

Металлургия. Материаловедение Metallurgy. Material Science

Научная статья

УДК 621.762

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30108>



Д.П. Ерутин ✉, *А.А. Попович*, *В.Ш. Суфияров*

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

✉ erutin@inbox.ru

СЕЛЕКТИВНОЕ ЛАЗЕРНОЕ ПЛАВЛЕНИЕ АМОРФНО- НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

Аннотация. В работе представлены результаты исследования микроструктуры и фазового состава, а также влияния стратегии сканирования и толщины наносимого слоя порошка в процессе селективного лазерного плавления на относительную плотность компактного аморфно-нанокристаллического магнитомягкого сплава на основе кобальта 86КГСР. Показано, что применение альтернативной стратегии сканирования позволяет увеличить относительную плотность компактного материала. Применение рентгеноструктурного анализа, а также оптической и сканирующей электронной микроскопии позволило получить данные о фазовом составе, относительной плотности и микроструктуры сплава. Результаты исследования могут быть использованы для дальнейшего исследования и разработки технологии получения композитных магнитомягких материалов на основе кобальта с помощью селективного лазерного плавления.

Ключевые слова: Селективное лазерное плавление, аморфный сплав, магнитомягкий сплав, стратегия сканирования, аддитивные технологии, сплав кобальта.

Благодарности: Грант РНФ "Послойный синтез аморфных и нанокристаллических композиционных материалов на базе Fe и Co, особенности формируемых структур и свойства", № 21-73-10008

Для цитирования:

Ерутин Д.П., Попович А.А., Суфияров В.Ш. Селективное лазерное плавление аморфно-нанокристаллического сплава на основе кобальта // Глобальная энергия. 2024. Т. 30, № 1. С. 136–145. DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30108>

Research article

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30108>*D.P. Erutin* ✉, *A.A. Popovich*, *V.Sh. Sufiiarov*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,
St. Petersburg, Russia✉ erutin@inbox.ru

SELECTIVE LASER MELTING OF COBALT-BASED AMORPHOUS ALLOY

Abstract. The paper presents the results of the study of microstructure and phase composition, as well as the influence of scanning strategy and thickness of the applied powder layer during selective laser melting on the relative density of a compact amorphous-nanocrystalline soft-magnetic alloy based on cobalt 86KGSR. It is shown that the application of an alternative scanning strategy can increase the relative density of the compact material. The X-ray diffraction analysis as well as optical and scanning electron microscopy provided data on the phase composition, relative density and microstructure of the alloy. The results of the study can be used for further research and development of a technology for obtaining composite amorphous-nanocrystalline soft-magnetic cobalt-based materials by selective laser melting.

Keywords: selective laser melting, amorphous alloy, magnetically soft alloy, scanning strategy, additive technology, cobalt alloy.

Acknowledgements: RSF grant “Layer-by-layer synthesis of amorphous and nanocrystalline composite materials based on Fe and Co, features of the formed structures and properties”, No. 21-73-10008

Citation:

D.P. Erutin, A.A. Popovich, V.Sh. Sufiiarov, Selective laser melting of cobalt-based amorphous alloy, *Global Energy*, 30 (01) (2024) 136–145, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.30108>

Введение. Разупорядоченное расположение атомов металлической аморфной фазы вещества является результатом сверхбыстрого охлаждения расплава, приводящего к фиксации исходных положений атомов в жидкости [1]. За счет отсутствия дальнего порядка в расположении атомов в структуре аморфной фазы отсутствует анизотропия конструкционных и функциональных свойств, поскольку дефекты кристаллического строения, являющиеся ее источником, не могут существовать в подобных условиях.

Данные особенности структурного состояния металлических аморфных материалов обуславливают их выдающиеся механические, коррозионные и магнитомягкие свойства, благодаря которым подобные сплавы получили широкое распространение в электротехническом машиностроении в качестве материалов магнитопроводящих элементов [2, 3].

