

УДК 621.762.55

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-1-91-97

Структура и свойства коррозионно-стойкой стали, полученной селективным лазерным плавлением

© 2019 г. А.А. Сметкин, С.А. Оглезнева, К.В. Калинин, Э.Ф. Ханипов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет (ПНИПУ)

Статья поступила в редакцию 03.10.18 г., доработана 22.01.19 г., подписана в печать 25.01.19 г.

Объектами исследования являлись порошок нержавеющей стали 12Х18Н10Т фракции 20–63 мкм и полученные на его основе методом селективного лазерного плавления (СЛП) экспериментальные образцы. Порошок получали распылением аргоном при температуре 1640 °С и давлении 27 бар. Структура частиц – дендритно-ячеистая, при этом с уменьшением их размера (<35 мкм) преобладает ячеистая структура, а дендритная практически исчезает. Характерный размер частиц – $d_{50} = 37$ мкм, $d_{100} = 67$ мкм. Дифференциальная кривая распределения близка к гауссову виду, а несимметричность связана с сателлитностью и присутствием в небольшом количестве частиц размером менее 20 мкм. Текучесть порошка составляла 3,27 г/с, а насыпная плотность – 4,41 г/см³. Плотность выращенных на установке «Concept Laser M2» при мощности лазера 180 Вт и скорости 700 мм/с образцов стали 12Х18Н10Т в среднем соответствовала 7,89 г/см³. Поскольку плотность компактной стали равна 7,95 г/см³, то полученный материал был достаточно высокоплотным. Микроструктура образца 12Х18Н10Т характеризовалась сплошностью, отсутствием пор и трещин и представляла собой твердый раствор аустенита. Средний размер областей когерентного рассеяния в объеме зерна составлял 19 нм. Наблюдаемые дугообразные границы раздела параллельных полукруглых треков обусловлены отводом тепла при кристаллизации в процессе СЛП. При этом удлиненные кристаллиты в треках ориентированы вовнутрь от дугообразной границы. Микротвердость образцов в поперечной плоскости шлифа выше микротвердости планарной плоскости. При этом микротвердость образцов, полученных из порошка методом СЛП, выше, чем у сплава стандартного компактного. Предел прочности и относительное удлинение составляют 651 МПа и 47 % соответственно. Повышение прочности обусловлено, вероятно, измельчением при СЛП структурных параметров. Поверхность изломов образцов характеризуется ярко выраженным вязким типом.

Ключевые слова: распыленные порошки, селективное лазерное плавление, аустенитная сталь, структура, механические свойства.

Сметкин А.А. – канд. техн. наук, доцент кафедры «Материалы, технологии и конструирование машин» (МТиКМ) ПНИПУ (614990, г. Пермь, Комсомольский пр-т, 29). E-mail: solid@pm.pstu.ac.ru.

Оглезнева С.А. – докт. техн. наук, проф. кафедры МТиКМ, ПНИПУ. E-mail: director@pm.pstu.ac.ru.

Калинин К.В. – аспирант кафедры МТиКМ, ПНИПУ. E-mail: kpmc@pm.pstu.ac.ru.

Ханипов Э.Ф. – аспирант кафедры МТиКМ, ПНИПУ. E-mail: kpmc@pm.pstu.ac.ru.

Для цитирования: Сметкин А.А., Оглезнева С.А., Калинин К.В., Ханипов Э.Ф. Структура и свойства коррозионно-стойкой стали, полученной селективным лазерным плавлением. *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия.* 2019. No. 1. С. 91–97. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-1-91-97.

Smetkin A.A., Oglezneva S.A., Kalinin K.V., Khanipov E.F.

