



УДК 621.762:669.018

DOI 10.17073/0368-0797-2021-1-59-67



ПРОЦЕСС АЗОТИРОВАНИЯ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ПОРОШКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА ЭП741НП, ЛЕГИРОВАННОГО АЗОТОМ

*В. Д. Католиков¹, И. А. Логачев¹, О. А. Комолова^{1,2},
М. В. Железный^{1,2}, А. Е. Семин¹*

¹ *Национальный Исследовательский Технологический Университет «МИСиС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)*

² *Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр., 49)*

Аннотация. Развитие современной техники лимитируется физико-механическими характеристиками выплавляемых сплавов, свойства которых зачастую определяются и повышаются за счет вводимых легирующих компонентов. К одному из легирующих элементов, весьма активно внедряемому в последние годы, следует отнести азот. Как правило, легирование азотом осуществляется ферросплавами, реже газообразным азотом, имеющим существенные преимущества. В процессах спецэлектрометаллургии легирование азотом можно проводить, используя, например, азотсодержащую плазму. Такой способ может быть осуществим и при получении порошкового металла за счет распыления заготовки азотсодержащей плазмой. Известно, что эксплуатационные свойства изделий из порошкового металла значительно выше, чем из литого. Это служило стимулом изучения свойств изделия, полученного из азотированного порошкового сплава ЭП741НП. В работе проведено исследование изменения химического, фазового состава, микроструктуры и микротвердости образцов сплава ЭП741НП. В качестве исследуемого материала использовались азотированные металлические порошки, изготовленные на установке плазменного центробежного распыления и слитки из гранул, полученные методом горячего изостатического прессования. Элементный состав полученных образцов определяли методом волнодисперсионной рентгенофлуоресцентной спектрометрии. С целью исследования микроструктуры металлопорошков и слитков использовали методы сканирующей электронной микроскопии с энергодисперсионным микроанализатором. Микротвердость изучаемых образцов определяли на микротвердомере методом Виккерса. Анализ газообразующих примесей проводили на газоанализаторе фирмы Лесо модели Rhen-602 и ТС-600. Показано, что азотирование жаропрочного никелевого сплава ЭП741НП возможно на стадии производства металлического порошка без существенной потери легирующих компонентов и резкого изменения химического состава. Отмечено повышение микротвердости полученных азотированных образцов в сравнении с исходным (литым) состоянием.

Ключевые слова: никелевые сплавы, азот, порошковая металлургия, плазменное центробежное распыление

Для цитирования: Католиков В.Д., Логачев И.А., Комолова О.А., Железный М.В., Семин А.Е. Процесс азотирования при получении порошка и исследование структуры сплава ЭП741НП, легированного азотом // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 1. С. 59–67.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-1-59-67>

NITRIDING DURING POWDER PRODUCTION AND STUDY OF THE STRUCTURE OF EP741NP ALLOY DOPED WITH NITROGEN

*V. D. Katolikov¹, I. A. Logachev¹, O. A. Komolova^{1,2},
M. V. Zheleznyi^{1,2}, A. E. Semin¹*

¹ *National University of Science and Technology "MISIS" (MISIS) (4, Leninskii ave., Moscow 119049, Russian Federation)*

² *Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS (49, Leninskii ave., Moscow 119991, Russian Federation)*

Abstract. The development of modern technics is limited by the physical and mechanical characteristics of the produced alloys, properties of which are often determined and enhanced by introduced alloying components. One of the alloying elements that have been very actively introduced in recent years is nitrogen. As a rule, alloying with nitrogen is carried out by ferroalloys, less often by gaseous nitrogen, which has significant advantages. In the processes of special electrometallurgy, alloying with nitrogen can be performed using, for example, nitrogen-containing plasma. Such a method may be feasible in the production of powder metal by spraying the ingot with nitrogen-containing plasma. It is known that performance properties of the products made of powder metal are significantly higher than those of cast metal. This served as a stimulus for investigating the properties of a product obtained from nitrided powder alloy EP741NP. In this work, a study of changes in the chemical composition, microstructure and microhardness of EP741NP alloy samples was carried out. The studied material was nitrided metal powders made on a plasma centrifugal spraying (PREP) unit and ingots from granules obtained by hot isostatic pressing (HIP). The chemical composition of the obtained samples was determined by wave dispersion X-ray fluorescence spectrometry. In order to study the microstructure of metal powders and ingots, the methods of scanning electron microscopy with EDXS were used. Microhardness of the samples was assessed using a microhardness tester by the Vickers method. The analysis of gas impurities was carried out on a gas analyzer. It is shown that nitriding of heat-resistant nickel alloy EP741NP is possible at the stage of metal powder production, without significant loss of alloying components and a sharp change in chemical composition. An increase in microhardness of the obtained nitrided samples was noted in comparison with the initial one.

Keywords: nickel-base alloy, nitrogen, powder metallurgy, plasma centrifugal atomization

For citation: Katolikov V.D., Logachev I.A., Komolova O.A., Zheleznyi M.V., Semin A.E. Nitriding during powder production and study of the structure of EP741NP alloy doped with nitrogen. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 1, pp. 59–67. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-1-59-67>

ВВЕДЕНИЕ

Развитие современной техники требует от металлургов создания изделий, обладающих повышенными механическими и эксплуатационными характеристиками. Повышения жаропрочности и надежности деталей ответственного назначения, работающих в условиях высоких температур, агрессивных сред в основном всегда добивались за счет усовершенствования и усложнения химического состава сплавов, что привело к созданию современных суперсплавов [1, 2]. Однако слитки таких сплавов из-за наличия большого количества элементов теряют пластичность и не поддаются традиционным методам обработки. Повышение количества дендритной и зональной ликвации, образование трещин и пор вследствие большого числа легирующих добавок в выплавляемых слитках [3] показывает, что методы и технологии большой металлургии на данном этапе развития достигли своего максимума.

