

Научная статья

УДК 621.762

DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.29211>



А.В. Репнин , Е.В. Борисов,
А.А. Попович, А.И. Шамшури

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

 repnin_arseniy@mail.ru

СОЗДАНИЕ МУЛЬТИ-МАТЕРИАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ СИСТЕМЫ ВЖ159-БРХЦРТ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Аннотация. Использование при проектировании и изготовлении деталей нескольких материалов позволяет повысить их эксплуатационные характеристики. Для создания сложнопрофильных мульти-материальных изделий перспективным является использование аддитивных технологий. Имеются перспективы получения мульти-материальных деталей из жаропрочных сплавов, в том числе никелевых, для аэрокосмической отрасли. Целью работы было исследование влияния параметров печати методом селективного лазерного плавления бронзового сплава БрХЦрТ В и ВЖ159 на пористость и структуру, в том числе исследование влияния термической обработки на структуру, химический и фазовый состав, а также твердость переходной зоны мульти-материальных образцов. Мульти-материальные образцы изготавливались на установке селективного лазерного плавления SLM 280HL. Для исследования влияния параметров печати на пористость в переходной зоне мульти-материальных образцов использовались различные режимы. На основании результатов проведенных исследований были сделаны следующие выводы – только существенное повышение энергии приводит к снижению пористости в переходных зонах мульти-материальных образцов. Термическая обработка по режимам характерным для сплава БрХЦрТ В и для сплава ВЖ159 не оказывает существенного влияния на микроструктуру и химический состав переходных зон. Были оценены размеры переходных зон, которые составили 300 мкм при выращивании сплава БрХЦрТ В на ВЖ159 и 250 мкм при выращивании сплава ВЖ159 на БрХЦрТ В, соответственно. После проведения термической обработки характерной для того или иного сплава в переходных зонах наблюдаются пики, соответствующие фазам из обоих сплавов. Различная термическая обработка оказывает значительное влияние на микротвердость сплавов, для которых она является стандартной.

Ключевые слова: селективное лазерное плавление, Мульти-материалы, Переходная зона, ВЖ159-БрХЦрТ В.

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-30004

Для цитирования:

Репнин А.В., Борисов Е.В., Попович А.А., Шамшури А.И. Создание мульти-материальных образцов системы ВЖ159-БрХЦрТ методом селективного лазерного плавления // Глобальная энергия. 2023. Т. 29, № 2. С. 175–188. DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.29211>



A.V. Repnin ✉, E.V. Borisov,
A.A. Popovich, A.I. Shamshurin

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

✉ repnin_arseniy@mail.ru

SELECTIVE LASER MELTING OF MULTI-MATERIAL VZH159-CUCR1ZR SAMPLES

Abstract. Multi-material approach in the design and manufacture can improve performance of parts. Additive manufacturing can be a promising technology when it comes to creating complex multi-material products. The emerging field of the research is producing multi-material parts from heat-resistant alloys, including nickel alloys, which can be used in the aerospace industry. Therefore, the study analyzed the influence of selective laser melting parameters of multi-material VZh159-CuCr1Zr samples and their heat treatment on porosity, structure, chemical and phase composition, as well as the hardness in interface zone. The multi-material samples were fabricated on SLM 280HL selective laser melting machine. Different process parameters were used for studying the effect on the porosity in the interface zone of multi-material samples. The results of the study showed that only a significant increase in energy leads to a decrease in porosity in the interface zone of multi-material samples. For the CuCr1Zr/VZh159 interface zone, it was 325 or 375 J/mm³ (with 12 layers of the interface zone), and for the VZh159/CuCr1Zr transition zone, it was 120 or 140 J/mm³ (with 8 layers of the interface zone). Heat treatment did not significantly affect the microstructure and chemical composition of the transition zones. The sizes of the transition zones were 300 μm when the CuCr1Zr alloy was built on VZh159 and 250 μm when the VZh159 alloy was built on CuCr1Zr, respectively. After the heat treatment, phase peaks in interface zone corresponded to phases from both alloys used. Various heat treatments have a significant effect on the microhardness of the alloys they are intended for.

Keywords: selective laser melting, Multi-materials, Interface characteristic, VZh159-CuCr1Zr.

Acknowledgements: The study was supported by a grant from the Russian Science Foundation No 23-79-30004

Citation:

A.V. Repnin, A.V. Borisov, A.A. Popovich, A.I. Shamshurin, Selective laser melting of multi-material VZh159-CuCr1Zr samples, *Global Energy*, 29 (02) (2023) 175–188, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.29211>

Введение. Использование при проектировании и изготовлении деталей нескольких материалов позволяет повысить их эксплуатационные характеристики [1]. Это особенно актуально для таких высокотехнологичных областей производства, как аэрокосмическая отрасль, энергетика, автомобилестроение, биомедицина и т.д. [2]. На данный момент имеются различные производственные технологии, используя которые можно изготавливать мульти-материальные детали – химическое осаждение из газовой фазы, центробежное литье, искровое плазменное спекание и т.д. [3]. В основном данные методы представляют собой технологии получения заготовок или изделий простой формы, а также нанесение покрытий, что делает их применение крайне ограниченным. Для создания сложнопрофильных мульти-материальных изделий перспективным является использование аддитивных технологий [4]. Аддитивные технологии (АТ) – производственные технологии для изготовления изделий за счет послойного добавления (склеивания, спека-

ния, наплавки, сплавления и т. д.) материала в соответствии с его цифровой моделью¹. Данная технология обладает рядом преимуществ: значительная свобода конструирования по сравнению с традиционными технологиями, повышение скорости производства новых изделий, снижение затрат при мелкосерийном производстве изделий сложной конструкции, создание персонализированной продукции, сокращение числа технологических операций, сокращение цепочек поставок, повышение экологичности производства и т.д. [5].

Имеются перспективы получения мульти-материальных деталей из жаропрочных сплавов, в том числе никелевых (ЖНС) для аэрокосмической отрасли [9]. Ведутся исследования таких систем, как ЖНС – сталь [10], ЖНС – титановые сплавы [11], ЖНС – жаропрочные бронзы [12]. Стоит отметить, что исследований системы ЖНС – жаропрочные бронзы, получаемой таким методом аддитивных технологий, как селективное лазерное плавление (СЛП) не так много и имеются перспективы дальнейших исследований.