Structure and properties of corrosion-resistant steel obtained by selective laser melting

The objects of study were stainless steel powder 12Kh18N10T of the 20–63 μm fraction and experimental samples obtained on the basis of it by selective laser melting (SLM). The powder was obtained by spraying with argon at a temperature of 1640 °C and a pressure of 27 bar. The particles have the dendritic-cellular structure, with a decrease in their size (<35 μm), the cellular structure prevails, and the dendritic one almost disappears. The distinctive particle size is $d_{50} = 37$ μm, $d_{100} = 67$ μm. The differential distribution curve is close to the Gaussian form, and asymmetry is associated with satellite and the presence of a small number of particles less than 20 microns in size. The fluidity of the powder was 3,27 g/s, and the bulk density was 4,41 g/cm³. The density of the 12Kh18N10T steel samples grown at the Concept Laser M2 facility with a laser power of 180 W and a speed of 700 mm/s averaged 7,89 g/cm³. Since the density of compact steel is 7,95 g/cm³, the obtained material has enough high density. The microstructure of the 12Kh18N10T sample was described by continuity, the absence of pores and cracks. It was a solid solution of austenite. The average size of coherent scattering regions in the grain volume was 19 nm. The observed arcuate boundaries of parallel semicircular tracks are due to heat removal during crystallization through SLM. The elongated crystallites in the tracks are oriented inward from this boundary. The microhardness of the samples in the transverse plane of the thin section is higher than the microhardness of the planar plane. But the microhardness of the samples obtained from the powder by the SLM is higher than that of the standard compact alloy. Tensile strength and elongation are 651 MPa and 47 %, respectively.

The increase in strength is probably due to the grinding of structural parameters in SLM. The fracture surface of the samples is characterized by a pronounced viscous type.

Keywords: atomized powders, selective laser melting, austenitic steel, structure, mechanical properties.

Smetkin A.A. – Cand. Sci. (Tech.), assistant prof. of the Department of materials, technologies and machine design of the Perm National Research Polytechnic University (PNRPU) (614990, Russia, Perm, Komsomolskii pr., 29). E-mail: solid@pm.pstu.ac.ru.

Oglezneva S.A. – Dr. Sci (Tech.), professor of the Department of materials, technologies and machine design of the PNRPU. E-mail: director@pm.pstu.ac.ru.

Kalinin K.V. – postgraduate student of the Department of materials, technologies and machine design of the PNRPU. E-mail: kpmc@pm.pstu.ac.ru.

Khanipov E.F. – postgraduate student of the Department of materials, technologies and machine design of the PNRPU. E-mail: kpmc@pm.pstu.ac.ru.

Citation: Smetkin A.A., Oglezneva S.A., Kalinin K.V., Khanipov E.F. Structure and properties of corrosion-resistant steel obtained by selective laser melting. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2019. No. 1. P. 91–97 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2019-1-91-97.

Введение

Селективное лазерное плавление (СЛП) распыленных порошков является одним из известных способов аддитивного производства деталей сложной формы для создания функциональных прототипов и мелких партий готовых изделий [1–6]. Технология основана на последовательном плавлении слоев порошкового материала с помощью лазеров высокой мощности и позволяет производить изделия из металлов с высокими плотностью, прочностью и вязкостью [7–11]. Одним из основных требований к исходным материалам в СЛП является качество порошка. Следует строго соблюдать такие параметры, как сферичность частиц (фактор формы), средний размер, элементный состав. В зарубежной и отечественной практике оптимальным диапазоном размера частиц в СЛП принято считать 20–60 мкм. Несмотря на остаточную пористость, изделия, полученные СЛП-технологией, в ряде случаев прочнее литых на 3–10 %. Это обусловлено влиянием лазерного нагрева на формируемую структуру конечного продукта.

Цель работы заключалась в анализе качества распыленных порошков стали 12X18H10T, оценке структуры и свойств экспериментальных образцов, полученных селективным лазерным плавлением.

Методика эксперимента и исследований

В качестве исходного материала для СЛП использовали порошки, полученные распылением аргоном расплава аустенитной стали 12X18H10T

на установке VIGA-2B (ALD, ФРГ) при следующих параметрах: $t = 1640$ °С, давление газа на распыление – 27 бар. Для СЛП требуются порошки со средним размером 30–60 мкм, поэтому для эксперимента из распыленных порошков ситовым методом выделили фракцию 20–63 мкм.