Объемные металлические аморфные сплавы, как правило, получают с использованием классических производственных технологий, таких как литье в медные формы, охлаждаемые водой, термопластическое формование и спиннингование. Однако, номенклатура изделий из аморфных сплавов, которые возможны для получения в рамках классических технологий, сильно ограничена, поскольку данные технологии не позволяют получать изделия с произвольными формой и большим размером, что связано с недостаточностью достигаемых скоростей охлаждения расплава для полной аморфизации объема материала [4–5].

Использование технологий аддитивного производства, а в частности, метода селективного лазерного плавления, создает возможности для преодоления ограничений, накладываемых

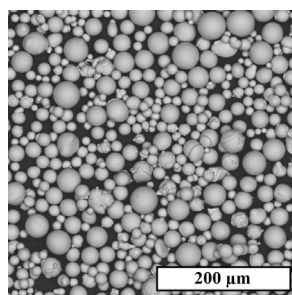


Рис. 1. СЭМ-изображение частиц исходного порошка 86КГСР
 Fig. 1. SEM-image of the initial 86KGSR powder particles

использованием классических технологий получения объемных аморфных сплавов. Применение сфокусированного высокоэнергетического источника энергии (лазера) для многократного повторения процессов нанесения и выборочного плавления слоя порошка толщиной в среднем 20–60 мкм позволяет добиться скорости охлаждения расплавленного слоя до 10^6 К/с, что открывает множество возможностей для получения объемных изделий сложной геометрии на базе аморфных сплавов в процессе их послойного синтеза.

В последние годы аддитивные технологии, в том числе метод селективного лазерного плавления, притягивают все больший интерес со стороны научно-производственного сообщества. Научные коллективы из отечественных и зарубежных университетов и научно-исследовательских центров заняты разработкой технологии получения различного рода материалов в процессе селективного лазерного плавления [6–8].

Для того, чтобы сделать возможным получение объемных аморфных и аморфно-нанокристаллических изделий в процессе селективного лазерного плавления, различные исследовательские группы заняты исследованием влияния программных параметров процесса [9–16], температуры рабочей подложки [17], стратегии сканирования [18–21] и подмешивания дополнительных материалов к исходному порошку [22–24] на структурно-фазовое состояние получаемого компактного материала.

На данный момент среди аморфных магнитомягких сплавов наиболее активные исследования проводятся в области формирования структуры материалов на основе железа [7, 9, 11, 12, 14, 16, 20]. Кобальтовые аморфные и аморфно-нанокристаллические сплавы на сегодняшний день являются слабо изученными в контексте формирования их структуры при получении объемных изделий методом селективного лазерного плавления.

В связи с вышеозначенным, целью данной работы является исследование влияния стратегии сканирования и толщины наносимого слоя порошка в процессе селективного лазерного плавления на относительную плотность компактного аморфно-нанокристаллического магнитомягкого сплава на основе кобальта, а также определение его микроструктуры и фазового состава.

Материалы и методы исследования

В качестве исходного материала был использован порошок аморфно-нанокристаллического сплава на основе кобальта 86КГСР. Порошковый материал был получен технологией газовой атомизации и представлен частицами сферической морфологии со средним размером 26,2 мкм.

Структура полученных образцов до и после травления в 25% растворе азотной кислоты в спирте исследовалась с применением оптического микроскопа Leica DMI5000. Анализ относительной плотности материала и оценка содержания аморфной фазы были произведены при помощи программного обеспечения ImageJ путем определения доли светлых областей на контрастных изображениях структуры до и после травления соответственно.

Микроструктура полученных образцов и порошкового материала исследовалась с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Tescan Mira3 LMU.

Фазовый состав образцов исследовался с помощью рентгеновского дифрактометра Bruker D8 Advance на медном излучении излучения $K\alpha$ ($1\ 1/4\ 1,5418\ \text{Å}$).

Образцы были получены в системе селективного лазерного плавления 3DLAM Mini, оснащенной YLR-лазером с максимальной мощностью 300 Вт, в атмосфере аргона.

Результаты исследования

Компактные образцы геометрии эллиптической призмы (20 x 10 x 5 мм) были успешно изготовлены в атмосфере аргона. Используемые для изготовления образцов параметры селективного лазерного плавления представлены в табл. 1.