На сегодняшний день технологией, позволяющей решать подобные задачи, а также производить высокотехнологичную продукцию из сложно обрабатываемых материалов является аддитивное производство. Аддитивные технологии позволяют изготавливать цельные сложные детали и узлы без сварки, пайки и т. д., обеспечивая низкую дендритную и зональную ликвацию, повышая механические свойства изделия [4, 5].

Наиболее широкое распространение получили технологии сплавления сферических порошковых материалов, такие как прямое лазерное выращивание (ПЛВ), селективное лазерное сплавление (СЛС), селективное электронно-лучевое сплавление (СЭЛС), горячее изостатическое прессование (ГИП) [6–16]. Известны такие способы получения металлических порошков, как газоструйное и центробежное распыление. Газоструйное распыление зачастую осуществляют в керамическом тигле, вследствие этого в готовом металле наблюдается высокое содержание неметаллических включений. Изготовление металлических порошков за счет плазменного центробежного распыления заключается в подготовке круглой заготовки (электрода) методом переплава шихтовых материалов в вакуумной индукционной печи (ВИП) и последующим вакуумно-дуговым переплаве (ВДП). Металлический порошок получают путем оплавления торца вращающегося электрода плазмой, состав которой можно изменять с целью повышения механических и эксплуатационных свойств получаемых гранул на установке плазменного центробежного распыления (УПЦР). Получение металлических порошков в сочетании с азо-

тированием расплава за счет плазмы, состоящей из смеси инертных газов и азота, может являться комплексной технологией, позволяющей получать сложно профильные детали без сварных швов с повышенной твердостью [17, 18].

Стадии формирования твердой металлической гранулы на УПЦР:

- образование пленки на торце заготовки в месте нагрева плазмой;
- перемещение жидкой пленки от центра заготовки к периферийной части за счет центробежных сил;
- образование капли расплава;
- отрыв капли расплава от заготовки в результате превышения сил центробежного ускорения над силами поверхностного натяжения;
- кристаллизация капли в процессе свободного полета.

Описанный механизм формирования позволяет получать плотные по структуре металлические порошки с минимальной массовой долей содержания инертного газа [19–24].

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе проведено исследование изменения химического состава, микроструктуры и микротвердости образцов (металлического порошка и таблеток) сплава ЭП741НП, легированного азотом. Легирование сплава азотом осуществляли на этапе производства металлических порошков на установке плазменного центробежного распыления за счет использования плазмы, состоящей из смеси инертных газов аргона и гелия с азотом, взятых в различном процентном соотношении.

Литые заготовки, используемые для распыления и получения металлического порошка, получали методом двойного переплава на ВИП и ВДП. Полученный электрод диаметром 75 мм и длиной 670 мм передавали на УПЦР. Процесс получения металлических гранул за счет азотсодержащей плазмы можно разделить на следующие стадии:

- плавление торца вращающегося электрода;
- формирование жидкой капли на торце заготовки и ее отрыв от поверхности электрода;
- охлаждение и кристаллизация гранул в среде смеси инертных газов и азота.

Скорость вращения заготовки составляла 20 тыс. об./мин, время переплава одного электрода порядка 20 мин. Фракционный состав полученной металлопорошковой композиции варьировался от 40 до 140 мкм,

полученные порошки подвергали процессу горячего изостатического прессования.

Химический состав исследуемых образцов определяли с использованием рентгенофлуоресцентного спектрометра с волновой дисперсией Rigaku Primus

ZSXII, рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре Rigaku MiniFlex 600 (CuK_α -излучение), оснащенный 1D позиционно-чувствительным детектором D/teXUltra. Экспериментальные дифрактограммы обрабатывали по методу Ритвельда с помощью

