


Металлургия. Материаловедение Metallurgy. Material Science

Научная статья

УДК 621.762

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30303>



М.Я. Зайцева , Д.П. Ерутин,
А.А. Попович, В.Ш. Суфияров

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

 zajtsevamy@yandex.ru

ВЛИЯНИЕ ПОДОГРЕВА ПРИ СЕЛЕКТИВНОМ ЛАЗЕРНОМ ПЛАВЛЕНИИ ХРОМИСТОЙ СТАЛИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА

Аннотация. В работе представлены результаты исследования влияния температуры подогрева платформы при селективном лазерном плавлении (СЛП) и термической обработке на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства хромистой стали. Была выявлена зависимость пористости компактного материала от плотности энергии селективного лазерного плавления. Микроструктура образцов характеризуется узкими, вытянутыми вдоль направления построения зернами. При печати с подогревом платформы средняя длина зерен увеличивается с 156 до 563 мкм, средняя ширина при этом не изменяется и составляет около 30 мкм. После термической обработки на границах зерен выделились включения, предположительно карбиды типов MC и M₂₃C₆. Дифрактограммы образцов содержат пики, соответствующие объемно-центрированной кубической решетке. Подогрев платформы в процессе СЛП позволил повысить пластичность материала на 6% (с 12 до 18%) при сохранении прочностных свойств. Результаты показали, что применение подогрева платформы и термической обработки позволяют изменять микроструктуру и механические свойства. Материалы статьи были представлены на Международной научно-практической конференции «Перспективные машиностроительные технологии (Advanced Engineering Technologies) AET 2024», проходившей в Санкт-Петербурге 13–17 мая 2024 года.

Ключевые слова: селективное лазерное плавление, аддитивное производство, хромистая сталь, подогрев платформы, термическая обработка.

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-30004 «Разработка новых функциональных материалов, интеллектуальных конструкций и технологий их создания методами аддитивного производства на основе современных подходов моделирования и прогнозирования свойств», <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>.

Для цитирования:

Зайцева М.Я., Ерутин Д.П., Попович А.А., Суфияров В.Ш. Влияние подогрева при селективном лазерном плавлении хромистой стали на структуру и свойства // Глобальная энергия. 2024. Т. 30, № 3. С. 43–51. DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30303>



M.Y. Zaitceva ✉, D.P. Erutin,
A.A. Popovich, V.S. Sufiiarov

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,
St. Petersburg, Russia

✉ zajtsevamyayandex.ru

EFFECT OF PRE-HEATING DURING SELECTIVE LASER MELTING OF CHROMIUM STEEL ON STRUCTURE AND PROPERTIES

Abstract. The paper presents the results of investigation of the influence of platform pre-heating temperature during selective laser melting (SLM) and subsequent heat treatment on the microstructure, phase composition and mechanical properties of chromium steel. The dependence of the porosity of the compact material on energy density of SLM was revealed. The microstructure of the samples is characterized by narrow grains elongated along the building orientation. During printing with platform pre-heating, the average length of grains increases from 156 to 563 μm , while the average width stays the same, about 30 μm . After heat treatment, carbides of the MC and M₂₃C₆ types are located at the grain boundaries. X-ray diffraction patterns of the samples contain peaks corresponding to the body-centered cubic lattice. Platform pre-heating during SLM process allowed to increase the ductility of the material by 6% (from 12 to 18%), while maintaining the strength properties. The results showed that the application of platform pre-heating and subsequent heat treatment enables to control the microstructure and mechanical properties. The materials of the article were presented at the International Scientific and Practical Conference “Advanced Engineering Technologies (AET 2024)” held in St. Petersburg on May 13–17, 2024.

Keywords: selective laser melting, additive manufacturing, chromium steel, platform pre-heating, heat treatment.

Acknowledgements: The research was supported by the Russian Science Foundation grant No. 23-79-30004 “Development of new functional materials, intelligent structures and technologies for their creation using additive manufacturing methods based on modern approaches to modeling and predicting properties”. Available online: <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>.