Технологические характеристики порошков определяли согласно стандартам для насыпной плотности (ГОСТ 19440–94) и текучести (ГОСТ 20899–98).

Размер частиц анализировали с помощью лазерного дифрактометра «Analissette-22 NanoTech» (Fritsch, ФРГ). Качественно-количественный элементный анализ порошков и экспериментальных образцов выполнен методом энергодисперсионной рентгенофлуоресцентной спектроскопии на приборе EDX-800HS (Shimadzu, Япония). Морфологию частиц и структуру консолидированных образцов исследовали с помощью оптического микроскопа «Axiovert 40MAT» (Carl Zeiss, ФРГ) и сканирующего электронного микроскопа «Vega 3» (Tescan, Чехия). Рентгеноструктурный анализ материалов осуществляли методом Ритвельда на дифрактометре XRD-6000 (Shimadzu, Япония) с использованием λ -Cu-излучения.

Экспериментальные образцы стали 12X18H10T были выращены на установке «Concept Laser M2» (Concept Laser GmbH, Германия) при мощности лазера 180 Вт и скорости 700 мм/с. Термомеханическая обработка выращенных образцов не проводилась.

Микротвердость образцов определяли на приборе ПМТ-3 (ОАО «ЛОМО», г. Санкт-Петербург) при нагрузке 50 г путем вдавливания правильной

четырёхгранной алмазной пирамиды с углом при вершине 136° . Механические свойства оценивали согласно ГОСТ 1497-84 при испытаниях на растяжение на испытательной машине «Instron 5885» (Instron, США).

Результаты и их обсуждение

В процессе получения порошков методом распыления скорость кристаллизации обуславливает морфологию и строение частиц — крупных и мелких.

Анализ порошков стали с помощью СЭМ показал, что распыленные частицы имеют форму, близкую к сферической, с наличием в некоторых случаях сателлитов (рис. 1). Согласно [12], при содержании углерода в стали ниже 0,5 мас.% расплав охлаждается немного ниже температуры ликвидуса, кристаллизуется и растёт δ -фаза, а затем при перитектической температуре начинает формироваться твёрдая γ -фаза по периферии дендритов δ -фазы. На поверхности крупных частиц (рис. 1, б) отчетливо видны закристаллизовавшиеся дендриты, что обусловлено меньшей степенью переохлаждения крупных капель. Здесь же наблюдается центр кристаллизации с расходящимися ветвями кристаллитов. В общем случае поверхность крупных частиц (>35 мкм) представлена дендритно-ячеистой структурой. С уменьшением размера ча-

стиц (<35 мкм) дендритная структура практически исчезает, преобладает ячеистая. Это обусловлено уменьшением пространства между осями 2-го порядка в дендритах или может быть результатом объёмной кристаллизации, когда капли жидкости испытывают наибольшую степень переохлаждения [13, 14]. Поэтому мелкие частицы имеют более гладкую поверхность.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа, порошок состоит из аустенита и 4,1 % феррита. Характерный размер частиц — $d_{50} = 37$ мкм, $d_{100} = 67$ мкм. Гистограмма распределения частиц по размерам представлена на рис. 2. Дифференциальная кривая распределения близка к гауссову виду, а несимметричность связана с сателлитностью и присутствием в небольшом количестве частиц менее 20 мкм. Текучесть порошка 12X18H10T составляет 16 г/с, насыпная плотность — 4,41 г/см³.

Плотность выращенных образцов стали 12X18H10T в среднем соответствовала 7,89 г/см³, относительная пористость — 1,8 %. Удалось получить достаточно плотный материал, учитывая, что плотность компактной стали равна 7,95 г/см³.