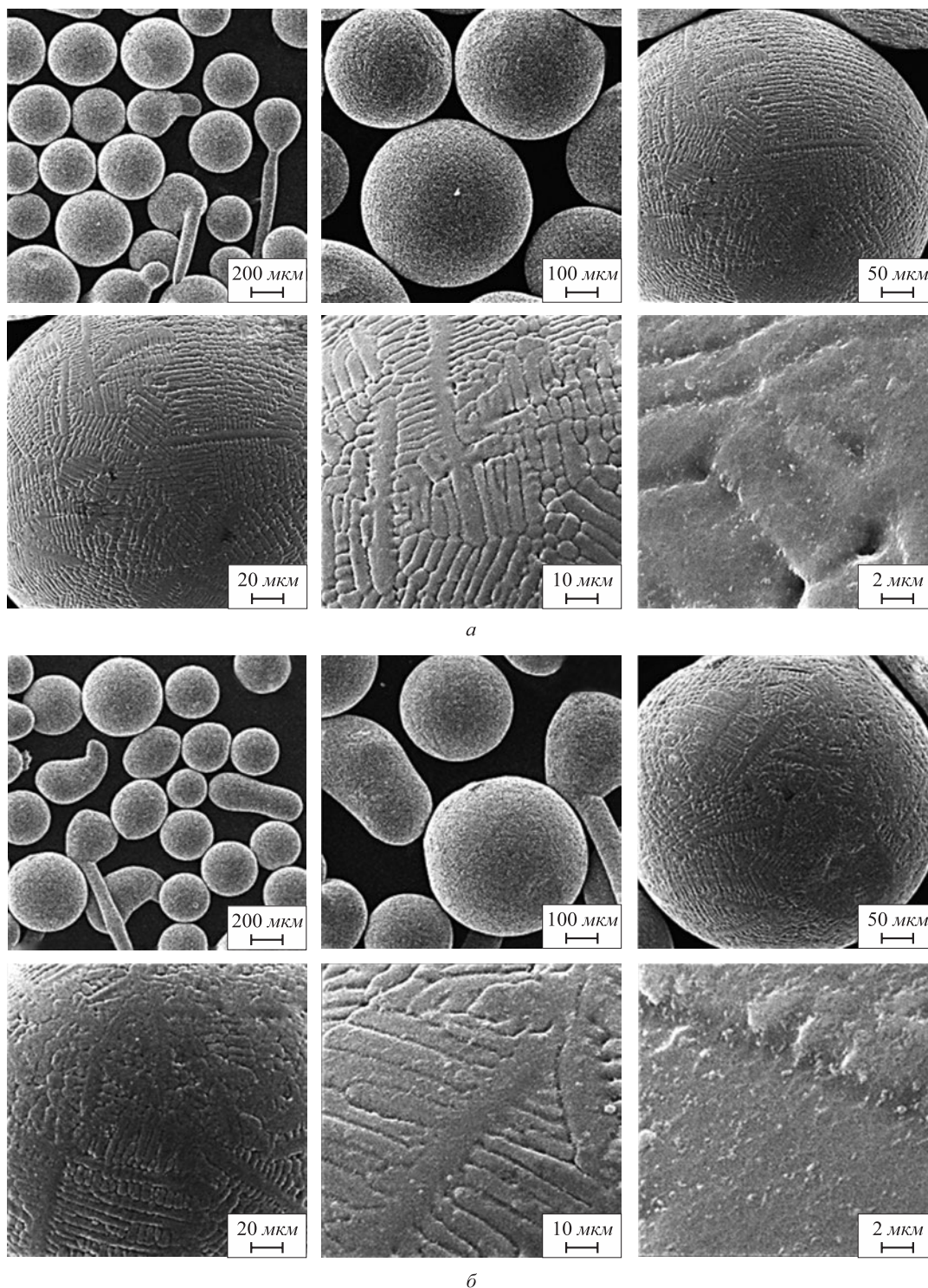


Рис. 1. Изображение в режиме вторичных электронов поверхности металлических порошков сплава ЭП741НП, легированных азотом, полученных на установке плазменного центробежного распыления, содержание азота в плазме: а – 15 %, б – 20 %

Fig. 1. SEM SE images of metal powders of EP741NP alloy doped with nitrogen, obtained on PREP unit, nitrogen content in plasma: а – 15 %, б – 20 %

Таблица 1

Состав плазмообразующего газа, %

Table 1. Plasma gas composition

He	Ar	N ₂
75	10	15
60	20	20

программного обеспечения Rigaku PDXL 2 и базы данных фаз неорганических соединений ICDDPDF-2. Металлографическое изучение образцов проводили с помощью оптического микроскопа Olympus PME-3 при увеличениях 100 – 500. Дополнительные исследования

особенности структуры гранулированных (порошковых) образцов осуществляли с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Tescan Vega 3 SB с ускоряющим напряжением 30 кВ, оснащенного приставкой для энергодисперсионного элементного микроанализа Oxford Instruments.

Концентрацию водорода, кислорода и азота в образцах измеряли методом восстановительного плавления в графитовом тигле в импульсной печи сопротивления в токе инертного газа (аргона, гелия). Выделившийся водород и азот определяли детектором по теплопроводности, кислород – по количеству выделившегося CO₂ методом инфракрасной абсорбции. Анализ проводили в газоанализаторе фирмы Leco модели Rhen-602 и TC-600.