Целью данной работы является исследование влияния параметров печати методом СЛП бронзового сплава БрХЦрТ В и ЖНС ВЖ159 на пористость и структуру, а также исследование влияния термической обработки на структуру, химический и фазовый состав, а также твердость переходной зоны мульти-материальных образцов.

Материалы и методы

Для получения мульти-материальных образцов использовались металлические сферические порошки сплавов ВЖ159 и БрХЦрТ В, химические составы которых представлены в табл. 1. Оба порошковых материала были изготовлены методом атомизации.

Таблица 1

Химический состав порошков ВЖ159 и БрХЦрТ В

Table 1

Chemical composition of VZh159 and CuCr1Zr powders

Сплав	Cr, %	Ni, %	Al, %	Mo, %	Nb, %	Cu, %	Zr, %	Fe, %	Si, %	Mn, %
								Не более		
ВЖ159	26-28	Осн.	1,25-1,55	7-7,8	2,7-3,4	-	-	3	0,8	0,5
БрХЦрТ В	0,4-1	До 0,03	-	-	-	Осн.	0,03-0,08	-	-	-

Гранулометрический состав порошков определялся на приборе измерения размера частиц методом лазерной дифракции – Analysette 22 NanoTec plus (Fritsch GmbH, Германия) и составил $d_{10} = 17$ мкм, $d_{50} = 32$ мкм, $d_{90} = 55$ мкм и $d_{10} = 14$ мкм, $d_{50} = 29$ мкм, $d_{90} = 52$ мкм для сплавов ВЖ159 и БрХЦрТ В, соответственно. Частицы обоих порошковых материалов имели сферическую форму (рис. 1).

Мульти-материальные образцы изготавливались на установке селективного лазерного плавления SLM 280HL (SLM Solutions, Германия) в атмосфере аргона. Для исследования влияния параметров печати на пористость, а также термической обработки на структуру, химический и фазовый состав переходной зоны были изготовлены образцы высотой 20 мм и сечением 10×10 мм. Первоначально использовался металлический порошок сплава ВЖ159 для выращивания 5 мм образцов. После этого порошок был заменен на второй материал – БрХЦрТ В и была изготовлена часть образцов до 15 мм. Затем порошок был повторно заменен на сплав ВЖ159 и образцы были выращены до 20 мм (рис. 2). Благодаря такой методике имеется возможность разделения порошков без их смешивания, а также анализа двух переходных зон – БрХЦрТ В к ВЖ159 и ВЖ159 к БрХЦрТ В. Необходимость анализа двух вариантов обуславливается существенным различием в физических свойствах сплавов (поглощательная способность лазерного излучения, теплопро-

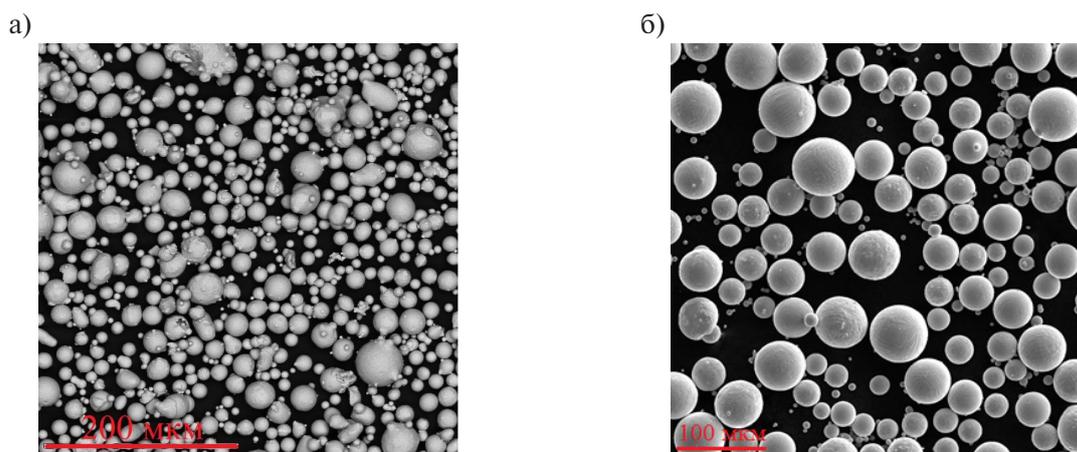


Рис. 1. Морфология металлического порошка, где а – сплав ВЖ159, б – сплав БрХЦрТ В
 Fig. 1. Morphology of VZh159 (a) and CuCr1Zr (b) powders

водность и т. д.). В связи с этим для сплава БрХЦрТ В используют более высокоэнергетические режимы печати, а для ВЖ159 менее. Таким образом, размеры переходных зон, дефекты в них и их строение могут отличаться.

Для исследования влияния параметров печати на пористость в переходной зоне мульти-материальных образцов использовались режимы, приведенные в табл. 2. Диаметр лазерного пятна составлял примерно 80 мкм.

Таблица 2

Параметры печати переходных слоев мульти-материальных образцов системы ВЖ159-БрХЦрТ В

Table 2

Process parameters for interface zone of multi-material VZh159- CuCr1Zr samples

Сплав	Скорость сканирования, мм/с	Мощность лазера, Вт	Расстояние между проходами, мкм	Толщина слоя, мкм	Плотность энергии, Дж/мм ³	Кол-во переходных слоев
Выращивание сплава БрХЦрТ В на ВЖ159	710	400	150	50	75	8
	430				125	
	300				177	0
	240				225	8
	190				275	
	160				325	12
	140				375	
Выращивание сплава ВЖ159 на БрХЦрТ В	1100	275	100	50	50	6
	920				60	
	760				72	0
	610				90	6
	500				110	
	460				120	8
	390				140	



Рис. 2. Образцы из сплавов ВЖ159-БрХЦрТ В после изготовления методом СЛП

Fig. 2. Selective laser melting of multi-material VZh159-CuCr1Zr samples

Для исследования влияния термической обработки (ТО) на структуру, химический и фазовый состав использовалась вакуумная печь (Carbolite Gero GmbH & Co. KG, Германия). Обработка проводилась при вакууме 10^{-3} – 10^{-4} мбар по режимам, которые представлены в табл. 3.