Микротвёрдость образца в поперечной плоскости выше, чем в планарной: 322 ± 8 HV_{0,05} и 273 ± 15 HV_{0,05} соответственно. Испытания на растяжение показали, что экспериментальные образцы обладают большими механическими свойствами, чем литая сталь. В табл. 1 представлены

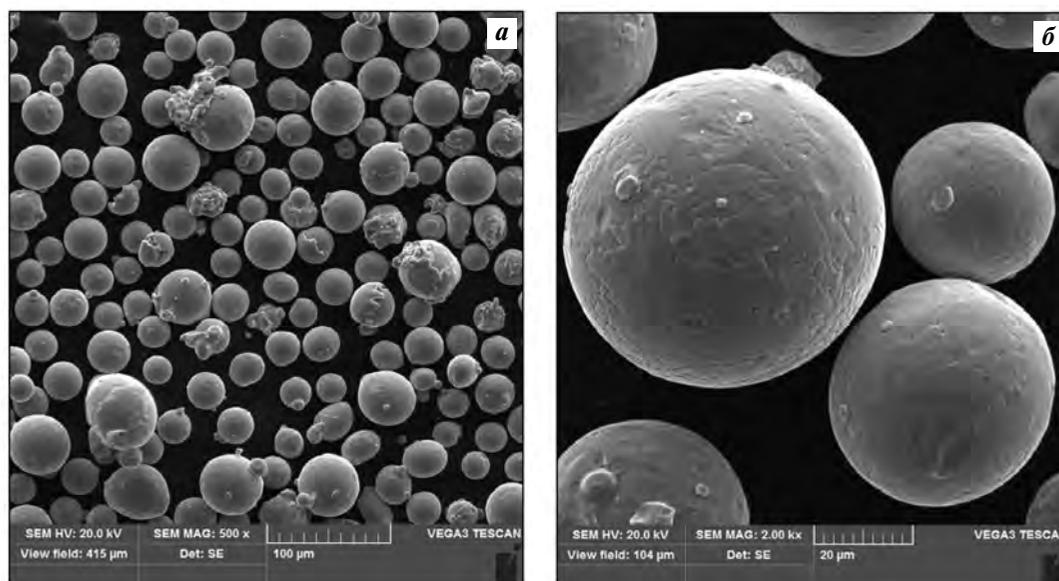


Рис. 1. СЭМ-изображения порошков стали 12X18H10T, полученных распылением аргоном в установке VIGA-2B

Увеличение: а — 500 \times , б — 2000 \times

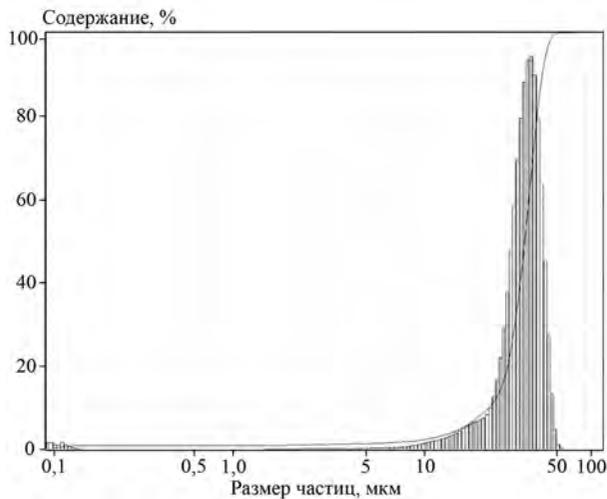


Рис. 2. Распределение частиц по размерам порошка 12X18H10T, полученного распылением в аргоне

Таблица 1. Механические свойства СЛП-образцов 12X18H10T в сравнении с образцами 316L

Материал	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
12X18H10T	651 ± 10	481 ± 18	47 ± 3	55 ± 4
316L [21]	684	555	51	70

механические свойства СЛП-образцов, близких по характеристикам к нержавеющей сталям. Образцы выращены в одинаковых условиях. Повышение прочности, как указано в [15–19], связано с измельчением при СЛП структурных параметров. Полученные результаты демонстрируют конкурентоспособность селективного лазерного плавления с другими способами металлургического производства [20].

