

При изготовлении образцов резку проводили с использованием смазывающе-охлаждающей жидкости во избежание перегрева и прижогов материала.

Термообработку проводили по следующему режиму: нагрев до температуры 1180 °С в муфельной печи, выдержка 4 часа, охлаждение вместе с печью.

Микроструктуру изучали на поверхности, полученной в результате резания с помощью оптического микроскопа МЕТАМ ЛВ-34. Травление для выявления характерной структуры

проводили составом: 100 см³ HCl, 5 см³ H₂SO₄, 20 г CuSO₄ × 5H₂O, 80 см³ H₂O.

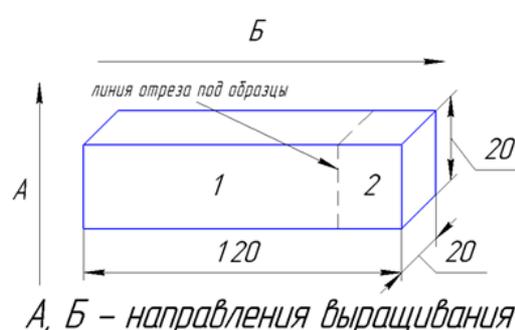


Рис.1. Форма и размеры образца, полученного в результате ПЛВ (размеры указаны после отделения от платформы построения)

Fig.1. Shape and sizes of the sample received by directed laser metal sedimentation

Изменение фазового состава изучали с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 в медном Cu-α-излучении.

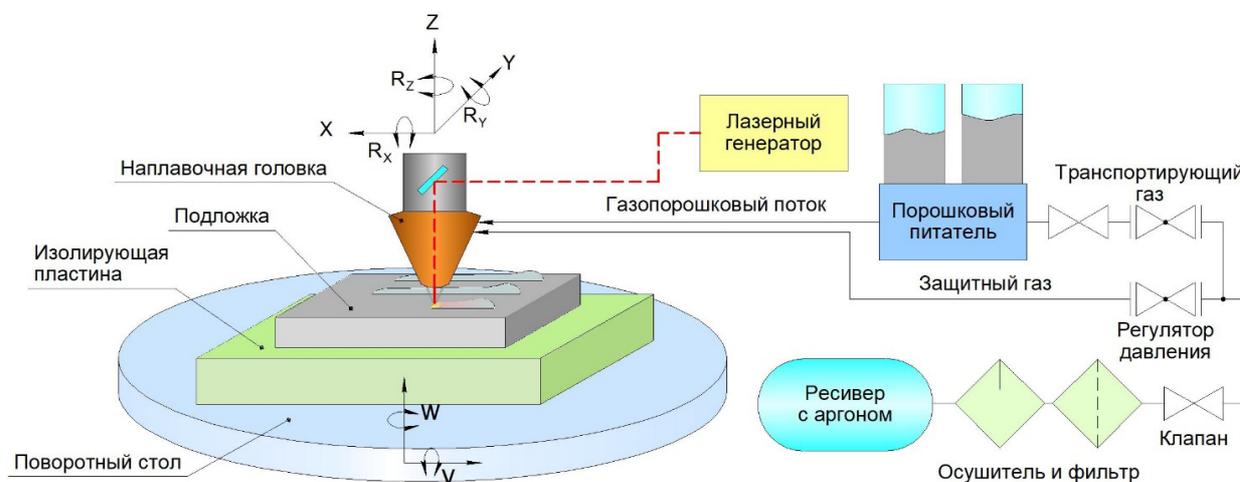


Рис.2. Схема установки прямого лазерного выращивания

Fig.2. Scheme of equipment for the directed laser metal sedimentation

Результаты и обсуждение

Проведение отжига приводит к повышению твёрдости от 19 ± 4 HRC до $34 \pm 0,3$ HRC.

На рис.3 представлена макроструктура образцов из сплава ЭП648 до и после термообработки.

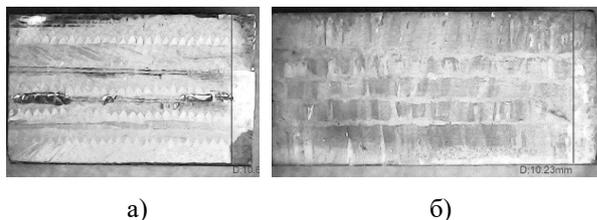


Рис.3 Макроструктура образцов из сплава ЭП648 после ПЛВ (а) и отжига (б)

Fig.3. Macrostructure of alloy EP648 samples after DMD (a) and annealing (b)

Макроструктура образцов представляет собой чередование слоёв металла, полученное в результате последовательного наслоения частиц порошка, переходящих в слои.