Таблица 3

Режимы термической обработки мульти-материальных образцов системы ВЖ159-БрХЦрТ В

Table 3

Heat treatment parameters of multi-material VZh159-CuCr1Zr samples

№ режима	Параметры режима	Комментарий
1	Нагрев до 800 °С, выдержка 8 часов, охлаждение до 700 °С с печью, выдержка 10 часов, охлаждение на воздухе	Режим ТО для сплава ВЖ159 [13]
2	Нагрев до 950 °С, выдержка 30 минут, закалка в воде. Нагрев до 450 °С, выдержка 4 часа, охлаждение на воздухе	Режим ТО для сплава БрХЦрТ В [14]

Микроструктуру изучали с помощью оптического микроскопа Leica DMi8 M (Leica Microsystems, Германия). Для изучения химического состава использовали сканирующий электронный микроскоп Mira 3 (TESCAN, Чехия) с модулем энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Фазовый состав анализировался на рентгеновском дифрактометре Rigaku SmartLab (Rigaku Corporation, Япония).

Результаты и обсуждение

На рис. 3 представлены результаты исследования влияния параметров печати на пористость переходных зон мульти-материальных образцов системы ВЖ159-БрХЦрТ В. Необходимо отметить, что набор параметров с плотностью энергии равной 177 Дж/мм³ при изготовлении сплава БрХЦрТ В поверх ВЖ159 и 72 Дж/мм³ при изготовлении сплава ВЖ159 поверх БрХЦрТ В не рассматривался, так как в этих вариантах было получено большое количество дефектов, вплоть до расслоения образца, что видно на рисю. 2 (образец 3).

	Плотность энергии J, Дж/мм ³		
	J = 75	J = 125	J = 225
Выращивание сплава БрХЦрТ В на ВЖ159 (а)			
	J = 275	J = 325	J = 375
	Плотность энергии J, Дж/мм ³		
	J = 50	J = 60	J = 90
Выращивание сплава ВЖ159 на БрХЦрТ В (б)	J = 110	J = 120	J = 140

Рис. 3. Влияние параметров печати на пористость в переходных зонах мульти-материальных образцов системы ВЖ159-БрХЦрТ В, плотность энергии соответствует параметрам из табл. 2

Fig. 3. Influence of process parameters on porosity in the interface zones of multi-material VZh159-CuCr1Zr samples, the energy density in accordance with Table 2

Из рис. 3 видно, что при выращивании сплава БрХЦрТ В на ВЖ159 в переходной зоне идет образование сферических пор, что может быть вызвано излишним количеством подводимой энергии. Можно предположить, что сплав ВЖ159, который некоторое количество слоев присутствует в зонах плавления и является подложкой, не обеспечивает достаточный теплоотвод и поглощает излишнюю энергию. В свою очередь при выращивании сплава ВЖ159 на БрХЦрТ В в переходной зоне возникают несферические поры, что свидетельствует о недостаточном количестве энергии. Это может быть связано с тем, что сплав БрХЦрТ, который также некоторое количество слоев присутствует в зонах плавления и является подложкой, существенно повышает теплоотвод и снижает поглощательную способность. Стоит отметить, что режимом, обеспечивающим наименьшее количество дефектов, для сплава БрХЦрТ В является режим, имеющий плотность энергии 177 Дж/мм³ [14], а для сплава ВЖ159 – 72 Дж/мм³ Inconel 718 [15]. Только

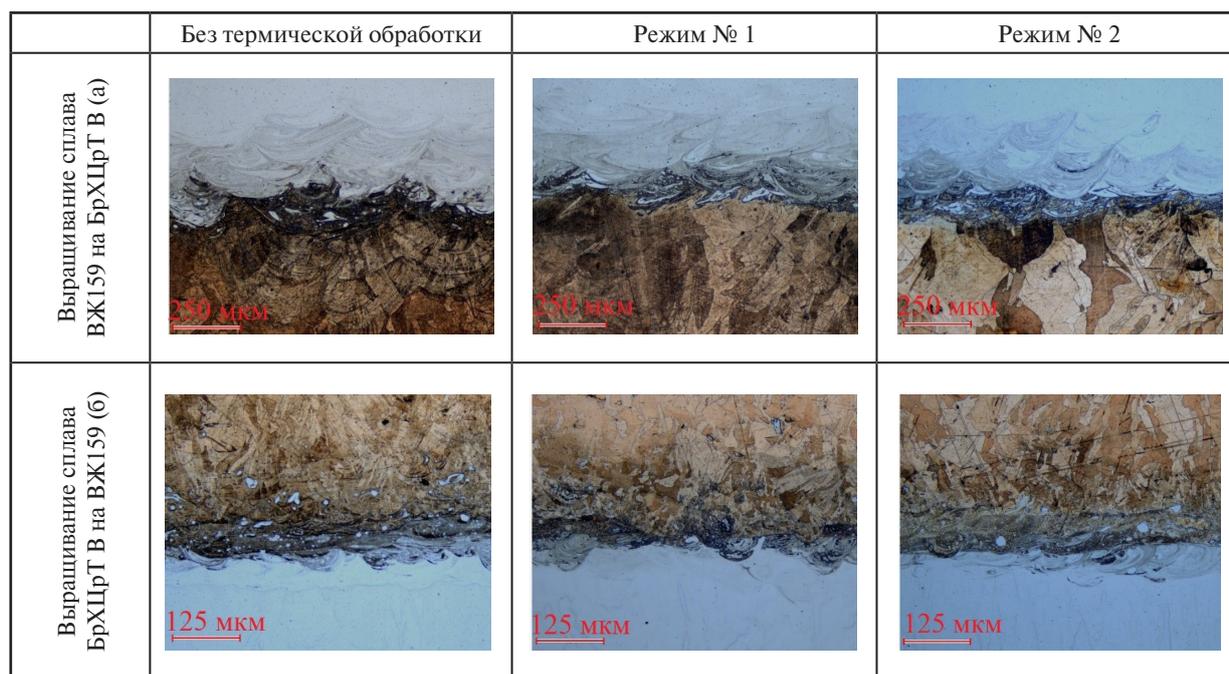


Рис. 4. Микроструктура переходных зон мульти-материальных образцов из сплавов ВЖ159-БрХЦрТ В до и после термической обработки, режимы термической обработки из табл. 3