Citation:

M.Y. Zaitceva, D.P. Erutin, A.A. Popovich, V.S. Sufiiarov, Effect of pre-heating during selective laser melting of chromium steel on structure and properties, *Global Energy*, 30 (03) (2024) 43–51, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30303>

Введение. Аддитивное производство металлических конструкций уже широко применяется в ряде отраслей, таких как аэрокосмическая, медицинская, судостроительная [1, 2], благодаря ряду потенциальных преимуществ, таких как сокращение расхода материалов и ускорение процесса производства, возможность получения конструкций со сложными и оптимизированными формой и структурой, в том числе функционально-градиентных [3]. На данный момент активно исследуются возможности внедрения методов аддитивного производства в атомную энергетику для создания конструкций для атомных реакторов нового поколения из хромистых ДУО-сталей [4–6].

Селективное лазерное плавление (СЛП) является технологией, относящейся к процессу синтеза на подложке с воздействием лазера. В процессе металлический порошковый слой избирательно расплавляется лазерным лучом согласно сечению заданной 3D-модели [7, 8].

Хромистые стали при производстве СЛП склонны к трещинообразованию и деформациям из-за быстрого охлаждения (103–106 К/с [9]), высоких температур и фазовых переходов, возникающих при 3D-печати, что приводит к образованию термических напряжений [10]. Подогрев

платформы при СЛП в ряде случаев позволяет снизить температурный градиент и уменьшить количество внутренних напряжений, улучшить механические свойства и предотвратить появление трещин [11]. Температура закалки для данной группы сталей составляет 1050–1100°C [12–13]. Температура отпуска, как правило, выбирается выше, чем температура эксплуатации, и обычно составляет 700–740°C.

В данной работе было выполнено исследование влияния подогрева платформы при СЛП и термической обработки на микроструктуру и механические свойства хромистой стали марки ЭП-450.

Материалы и методы исследования

В исследовании использовался порошок стали марки ЭП-450 с химическим составом, представленном в табл. 1. Размер частиц применяемого порошка составил от 22 до 71 мкм.

Таблица 1

Химический состав стали ЭП-450

Table 1

Chemical composition of EP-450 steel

Содержание элементов, масс. %										
C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni	V	Nb	Fe
0,12	0,42	0,022	0,008	0,004	12,9	1,44	0,04	0,2	0,41	ост.

Процесс СЛП осуществлялся на установке 3DLAM Mid с системой подогрева до 500°C и лазером с максимальной мощностью 500 Вт. Образцы кубической формы со сторонами 10 мм были использованы для анализа структуры.

Были выполнены эксперименты с варьированием мощности лазера (P), скорости печати (v) и расстояния между проходами (h) в следующих диапазонах: $P = 150–300$ Вт, $v = 500–750$ мм/с, $h = 50–80$ мкм. Толщина слоя (t) составляла 30 мкм. Были получены две группы образцов: без предварительного нагрева и с предварительным нагревом 500°C. Все построения проводились в защитной атмосфере аргона.

Процесс термической обработки проводился в муфельной печи ЛОИП LF-5/13-V2. Режим термической обработки включал в себя выдержку образцов при температуре 1050°C в течение 30 минут, закалку в воду и последующий высокотемпературный отпуск при температуре 720°C в течение 2 часов.

Анализ микроструктуры проводился на сканирующем электронном микроскопе Mira Tescan 3 LMU. Для травления использовался раствор «царской водки» (HNO_3 и HCl в соотношении 3:1). Определение фазового состава образцов выполнялось рентгенофазовым анализом на дифрактометре Bruker D8 Advance. Для анализа было использовано $\text{Cu K}\alpha$ излучение с длиной волны 1,5406 Å.