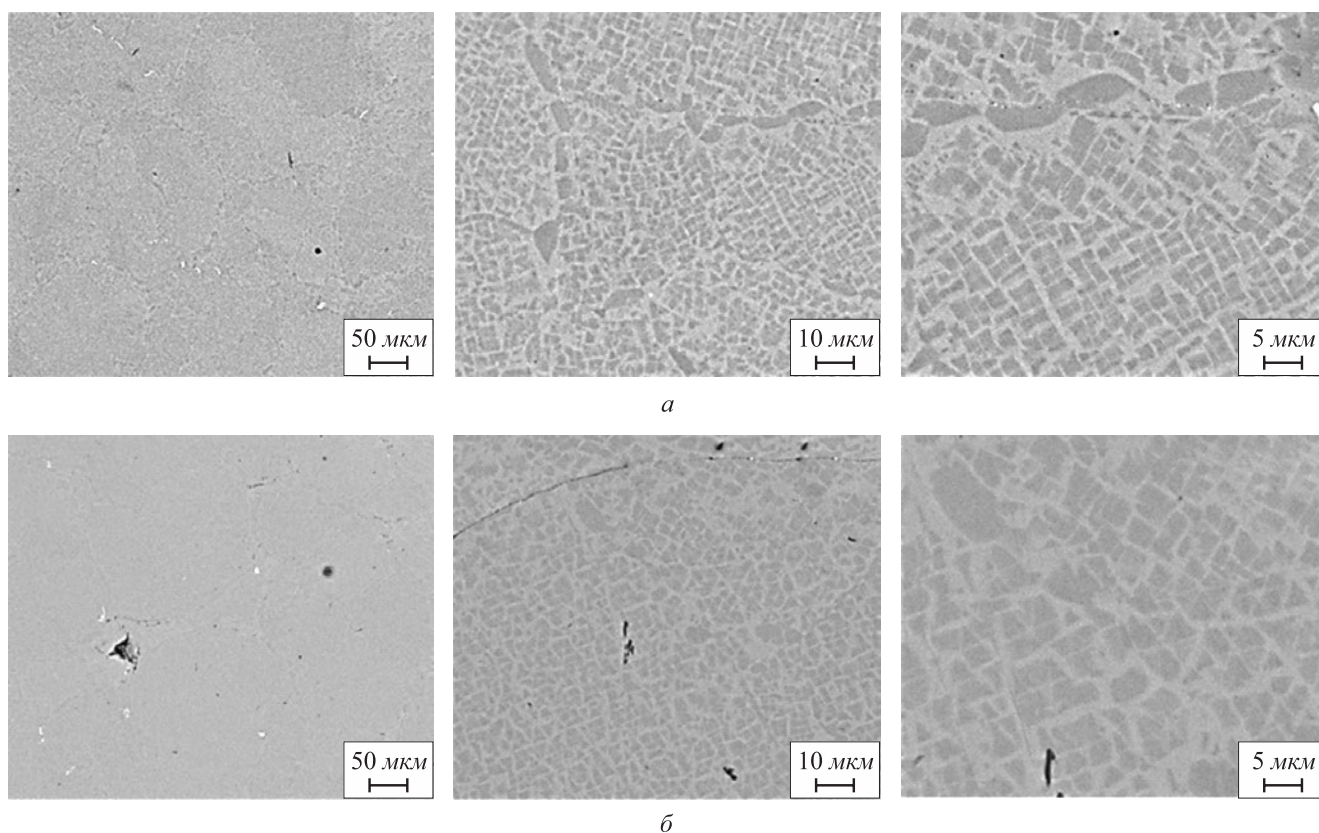


Рис. 2. Изображение в режиме отраженных электронов микроструктуры сплава ЭП741НП после ГИП, содержание азота в гранулах: а – 0,021 %, б – 0,026 %

Fig. 2. SEM BSE images of microstructure of EP741NP alloy after HIP, nitrogen content in granules: а – 0.021, б – 0.026

Таблица 2

Химический состав образцов сплава ЭП741НП после ГИП, % (по массе)

Table 2. Chemical composition of EP741NP alloy samples after HIP, % (mass.)

Элемент	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	W
ГИП 1	7,56	0,04	1,83	9,41	0,10	14,87	54,16	2,94	3,82	0,26	5,02
ГИП 2	7,77	0,05	1,81	9,35	0,09	14,85	54,01	2,97	3,83	0,26	5,00

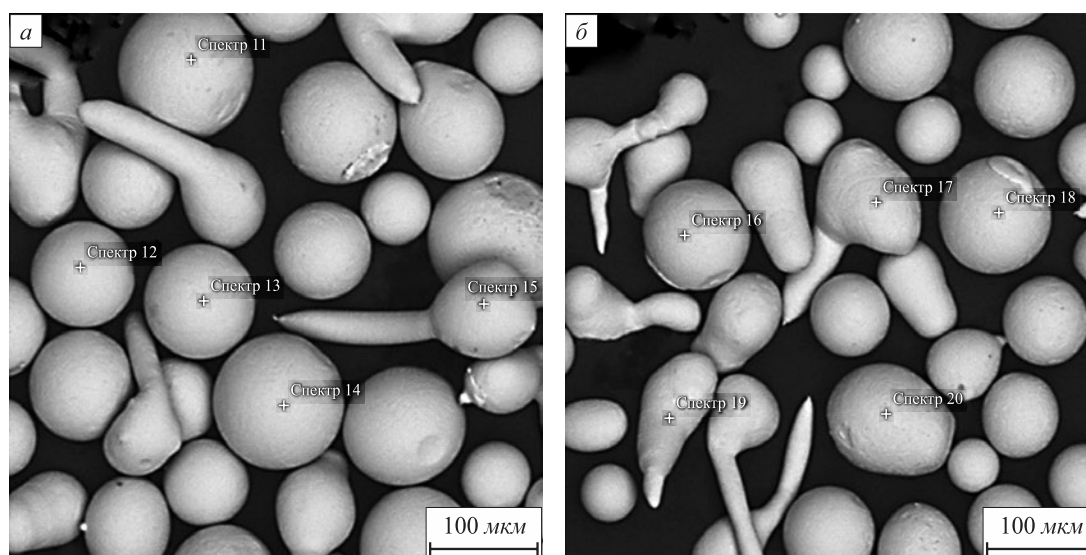


Рис. 3. Изображение в режиме отраженных электронов исследуемых гранул и указание области для МРСА

Fig. 3. SEM BSE image of the studied EDX spectra of granules

Таблица 3

Результаты микрорентгеноспектрального анализа, %

Table 3. Results of EDXS, %

Элемент	Номер спектра									
	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
Ni	55,2	54,9	54,4	54,3	55,3	54,6	56,3	54,0	55,1	54,6
Co	16,1	15,7	16,7	16,1	16,5	16,3	16,5	14,8	16,4	16,1
Cr	9,5	9,5	9,6	9,7	9,7	9,7	9,5	9,5	9,6	9,7
W	6,4	5,7	6,7	6,0	6,7	6,2	6,8	4,4	6,7	7,1
Al	4,4	3,6	4,8	5,1	4,2	5,1	4,2	5,8	4,3	4,7
Mo	3,7	4,0	3,6	4,1	3,7	4,0	3,3	4,4	3,7	4,0
Nb	2,5	3,6	1,6	2,6	2,1	2,1	1,6	4,5	2,3	2,0
Ti	2,1	2,4	1,6	2,1	1,8	1,9	1,8	2,6	2,0	1,9