Таблица 1

Режимы селективного лазерного плавления, использованные для изготовления образцов
(**P** – мощность лазера, **V** – скорость сканирования, **h** – расстояние между проходами лазера,
t – толщина наносимого порошкового слоя)

Table 1

**Selective laser melting modes used to manufacture samples (P – laser power,
V – scanning speed, h – hatch distance, t – powder layer thickness)**

Режим	P, Вт	V, мм/с	h, мм	t, мм	Стратегия
1	150	800	0,08	0,02	Линейная
2	150	800	0,08	0,03	Линейная
3	150	800	0,08	0,03	Квадратичная

Помимо варьирования толщины наносимого слоя порошка также производилось варьирование стратегии его сканирования лазерным лучом. В процессе сканирования слоя по линейной стратегии последовательное проплавление необходимой области порошка происходит путем выполнения линейных проходов лазерного луча длиной 5 мм. Стратегия сканирования, обозначенная в данной работе как квадратичная (в литературе также упоминаемая как шахматная), предполагает выполнение линейных проходов лазерного луча в рамках квадратов 5 x 5 мм таким образом, что в двух любых квадратах, соседних по вертикали или горизонтали, проходы лазерного луча производятся взаимно перпендикулярно. Во избежание образования дефектов неплавления по границам квадратов была установлена величина перекрытия (наложение границы одного квадрата на границу соседнего квадрата), составляющая 0,1 мм. Принципиальная схема описанных стратегий сканирования представлена на рис. 2.

Изображения макроструктуры компактного материала, полученные с помощью оптического микроскопа, представлены на рис. 3.

Полученная макроструктура материала характеризуется распределенной пористостью, а также наличием макроскопических трещин. Величины относительной плотности образцов были определены с помощью анализа оптических изображений их макроструктуры и составили 96,6%, 97,2% и 99,1% для режимов 1, 2 и 3 соответственно. Сравнение особенностей макроструктуры материала, полученного с использованием различных режимов, позволяет сделать вывод о том, что при использовании меньшей толщины слоя (20 мкм) имеет место возникновение пор типа замочной скважины (округлые поры размером 3–5 мкм), связанное с перегревом и испарением жидкого расплава. При этом увеличение толщины слоя до 30 мкм при использовании той же линейной стратегии сканирования позволило избавиться от пор такого типа и немного увеличить относительную плотность материала, однако, наиболее значительное влияние на данный параметр

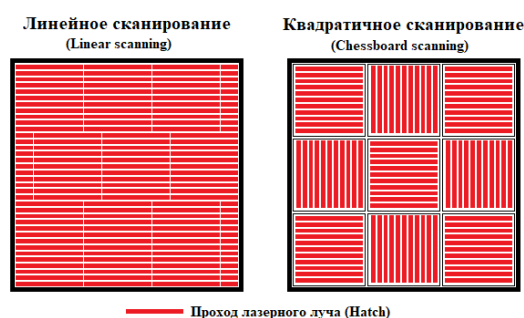


Рис. 2. Схема используемых в эксперименте стратегий сканирования

Fig. 2. Layout of the scanning strategies used in the experiment

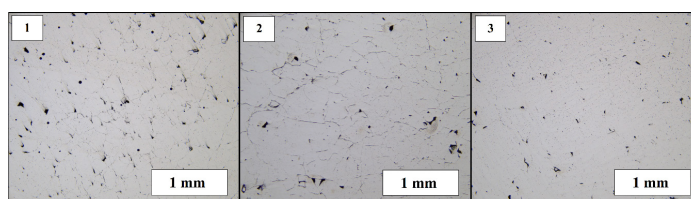


Рис. 3. Макроструктура компактного материала, полученного селективным лазерным плавлением

Fig. 3. Macrostructure of the compact material obtained via selective laser melting