Пористость оценивалась на полированных микрошлифах с помощью программного обеспечения анализа изображений ImageJ путем вычисления доли пор по отношению ко всей площади изображения. При этом использовалось не менее пяти изображений с оптического микроскопа при 50-кратном увеличении.

Значения плотности энергии СЛП E (Дж/мм³) были рассчитаны по следующей формуле:

$$E = \frac{P}{v \cdot h \cdot t}, \quad (1)$$

где P – мощность лазера (Вт); v – скорость сканирования (мм/с); h – расстояние между проходами (мм); t – толщина слоя (мм).

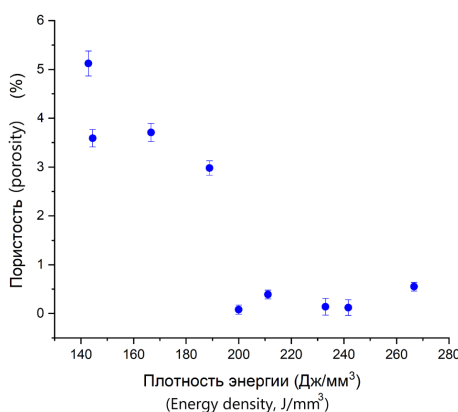


Рис. 1. Изменение пористости образцов от плотности энергии СЛП

Fig. 1. Dependence of sample's porosity on SLM energy density

Испытания на растяжение с целью определения механических характеристик полученных образцов были выполнены с помощью испытательной машины Zwick/Roell Z100 при комнатной температуре. Измерения микротвердости были выполнены по методу Виккерса на твердомере Buehler Micromet 5103.

Результаты исследования

На рис. 1 представлен график зависимости изменения пористости от плотности энергии СЛП. Выявлена тенденция снижения пористости образцов при увеличении плотности энергии СЛП до 240 Дж/мм³. Плотность энергии до 200 Дж/мм³ является недостаточной для расплавления металлического порошка, вследствие чего в зонах примыкания соседних проходов формируются дефекты. Наименьшая пористость образцов была получена при плотности энергии в диапазоне 200–240 Дж/мм³, поскольку при дальнейшем увеличении количества подаваемой энергии ванна расплава перегревается, с чем связаны испарение материала, образование крупных сферических пор, и, следовательно, повышение пористости.

Была проведена оценка внутренней пористости образцов, изготовленных без нагрева платформы. На поверхности ряда образцов в процессе СЛП образовались горизонтальные трещины глубиной около 500 мкм. Применение подогрева платформы (500°С) при печати позволило получить образцы без горизонтальных трещин.

После СЛП микроструктура образцов (рис. 2) состоит из крупных вытянутых вдоль оси построения зерен, окруженных более мелкими зёрнами (5–10 мкм). Средняя длина зерна составила 156 мкм при печати без подогрева и 563 мкм при печати с подогревом платформы до 500°С, при этом средняя ширина зерен не изменилась и составила около 30 мкм для всех образцов.

При использовании подогрева платформы в процессе СЛП происходит снижение температурного градиента, в этой связи создаются более благоприятные условия для эпитаксиального роста при переходе от одного слоя к другому и формировании вытянутых зерен вдоль направления выращивания.

Из-за быстрых скоростей охлаждения в процессе СЛП выделение карбидов не успевает произойти (рис. 3а). При последующей закалке вследствие выдержки при высоких температурах по границам зерен образовались включения, предположительно карбиды типов МС или М23С6 (рис. 3б). После закалки и отпуска наблюдаются незначительный рост среднего размера зерна и увеличение количества включений (рис. 3в).

