

## ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ ОБРАЗЦОВ, ВЫРАЩЕННЫХ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА Inconel 738 МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Дмитриева М.О.<sup>\*</sup>, Головач А.М.<sup>\*\*</sup>, Сотов А.В.<sup>\*\*\*</sup>

*Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва,  
(Самарский университет), Московское шоссе, 34, Самара, 443086, Россия*

*<sup>\*</sup> e-mail: mdmitr1ewa@yandex.ru*

*<sup>\*\*</sup> e-mail: machete.ru2016@gmail.com*

*<sup>\*\*\*</sup> e-mail: sotovanton@yandex.ru*

Статья поступила в редакцию 19.12.2019

Данное исследование направлено на определение эффективности применения горячего изостатического прессования (ГИП) с целью улучшения микроструктуры деталей, полученных методом селективного лазерного сплавления. Проведены электронно-микроскопические и рентгеноспектральные исследования исходного порошкового материала Inconel 738 и образцов, выращенных методом селективного лазерного сплавления при мощности лазерного излучения 325 Вт вертикально и под углом 45° к подложке, до и после воздействия ГИП. Исследовано влияние химического и фракционного состава порошка на микроструктуру образцов после воздействия ГИП.

*Ключевые слова:* жаропрочный никелевый сплав, микроструктура, селективное лазерное сплавление, электронная микроскопия, Inconel 738, горячее изостатическое прессование.

### Введение

Основным материалом, из которого изготавливаются детали газотурбинных двигателей (ГТД), являются жаропрочные никелевые сплавы, отвечающие высоким требованиям по длительной прочности, долговечности и надёжности. Новым и перспективным сплавом в этой области является Inconel 738 [1–4]. Он обладает достаточной коррозионной стойкостью, высокими показателями длительной прочности, благодаря чему подходит для изготовления наиболее ответственных деталей — лопаток газовой турбины. Исследование применения литейного сплава Inconel 738 для аддитивных технологий (АТ) является актуальным, так как данный материал активно применяется для изготовления деталей ГТД традиционными способами.

Последние 30 лет ознаменованы прорывом в области технологий быстрого прототипирования. Развитие аддитивного производства (АП) открыло новые возможности для реализации конструкторских решений в двигателестроении, как на стадии разработки, так и в процессе производства гото-

вого изделия. Во всем мире аддитивные технологии активно внедряются, создаются масштабные производства, в которых комплекс традиционного оборудования заменяется 3D-принтерами. В России ведётся активное изучение методов АТ в научных центрах и образовательных учреждениях, но доля традиционного производства остаётся преобладающей.

Метод селективного лазерного сплавления (СЛС) с применением порошковых металлических материалов является наиболее востребованным среди других методов АП для изготовления различных изделий авиационной промышленности, в том числе и деталей ГТД [5–7].

Технология СЛС заключается в послойном построении детали на металлической подложке путём сплавления отдельных гранул порошка с помощью лазерного излучения высокой мощности. Среди преимуществ данного метода выделяют возможность создания изделий сложной конфигурации, упрощение прототипирования, а также одновременное производство нескольких деталей. К недостаткам метода СЛС относят нали-

чие остаточной пористости в структуре выращенной детали, ограничение ассортимента используемых материалов и габаритов создаваемых изделий [8, 9].

Технология СЛС постоянно совершенствуется в направлении снижения пористости изготавливаемых изделий путём применения такого метода постобработки, как горячее изостатическое прессование.

Метод горячего изостатического прессования заключается в воздействии на объект, находящийся в специальной капсуле, газовым давлением порядка 100–200 МПа при повышенных температурах, колеблющихся в интервале 900–2000 °С. Для каждого изделия режим ГИП подбирается индивидуально. Главным аспектом оценки эффективности применения горячего изостатического прессования для изделий, выращенных методом СЛС, является характер дефектов структуры [10–14].

Дефектность структуры изделий, выращенных из жаропрочного никелевого сплава Inconel 738, обусловлена его сложным многокомпонентным составом и недостаточно высокими литейными свойствами. В изделиях, синтезированных методом СЛС, часто встречается пористость — дефект, образовавшийся в результате недостаточного сплавления частиц. Кроме того, в структуре наблюдаются трещины, причиной которых является усадка материала при охлаждении [15–19].