Исследования микроструктуры образцов 12X18H10T (рис. 3), выполненные с помощью оптического микроскопа «Axiovert 40MAT» после травления их раствором «царской водки», показали четкие границы треков наплавленного порошка со средним размером слоя 200 мкм. Микроструктура характеризуется отличной сплошностью, отсутствием пор и трещин, представляет собой твердый раствор аустенита. Наблюдаемые дугообразные границы раздела параллельных полукруглых треков обусловлены отводом тепла при кристаллизации в процессе СЛП. При этом удлиненные кристаллиты в треках ориентированы вовнутрь от дугообразной границы. Полученные результаты хорошо согласуются с работами [22, 23]. При больших увеличениях установлено, что при СЛП сфор-

мировалась мелкокристаллическая структура со средним размером кристаллитов порядка 2,0–3,5 мкм. Очевидно, что этот размер кристаллитов соответствует высоким скоростям охлаждения 10^3 – 10^5 град/с [24, 25].

Полнопрофильный анализ рентгеновских дифрактограмм исходных порошков и выращенных образцов показал, что в процессе лазерного плавления происходят увеличение микроискажений кристаллической решетки аустенита с 0,024 до 0,26 % и измельчение областей когерентного рассеяния (D) с 74 до 19 нм (табл. 2). Доля вторичной фазы феррита уменьшается с 4,1 до 1,4 %.

Электронно-микроскопический анализ излома образца показал, что поверхность характеризуется ярко выраженным вязким типом (рис. 4). На поверхности излома отсутствуют какие-либо частицы примесей или нерасплавленные частицы порошка и отчетливо видны границы трека при СЛП.

С помощью энергодисперсионного спектрального анализа получены карты распределения основных элементов 12X18H10T (рис. 5).

Результаты качественного и количественного анализа в планарной плоскости при 100-кратном увеличении свидетельствуют о равномерном рас-



Рис. 3. Оптическое изображение микроструктуры образца 12X18H10T, полученного СЛС ($\times 200$)

Таблица 2. Структурные параметры порошка и выращенных образцов стали 12X18H10T

Материал	Доля ОЦК, %	ГЦК		
		a , нм	D , нм	$\Delta a/a$, %
Порошок	4,1	3,5895	74	0,024
СЛП-образец	1,4	3,5896	19	0,26

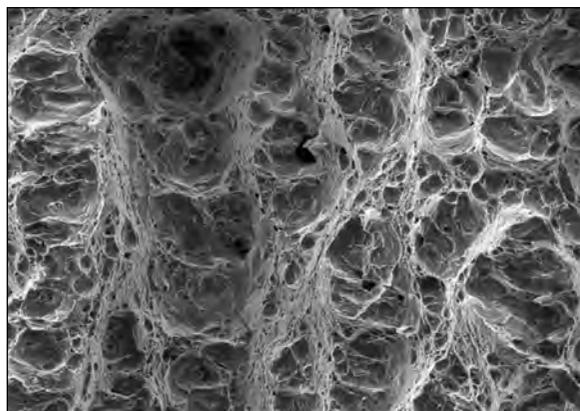


Рис. 4. СЭМ-изображение ($\times 500$) излома образца 12X18H10T

пределении элементов по поверхности плавленого слоя. Элементный состав, по данным рентгенофлуоресцентного анализа, соответствует марке 12X18H10T (табл. 3).

Сопоставляя результаты анализа элементного состава распыленного порошка и консолидированного методом селективного лазерного плавления экспериментального материала, можно заключить, что состав остается практически неизменным и соответствует марке 12X18H10T. Селективное лазерное плавление не приводит к изменению химического состава.