При использовании подогрева платформы требуется меньше теплового воздействия лазера для расплавления порошкового материала, благодаря чему возможно использовать более высокие

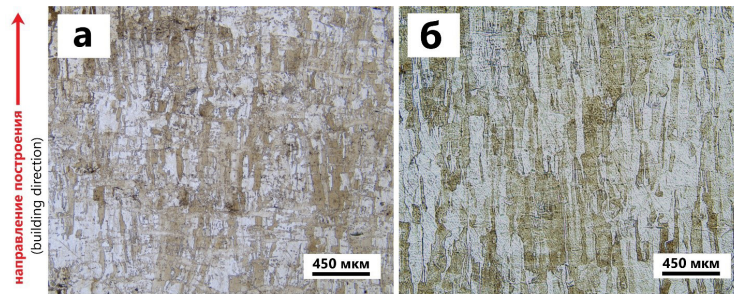


Рис. 2. Микроструктура образцов после СЛП: а) без подогрева; б) с подогревом платформы 500°C
 Fig. 2. Microstructure of SLM processed samples: a) without pre-heating; b) with pre-heating at 500°C

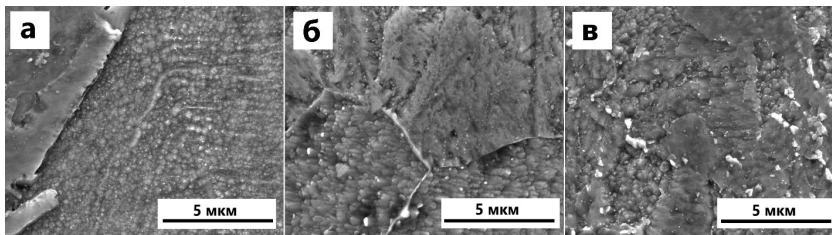


Рис. 3. Микроструктура образцов после СЛП и термической обработки:
 а) после печати; б) после закалки; в) после отпуска
 Fig. 3. Microstructure of samples after SLM and heat treatment: a) after printing; b) after quenching; c) after tempering

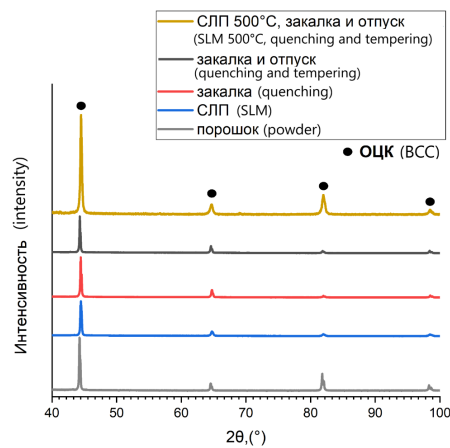


Рис. 4. Дифрактограммы компактных образцов, изготовленных СЛП
 Fig. 4. XRD diffraction pattern of bulk samples produced by SLM

скорости сканирования для достижения аналогичной плотности компактного материала [14]. Кроме того, при подогреве платформы ванна расплава становится более стабильной [14].

Анализ дифрактограмм образцов показал, что все образцы имеют одинаковый фазовый состав, содержащий пики, соответствующие ОЦК решетке железа (рис. 4). Выделение карбидных фаз на рентгенограмме зафиксировано не было, ввиду низкого содержания карбидов одного типа и их малого размера (до 300 нм). Явное наличие мартенсита выявлено не было, что может быть связано с относительно небольшим содержанием углерода (0,10–0,15 масс. %) в данной марке стали относительно других сталей ферритно-мартенситного класса.

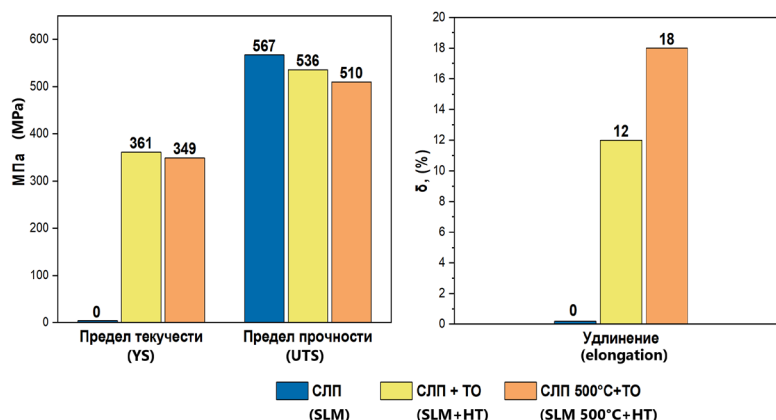


Рис. 5. Механические характеристики образцов
 Fig. 5. Mechanical properties of samples