Микротвердость образцов определяли по методу Виккерса, измерение проводили на микротвердомере ЛесоМ-400-Н, нагрузка составляла 0,1 Н, время под нагрузкой 20 с.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЯ

Металлические порошки получали методом плазменного центробежного распыления с различным составом плазмообразующего газа. В качестве примера на рис. 1 приведены изображения металлических порошков при различном увеличении. Состав плазмообразующего газа приведен в табл. 1. Изображения гранул во вторичных электронах, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа, отображают морфологию поверхности полученных металлических порошков. Как видно из

представленного рисунка, гранулы имеют сферическую форму с небольшим содержанием сателлитов. Исследование микроструктуры образцов из сплава ЭП741НП показывает наличие дендритной ликвации вблизи крупных зерен, что может быть связано с тем, что кристаллизация гранул протекает с высокой скоростью.

В табл. 2 приведен химический состав образцов после ГИП.

На рис. 2 представлено изображение микроструктуры образцов при различном увеличении, полученное на сканирующем электронном микроскопе в режиме отраженных электронов после горячего изостатического прессования из металлических порошков с различным содержанием азота.

Однородность исследуемого порошка была подвержена результатами микрорентгеноспектрального ана-

Таблица 4

Химический анализ исходных образцов на содержание газообразных примесей, % (по массе)

Table 4. Chemical analysis of the initial samples for the content of gaseous impurities, % (mass.)

Образец	Водород	S_d	Кислород	S_d	Азот	S_d
ЭП741НП	0,00006	–	0,0010	0,0005	0,0005	0,0001

S_d – стандартное отклонение.

Таблица 5

Результаты химического анализа образцов сплава ЭП741НП, полученные при наличии азота в плазме, % (по массе)

Table 5. Results of chemical analysis of EP741NP alloy samples obtained in the presence of nitrogen in plasma, % (mass.)

Образец	Кислород	S_d	Азот	S_d
ЭП741НП № 1.1	0,0069	0,0005	0,021	0,001
ЭП741НП № 1.2	0,0065	0,0005	0,020	0,001
ЭП741НП № 2.1	0,0063	0,0005	0,025	0,001
ЭП741НП № 2.2	0,0064	0,0005	0,026	0,001

лиза нескольких гранул, элементный состав которых отличался незначительно (рис. 3, табл. 3).

Анализ газообразующих примесей

Объектом для исследования содержания газообразующих примесей в образцах сплава ЭП741НП выступали металлические порошки, полученные в результате плазменного центробежного распыления. Результаты анализа представлены в табл. 4, 5.

Приведенные данные показывают, что использование УПЦР с азотсодержащей плазмой позволяет получать концентрации в расплаве, в 40 – 50 раз превышающие начальное содержание азота. Полученные результаты на практике условно согласуются с ранее теоретически рассчитанными данными [25] (расчетное содержание азота при обработке плазмообразующим газом 0,073 % при $P_{N_2} = 0,2$ атм). Это говорит о возможности проведения процесса и получения азотированного сплава на стадии получения металлических порошков.

Измерение микротвердости

На рис. 4 представлены результаты определения микротвердости (в единицах $HV_{0,01}$) исследованных образцов сплава ЭП741НП в различных состояниях. Из представленной диаграммы видно, что микротвердость рассматриваемых металлических гранул с содержанием азота 0,021 и 0,026 % увеличилась по сравнению с исходным образцом. Возрастание микротвердости образцов после ГИП по сравнению с исходным состоянием

может быть связано с увеличением плотности образца и дополнительным упрочнением, происходящем при ускоренных фазово-структурных превращениях.

На рис. 4 показаны значения микротвердости исследуемых образцов, полученных в результате плазменного центробежного распыления азотсодержащей плаз-

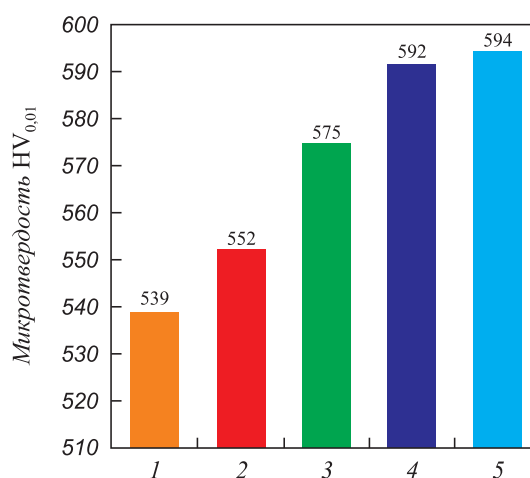


Рис. 4. Значение микротвердости образцов сплава ЭП741НП: 1 – исходный образец; 2 – металлический порошок с содержанием азота 0,021 %; 3 – металлический порошок с содержанием азота 0,026 %; 4 – образец после ГИП порошка с концентрацией азота 0,021 %; 5 – образец после ГИП порошка с концентрацией азота 0,026 %

Fig. 4. Microhardness of EP741NP alloy samples: 1 – initial sample; 2 – metal powder with nitrogen content of 0.021 %; 3 – metal powder with nitrogen content of 0.026 %; 4 – sample after HIP of powder with nitrogen content of 0.021 %; 5 – sample after HIP of powder with nitrogen content of 0.026 %

мой и последующего ГИП. На диаграмме видно, что увеличение содержания азота приводит к повышению микротвердости на 10 % по сравнению со стандартным сплавом ЭП741НП.