оказала стратегия сканирования порошкового слоя. Переход от линейной стратегии сканирования к квадратичной позволил существенно увеличить относительную плотность материала. Несмотря на то, что поры неправильной формы сохраняются в структуре компактного материала при переходе к альтернативной стратегии сканирования, количество и размер макроскопических трещин значительно уменьшились. Наблюдаемый эффект снижения количества дефектов компактного материала при увеличении толщины слоя связан с устранением пор типа замочной скважины, происходящим за счет уменьшения объемной плотности энергии и деинтенсификации испарения жидкого металла в процессе послойного синтеза, в то время как уменьшение дефектности при переходе от линейной стратегии сканирования к стратегии сканирования по квадратам с перекрытием связан с эффективным перераспределением полей внутренних напряжений, возникающих вследствие многократных циклических фазовых переходов жидкость-твердое вещество и температуры компактного материала. Дальнейшее исследование проводилось на материале, полученном с помощью режима 3, поскольку данный режим обеспечил получение наименее дефектной структуры в рамках представленной работы.

Фазовый состав порошкового и компактного материалов (рис. 4) исследовался методом рентгеновской дифрактометрии и характеризуется существованием аморфной фазы, на что указывает наличие гало на рентгенограмме, а также присутствием в структуре трех кристаллических фаз: твердого раствора на основе α -Co, дисилицида железа FeSi_2 и Mn_5Si_2 . Видно, что полученные дифрактограммы различаются по распределению интенсивности кристаллических пиков, однако оба материала характеризуются идентичным фазовым составом.

Исследование структуры компактного материала после травления (рис. 5) позволило оценить долю аморфной фазы, не подверженной воздействию травителя в силу своих специфических коррозионных свойств, в структуре материала. Оценка содержания аморфной фазы в материале, полученная с помощью программы анализа изображений, составила 41% для компактного материала.

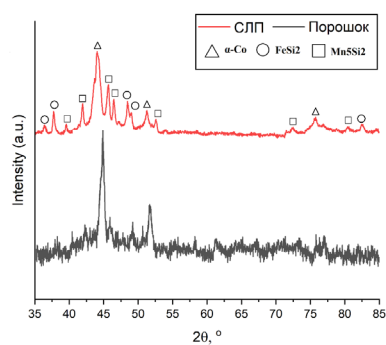


Рис. 4. Дифрактограммы порошкового материала и компактного материала, полученного с использованием различных режимов селективного лазерного плавления

Fig. 4. Diffractograms of powder material and compact material obtained using different modes of selective laser melting

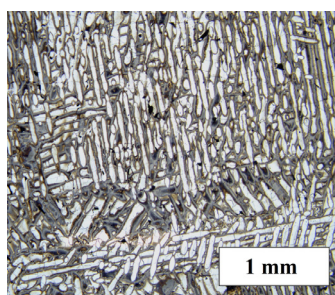


Рис. 5. Структура материала, полученного с применением квадратичной стратегии сканирования, после травления

Fig. 5. Post-etching structure of the material obtained using a chessboard scanning strategy

Микроструктура синтезированного материала исследовалась методом сканирующей электронной микроскопии, изображения представлены на рис. 6.

Компактный материал характеризуется типичной для металлического селективного лазерного плавления структурой, представленной зонами термического влияния, перехода и основного металла. Зона основного металла представлена аморфной фазой на основе кобальта, а переходная зона образована столбчатыми кристаллами твердого раствора α -Co. Зона термического влияния, в свою очередь, представляет из себя область выделения наноразмерных включений дисилицида железа FeSi_2 и Mn_3Si_2 в матрице α -Co.

Заключение

В рамках представленной работы были получены данные о структуре и фазовом составе компактного аморфно-нанокристаллического кобальтового сплава 86КГСР, полученного в процессе послойного синтеза из порошкового материала по технологии селективного лазерного плавления. Результаты исследования свидетельствуют о том, что относительная плотность образцов увеличивается как при использовании в качестве параметров синтеза увеличенной с 20 до 30 мкм толщины порошкового слоя, так и при переходе от линейного сканирования к квадратичной стратегии. Макроструктура наименее дефектного образца (относительная плотность 99,07%), полученного при использовании вышеозначенных параметров, характеризуется наличием распределенных пор неправильной формы, указывающих на недостаточное проплавление в местах их расположения в объеме, а также микроскопических трещин, однако, увеличение толщины