Fig. 4. Microstructure in the interface zones of multi-material VZh159- CuCr1Zr samples before and after heat treatment, the heat treatment in accordance with Table 3

существенное повышение плотности энергии приводит к снижению пористости в переходных зонах – для переходной зоны БрХЦрТ/ВЖ159 это 325 или 375 Дж/мм³ (с 12 слоями переходной зоны), а для переходной зоны ВЖ159/БрХЦрТ это 120 или 140 Дж/мм³ (с 8 слоями переходной зоны). Можно допустить, что в случае выращивания сплава БрХЦрТ В на ВЖ159 повышение энергии вызывает изменение геометрии ванны расплава – увеличивается её глубина, что стабилизирует процесс плавления. В случае выращивания сплава ВЖ159 поверх БрХЦрТ В повышение энергии приводит к устранению зон непролава, что снижает количество неферрических пор.

Термическая обработка по режимам для сплавов БрХЦрТ В и ВЖ159 не оказывает существенного влияния на микроструктуру переходных зон. Стоит отметить, что после проведения термической обработки исчезают границы ванн расплава (рис. 4).

Рис. 4 демонстрирует, что переходные зоны, как при выращивании сплава БрХЦрТ В на ВЖ159, так и при выращивании сплава ВЖ159 на БрХЦрТ В имеют две характерные области. Первая область, находящаяся ближе к БрХЦрТ В в большей степени обогащена Си и в меньшей степени Ni и легирующими элементами сплава ВЖ159. Для второй области, которая располагается ближе к ВЖ159, характерна обратная картина – в ней присутствует больше Ni и элементов сплава ВЖ159, а Си меньше. Подобного рода различия хорошо видны на металлографических изображениях, а также подтверждаются на картах распределения элементов (рис. 5).

Рис. 5 демонстрирует, что термическая обработка по режимам, характерным для сплава БрХЦрТ В и для сплава ВЖ159, не оказывает существенного влияния на химический состав переходных зон.

Измерения микротвердости относительно расстояния в переходной зоне говорят о том, что различная термическая обработка оказывает очевидное влияние на сплав, для которого она является стандартной. При этом по характеру графиков видно, что нет существенного изменения размеров переходной зоны (рис. 6).

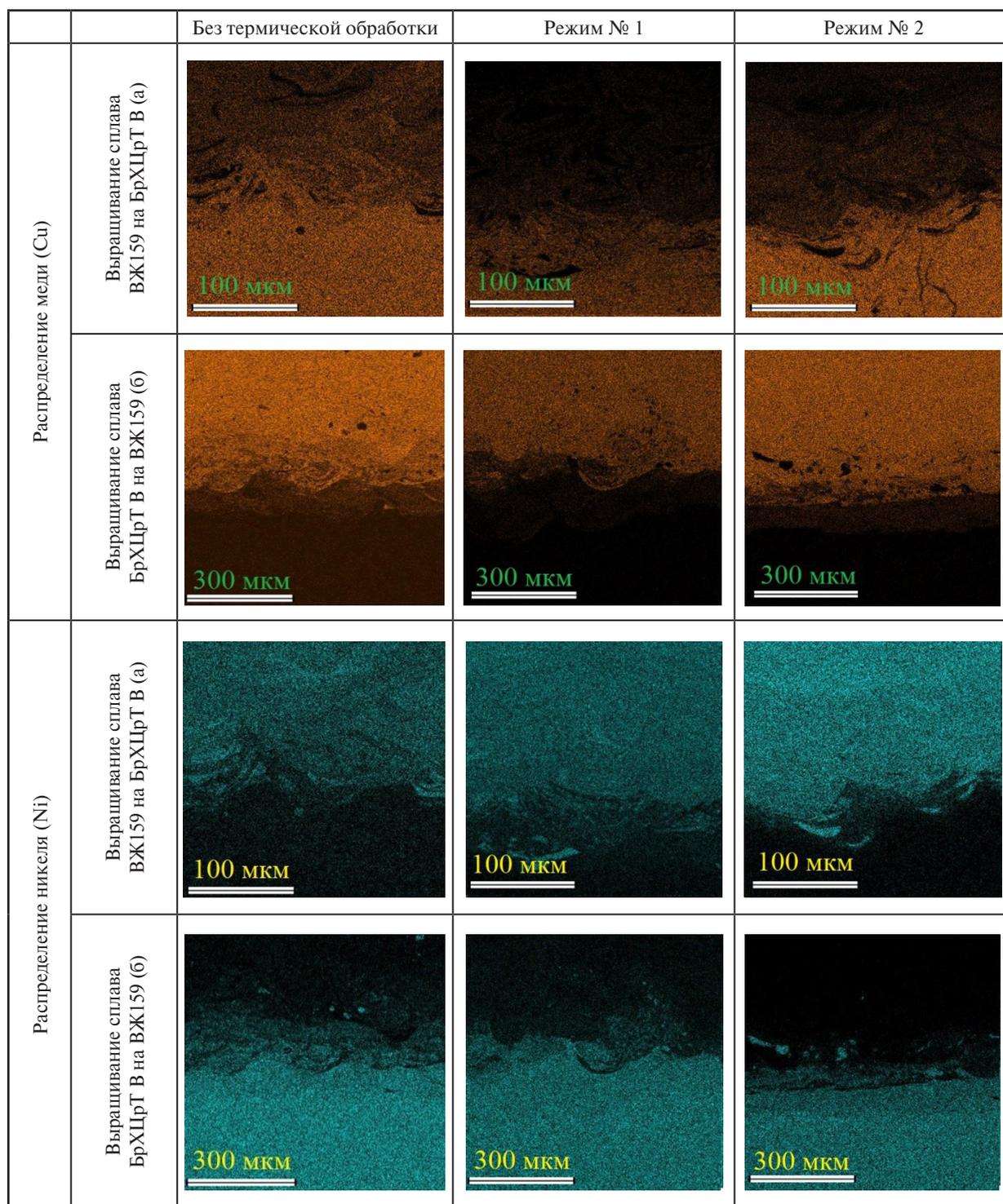


Рис. 5. Карты распределения элементов в переходных зонах мульти-материальных образцов системы ВЖ159-БрХЦрТ В до и после термической обработки, режимы термической обработки 3 табл. 3