Цель данного исследования заключается в изучении влияния горячего изостатического прессования на дефектность образцов, выращенных из жаропрочного никелевого сплава Inconel 738 методом селективного лазерного сплавления. Основными задачами исследования являются: изучение морфологии исходного порошкового материала, анализ микроструктуры образцов после процесса СЛС, выращенных вертикально и под углом 45° к подложке, исследование влияния ГИП на микроструктуру образцов с различным углом оси выращивания.

### Методика проведения исследований

Образцы для исследования были изготовлены на установке селективного лазерного сплавления металлического порошка SLM 280HL. В данном исследовании рассматривались образцы, выращенные при мощности лазерного излучения 325 Вт вертикально и под углом 45° к подложке, а также образцы, подвергнутые постобработке методом ГИП. Из полученных образцов изготавливались шлифы в поперечном сечении на автома-

тической шлифовально-полировальной машине REMET LS250A.

Исследования микроструктуры после травления проводились на металлографическом микроскопе METAM ЛВ-31. Электронно-микроскопические исследования образцов и исходного порошкового материала проводились на растровом электронном микроскопе TESCAN Vega SB. Химический состав исходного порошкового материала определялся с помощью микрорентгеноспектральной приставки к микроскопу INCAx-Act.

Анализ данных, полученных в ходе металлографического исследования, осуществлялся с помощью программы анализа изображений NEXSYS ImageExpert Pro 3.

### Результаты исследований

Микрорентгеноспектральный анализ показал, что химический состав порошка сплава Inconel 738 соответствует сертификату Q/AMC 4-2-10-2018 (табл. 1).

Таблица 1

Результаты химического анализа сплава Inconel 738

Элемент	Содержание (массовая доля), %	Элемент	Содержание (массовая доля), %
Ni	Основа	Ti	3,06
Cr	15,60	Fe	0,07
Co	8,57	Nb	0,82
W	2,15	Ta	1,64
Mo	1,92	Zr	0,38
Al	4,06	Mn	0,05

Электронно-микроскопический анализ исходного материала показал, что частицы порошка имеют сферическую форму, характерную для метода получения диспергированием расплава. Размер частиц варьируется в диапазоне 15–53 мкм (рис. 1, а). Наблюдается наличие слипшихся частиц — конгломератов, средний размер которых составляет 70 мкм (рис. 1, б). Это объясняется различной температурой плавления компонентов, входящих в состав сплава, и скоростью их кристаллизации [20, 21]. Наличие таких частиц не влияет на качество конечного изделия, так как они отсеиваются на ситах перед сплавлением.