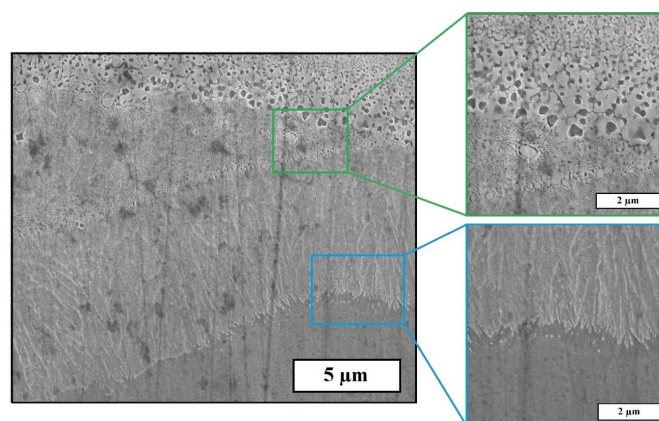


Рис. 6. СЭМ-изображения микроструктурных областей компактного материала, полученного с применением квадратичной стратегии сканирования

Fig. 6. SEM-images of microstructural regions of compact material obtained using a chessboard scanning strategy

порошкового слоя позволило избавиться от присутствия пор типа замочной скважины в структуре за счет деинтенсификации процесса испарения жидкого металла. Дальнейшие исследования проводились для наименее дефектного образца компактного материала, полученного с использованием квадратичного сканирования и увеличенной толщины слоя. Компактный материал характеризуется структурой, типичной для металлического селективного лазерного плавления и представлен зонами термического влияния, перехода и основного металла. Зона основного металла представлена аморфной фазой на основе кобальта, а переходная зона образована столбчатыми кристаллами твердого раствора α -Co. Зона термического влияния, в свою очередь, представляет из себя область выделения наноразмерных включений дисилицида железа FeSi_2 и Mn_3Si_2 в матрице α -Co, при этом оценка содержания аморфной фазы в материале, полученном с применением квадратичной стратегии сканирования, составила 41%.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

- [1] **Turnbull D., Cohen M.H.** Free-Volume Model of the Amorphous Phase: Glass Transition, *Journal of Chemical Physics*. 34 (1) (1961) 120–125.
- [2] **Stachurski Z.H.** On Structure and Properties of Amorphous Materials, *Materials*. 4 (9) (2011) 1564–1598.
- [3] **Masumoto T., Hashimoto K.** Chemical properties of amorphous metals, *Annual Review of Materials Science*. 8 (1) (1978) 215–233.
- [4] **Zhang P., Tan J., Tian Y., Yan H., Yu Z.** Research progress on selective laser melting (SLM) of bulk metallic glasses (BMGs): a review, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. (2021) 1–41.
- [5] **Song B., Zhao X., Li S., Han C., Wei Q., Wen S., Shi Y.** Differences in microstructure and properties between selective laser melting and traditional manufacturing for fabrication of metal parts: A review, *Frontiers of Mechanical Engineering*. 10 (2015) 111–125.
- [6] **Popovich A.A., Sufiarov V.S., Borisov E.V., Polozov I.A., Masaylo D.V.** Design and manufacturing of tailored microstructure with selective laser melting. *Materials Physics and Mechanics*. 38 (1) (2018) 1–10.
- [7] **Zhang M., Yang Y., Wang D., Xiao Z., Song C., Weng C.** Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V gradient structures manufactured by selective laser melting, *Materials Science and Engineering: A*. 736 (2018) 288–297.