Значения микротвердости после СЛП (378–388 НВ) указывают на формирование закаленной структуры в процессе печати. Последующая термическая обработка способствует уменьшению внутренних напряжений и увеличению пластических свойств. После закалки уровень микротвердости сохраняется, после отпуска микротвердость снижается до 357–362 НВ. Результаты измерений микротвердости (357–388 НВ) соответствуют опубликованным значениям для данной группы материалов [15].

Механические свойства образцов из стали ЭП-450 представлены на рис. 5.

Сравнение механических характеристик полученных образцов показало, что самый высокий уровень прочности (567 МПа) имеют образцы после СЛП без термической обработки, однако пластичность отсутствует. Прочностные свойства термообработанных образцов, полученных без подогрева платформы и при подогреве 500°С, являются близкими по значениям. Применение подогрева платформы 500°С позволило повысить пластичность на 6% (с 12 до 18%). Из полученных результатов можно сделать заключение, что с помощью подогрева платформы и термической обработки возможно управлять получаемыми механическими свойствами.

Заключение

В рамках проведенного исследования были получены данные о структуре, фазовом составе и механических свойствах хромистой стали, полученной методом СЛП. При печати с подогревом платформы 500°С увеличивается средняя длина зерна (с 156 до 563 мкм) и повышается пластичность материала на 6% (с 12 до 18%) при сохранении уровня прочностных свойств.

Применение подогрева платформы и относительно высокой плотности энергии позволило получить компактный материал с пористостью менее 0,5% без поверхностных трещин.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

- [1] Gardner. L. Metal additive manufacturing in structural engineering – review, advances, opportunities and outlook // Structures. 2023. Vol. 47. P. 2178–2193. DOI: 10.1016/j.istruc.2022.12.039
- [2] Vafadar A., Guzzomi F., Rassau A., Hayward K. Advances in Metal Additive Manufacturing: A Review of Common Processes, Industrial Applications, and Current Challenges // Applied Sciences. 2021. Vol. 11. Iss. 3. Art. no. 1213. DOI: 10.3390/app11031213