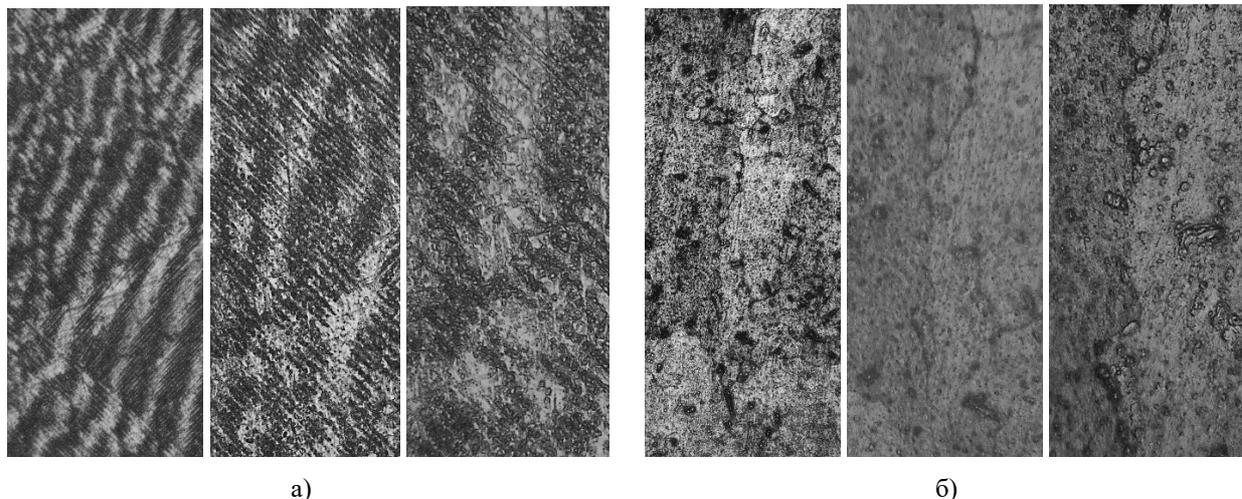


Рис.4. Микроструктура образцов из сплава ЭП648 после ПЛВ: а) без термообработки, б) после отжига, при увеличении слева направо 200, 400 и 650 крат

Fig.4. Microstructure of alloy EP648 samples after DMD: a) before annealing, b) after annealing, magnitude from left to right 200, 400 and 650

Линия плоскости (111) в образце без термообработки в области угла $2\theta = 44^\circ$ имеет очень слабую интенсивность, а для плоскости (220) в области угла $2\theta = 75^\circ$ не превышает уровня фона. В исследованиях [6-13], связанных с изучением структуры и свойств никелевых жаропрочных сплавов с содержанием 18-22 % Cr, на образцах полученных аддитивными методами, на представленных дифрактограм-

Анализ изображений микроструктуры, представленных на рис.4 показывает, что зёрнистая структура и структура слоя между собой не совпадают: зерна из одного слоя могут переходить в соседний слой. В микроструктуре образца, прошедшего термическую обработку, наблюдаются тёмные включения, которые незаметны в структуре выращенных образцов без термообработки.

На рис.5 представлены результаты рентгеноструктурного анализа образцов после выращивания и отжига, а также данные интерференции чистого никеля и фазы Ni_3Cr_2 . Как видно, для углов интерференции $2\theta < 40^\circ$, линии соответствующие ожидаемым веществам Ni и Ni_3Cr_2 , не обнаружены. Кроме того, указанные вещества имеют близкие значения углов интерференции рентгеновских линий. Самый высокий пик в образце после выращивания до отжига располагается в области угла $2\theta = 51^\circ$, он может принадлежать плоскости (200) чистого никеля и плоскости (200) соединения Ni_3Cr_2 .

мак наблюдается смещение первых линий интерференции твёрдого раствора на основе никеля на $0,5..1,5^\circ$ влево по шкале 2θ . Смещение линий интерференции влево по шкале 2θ на рисунке 5 для изучаемого сплава, содержащего 32..35 % Cr не противоречит наблюдениям о влиянии хрома на смещение линий интерференции никеля в указанных публикациях.