- [8] **Nazarov A., Safronov V.A., Khmyrov R.S., Shishkovsky I.** Fabrication of gradient structures in the Ni-Al system via SLM process, *Procedia IUTAM*. 23 (2017) 161–166.
- [9] **Sufiiarov V., Erutin D., Borisov E., Popovich A.** Selective Laser Melting of Inconel 718/TiC Composite: Effect of TiC Particle Size, *Metals*. 12 (10) (2022) 1729.
- [10] **Sufiiarov V.S., Popovich A.A., Borisov E.V., Polozov I.A., Masaylo D.V., Orlov A.V.** The Effect of Layer Thickness at Selective Laser Melting, *Procedia Engineering*. 174 (2017) 126–134.
- [11] **Polozov I.A., Sufiiarov V.S., Popovich A.A., Masaylo D.V., Grigoriev A.** Synthesis of Ti-5Al, Ti-6Al-7Nb, and Ti-22Al-25Nb alloys from elemental powders using powder-bed fusion additive manufacturing, *Journal of Alloys and Compounds*. 763 (2018) 436–445.
- [12] **Jiang Q., Liu H., Li J., Yang D., Zhang Y., Yang W.** Atomic-level understanding of crystallization in the selective laser melting of Fe₅₀Ni₅₀ amorphous alloy, *Additive Manufacturing*. 34 (2020) 101369.
- [13] **Sufiiarov V.S., Erutin D.P., Kantyukov A.D., Borisov E.V., Popovich A.A., Nazarov D.V.** Structure, Mechanical and Magnetic Properties of Selective Laser Melted Fe-Si-B Alloy, *Materials*. 15 (12) (2022) 4121.
- [14] **Erutin D.P., Borisov E.V., Popovich A.A., Sufiiarov V.S.** Magnetic anisotropy of a selective laser melted Fe-Si-B alloy, *Proceedings of the 2022 8th Asia Conference on Mechanical Engineering and Aerospace Engineering*, Wuhan. 2361 (2022) 012011.
- [15] **Jiang Q., Zhang P., Tan J., Yu Z., Tian Y., Ma S., Wu D.** Influence of the microstructure on mechanical properties of SLM additive manufacturing Fe-based bulk metallic glasses, *Journal of Alloys and Compounds*. 894 (2022) 162525.
- [16] **Xing W., Ouyang D., Li N., Liu L.** Estimation of residual stress in selective laser melting of a Zr-based amorphous alloy, *Materials*. 11 (8) (2018) 1480.
- [17] **Ozden M.G., Morley N.A.** Laser additive manufacturing of Fe-based magnetic amorphous alloys, *Magnetochemistry*. 7 (2) (2021) 20.
- [18] **Thakkar R., Jara M.O., Swinnea S., Pillai A.R., Maniruzzaman M.** Impact of laser speed and drug particle size on selective laser sintering 3D printing of amorphous solid dispersions, *Pharmaceutics*. 13 (8) (2021) 1149.
- [19] **Ouyang D., Xing W., Li N., Li Y., Liu L.** Structural evolutions in 3D-printed Fe-based metallic glass fabricated by selective laser melting, *Additive Manufacturing*. 23 (2018) 246–252.
- [20] **Li X.P., Roberts M., Liu Y.J., Kang C.W., Huang H., Sercombe T.B.** Effect of substrate temperature on the interface bond between support and substrate during selective laser melting of Al-Ni-Y-Co-La metallic glass, *Materials & Design*. 65 (2015) 1–6.
- [21] **Żrodowski L., Wysocki B., Wróblewski R., Kurzydłowski K.J., Świążkowski W.** The novel scanning strategy for fabrication metallic glasses by selective laser melting, *Laser*. 20 (20) (2016) 20.
- [22] **Nam Y.G., Koo B., Chang M.S., Yang S., Yu J., Park Y.H., Jeong J.W.** Selective laser melting vitrification of amorphous soft magnetic alloys with help of double-scanning-induced compositional homogeneity, *Materials Letters*. 261 (2020) 127068.
- [23] **Jiang Q., Liu H., Li J., Yang D., Zhang Y., Yang W.** Atomic-level understanding of crystallization in the selective laser melting of Fe₅₀Ni₅₀ amorphous alloy, *Additive Manufacturing*. 34 (2020) 101369.
- [24] **Ерутин Д.П., Попович А.А., Суфияров В.Ш.** Влияние угла поворота сканирования на плотность композиционного материала 1СР/медь в процессе селективного лазерного плавления, *Глобальная энергия*. 29 (3) (2023) 90–99.
- [25] **Erutin D., Popovich A., Sufiiarov V.** Selective Laser Melting of (Fe-Si-B)/Cu Composite: Structure and Magnetic Properties Study, *Metals* (2023). 13 (2), 428.
- [26] **Gao X., Lin X., Yu J., Li Y., Hu Y., Fan W., Huang W.** Selective Laser Melting (SLM) of in-situ beta phase reinforced Ti/Zr-based bulk metallic glass matrix composite, *Scripta Materialia*. 171 (2019) 21–25.
- [27] **Gao X., Lin X., Yan Q., Wang Z., Yu X., Zhou Y., Huang W.** Effect of Cu content on microstructure and mechanical properties of in-situ β phases reinforced Ti/Zr-based bulk metallic glass matrix composite by selective laser melting (SLM), *Journal of Materials Science & Technology*. 67 (2021) 174–185.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