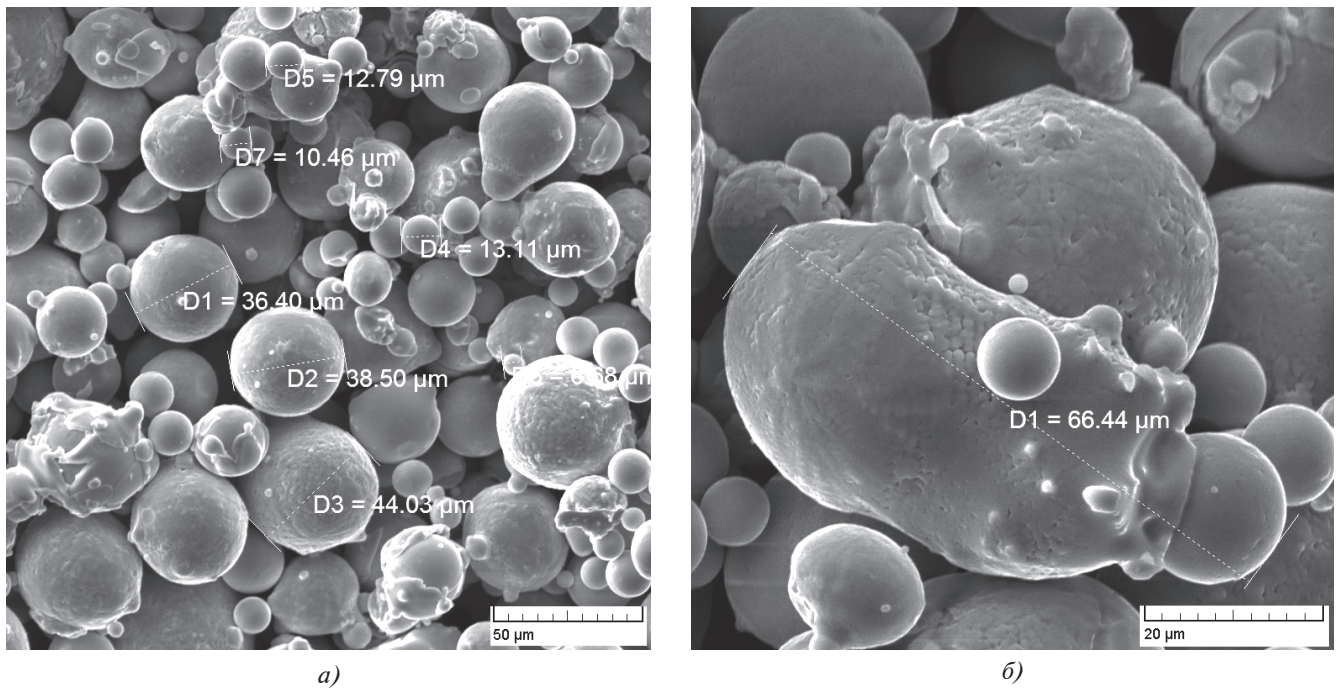


Рис. 1. Конфигурация частиц порошка Inconel 738: *a* — внешний вид; *б* — конгломераты

Металлографический анализ образца, выращенного вертикально к подложке при мощности 325 Вт, показал, что микроструктура представляет собой совокупность сплавленных частиц порошка, которые являются микрослитками и обладают дендритным строением, характерным для литого материала и обеспечивающим сплаву термическую стабильность [22–25]. Микроструктура поперечного сечения образца характеризуется

наличием дефектов — микротрещин (рис. 2,*a*). Микроструктура продольного сечения образцов представляет собой слои сплавленных частиц порошка и также характеризуется наличием дефектов — трещин (рис. 2,*б*).

С помощью программы анализа изображений NEXSYS ImageExpert Pro 3 установлено, что длина трещин в поперечном сечении образца варьируется в диапазоне 1,92–11,55 мкм, средняя длина

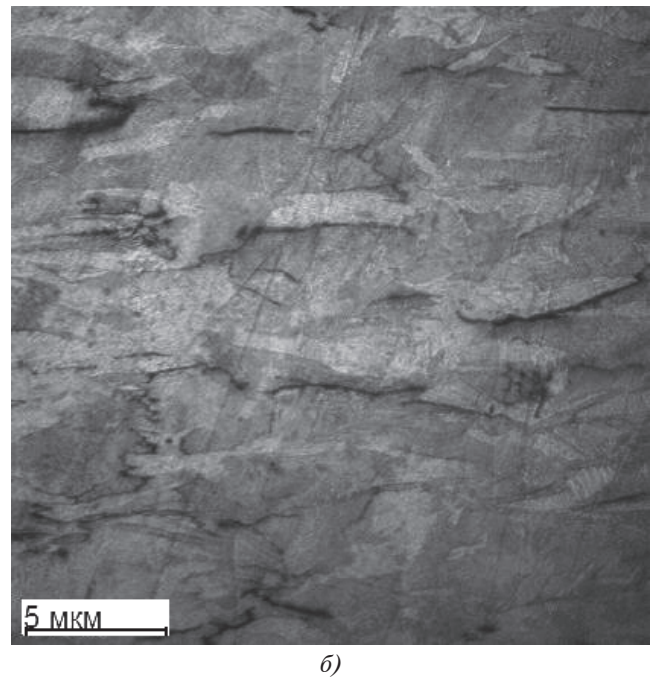
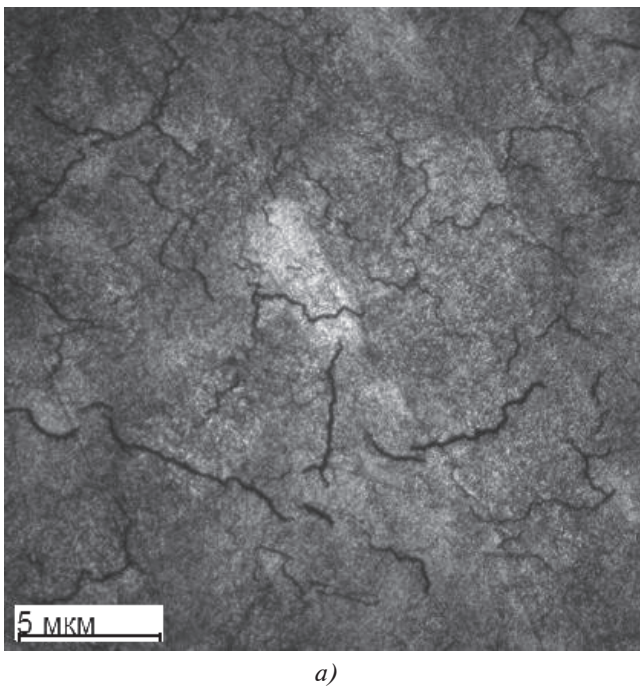