Fig. 5. Elemental map in the interface zones of multi-material VZh159-CuCr1Zr samples before and after heat treatment, the heat treatment in accordance with Table 3

Из рис. 6 видно, что при проведении термической обработки по режиму 1 идет повышение твердости в зоне ВЖ159. Целью термической обработки сплава ВЖ159 является получение высокодисперсной микроструктуры, состоящей из твердого раствора с дисперсными включениями.

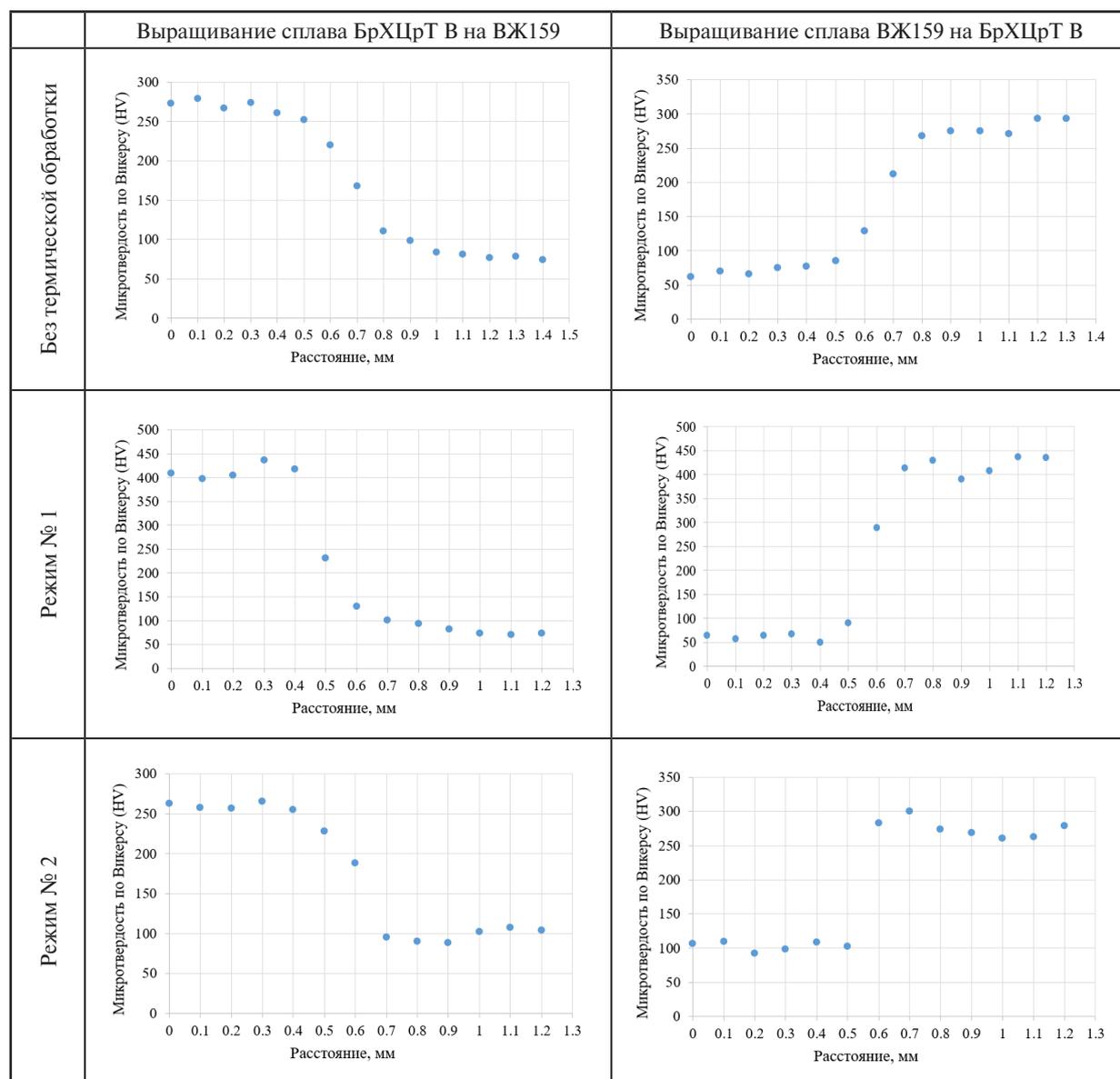


Рис. 6. Графики зависимостей изменения твёрдости от расстояния мульти-материальных образцов системы ВЖ159-БрХЦрТ В до и после термической обработки, режимы термической обработки из табл. 3

Fig. 6. Hardness in the interface zones of multi-material VZh159-CuCr1Zr samples before and after heat treatment, the heat treatment in accordance with Table 3

ями карбидов и γ' -фазы. После гомогенизации формируется гомогенный твердый раствор, а в процессе старения выделяются упрочняющие фазы. В данной работе гомогенизацию для сплава ВЖ159 в мульти-материальных образцах системы ВЖ159-БрХЦрТ не проводили, поскольку её температура превышает 1100 °С, что близко к температуре плавления бронзы. Кроме того, после изготовления изделий методом СЛП фазовый состав получается относительно гомогенным.