Расшифровка приведённых на рис.5 дифрактограмм по методике [14] показала присутствие фазы, имеющей гранецентрированную кубическую решётку с периодом решётки 7,11 Å. Кроме фазы с гранецентрированной ку-

бической решёткой, в образцах в обоих состояниях обнаруживается фаза с ромбической кристаллической решёткой, кристаллографические сведения которой представлены в источниках [15-19].

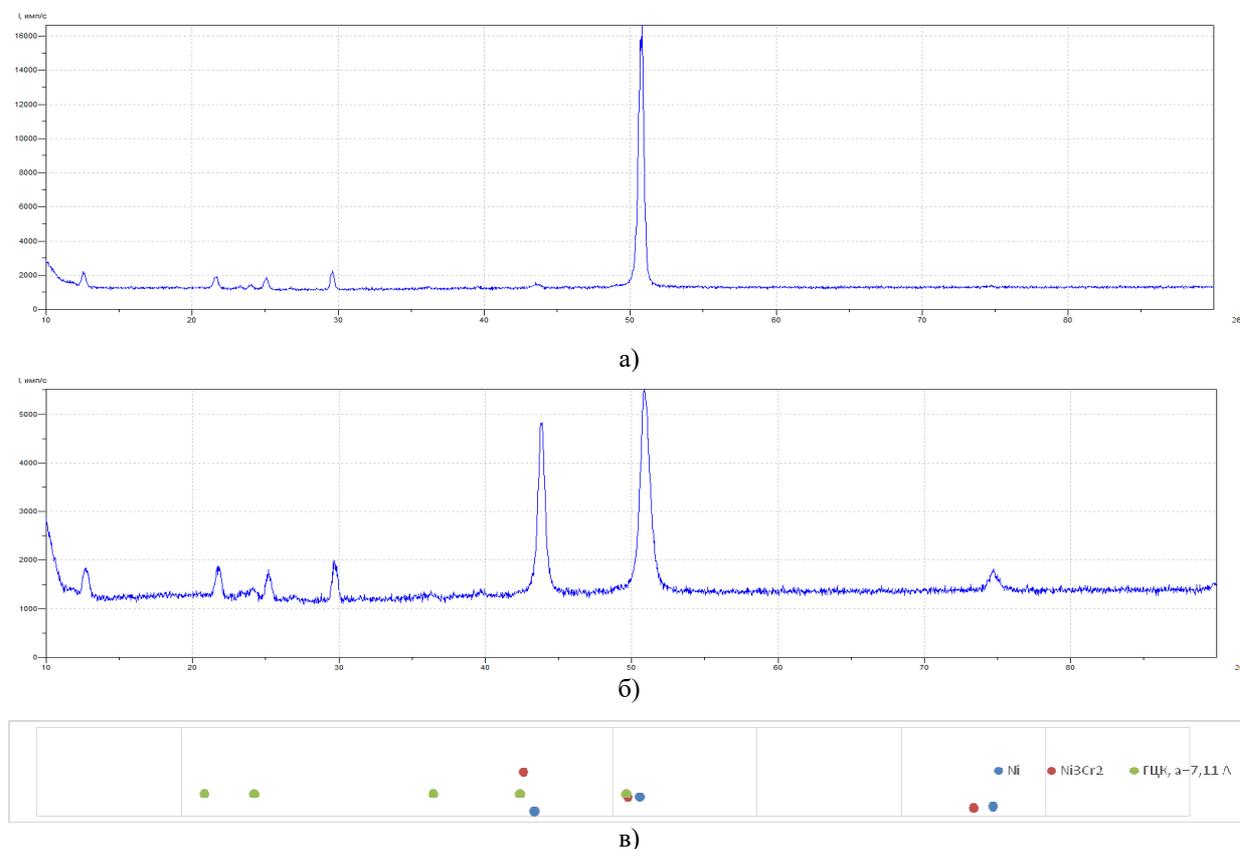


Рис.5. Дифрактограммы образцов из сплава ЭП648 после ПЛВ (а) и после термообработки (б), справочные данные дифракции Ni и Ni₃Cr₂ (в)

Fig.5. X-Ray analysis result for samples of alloy EP648 after DMD (a) and annealing (b), X-ray data for Ni and Ni₃Cr₂ (c)

Проведение отжига при 1180 °С с выдержкой 4 часа и охлаждением в печи приводит к сохранению твёрдого раствора легирующих элементов в никеле и фазы Ni₃Cr₂. Пик для плоскости (111) обоих веществ в области угла 2θ=44° становится значительно выше, чем в образце до проведения отжига; появляется пик, соответствующий плоскости (220) в области угла 2θ=75°. На малых углах 2θ<40° также наблюдается выделение веществ с ГЦК решёткой и периодом 7,04 Å и вещество с ромбоэдрической структурой.