Выводы

Исследована технология получения азотсодержащих металлических порошков на стадии их производства с применением смеси плазмообразующих газов, состоящей из аргона, гелия и азота, на УПЦР. Показано, что использование азота в качестве плазмообразующего газа на установках специальной электрометаллургии, в частности на УПЦР, позволяет добиться повышения

концентрации азота с 0,0005 % в заготовке до 0,025 % в готовом металле. Изучение микроструктуры и химического состава полученных гранул показало, что применение азотсодержащей плазмы не оказывает сильного воздействия на изменение структуры сплава и его однородности. Исследуемый металлический порошок, фракционный состав которого составлял 40 – 140 мкм, подвергался ГИП и измерению микротвердости по методу Виккерса. Полученные результаты показывают повышение измеряемой микротвердости от 539 для литого сплава до 594 HV_{0,01} для образцов после ГИП. Это может говорить о том, что увеличение концентрации азота в расплаве положительно влияет на свойства исследуемого порошкового сплава.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Kawagishi K., Sato A., Kobayashi T., Harada H. Oxidation properties for 2nd–5th generation Ni-base single-crystal superalloys at 1023, 1173 and 1373 K // *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*. 2007. Vol. 71. No. 3. P. 313–319. <https://doi.org/10.2320/jinstmet.71.313>
2. Yokokawa T., Koizumi Y., Kobayashi T., Harada H. Effect of Re and Ru additions to second generation nickel-base single crystal superalloy TMS-82+ // *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*. 2006. Vol. 70. No. 8. P. 670–673. <https://doi.org/10.2320/jinstmet.70.670>
3. Oinuma S., Takaku R., Nakatani Y., Takeyama M. Creep degradation mechanism and creep damage assessment based on hardness method of precipitation strengthened wrought Ni-based superalloy // *Zairyo /Journal of the Society of Materials Science, Japan*. 2019. Vol. 68. No. 9. P. 673–679. <https://doi.org/10.2472/jsms.68.673>
4. Miura H. Direct laser forming of titanium alloy powders for medical and aerospace applications // *KONA Powder and Practical Journal*. 2015. Vol. 32. P. 253–263. <https://doi.org/10.14356/kona.2015017>
5. Kyogoku H., Ikeshoji Toshi-Taka. A review of metal additive manufacturing technologies: mechanism of defects formation and simulation of melting and solidification phenomena in laser powder bed fusion process // *Mechanical Engineering Reviews*. 2020. Vol. 7. No. 1. Article 19-00182. <https://doi.org/10.1299/mer.19-00182>
6. Zhang Qi, Zheng-long Liang, Miao Cao, Zi-fan Liu, An-feng Zhang, Bing-heng Lu. Microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V alloy prepared by selective laser melting combined with precision forging // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2017. Vol. 27. No. 5. P. 1036–1042. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(17\)60121-3](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(17)60121-3)
7. Alkahari M.R., Furumoto T., Ueda T., Hosokawa A. Consolidation characteristics of ferrous-based metal powder in additive manufacturing // *Journal of Advanced Mechanical Design, Systems, and Manufacturing*. 2014. Vol. 8. No. 1. Article JAMDMS0009. <https://doi.org/10.1299/jamdsm.2014jamdsm0009>
8. Araki M., Kusakawa S., Nakamura K., Yonehara M., Ikeshoji Toshi-Taka, Kyogoku H. Parameter optimization on the fabrication of Al-10Si-0,4Mg alloy using selective laser melting process // *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2018. Vol. 65. No. 7. P. 383–388. <https://doi.org/10.2497/jjspm.65.383>
9. Spowart E.J., Gupta N., Lehmhus D. Additive manufacturing of composites and complex materials // *JOM*. 2018. Vol. 70. No. 3. P. 272–274. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-2742-2>
10. Chen B., Moon S.K., Yao X., Bi G., Shen J., Umeda J., Kondoh K. Comparison study on additive manufacturing (AM) and powder metallurgy (PM) AlSi10Mg alloys // *JOM*. 2018. Vol. 70. No. 5. P. 644–649. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-2793-4>
1. Kawagishi K., Sato A., Kobayashi T., Harada H. Oxidation properties for 2nd – 5th generation Ni-base single-crystal superalloys at 1023, 1173 and 1373 K. *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*. 2007, vol. 71, no. 3, pp. 313–319. <https://doi.org/10.2320/jinstmet.71.313>
2. Yokokawa T., Koizumi Y., Kobayashi T., Harada H. Effect of Re and Ru additions to second generation nickel-base single crystal superalloy TMS-82+. *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*. 2006, vol. 70, no. 8, pp. 670–673. <https://doi.org/10.2320/jinstmet.70.670>
3. Oinuma S., Takaku R., Nakatani Y., Takeyama M. Creep degradation mechanism and creep damage assessment based on hardness method of precipitation strengthened wrought Ni-based superalloy. *Zairyo /Journal of the Society of Materials Science, Japan*. 2019, vol. 68, no. 9, pp. 673–679. <https://doi.org/10.2472/jsms.68.673>
4. Miura H. Direct laser forming of titanium alloy powders for medical and aerospace applications. *KONA Powder and Practical Journal*. 2015, vol. 32, pp. 253–263. <https://doi.org/10.14356/kona.2015017>
5. Kyogoku H., Ikeshoji Toshi-Taka. A review of metal additive manufacturing technologies: mechanism of defects formation and simulation of melting and solidification phenomena in laser powder bed fusion process. *Mechanical Engineering Reviews*. 2020, vol. 7, no. 1, article 19-00182. <https://doi.org/10.1299/mer.19-00182>
6. Zhang Qi, Zheng-long Liang, Miao Cao, Zi-fan Liu, An-feng Zhang, Bing-heng Lu. Microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V alloy prepared by selective laser melting combined with precision forging. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2017, vol. 27, no. 5, pp. 1036–1042. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(17\)60121-3](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(17)60121-3)
7. Alkahari M.R., Furumoto T., Ueda T., Hosokawa A. Consolidation characteristics of ferrous-based metal powder in additive manufacturing. *Journal of Mechanical Design, Systems and Manufacturing*. 2014, vol. 8, no. 1, article JAMDMS0009. <https://doi.org/10.1299/jamdsm.2014jamdsm0009>
8. Araki M., Kusakawa S., Nakamura K., Yonehara M., Ikeshoji Toshi-Taka, Kyogoku H. Parameter optimization on the fabrication of Al-10Si-0,4Mg alloy using selective laser melting process. *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2018, vol. 65, no. 7, pp. 383–388. <https://doi.org/10.2497/jjspm.65.383>
9. Spowart E.J., Gupta N., Lehmhus D. Additive manufacturing of composites and complex materials. *JOM*. 2018, vol. 70, no. 3, pp. 272–274. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-2742-2>
10. Chen B., Moon S.K., Yao X., Bi G., Shen J., Umeda J., Kondoh K. Comparison study on additive manufacturing (AM) and powder metallurgy (PM) AlSi10Mg alloys. *JOM*. 2018, vol. 70, no. 5, pp. 644–649. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-2793-4>