Рис. 2. Микроструктура образца, выращенного при мощности 325 Вт вертикально к подложке: *a* — поперечное сечение; *б* — продольное сечение



составляет 4,15 мкм, а в продольном сечении — 2,69—6,38 мкм, среднее значение 4,22 мкм. Трещины, являясь концентраторами напряжений, ухудшают механические свойства изделия. Испытания на растяжение показали, что предел прочности синтезированного Inconel 738 составляет 1025 МПа, в то время как предел прочности компактного материала составляет 1035 МПа.

Металлографический анализ образца, выращенного под углом  $45^\circ$  к подложке, показал, что микроструктура характеризуется более длинными микротрещинами (рис. 3, *а*). Микроструктура продольного сечения образцов также представляет собой слой сплавленных частиц порошка и характеризуется наличием дефектов — трещин (рис. 3, *б*).

С помощью программы анализа изображений NEXSYS ImageExpert Pro 3 установлено, что длина трещин в поперечном сечении образца варьируется в диапазоне 1,86—13,84 мкм, средняя длина составляет 7,08 мкм, а в продольном сечении — 2,07—11,79 мкм, среднее значение 6,37 мкм. Испытания образцов на растяжение показали, что предел прочности составляет 595 МПа, что в 1,7 раза меньше, чем у образца, выращенного вертикально к подложке.

Для снижения дефектности структуры образцы подвергались постобработке методом горячего изостатического прессования.

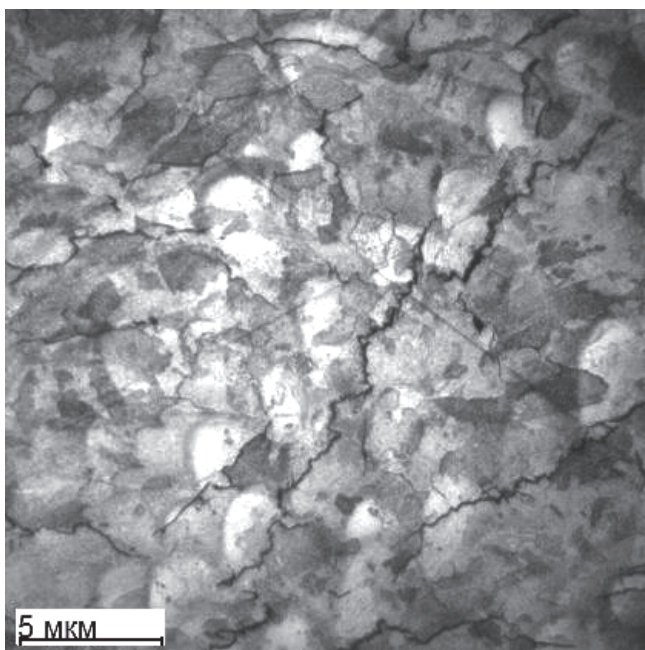
Анализ микроструктуры образцов после ГИП в поперечном сечении показал, что эффектив-

ность данного метода постобработки для образца, выращенного вертикально к подложке (рис. 4, *а*), выше по сравнению с образцом, выращенным под углом  $45^\circ$  (рис. 4, *б*).