Заключение

Порошки, полученные методом распыления стали 12X18H10T, обладают формой, близкой к сферической. Структура частиц — дендритно-ячеистая, при этом с уменьшением размера частиц (< 35 мкм) дендритная структура практически исчезает и преобладает ячеистая. Характерный размер частиц — $d_{50} = 37$ мкм, $d_{100} = 67$ мкм.

Методом СЛП получены экспериментальные

Таблица 3. Химический состав (мас.%) исходного порошка и выращенных образцов стали 12X18H10T

Материал	Fe	Cr	Ni	Ti	Mo	Si
Порошок	Основа	18,30	9,62	0,49	0,30	0,71
СЛП-образец	Основа	17,78	9,35	0,40	0,17	0,62

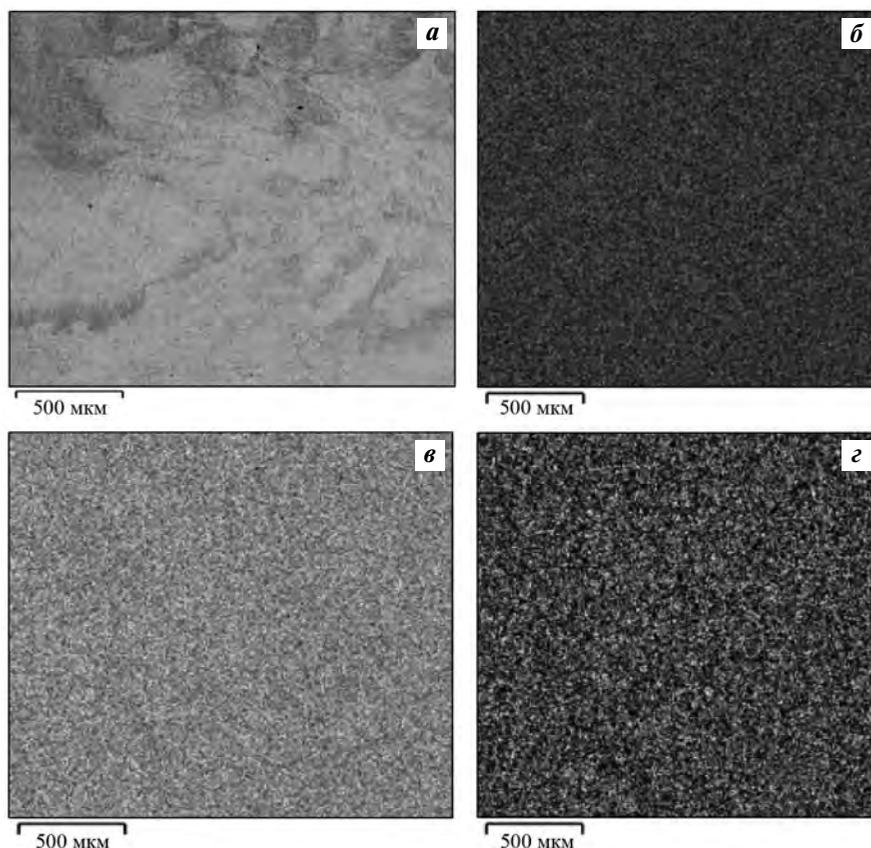


Рис. 5. СЭМ-изображение (а) и карты распределения хрома (б), железа (в) и никеля (г) на микрошлифе 12X18H10T в планарной плоскости ($\times 100$)

образцы стали 12X18H10T плотностью 7,89 г/см³. Микроструктура материала представлена твердым раствором аустенита с отсутствием пор и трещин. Средний размер кристаллитов составляет 2,0—3,5 мкм. Энергодисперсионная спектроскопия шлифов 12X18H10T показала однородное распределение элементов в плоскости шлифа.

Микротвердость образцов в поперечной плоскости шлифа выше, чем в планарной плоскости. При этом у образцов, полученных из порошка методом СЛП, микротвердость выше, чем у стандартного компактного сплава. Предел прочности и относительное удлинение составляют 651 МПа и 47 % соответственно. Повышение прочности обусловлено, вероятно, формированием при СЛП упрочняющих фаз и мелкозернистой структурой. Поверхность изломов образцов представлена ярко выраженным вязким типом.