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

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] **D. Turnbull, M.H. Cohen**, Free-Volume Model of the Amorphous Phase: Glass Transition, *Journal of Chemical Physics*. 34 (1) (1961) 120–125.
- [2] **Z.H. Stachurski**, On Structure and Properties of Amorphous Materials, *Materials*. 4 (9) (2011) 1564–1598.
- [3] **T. Masumoto, K. Hashimoto**, Chemical properties of amorphous metals, *Annual Review of Materials Science*. 8 (1) (1978) 215–233.
- [4] **P. Zhang, J. Tan, Y. Tian, H. Yan, Z. Yu**, Research progress on selective laser melting (SLM) of bulk metallic glasses (BMGs): a review, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. (2021) 1–41.
- [5] **B. Song, X. Zhao, S. Li, C. Han, Q. Wei, S. Wen, Y. Shi**, Differences in microstructure and properties between selective laser melting and traditional manufacturing for fabrication of metal parts: A review, *Frontiers of Mechanical Engineering*. 10 (2015) 111–125.
- [6] **A.A Popovich, V.S. Sufiiarov, E.V. Borisov, I.A. Polozov, D.V. Masaylo**, Design and manufacturing of tailored microstructure with selective laser melting. *Materials Physics and Mechanics*. 38 (1) (2018) 1–10.
- [7] **M. Zhang, Y. Yang, D. Wang, Z. Xiao, C. Song, C. Weng**, Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V gradient structures manufactured by selective laser melting, *Materials Science and Engineering: A*. 736 (2018) 288–297.
- [8] **A. Nazarov, V.A. Safronov, R.S. Khmyrov, I. Shishkovsky**, Fabrication of gradient structures in the Ni-Al system via SLM process, *Procedia IUTAM*. 23 (2017) 161–166.
- [9] **V. Sufiiarov, D. Erutin, E. Borisov, A. Popovich**, Selective Laser Melting of Inconel 718/TiC Composite: Effect of TiC Particle Size, *Metals*. 12 (10) (2022) 1729.
- [10] **V.S. Sufiiarov, A.A. Popovich, E.V. Borisov, I.A. Polozov, D.V. Masaylo, A.V. Orlov**, The Effect of Layer Thickness at Selective Laser Melting, *Procedia Engineering*. 174 (2017) 126–134.
- [11] **I.A. Polozov, V.S. Sufiiarov, A.A. Popovich, D.V. Masaylo, A. Grigoriev**, Synthesis of Ti-5Al, Ti-6Al-7Nb, and Ti-22Al-25Nb alloys from elemental powders using powder-bed fusion additive manufacturing, *Journal of Alloys and Compounds*. 763 (2018) 436–445.
- [12] **Q. Jiang, H. Liu, J. Li, D. Yang, Y. Zhang, W. Yang**, Atomic-level understanding of crystallization in the selective laser melting of Fe₅₀Ni₅₀ amorphous alloy, *Additive Manufacturing*. 34 (2020) 101369.
- [13] **V.S. Sufiiarov, D.P. Erutin, A.D. Kantyukov, E.V. Borisov, A.A. Popovich, D.V. Nazarov**, Structure, Mechanical and Magnetic Properties of Selective Laser Melted Fe-Si-B Alloy, *Materials*. 15 (12) (2022) 4121.
- [14] **D.P. Erutin, E.V. Borisov, A.A. Popovich, V.S. Sufiiarov**, Magnetic anisotropy of a selective laser melted Fe-Si-B alloy, *Proceedings of the 2022 8th Asia Conference on Mechanical Engineering and Aerospace Engineering, Wuhan*. 2361 (2022) 012011.