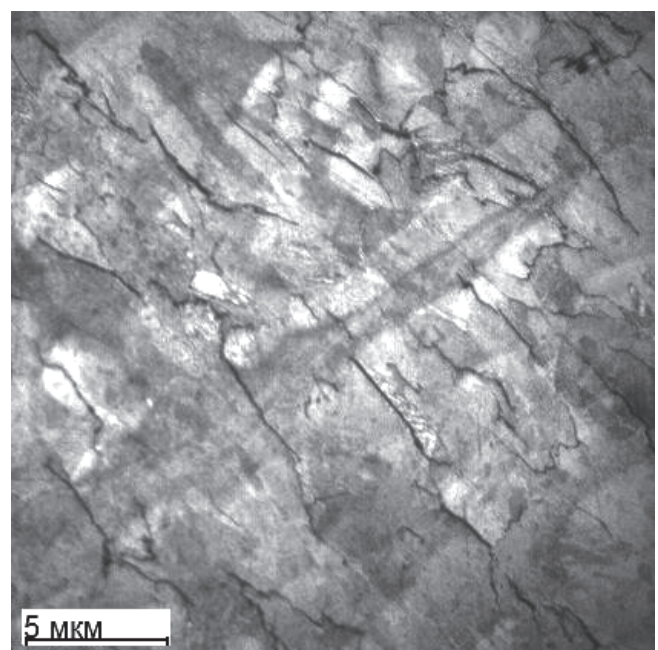
Электронно-микроскопический анализ показал, что в результате постобработки методом горячего изостатического прессования наблюдается закрытие трещин, не имеющих контакта с внешней средой, характеризующееся уменьшением толщины трещин в 3—4 раза (рис. 5). Приповерхностные дефекты сохраняются полностью. Дефекты образца, выращенного под углом, менее подвержены воздействию ГИП, так как являются незамкнутыми.

Так как изделия, выращенные методом СЛС, подвергались ГИП без помещения в специальную герметичную капсулу, полного «залечивания» дефектов добиться не удалось. Приповерхностные дефекты сохранились полностью, а внутренние уменьшились по сечению, но полного «залечивания» их не произошло. Это объясняется наличием окислов хрома, образовавшихся на поверхности частиц порошка при высокотемпературном сплавлении. Это подтверждается различием содержания кислорода внутри компактного материала и на изломе (табл. 2).

Выходящие на открытую поверхность дефекты, а также газовая пористость в наименьшей степени поддаются «залечиванию» с помощью ГИП.



а)



б)

Рис. 3. Микроструктура образца, выращенного при мощности 325 Вт под углом  $45^\circ$  к подложке: *а* — поперечное сечение; *б* — продольное сечение