Информация о структуре никелевых сплавов с содержанием около масс. 30 % Cr в опубликованных источниках имеет разрозненный характер. Так, согласно диаграмме состояния Ni-Cr [20], сплав ЭП648 по химическому составу

попадает в область твердого раствора на основе никеля, а в источнике [15] на диаграмме Ni-Cr указано на образование соединения Ni₂Cr, относящегося к ромбической сингонии. В источнике [16] представлены сведения о составе фаз в сплавах на основе никеля, содержащих значительную концентрацию Cr, Mo, W, V, Al, показано образование широкого ряда фаз, включая Ni₃Cr₂, Ni₂Cr, карбидов, которые в источнике [15] не упоминаются. В источниках [15, 18] указано на явление упорядочивания в соединении Ni₂Cr при нагреве выше температуры 550-590 °С. Однако при исследовании сплава похожего фазового состава, но полученного по традиционной технологии горячей прокатки, обнаружено [18], что длительное старение приводит к появлению упорядочивания в

структуре фазы Ni_2Cr . Нарушение упорядочивания в твёрдом растворе Ni-Cr , установленное в [18] методом нейтронной дифрактометрии происходит в результате реакции образования соединения Ni_2Cr при температуре выше 600°C . В этой же работе выявлено, что фаза Ni_2Cr обнаруживается на углах интерференции 2θ около 28° , 32° , 43° , 53° , 62° , 69° , 79° , 81° . Анализируя эти данные с результатами на рис.5, можно установить, что углы интерференции $2\theta=43^\circ$ и 53° для соединения Ni_2Cr совпадают с углами для твёрдого раствора на основе Ni и соединения Ni_3Cr_2 . Эффект упорядочивания выражается в увеличении пиков высоты интерференционных пиков для угла $2\theta=28^\circ$. Высота пиков для угла $2\theta=28^\circ$ на рис.5 настоящего исследования остаётся практически без изменений.

В [21] показано, что присутствие железа задерживает упорядочивание. В сплаве ЭП648 железо присутствует в количестве около 4 %, это может объяснять отсутствие изменений высоты пиков для линии $2\theta=28^\circ$ на рис.5, несмотря на то, что температура отжига 1180°C значительно превышала температуры $550\text{--}600^\circ\text{C}$, необходимые для появления упорядочивания в структуре фазы Ni_2Cr . Кроме того, установлено, что в большинстве промышленных сплавов системы Ni-Cr реакция упорядочивания в фазе Ni_2Cr протекает при температуре ниже 550°C [21]. Сопоставление результатов оптической микроскопии и рентгеноструктурного анализа показывает, что темные частицы, появившиеся после отжига при 1180°C в течение 4 часов в структуре сплава ЭП648 соответствуют соединению Ni_3Cr_2 . Структурные изменения при отжиге приводят к повышению твёрдости от 19 ± 4 HRC до $34\pm 0,3$ HRC.

Выводы

Проведение в образцах из сплава ЭП648, полученных прямым лазерным выращиванием, отжига при температуре 1180°C в течение 4 часов приводит к повышению твёрдости от 19 ± 4 HRC до $34\pm 0,3$ HRC.

Прямое лазерное выращивание образцов из сплава ЭП648 приводит к формированию структуры с ГЦК решёткой, характерной для твёрдого раствора легирующих элементов в никеле, при этом отсутствуют рефлексы плоскостей (111) и (220). Также вероятно присутствие фаз Ni_3Cr_2 , Ni_2Cr , слабо различимых на

изображения оптической металлографии. После отжига появляются линии интерференции в области углов $2\theta=43^\circ$ и 75°C , характерные для первой линии (100) твёрдого раствора на основе никеля и соединения Ni_3Cr_2 .

Для образцов после отжига в области углов интерференции $2\theta=43^\circ$ и 51° наблюдается наложение рефлексов, принадлежащих твёрдому раствору на основе никеля, соединению Ni_3Cr_2 , Ni_2Cr .