Литература/References

1. *Brandt M.* The role of lasers in additive manufacturing. In: *Laser additive manufacturing*. Woodhead Publ., 2017. P. 1—18.
2. *Губсон Я., Розен Д., Стакер Б.* Технология аддитивного производства. М.: Техносфера, 2016. *Gibson YA., Rozen D., Staker B.* Additive manufacturing technology. Moscow: Tekhnosfera, 2016 (In Russ.).
3. *Frazier W.E.* Metal additive manufacturing: A review. *J. Mater. Eng. Perform.* 2014. No. 23. P. 1917—1928. DOI: 10.1007/s11665-014-0958-z.
4. *Zhang B., Dembinski L., Coddet C.* The study of the laser parameters and environment variables effect on mechanical properties of high compact parts elaborated by selective laser melting 316L powder. *Mater. Sci. Eng. A.* 2013. Vol. 584. P. 21—31. DOI: 10.1016/j.msea.2013.06.055.
5. *Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L., Liu Z.H., Zhang D.Q., Loh L.E., Sin S.L.* Review of selective laser melting: Materials and applications. *Appl. Phys. Rev.* 2015. Vol. 2. P. 041101. DOI: 10.1063/1.4935926.
6. *Emmelmann C., Kranz J., Herzog D., Wycisk E.* Laser additive manufacturing of metals. In: *Laser technology in biomimetics*. Eds. V. Schmidt, M.R. Belegatis. Heidelberg: Springer, 2013. P. 143—161.
7. *Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R.* Laser additive manufacturing of metallic components: Materials, processes and mechanisms. *Int. Mater. Rev.* 2012. No. 57 (3). P. 133—164.
8. *Kruth J.P., Froyen L., Van Vaerenbergh J., Mercelis P., Rombouts M., Lauwers B.* Selective laser melting of iron-based powder. *J. Mater. Process. Technol.* 2004. Vol. 149. P. 616—622. DOI:10.1016/j.jmatprotec.2003.11.051.
9. *Zhongji Sun, Xipeng Tan, Shu Beng Tor, Wai Yee Yeong.* Selective laser melting of stainless steel 316L with low porosity and high build rates. *Mater. Design.* 2016. Vol. 104. P. 197—204.
10. *Chunlei Qiu, Mohammed Al Kindi, Aiman Salim Aladawi, Issa Al Hatmi.* A comprehensive study on microstructure and tensile behaviour of a selectively laser melted stainless steel. *Sci. Rep.* 2018. Vol. 8. Article 7785. DOI: 10.1038/s41598-018-26136-7.
11. *Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C.* Additive manufacturing of metals. *Acta Mater.* 2016. Vol. 117. P. 371—392.
12. *Won Y.-M., Thomas B.G.* Simple model of microsegregation during solidification of steels. *Metall. Mater. Trans. A.* 2001. Vol. 32. No. 7. P. 1755—1768.
13. *Bracconi P., Gasc G.* Surface characterization and reactivity of a nitrogen atomized 304L stainless steel powder. *Metall. Mater. Trans. A.* 1994. Vol. 25. No. 3. P. 509—520.
14. *Kelly T.F., Cohen M., Vander Sande J.B.* Rapid solidification of a droplet-processed stainless steel. *Metall. Trans. A.* 1984. Vol. 15. No. 5. P. 819—833.
15. *Баракhtин Б.К., Жуков А.С., Деев А.А.* Влияние химического состава порошкового сырья на прочность материала после селективного лазерного плавления. *Металловедение и терм. обраб. металлов.* 2018. No. 6. С. 48—52. *Barakhtin B.K., Zhukov A.S., Deev A.A.* Effect of the chemical composition of powder stock on the strength of material after selective laser fusion. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov.* 2018. No. 6. P. 48—52 (In Russ.).
16. *Баракhtин Б.К., Жуков А.С., Бобырь В.В., Шакиров И.В., Кузнецов П.А.* Факторы повышения прочности металлов, полученных селективным лазерным плавлением порошков. *Вопр. материаловедения.* 2018. No. 3 (95). С. 68—75. *Barakhtin B.K., Zhukov A.S., Bobyr' V.V., Shakirov I.V., Kuznetsov P.A.* Factors of strength increasing of metals produced by selective laser melting of powders. *Voprosy materialovedeniya.* 2018. No. 3 (95). P. 68—75 (In Russ.).
17. *Zhong Y., Liu L., Wikman S., Cui D., Shen Z.* Intragranular cellular segregation network structure strengthening 316L stainless steel prepared by selective laser melting. *J. Nucl. Mater.* 2016. Vol. 470. P. 170—178.
18. *Zietala M., Durejko T., Polanski M., Kunce I., Plocinski T., Zielenski W., Lazinska M., Stepniowski W., Czujko T., Kurzydowski K.J.* The microstructure, mechanical prop-