- [3] **Sufiyarov V., Borisov E., Polozov I.** Investigation of Functional Graded Steel Parts Produced by Selective Laser Melting // *Key Engineering Materials*. 2019. Vol. 822. P. 563–568. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.822.563
- [4] **Sufiyarov V.S., Razumov N.G., Mazeeva A.K. et al.** Modern Methods of Creation and Application of Powder Ferritic/Martensitic ODS Steels // *Metal Science and Heat Treatment*. 2024. Vol. 66. P. 76–86. DOI: 10.1007/s11041-024-01021-5
- [5] **Zhou Y., Yin S., Jiang Y., Zhou Q., Peng J., Yan Y.** Wire and arc additive manufacturing fabrication of ODS-RAFM steels and preliminary evaluation on microstructures and mechanical properties // *Journal of Nuclear Materials*. 2022. Vol. 572. Art. no. 154068. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2022.154068
- [6] **Wang Z., Liu Z., Ma J., Su Y., Deng H., Zhou N., Zhai H., Wu J.** Investigation on microstructure and mechanical properties of electron-beam-welded joint of reduced activation ferritic/martensitic steel fabricated by selective laser melting // *Materials Science and Engineering: A*. 2023. Vol. 881. Art. no. 145333. DOI: 10.1016/j.msea.2023.145333
- [7] **Mansoura A., Omidi N., Barka N. et al.** Selective Laser Melting of Stainless Steels: A review of Process, Metals and Microstructure and Properties // *Metals and Materials International*. 2024. Vol. 30. P. 2343–2371. DOI: 10.1007/s12540-024-01650-8
- [8] **Gibson I., Rosen D., Stucker B., Khorasani M.** Additive manufacturing technologies. 3rd ed. Springer Cham, 2021. 675 p. DOI: 10.1007/978-3-030-56127-7
- [9] **Esmailzadeh R., Hamidi-Nasab M., de Formanoir C., Schlenger L., Van Petegem S., Navarre C., Cayron C., Casati N., Grolimund D., Logé R.E.** In-situ selective laser heat treatment for microstructural control of additively manufactured Ti-6Al-4V // *Additive Manufacturing*. 2023. Vol. 78. Art. no. 103882. DOI: 10.1016/j.addma.2023.103882
- [10] **Krakhmalev P., Yadroitsava I., Fredriksson G., Yadroitsev I.** In situ heat treatment in selective laser melted martensitic AISI 420 stainless steels // *Materials & Design*. 2015. Vol. 87. P. 380–385. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.08.045
- [11] **Mertens R., Dadbakhsh S., Van Humbeeck J., Kruth J.-P.** Application of base plate preheating during selective laser melting // *Procedia CIRP*. 2018. Vol. 74. P. 5–11. DOI: 10.1016/j.procir.2018.08.002
- [12] **Ланская К.А.** Высокохромистые жаропрочные стали. М.: Металлургия, 1976. 216 с.
- [13] **Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Astafurova E.G., Chernov V.M., Leontyeva-Smirnova M.V.** The effect of tempering temperature on the features of phase transformations in the ferritic–martensitic steel EK-181 // *Journal of Nuclear Materials*. 2014. Vol. 455. Iss. 1–3. P. 496–499. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2014.08.012
- [14] **Kempen K., Thijs L., B., Vrancken Buls S., Van Humbeeck J., Kruth J.-P.** Lowering thermal gradients in selective laser melting by pre-heating the baseplate // *Solid Freeform Fabrication Symposium Proceedings*. 2013.
- [15] **Khan S., Cheng C.-Q., Cao T.-S. et al.** Microstructure and Corrosion Properties of S400E Sorbite Stainless Steel // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2022. Vol. 11. P. 649–660. DOI: 10.1007/s13632-022-00863-w

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ЗАЙЦЕВА Мария Ярославовна – инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, магистр.

E-mail: zajtsevamy@yandex.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0006-6124-7439>

ЕРУТИН Данил Петрович – инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого.

E-mail: erutin@inbox.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0006-2797-0316>

ПОПОВИЧ Анатолий Анатольевич – директор ИММТ, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, д-р техн. наук.

E-mail: popovicha@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5974-6654>

СУФИЯРОВ Вадим Шамилевич – ведущий научный сотрудник, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, канд. техн. наук.

E-mail: vadim.spbstu@yandex.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1889-4183>