При проведении ТО по режиму 2 идет повышение твердости в зоне БрХЦрТ В. Упрочнение в хромовых бронзах после закалки и старения происходит в результате выделения из твердого раствора дисперсных частиц хрома или хромосодержащих соединений. В связи с тем, что термическая обработка не оказывает существенного влияния на переходные зоны, то стоит ориентироваться на подбор режимов для повышения свойств отдельных сплавов. Например,

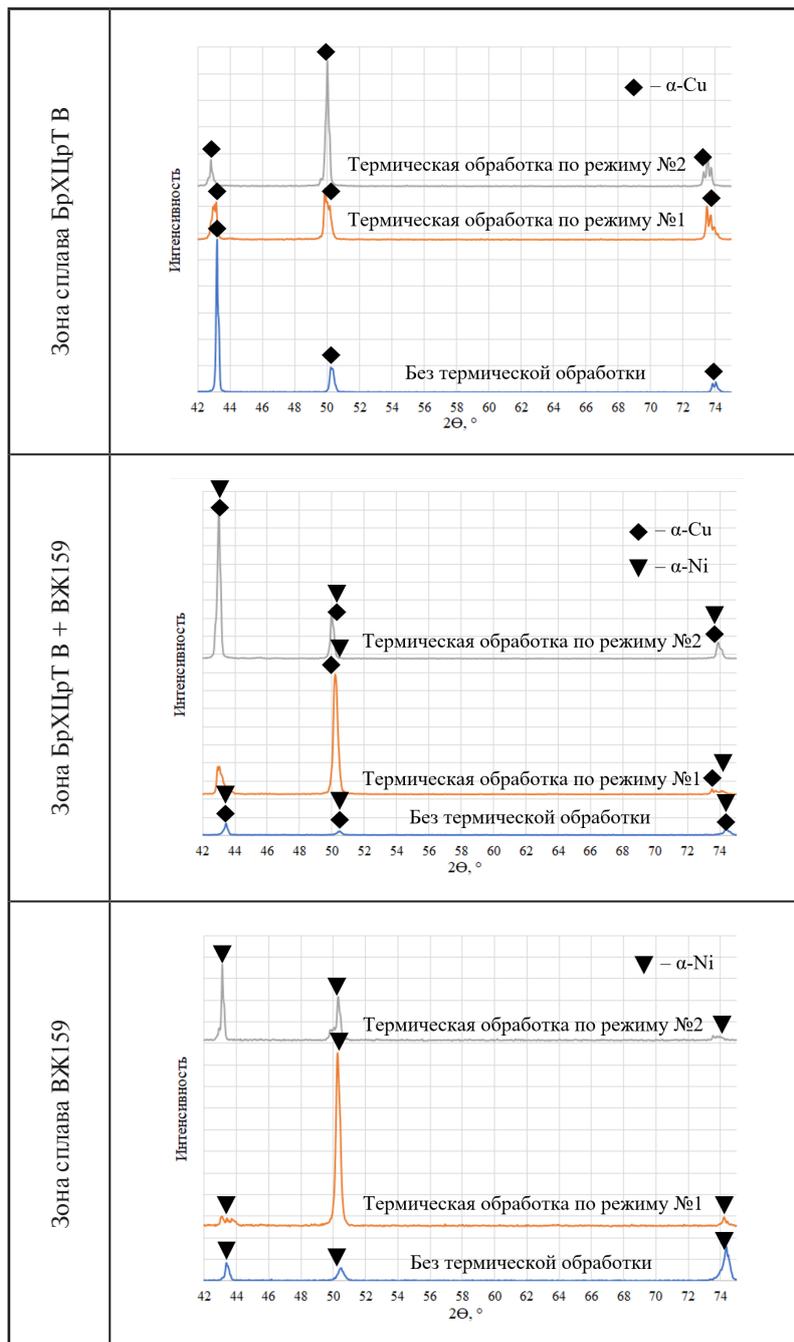


Рис. 7. Фазовый состав мульти-материальных образцов системы ВЖ159-BrXCrTi до и после термической обработки, режимы термической обработки из из табл. 3

Fig. 7. Phase composition of multi-material VZh159- CuCr1Zr samples before and after heat treatment, the heat treatment in accordance with Table 3

обязательным будет проведение закалки с целью фиксации пересыщенного твердого раствора сплава BrXCrTi В. Также необходимо проводить высокотемпературное старение для повышения свойств сплав ВЖ159, но его температура не должна превышать 700 °С, так как это может привести к разупрочнению сплава BrXCrTi В.

По результатам исследований микроструктуры, химического состава и твердости мульти-материальных образцов системы ВЖ159-BrXCrTi В можно ориентировочно оценить размеры пере-

ходных зон – при выращивании сплава БрХЦрТ В на ВЖ159 размеры переходных зон составили 300 мкм, при выращивании сплава ВЖ159 на БрХЦрТ В – 250 мкм.

Анализ фазового состава мульти-материальных образцов системы ВЖ159-БрХЦрТ В до и после термической обработки представлен на рис. 7.

Рис. 7 демонстрирует, что в зонах чистых сплавов после проведения термической обработки характерной для того или иного сплава идет незначительное изменение параметра решеток твердых растворов, что может свидетельствовать о выделении упрочняющих фаз. При этом в переходных зонах наблюдаются пики, соответствующие фазам из обоих сплавов.

Выводы

В данной статье была рассмотрена мульти-материальная система ВЖ159-БрХЦрТ В и были приведены результаты исследований влияния параметров изготовления методом СЛП на пористость и термической обработки на структуру, химический и фазовый состав, а также твердость переходной зоны мульти-материальных образцов. На основании результатов проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1) Только существенное повышение энергии приводит к снижению пористости в переходных зонах мульти-материальных образцов системы БрХЦрТ-ВЖ159 – для переходной зоны БрХЦрТ/ВЖ159 это 325 или 375 Дж/мм³ (с 12-ю слоями переходной зоны), а для переходной зоны ВЖ159/БрХЦрТ это 120 или 140 Дж/мм³ (с 8-ю слоями переходной зоны).

2) Термическая обработка по режимам характерным для сплава БрХЦрТ В и для сплава ВЖ159 не оказывает существенного влияния на микроструктуру переходных зон. Переходные зоны, как при выращивании сплава БрХЦрТ В на ВЖ159, так и при выращивании сплава ВЖ159 на БрХЦрТ В имеют две характерные области.