Список литературы

1. Gong G., Yeet J. et al. Research status of laser additive manufacturing for metal: a review // J. Mat. Res. Tech. 2021. 15. P. 855–884.
2. Балякин А.В., Скуратов Д.Л. и другие. Применение прямого лазерного сплавления металлических порошков из жаропрочных сплавов в двигателестроении // Вестник Московского авиационного института. 2021. Т. 28. № 3. С. 202–217.
3. Madhavadasa V., Srivastava D. et al. A review on metal additive manufacturing for intricately shaped aerospace components // CIRP J. Manufact. Sci. Tech. 2022. 39. P. 18–36.
4. Zhou Y.H., Zhang Z.H. et al. Selective laser melting of typical metallic materials: An effective process prediction model developed by energy absorption and consumption analysis // Additive Manufacturing. 2019. 25. P. 204–217.
5. Kermavnar T., Shannon A. et al. The application of additive manufacturing / 3D printing in ergonomic aspects of product design: A systematic review // Applied Ergonomics. 2021. 97. P. 103528.
6. Li C., White R. et al. Microstructure evolution characteristics of Inconel 625 alloy from selective laser melting to heat treatment // Mater. Sci. Eng. A. 2017. 705. P. 20–31.
7. Safarzade A., Sharifitabar M et al. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy fabricated by wire arc additive manufacturing process // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2020. 30. P. 3016–3030.
8. Li S., Wei Q. et al. Microstructure Characteristics of Inconel 625 Superalloy Manufactured by Selective Laser Melting // J. Mat. Sci. Tech. 2015. 31. P. 946–952.
9. Liu Y., Ouyang W. et al. Improving surface quality and superficial microstructure of LDED Inconel 718 superalloy processed by hybrid laser

polishing // *J. Mat. Proc. Tech.* 2022. 300. P. 117428.

10. Rashkovets M., Kislov N. et al. Phase composition and fatigue crack growth behavior of Inconel 718 under additive manufacturing // *Mat. Sci. Eng. A.* 2022. 851. P. 143595.

11. Karimbaev R.M., Pyun Y. et al. Fatigue life extension of additively manufactured Nickel-base 718 alloy by nanostructured surface // *Mat. Sci. Eng. A.* 2022. 831. P. 142041.

12. Rivera O.G., Allison P.G. et al. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 625 fabricated by solid-state additive manufacturing // *Mat. Sci. Eng. A.* 2017. 694. P. 1–9.

13. Lesyk D.A., Martinez S. et al. Post-processing of the Inconel 718 alloy parts fabricated by selective laser melting: Effects of mechanical surface treatments on surface topography, porosity, hardness and residual stress // *Surface & Coatings Technology.* 2020. 381. 125136.

14. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. М: Металлургия, 1970. 366 с.

15. Лякишев, Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. М.: Машиностроение, 1996. Т. 1. 992 с.

16. Turchi, P.E.A., Kaufman L., Liu Z. Modeling of Ni–Cr–Mo based alloys: Part I – phase stability // *ALPHAD.* 2006. 30(1). P. 70–87.

17. Muvvala G., Karmakar D.P. & Nath A.K. Online monitoring of thermo-cycles and its correlation with microstructure in laser cladding of nickel based super alloy // *Optics and Lasers in Engineering.* 2017. 88. P. 139–152.

18. Kim S. Order-disorder reaction in Ni₂Cr alloy // *Surf. Coat. Technol.* 2015. 277. P. 91–98.

19. Chan K.S., Lee Y.-D. & Y.-M. Pan First-principles computations of mechanical properties of Ni₂Cr and Ni₂Mo // *Met. Mat. Trans. A.* 2006. 37. P. 523–537.

20. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов Учебник для вузов. 3-е изд., перераб. и доп. М.: «МИСИС», 1999. 416 с.

21. Marucco A., Nath B. Effect of ordering on the properties of Ni-Cr alloys // *J. Mat. Sci.* 1988. 23. P. 2107–2114.

Информация об авторах

Е. А. Носова – кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры технологии металлов

и авиационного материаловедения Самарского университета.

А. В. Балякин – старший преподаватель кафедры технологий производства двигателей Самарского университета.

М. А. Олейник – аспирант кафедры технологий производства двигателей Самарского университета.

References

1. Gong, G. & Yeet, J. et al (2021). Research status of laser additive manufacturing for metal: a review. *J. Mat. Res. Tech.*, 15, 855–884.

2. Balyakin, A. V. & Skuratov, D. L. et al. (2021). The use of direct laser fusion of metal powders from heat-resistant alloys in the engine industry. *Bulletin of the Moscow Aviation Institute*, 3, 202–217. (In Russ.).