REFERENCES

- [1] **L. Gardner**, Metal additive manufacturing in structural engineering – review, advances, opportunities and outlook, *Structures*, 47 (2023) 2178–2193. DOI: 10.1016/j.istruc.2022.12.039
- [2] **A. Vafadar, F. Guzzomi, A. Rassau, K. Hayward**, Advances in Metal Additive Manufacturing: A Review of Common Processes, Industrial Applications, and Current Challenges, *Applied Sciences*, 11 (3) (2021) 1213. DOI: 10.3390/app11031213
- [3] **V. Sufiiarov, E. Borisov, I. Polozov**, Investigation of Functional Graded Steel Parts Produced by Selective Laser Melting, *Key Engineering Materials*, 822 (2019) 563–568. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.822.563
- [4] **V.S. Sufiyarov, N.G. Razumov, A.K. Mazeeva et al.**, Modern Methods of Creation and Application of Powder Ferritic/Martensitic ODS Steels, *Metal Science and Heat Treatment*, 66 (2024) 76–86. DOI: 10.1007/s11041-024-01021-5
- [5] **Y. Zhou, S. Yin, Y. Jiang, Q. Zhou, J. Peng, Y. Yan**, Wire and arc additive manufacturing fabrication of ODS-RAFM steels and preliminary evaluation on microstructures and mechanical properties, *Journal of Nuclear Materials*, 572 (2022) 154068. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2022.154068
- [6] **Z. Wang, Z. Liu, J. Ma, Y. Su, H. Deng, N. Zhou, H. Zhai, J. Wu**, Investigation on microstructure and mechanical properties of electron-beam-welded joint of reduced activation ferritic/martensitic steel fabricated by selective laser melting, *Materials Science and Engineering: A*, 881 (2023) 145333. DOI: 10.1016/j.msea.2023.145333
- [7] **A. Mansoura, N. Omid, N. Barka et al.**, Selective Laser Melting of Stainless Steels: A review of Process, Metals and Microstructure and Properties, *Metals and Materials International*, 30 (2024) 2343–2371. DOI: 10.1007/s12540-024-01650-8
- [8] **I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker, M. Khorasani**, Additive manufacturing technologies, 3rd ed., Springer Cham, 2021. DOI: 10.1007/978-3-030-56127-7
- [9] **R. Esmailzadeh, M. Hamidi-Nasab, C. de Formanoir, L. Schlenger, S. Van Petegem, C. Navarre, C. Cayron, N. Casati, D. Grolimund, R.E. Logé**, In-situ selective laser heat treatment for microstructural control of additively manufactured Ti-6Al-4V, *Additive Manufacturing*, 78 (2023) 103882. DOI: 10.1016/j.addma.2023.103882
- [10] **P. Krakhmalev, I. Yadroitsava, G. Fredriksson, I. Yadroitsev**, In situ heat treatment in selective laser melted martensitic AISI 420 stainless steels, *Materials & Design*, 87 (2015) 380–385. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.08.045
- [11] **R. Mertens, S. Dadbakhsh, J. Van Humbeeck, J.-P. Kruth**, Application of base plate preheating during selective laser melting, *Procedia CIRP*, 74 (2018) 5–11. DOI: 10.1016/j.procir.2018.08.002
- [12] **K.A. Lanskaia**, Vysokokhromistye zharoprochnye stali [High chromium heat-resistant steels], *Metallurgiya*, Moscow, 1976.
- [13] **N.A. Polekhina, I.Yu. Litovchenko, A.N. Tyumentsev, E.G. Astafurova, V.M. Chernov, M.V. Leontyeva-Smirnova**, The effect of tempering temperature on the features of phase transformations in the ferritic–

martensitic steel EK-181, *Journal of Nuclear Materials*, 455(1–3) (2014) 496–499. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2014.08.012

[14] **K. Kempen, L. Thijs, B. Vrancken, S. Bols, J. Van Humbeeck, J.-P. Kruth**, Lowering thermal gradients in selective laser melting by pre-heating the baseplate, *Solid Freeform Fabrication Symposium Proceedings*, 2013.

[15] **S. Khan, C.-Q. Cheng, T.-S. Cao et al.**, Microstructure and Corrosion Properties of S400E Sorbite Stainless Steel, *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 11 (2022) 649–660. DOI: 10.1007/s13632-022-00863-w

INFORMATION ABOUT AUTHORS

Maria Y. ZAITCEVA – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: zajtsevamy@yandex.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0006-6124-7439>

Danil P. ERUTIN – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: erutin@inbox.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0006-2797-0316>

Anatoliy A. POPOVICH – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: popovicha@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5974-6654>

Vadim S. SUFIAROV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: vadim.spbstu@yandex.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1889-4183>

Поступила: 07.08.2024; Одобрена: 11.09.2024; Принята: 23.09.2024.

Submitted: 07.08.2024; Approved: 11.09.2024; Accepted: 23.09.2024.