3) Термическая обработка по режимам, характерным для сплава БрХЦрТ В и для сплава ВЖ159, не оказывает существенного влияния на химический состав переходных зон.

4) Различная термическая обработка оказывает значительное влияние на микротвердость сплавов, для которых она является стандартной. В связи с тем, что термическая обработка не оказывает существенного влияния на переходные зоны, то стоит ориентироваться на подбор режимов для повышения свойств отдельных сплавов.

5) По результатам исследований микроструктуры, химического состава и микротвердости мульти-материальных образцов системы ВЖ159-БрХЦрТ В были оценены размеры переходных зон, которые составили 300 мкм при выращивании сплава БрХЦрТ В на ВЖ159 и 250 мкм при выращивании сплава ВЖ159 на БрХЦрТ В, соответственно.

6) В зонах чистых сплавов после проведения термической обработки характерной для того или иного сплава идет незначительное изменение параметра решеток твердых растворов, что может свидетельствовать о выделении упрочняющих фаз. При этом в переходных зонах наблюдаются пики, соответствующие фазам из обоих сплавов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No 23-79-30004, <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

[1] Bandyopadhyay A., Zhang Y., Onuik B. Additive manufacturing of bimetallic structures, Virtual and Physical Prototyping, 17 (2) (2022) 256–294. DOI: 10.1080/17452759.2022.2040738

[2] Bandyopadhyay A., Traxel K.D., Lang M., Juhasz M., Eliaz N., Bose S. Alloy design via additive manufacturing: Advantages, challenges, applications and perspectives, Materials Today, 52 (2022) 207–224. DOI: 10.1016/J.MATOD.2021.11.026

[3] **Naebe M., Shirvanimoghaddam K.** Functionally graded materials: A review of fabrication and properties, *Applied Materials Today*, 5 (2016) 223–245. DOI: 10.1016/J.APMT.2016.10.001

[4] **Zhang C., Chen F., Huang Z., Jia M., Chen G., Ye Y., Lin Y., Liu W., Chen B., Shen Q., Zhang L., Lavernia E.J.** Additive manufacturing of functionally graded materials: A review, *Materials Science and Engineering A*, 764 (2019) 138209. DOI: 10.1016/J.MSEA.2019.138209

[5] **Attaran M.** The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing, *Business Horizons*, 60 (5) (2017) 677–688. DOI: 10.1016/j.bushor.2017.05.011

[6] **Wook Heo T., Khairallah S.A., Shi R., Caprio L., Gökhan Demir A., Previtali B., Wei C., Zhang Z., Cheng D., Sun Z., Zhu M., Li L.** An overview of laser-based multiple metallic material additive manufacturing: from macro- to micro-scales, *International Journal of Extreme Manufacturing*, 3 (1) (2020) 012003. DOI: 10.1088/2631-7990/ABCE04

[7] **Feenstra D.R., Banerjee R., Fraser H.L., Huang A., Molotnikov A., Birbilis N.** Critical review of the state of the art in multi-material fabrication via directed energy deposition, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 25 (4) (2021) 100924. DOI: 10.1016/J.COSSMS.2021.100924

[8] **Wang D., Liu L., Deng G., Deng C., Bai Y., Yang Y., Wu W., Chen J., Liu Y., Wang Y., Lin X., Han C.** Recent progress on additive manufacturing of multi-material structures with laser powder bed fusion, *Virtual and Physical Prototyping*, 17 (2) (2022) 329–365. DOI: 10.1080/17452759.2022.2028343

[9] **Nazir A., Gokcekaya O., Md Masum Billah K., Ertugrul O., Jiang J., Sun J., Hussain S.** Multi-material additive manufacturing: A systematic review of design, properties, applications, challenges, and 3D printing of materials and cellular metamaterials, *Materials & Design*, 226 (2023) 111661. DOI: 10.1016/J.MATDES.2023.111661

[10] **Mei X., Wang X., Peng Y., Gu H., Zhong G., Yang S.** Interfacial characterization and mechanical properties of 316L stainless steel/inconel 718 manufactured by selective laser melting, *Materials Science and Engineering: A*, 758 (2019) 185–191. DOI: 10.1016/J.MSEA.2019.05.011

[11] **Scaramuccia M.G., Demir A.G., Caprio L., Tassa O., Previtali B.** Development of processing strategies for multigraded selective laser melting of Ti6Al4V and IN718, *Powder Technology*, 367 (2020) 376–389. DOI: 10.1016/J.POWTEC.2020.04.010

[12] **Marques A., Cunha Â., Gasik M., Carvalho O., Silva F.S., Bartolomeu F.** Inconel 718–copper parts fabricated by 3D multi-material laser powder bed fusion: a novel technological and designing approach for rocket engine, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 122 (3–4) (2022) 2113–2123. DOI: 10.1007/S00170-022-10011-X/FIGURES/8

[13] **Khlybov A.A., Belyaev E.S., Ryabtsev A.D., Belyaeva S.S., Getmanovsky Yu.A., Yavtushenko P.M., Ryabov D.A.** Influence of the HIP Technology on the Structure and Properties of Nickel Alloy VZH159. *Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University*. 19 (3) (2021) 75–83. DOI: 10.18503/1995-2732-2021-19-3-75-83

[14] **Артемов А.Л., Дядченко В.Ю., Лукьяшко А.В., Новиков А.Н., Попович А.А., Рудской А.И., Свечкин В.П., Скоромнов В.И., Смоленцев А.А., Соколов Б.А., Солнцев В.Л., Суфияров В.Ш., Шачнев С.Ю.** Обработка конструктивных и технологических решений для изготовления опытных образцов внутренней оболочки камеры сгорания многофункционального жидкостного ракетного двигателя с использованием аддитивных технологий // *Космическая техника и технологии*. 2017 № 1 (16). С. 50–62.

[15] **Popovich A.A., Sufiiarov V.S., Polozov I.A., Borisov E.V.** Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 produced by SLM and subsequent heat treatment, *Key Engineering Materials*, 651–653 (2015) 665–670. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.651-653.665

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

РЕПНИН Арсений Вячеславович – инженер, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени.