- [15] **Q. Jiang, P. Zhang, J. Tan, Z. Yu, Y. Tian, S. Ma, D. Wu**, Influence of the microstructure on mechanical properties of SLM additive manufacturing Fe-based bulk metallic glasses, *Journal of Alloys and Compounds*. 894 (2022) 162525.
- [16] **W. Xing, D. Ouyang, N. Li, L. Liu**, Estimation of residual stress in selective laser melting of a Zr-based amorphous alloy, *Materials*. 11 (8) (2018) 1480.
- [17] **M.G. Ozden, N.A. Morley**, Laser additive manufacturing of Fe-based magnetic amorphous alloys, *Magnetochemistry*. 7 (2) (2021) 20.
- [18] **R. Thakkar, M.O. Jara, S. Swinnea, A.R. Pillai, M. Maniruzzaman**, Impact of laser speed and drug particle size on selective laser sintering 3D printing of amorphous solid dispersions, *Pharmaceutics*. 13 (8) (2021) 1149.
- [19] **D. Ouyang, W. Xing, N. Li, Y. Li, L. Liu**, Structural evolutions in 3D-printed Fe-based metallic glass fabricated by selective laser melting, *Additive Manufacturing*. 23 (2018) 246–252.
- [20] **X.P. Li, M. Roberts, Y.J. Liu, C.W. Kang, H. Huang, T.B. Sercombe**, Effect of substrate temperature on the interface bond between support and substrate during selective laser melting of Al–Ni–Y–Co–La metallic glass, *Materials & Design*. 65 (2015) 1–6.
- [21] **L. Źrodowski, B. Wysocki, R. Wróblewski, K.J. Kurzydłowski, W. Świążkowski**, The novel scanning strategy for fabrication metallic glasses by selective laser melting, *Laser*. 20 (20) (2016) 20.
- [22] **Y.G. Nam, B. Koo, M.S. Chang, S. Yang, J. Yu, Y.H. Park, J.W. Jeong**, Selective laser melting vitrification of amorphous soft magnetic alloys with help of double-scanning-induced compositional homogeneity, *Materials Letters*. 261 (2020) 127068.
- [23] **Q. Jiang, H. Liu, J. Li, D. Yang, Y. Zhang, W. Yang**, Atomic-level understanding of crystallization in the selective laser melting of Fe₅₀Ni₅₀ amorphous alloy, *Additive Manufacturing*. 34 (2020) 101369.
- [24] **D.P. Erutin, A.A. Popovich, V.S. Sufiyarov**, Effect of scanning angle on the density of ICP/copper selective laser melted composite material. *Global Energy*. 29 (3) (2023) 90–99.
- [25] **D. Erutin, A. Popovich, V. Sufiyarov**, Selective Laser Melting of (Fe–Si–B)/Cu Composite: Structure and Magnetic Properties Study, *Metals*. 13 (2) (2023) 428.
- [26] **X. Gao, X. Lin, J. Yu, Y. Li, Y. Hu, W. Fan, W. Huang**, Selective Laser Melting (SLM) of in-situ beta phase reinforced Ti/Zr-based bulk metallic glass matrix composite, *Scripta Materialia*. 171 (2019) 21–25.
- [27] **X. Gao, X. Lin, Q. Yan, Z. Wang, X. Yu, Y. Zhou, W. Huang**, Effect of Cu content on microstructure and mechanical properties of in-situ β phases reinforced Ti/Zr-based bulk metallic glass matrix composite by selective laser melting (SLM), *Journal of Materials Science & Technology*. 67 (2021) 174–185.

INFORMATION ABOUT AUTHORS

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: 21.01.2024; Одобрена: 29.01.2024; Принята: ##.##.2024.

Submitted: 21.01.2024; Approved: 29.01.2024; Accepted: ##.##.2024.