11. Qian M. Metal powder for additive manufacturing // *JOM*. 2015. Vol. 67. No. 3. P. 536–537. <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1321-z>
12. Rock C., Lara-Curzio E., Ellis B., Ledford C., Donovan N. L., Kannan R., Kirka M., Horn T. Additive manufacturing of pure Mo and Mo plus TiC MMC alloy by electron beam powder bed fusion // *JOM*. 2020. Vol. 72. No. 12. P. 4202–4212. <https://doi.org/10.1007/s11837-020-04442-8>
13. Sato N., Nakano S., Nagahari T., Nagoya T., Kakehi K. Microstructure of nickel-based superalloy fabricated by selective laser melting in vacuum // *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2020. Vol. 67. No. 3. P. 121–124. <https://doi.org/10.2497/jjspm.67.121>
14. Mihara R. Net shape HIP technology for rocket engine parts // *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2019. Vol. 66. No. 8. P. 391–394. <https://doi.org/10.2497/jjspm.66.391>
15. Hirata T., Kimura T., Nakamoto T. Effect of hot isostatic pressing on Al–10%Si–0.4 %Mg alloy fabricated by selective laser melting // *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2019. Vol. 66. No. 1. P. 29–36. <https://doi.org/10.2497/jjspm.66.29>
16. Watanabe K. New technology introduction of the HIP equipment // *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2019. Vol. 66. No. 1. P. 25–28. https://doi.org/10.1007/978-94-011-2900-8_76
17. Цветков Е.В., Базалеева К.О., Чекин И.С., Климова-Корсмик О.Г., Жидков А.С. Азотирование сталей различных структурных классов, полученных методами лазерных аддитивных технологий // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020. Т. 63. № 1. С. 63–70. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-1-63-70>
18. Костина М.В., Ригина Л.Г. Азотосодержащие стали и способы их производства // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020. Т. 63. № 8. С. 606 – 622. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-606-622>
19. Minagawa K., Liu Y., Kakisawa H., Halada K. Production of fine metallic powders by hybrid atomization process // *JSME Int. Journal Series A: Solid Mechanics and Material Engineering*. 2003. Vol. 46. No 3. P. 260–264. <https://doi.org/10.1299/jsmea.46.260>
20. Сентюрина Ж.А. Получение сферических порошков из сплавов на основе алюминидов никеля NiAl для аддитивных технологий: Дисс. ... канд. техн. наук. М., 2016. 168 с.
21. Логачева А.И. Комплексная технология изготовления тонкостенных элементов методом порошковой металлургии для производства деталей из конструкционных сплавов на основе титана и никеля для изделий ракетно-космической техники: Дисс. ... докт. техн. наук. М., 2016. 408 с.
22. Лыков П.А., Рощин В.Е., Воробьев Е.И. Влияние технологических параметров распыления металлических расплавов на гранулометрический состав порошка и форму его частиц // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2012. Т. 55. № 6. С. 21–23.
23. Рудской А.И., Соколов Ю.А., Копяев В.Н. Особенности моделирования процесса получения гранул методом PREP // *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета*. 2015. № 1 (214). С. 123–129.
24. Gammal T., Randa Abdel-Karim., Marc Tell Walter, Wosch E., Feldhaus S. High nitrogen steel powder for the production of near net shape parts // *ISIJ International*. 1996. Vol. 36. No. 7. P. 915–921. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.915>
25. Католиков В.Д., Логачев И.А., Шукина Л.Е., Семин А.Е. Термодинамика растворимости азота в сплавах на базе никеля в условиях плазменно-дугового переплава // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020. Т. 63. № 3–4. С. 231–237. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-3-4-231-237>
11. Qian M. Metal powder for additive manufacturing. *JOM*. 2015, vol. 67, no. 3, pp. 536–537. <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1321-z>
12. Rock C., Lara-Curzio E., Ellis B., Ledford C., Donovan N.L., Kannan R., Kirka M., Horn T. Additive manufacturing of pure Mo and Mo plus TiC MMC alloy by electron beam powder bed fusion. *JOM*. 2020, vol. 72, no. 12, pp. 4202–4212. <https://doi.org/10.1007/s11837-020-04442-8>
13. Sato N., Nakano S., Nagahari T., Nagoya T., Kakehi K. Microstructure of nickel-based superalloy fabricated by selective laser melting in vacuum. *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2020, vol. 67, no. 3, pp. 121–124. <https://doi.org/10.2497/jjspm.67.121>
14. Mihara R. Net shape HIP technology for rocket engine parts. *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2019, vol. 66, no. 8, pp. 391–394. <https://doi.org/10.2497/jjspm.66.391>
15. Hirata T., Kimura T., Nakamoto T. Effect of hot isostatic pressing on Al–10%Si–0.4%Mg alloy fabricated by selective laser melting. *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2019, vol. 66, no. 1, pp. 29–36. <https://doi.org/10.2497/jjspm.66.29>
16. Watanabe K. New technology introduction of the HIP equipment. *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2019, vol. 66, no. 1, pp. 25–28. https://doi.org/10.1007/978-94-011-2900-8_76
17. Tsvetkov E.V., Bazaleeva K.O., Chekin I.S., Klimova-Korsmik O.G., Zhidkov A.S. Nitriding of steels of various structural classes manufactured by laser additive technologies. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 1, pp. 63–70. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-1-63-70>
18. Kostina M.V., Rigina L.G. Nitrogen-containing steels and methods of their production. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 8 pp. 606–622. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-8-606-622>
19. Minagawa K., Liu Y., Kakisawa H., Halada K. Production of fine metallic powders by hybrid atomization process. *JSME Int. Journal Series A: Solid Mechanics and Material Engineering*. 2003, vol. 46, no. 3, pp. 260–264. <https://doi.org/10.1299/jsmea.46.260>
20. Sentyurina Zh.A. Production of spherical powders from nickel aluminide-based alloys NiAl for additive technologies: Cand. Sci. diss. Moscow: 2016, 168 p. (In Russ.).
21. Logacheva A.I. Integrated technology for manufacture of thin-walled elements by powder metallurgy for the production of parts from structural alloys based on titanium and nickel for rocket and space technology: Dr. Sci. diss. Moscow: 2016, 408 p. (In Russ.).
22. Lykov P.A., Roshchin V.E., Vorob'ev E.I. Influence of the process parameters of metal melts sputtering on the powder granulometric composition and shape of its particles. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2012, vol. 55, no. 6, pp. 21–23. (In Russ.).
23. Rudskoi A.I., Sokolov Yu.A., Kopaev V.N. Modeling of granules manufacture by PREP method. *Nauchno-tehnicheskie ведомости Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politehnicheskogo universiteta*. 2015, no. 1 (214), pp. 123–129. (In Russ.).
24. Gammal T., Randa Abdel-Karim., Marc Tell Walter, Wosch E., Feldhaus S. High nitrogen steel powder for the production of near net shape parts. *ISIJ International*. 1996, vol. 36, no. 7, pp. 915–921. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.36.915>
25. Katolikov V.D., Logachev I.A., Shchukina L.E., Semin A.E. Thermodynamics of nitrogen solubility in nickel-based alloys at plasma-arc remelting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020, vol. 63, no. 3–4, pp. 231–237. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-3-4-231-237>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Владимир Дмитриевич Католиков, аспирант кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0001-7554-1467