- perties and corrosion resistance of 316L stainless steel fabricated using laser engineered net shaping. *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. Vol. 677. P. 1—10.
19. Грязнов М.Ю., Шотин С.В., Чувильдеев В.Н. Эффект мезоструктурного упрочнения стали 316L при послонном лазерном сплавлении. *Вестн. Нижегород. ун-та им. Н.И. Лобачевского*. 2012. No. 5 (1). С. 43—50.
Gryaznov M.Yu., Shotin S.V., Chuvildeev V.N. Effect of mesostructural strengthening of 316L steel in the selective laser melting process. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo*. 2012. No. 5(1). P. 43—50 (In Russ.).
 20. Гончаров И.С., Васильева О.В., Кузнецов П.А., Бобырь В.В., Петров С.Н. Структура и свойства коррозионно-стойких сталей различных классов марок 316L, 410L и 17-4Ph, изготовленных селективным лазерным сплавлением порошков. *Новости материаловедения. Наука и техника*. 2015. No. 5. С. 26—32.
Goncharov I.S., Vasil'eva O.V., Kuznetsov P.A., Bobyr' V.V., Petrov S.N. Structure and properties of corrosion-resistant steels of different grades 316L, 410L and 17-4Ph manufactured by selective laser melting of powders. *Novosti materialovedeniya. Nauka i tekhnika*. 2015. No. 5. P. 26—32 (In Russ.).
 21. Chunlei Qiu, Mohammed Al Kindi, Aiman Salim Aladawi, Issa Al Hatmi. A comprehensive study on microstructure and tensile behaviour of a selectively laser melted stainless steel. *Sci. Rep.* 2018. No. 8. Article 7785.
 22. Суфияров В.Ш., Борисов Е.В., Полозов И.А., Масайло Д.В. Управление структурообразованием при селективном лазерном плавлении. *Цвет. металлы*. 2018. No. 7. С. 68—74.
Sufiyarov V.Sh., Borisov E.V., Polozov I.A., Masailo D.V. Control of structure formation in selective laser melting. *Tsvetnye metally*. 2018. No. 7. P. 68—74 (In Russ.).
 23. Ma M., Wang Z., Zeng X. A comparison on metallurgical behaviors of 316L stainless steel by selective laser melting and laser cladding deposition. *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. Vol. 685. P. 265—273.
 24. Gray III G.T., Livescu V., Rigg P.A., Trujillo C.P., Cady C.M., Chen S.R., Carpenter J.S., Lienert T.J., Fensin S.J. Structure/property (constitutive and spallation response) of additively manufactured 316L stainless steel. *Acta Mater.* 2017. Vol. 138. P. 140—149. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.07.045.
 25. Brytan Z. Comparison of vacuum sintered and selective laser melted steel AISI 316L. *Arch. Metall. Mater.* 2017. Vol. 62. No. 4. P. 2125—2131. DOI: 10.1515/amm-2017-0314.