E-mail: repnin_arseniy@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-3157-3317>

БОРИСОВ Евгений Владиславович – ведущий научный сотрудник, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, канд. техн. наук.

E-mail: evgenii.borisov@icloud.com

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2464-6706>

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>

ШАМШУРИН Алексей Игоревич – научный сотрудник, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, без степени.

E-mail: sham_a@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4209-3124>

REFERENCES

- [1] **A. Bandyopadhyay, Y. Zhang, B. Onuiké**, Additive manufacturing of bimetallic structures, *Virtual and Physical Prototyping*, 17 (2) (2022) 256–294. DOI: 10.1080/17452759.2022.2040738
- [2] **A. Bandyopadhyay, K.D. Traxel, M. Lang, M. Juhasz, N. Eliaz, S. Bose**, Alloy design via additive manufacturing: Advantages, challenges, applications and perspectives, *Materials Today*, 52 (2022) 207–224. DOI: 10.1016/J.MATOD.2021.11.026
- [3] **M. Naebe, K. Shirvanimoghaddam**, Functionally graded materials: A review of fabrication and properties, *Applied Materials Today*, 5 (2016) 223–245. DOI: 10.1016/J.APMT.2016.10.001
- [4] **C. Zhang, F. Chen, Z. Huang, M. Jia, G. Chen, Y. Ye, Y. Lin, W. Liu, B. Chen, Q. Shen, L. Zhang, E.J. Lavernia**, Additive manufacturing of functionally graded materials: A review, *Materials Science and Engineering A*, 764 (2019) 138209. DOI: 10.1016/J.MSEA.2019.138209
- [5] **M. Attaran**, The rise of 3-D printing: The advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing, *Business Horizons*, 60 (5) (2017) 677–688. DOI: 10.1016/j.bushor.2017.05.011
- [6] **T. Wook Heo, S.A. Khairallah, R. Shi, L. Caprio, A. Gökhan Demir, B. Previtali, C. Wei, Z. Zhang, D. Cheng, Z. Sun, M. Zhu, L. Li**, An overview of laser-based multiple metallic material additive manufacturing: from macro- to micro-scales, *International Journal of Extreme Manufacturing*, 3 (1) (2020) 012003. DOI: 10.1088/2631-7990/ABCE04
- [7] **D.R. Feenstra, R. Banerjee, H.L. Fraser, A. Huang, A. Molotnikov, N. Birbilis**, Critical review of the state of the art in multi-material fabrication via directed energy deposition, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 25 (4) (2021) 100924. DOI: 10.1016/J.COSSMS.2021.100924
- [8] **D. Wang, L. Liu, G. Deng, C. Deng, Y. Bai, Y. Yang, W. Wu, J. Chen, Y. Liu, Y. Wang, X. Lin, C. Han**, Recent progress on additive manufacturing of multi-material structures with laser powder bed fusion, *Virtual and Physical Prototyping*, 17 (2) (2022) 329–365. DOI: 10.1080/17452759.2022.2028343
- [9] **A. Nazir, O. Gokcekaya, K. Md Masum Billah, O. Ertugrul, J. Jiang, J. Sun, S. Hussain**, Multi-material additive manufacturing: A systematic review of design, properties, applications, challenges, and 3D printing of materials and cellular metamaterials, *Materials & Design*, 226 (2023) 111661. DOI: 10.1016/J.MATDES.2023.111661

- [10] X. Mei, X. Wang, Y. Peng, H. Gu, G. Zhong, S. Yang, Interfacial characterization and mechanical properties of 316L stainless steel/inconel 718 manufactured by selective laser melting, *Materials Science and Engineering: A*, 758 (2019) 185–191. DOI: 10.1016/J.MSEA.2019.05.011
- [11] M.G. Scaramuccia, A.G. Demir, L. Caprio, O. Tassa, B. Previtali, Development of processing strategies for multigraded selective laser melting of Ti6Al4V and IN718, *Powder Technology*, 367 (2020) 376–389. DOI: 10.1016/J.POWTEC.2020.04.010
- [12] A. Marques, Â. Cunha, M. Gasik, O. Carvalho, F.S. Silva, F. Bartolomeu, Inconel 718–copper parts fabricated by 3D multi-material laser powder bed fusion: a novel technological and designing approach for rocket engine, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 122 (3–4) (2022) 2113–2123. DOI: 10.1007/S00170-022-10011-X/FIGURES/8
- [13] A.A. Khlybov, E.S. Belyaev, A.D. Ryabtsev, S.S. Belyaeva, Yu.A. Getmanovsky, P.M. Yavtushenko, D.A. Ryabov, Influence of the HIP Technology on the Structure and Properties of Nickel Alloy VZH159. *Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University*. 19 (3) (2021) 75–83. DOI: 10.18503/1995-2732-2021-19-3-75-83
- [14] A.L. Artemov, V.Yu. Dyadchenko, A.V. Lukyashko, A.N. Novikov, A.A. Popovich, A.I. Rudskoy, V.P. Svechkin, V.I. Skoromnov, A.A. Smolentsev, B.A. Sokolov, V.L. Solntsev, V.Sh. Sufiyarov, S.Yu Shachnev, Development of design and technology solutions for additive manufacturing of prototype inner lining for combustion chamber of multifunctional liquid-propellant rocket engine, *Space technique and technologies*, 1 (16) (2017) 50–62.
- [15] A.A. Popovich, V.S. Sufiyarov, I.A. Polozov, E.V. Borisov, Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 produced by SLM and subsequent heat treatment, *Key Engineering Materials*, 651–653 (2015) 665–670. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.651-653.665

INFORMATION ABOUT AUTHORS

Arseniy V. REPNIN – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: repnin_arseniy@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-3157-3317>

Evgenii V. BORISOV – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: evgenii.borisov@icloud.com

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2464-6706>

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

E-mail: popovicha@mail.ru

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

Aleksei I. SHAMSHURIN – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: sham_a@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4209-3124>

Поступила: 15.05.2023; Одобрена: 10.06.2023; Принята: 12.06.2023.

Submitted: 15.05.2023; Approved: 10.06.2023; Accepted: 12.06.2023.