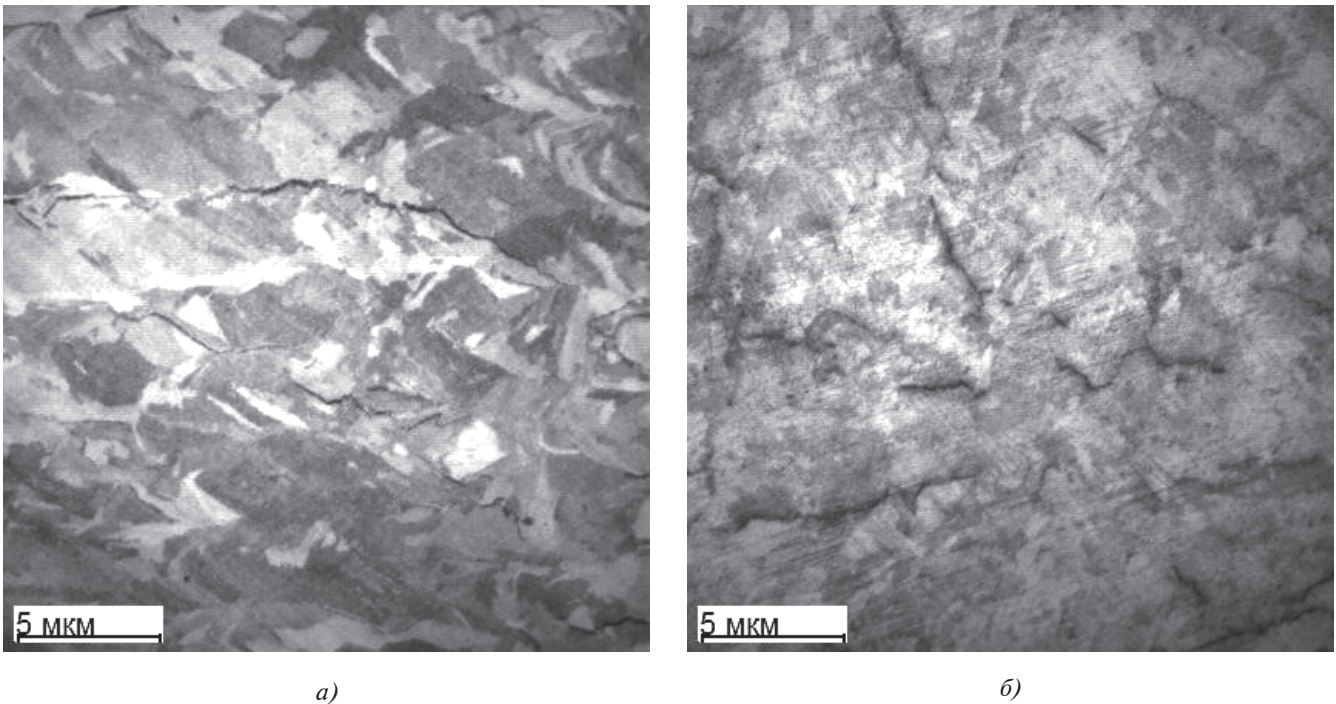


Рис. 4. Микроструктура образцов, выращенных при мощности 325 Вт после обработки ГИП: *a* — вертикально к подложке; *б* — под углом 45° к подложке