E-mail: vdkatolikov@yandex.ru

Иван Александрович Логачев, к.т.н., ведущий инженер лаборатории гибридных аддитивных технологий Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0002-8216-1451

E-mail: ivan@logachev.biz

Ольга Александровна Комолова, к.т.н., доцент кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», старший научный сотрудник лаборатории диагностики материалов, Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН

ORCID: 0000-0001-9517-8263

E-mail: o.a.komolova@gmail.com

Марк Владимирович Железный, инженер-исследователь лаборатории диагностики материалов, Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН, аспирант, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0003-3821-6790

E-mail: markiron@mail.ru

Александр Евгеньевич Семин, д.т.н., профессор кафедры металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0002-3287-5835

E-mail: asemin2007@yandex.ru

Vladimir D. Katolikov, Postgraduate of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0001-7554-1467

E-mail: vdkatolikov@yandex.ru

Ivan A. Logachev, Cand. Sci. (Eng.), Leading Engineer of the Laboratory of Hybrid Additive Technologies, National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-8216-1451

E-mail: ivan@logachev.biz

Ol'ga A. Komolova, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, National University of Science and Technology "MISIS", Senior Researcher of the Laboratory of Materials Diagnostics, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS

ORCID: 0000-0001-9517-8263

E-mail: o.a.komolova@gmail.com

Mark V. Zheleznyi, Research Engineer of the Laboratory of Materials Diagnostics, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, RAS, Postgraduate, National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0003-3821-6790

E-mail: markiron@mail.ru

Aleksandr E. Semin, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Metallurgy of Steel, New Production Technologies and Metal Protection, National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-3287-5835

E-mail: asemin2007@yandex.ru

Поступила в редакцию 10.12.2020

После доработки 22.12.2020

Принята к публикации 25.12.2020

Received 10.12.2020

Revised 22.12.2020

Accepted 25.12.2020