3. Madhavadasa, V. & Srivastava, D. et al. (2022). A review on metal additive manufacturing for intricately shaped aerospace components. *CIRP J. Manufact. Sci. Tech.*, 39, 18–36.

4. Zhoua, Y. H. & Zhang, Z. H. et al. (2019). Selective laser melting of typical metallic materials: An effective process prediction model developed by energy absorption and consumption analysis. *Additive Manufacturing*, 25, 204–217.

5. Kermavnar, T. & Shannon, A. et al. (2021). The application of additive manufacturing / 3D printing in ergonomic aspects of product design: A systematic review. *Applied Ergonomics*, 97, 103528.

6. Li, C. & White, R. et al. (2017). Microstructure evolution characteristics of Inconel 625 alloy from selective laser melting to heat treatment. *Master. Sci. Eng. A.*, 705, 20–31.

7. Safarzade, A. & Sharifitabar, M et al. (2020). Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy fabricated by wire arc additive manufacturing process. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 30, 3016–3030.

8. Li, S. & Wei, Q. et al. (2015). Microstructure Characteristics of Inconel 625 Superalloy Manufactured by Selective Laser Melting. *J. Mat. Sci. Tech.*, 31, 946–952.

9. Liu, Y. & Ouyang, W. et al. (2022). Improving surface quality and superficial microstructure of LDED Inconel 718 superalloy processed by hybrid laser polishing. *J. Mat. Proc. Tech.*, 300, 117428.

10. Rashkovets, M. & Kislov, N. et al. (2022). Phase composition and fatigue crack growth behavior of Inconel 718 under additive manufacturing. *Mat. Sci. Eng. A.*, 851, 143595.
11. Karimbaev, R. M. & Pyun, Y. et al. (2022). Fatigue life extension of additively manufactured Nickel-base 718 alloy by nanostructured surface. *Mat. Sci. Eng. A.*, 831, 142041.
12. Rivera, O. G. & Allison, P. G. et al. (2017). Microstructures and mechanical behavior of Inconel 625 fabricated by solid-state additive manufacturing. *Mat. Sci. Eng. A.*, 694, 1–9.
13. Lesyk, D. A. & Martinez, S. et al. (2020). Post-processing of the Inconel 718 alloy parts fabricated by selective laser melting: Effects of mechanical surface treatments on surface topography, porosity, hardness and residual stress. *Surface & Coatings Technology*, 381, 125136.
14. Gorelik, S. S., Rastorguev, L. N. & Skakov, U. A. (1970). X-Ray and electron-optical analysis. M: Metallurgy. P. 366. (In Russ).
15. Liakishev, N. P. (1996). State diagrams of the double metal system. M.: Mashinostroyenie. V. 1. P. 992.
16. Turchi, P. E. A., Kaufman, L. & Liu, Z. (2006). Modeling of Ni–Cr–Mo based alloys: Part I – phase stability *ALPHAD*, 30(1), 70–87.
17. Muvvala, G., Karmakar, D. P. & Nath, A. K. (2017). Online monitoring of thermo-cycles and its correlation with microstructure in laser cladding of nickel based super alloy. *Optics and Lasers in Engineering*, 88, 139–152.
18. Kim, S. (2015). Order-disorder reaction in Ni₂Cr alloy. *Surf. Coat. Technol.*, 277, 91–98.
19. Chan, K. S., Lee, Y.-D. & Pan, Y.-M. (2006). First-principles computations of mechanical properties of Ni₂Cr and Ni₂Mo. *Met. Mat. Trans. A.*, 37, 523–537.
20. Kolachev, B. A., Yelagin, V. I. & Livanov, V. A. (1999). Metal science and heat treatment of non-ferrous metals: Study book for universities. M.: «MISIS». P. 416.
21. Marucco, A. & Nath, B. (1988). Effect of ordering on the properties of Ni–Cr alloys. *J. Mat. Sci.*, 23, 2107–2114.

Information about the authors

E. A. Nosova – Candidate of Technical Sciences, Assistant Professor of the Department of Metal Technology and Aviation Material Science, Samara University.

A. V. Balyakin – Senior Lecturer at the Department of Engine Manufacturing Technologies of Samara University.

M. A. Oleynik – Postgraduate student of the Department of Engine Manufacturing Technologies of Samara University.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 06.01.2023; одобрена после рецензирования 20.01.2023; принята к публикации 27.01.2023.

The article was received by the editorial board on 06 Jan. 23; approved after reviewing 20 Jan. 23; accepted for publication 27 Jan. 23.