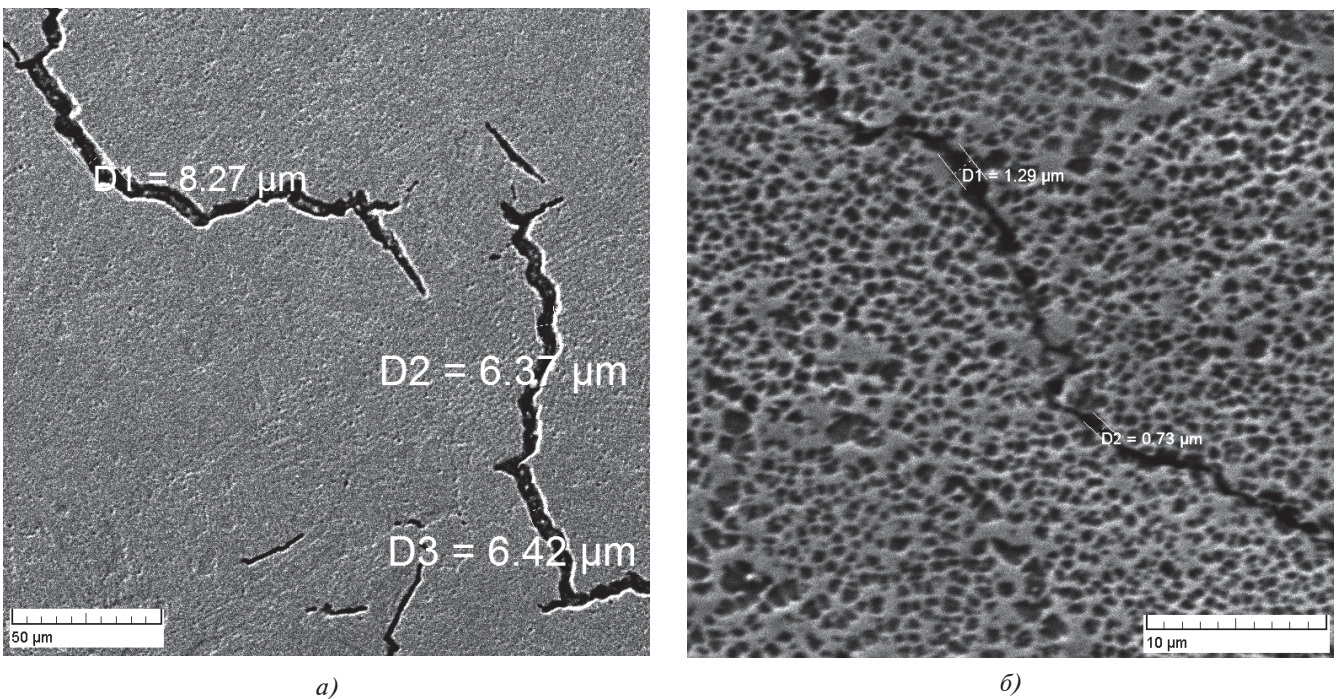


Рис. 5. Микроструктура образцов, выращенных при мощности 325 Вт вертикально к подложке: *a* — до ГИП; *б* — после ГИП

Механические свойства образцов после СЛС и ГИП представлены в табл. 3.

Таким образом, после воздействия ГИП предел прочности образца, выращенного вертикально к подложке, увеличился на 108 единиц, относительное растяжение увеличилось в 6 раз. Механи-

ческие свойства образца, выращенного под углом, снизились. Это говорит о том, что направление оси выращивания под углом 45° не обеспечивает достаточных механических свойств в направлении приложенной нагрузки.

Таблица 2

## Результаты химического анализа образца после СЛС

Элемент	Содержание (массовая доля), %	
	Шлиф	Излом
O	0,71	8,48
Cr	16,27	11,20

## Выводы

Исследовано влияние постобработки методом горячего изостатического прессования на микроструктуру деталей, выращенных методом селективного лазерного сплавления вертикально и под углом 45° к подложке.

Показано, что после селективного лазерного сплавления наблюдаются дефекты в виде микротрещин. На основании металлографического анализа образцов установлено, что ориентация оси выращивания нормально к подложке позволяет получить менее дефектную структуру.

Механические испытания образцов показали, что наиболее высокие механические свойства обеспечивает направление оси выращивания вертикально к подложке, в этом случае постобработка методом ГИП увеличивает предел прочности на 108 единиц. Механические свойства образца, выращенного под углом 45° к подложке, после воздействия ГИП снижаются, в частности предел прочности уменьшился на 75 единиц. Это связано с тем, что данное направление оси выращивания не обеспечивает достаточных механических свойств в направлении прикладываемой нагрузки.

Эффективность горячего изостатического прессования в обоих случаях различна. Электронно-микроскопический анализ показал, что дефекты замкнутого типа, не имеющие связи с внешней средой, после воздействия ГИП закрываются, что выражается в уменьшении их размеров по сечению в 3—4 раза, при этом приповерхностные дефекты сохраняются полностью. «Залечивания» трещин добиться не удалось. Это объясняется наличием окислов хрома на поверхности частиц порошка, образовавшихся при воздействии высоких температур во время сплавления, и подтверждается различием содержания кислорода внутри компактного материала и на изломе в 11 раз.

Повысить эффективность ГИП в данном случае возможно путём помещения образцов в спе-

Таблица 3

## Механические свойства образцов после СЛС и ГИП

Образец		Механические свойства	
		$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
Вертикально	СЛС	1025	3,7
	ГИП	1133	22,9
Под углом 45°	СЛС	595	-
	ГИП	520	6,6

циальную герметичную оболочку и предотвращения образования окислов хрома на частицах порошка, исключив контакт материала с кислородом на протяжении всего технологического процесса.

## Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Разработки ВИАМ для газотурбинных двигателей и установок // Крылья Родины. 2010. №4. С. 31-33.
2. Шарова Н.А., Тихомирова Е.А., Барабаш А.Л., Жувишкин А.А., Брауэр В.Э. К вопросу о выборе новых жаропрочных никелевых сплавов для перспективных авиационных ГТД // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С.П. Королёва. 2009. № 3-3(19). С. 249-255.
3. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 7-17.
4. Хрящев И.И., Данилов Д.В., Логунов А.В. Разработка экономнолегированного никелевого жаропрочного сплава для рабочих лопаток газовых турбин // Вестник Московского авиационного института. 2019. Т. 26. № 2. С. 205-218.
5. Гращенков Д.В., Щетанов Б.В., Ефимочкин И.Ю. Развитие порошковой металлургии жаропрочных материалов // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2011. № 5. С. 13-26.
6. Суфияров В.Ш., Попович А.А., Борисов Е.В., Полозов И.А. Селективное лазерное плавление жаропрочного никелевого сплава // Цветные металлы. 2015. № 1. С. 79-84.
7. Сурикова М.А., Плечев В.Н. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов за рубежом. — М.: Черметинформация, 1982. — 27 с.
8. Смуров И.Ю., Мовчан И.А., Ядройцев И.А., Окунькова А.А., Цветкова Е.В., Черкасова Н.Ю. Аддитивное производство с помощью лазера // Вестник МГТУ «Станкин». 2011. № 4(17). С. 144-146.



9. Каблов Е.Н. Настоящее и будущее аддитивных технологий // Металлы Евразии. 2017. № 1. С. 2-6.
10. Агеев С.В., Гиришов В.Л. Горячее изостатическое прессование в порошковой металлургии // Металлообработка. 2015. № 4(88). С. 56-60.
11. Береснев А.Г., Логунов А.В., Логачева А.И. Проблемы повышения качества жаропрочных сплавов, получаемых методом металлургии гранул // Вестник Московского авиационного института. 2008. Т. 15. № 3. С. 83-89.
12. Zhang X., Chen H., Xu L., Xu J., Ren X., Chen X. Cracking mechanism and susceptibility of laser melting deposited Inconel 738 superalloy // Materials and Design. 2019. Vol. 183, pp. 1-14. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108105
13. Ramakrishnan A., Dinda G.P. Direct laser metal deposition of Inconel 738 // Materials Science and Engineering: A. 2019. Vol. 740–740, pp. 1-13. DOI: 10.1016/j.msea.2018.10.020
14. Zhang D., Niu W., Cao X., Liu Z. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting manufactured Inconel 718 superalloy // Materials Science and Engineering: A. 2015. Vol. 644, pp. 32-40. DOI: 10.1016/j.msea.2015.06.021
15. Евгенов А.Г., Роголев А.М., Неруш С.В., Мазалов И.С. Исследование свойств сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплавления металлических порошков // Труды ВИАМ. 2015. № 2. DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2
16. Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Раевских А.Н. Влияние технологических параметров процесса селективного лазерного сплавления на формирование структуры жаропрочного никелевого сплава // Аддитивные технологии: настоящее и будущее: Сборник трудов II Международной конференции (16 марта 2016, Москва). М.: ВИАМ, 2016. С. 4.
17. Максимова С.В., Хорунов В.Ф. Структура соединений жаропрочного никелевого сплава Инконель-718, полученных способом высокотемпературной вакуумной пайки // Новые материалы. 2010. № 3. С. 49-55.
18. Грязнов М.Ю., Шотин С.В., Чувильдеев В.Н. Физико-механические свойства и структура сплава Inconel 718, полученного по технологии послойного лазерного сплавления // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. 2014. № 4 (1). С. 46-51.
19. Ерёмин Е.Н., Филиппов Ю.О., Миннеханов Г.Н., Мухин В.Ф. Исследование структурных изменений в модифицированном жаропрочном никелевом сплаве // Омский научный вестник. 2011. № 3 (103). С. 65-70.
20. Евгенов А.Г., Неруш С.В., Василенко С.А. Получение и опробование мелкодисперсного металлического порошка высокохромистого сплава на никелевой основе применительно к лазерной LMD-наплавке // Труды ВИАМ. 2014. №5. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-5-4-4
21. Неруш С.В., Евгенов А.Г. Исследование мелкодисперсного металлического порошка жаропрочного сплава марки ЭП648-ВИ применительно к лазерной LMD-наплавке, а также оценка качества наплавки порошкового материала на никелевой основе на рабочие лопатки ТВД // Труды ВИАМ. 2014. №3. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-3-1-1
22. Сухов Д.И., Базылева О.А., Неруш С.В., Аргинбаева Э.Г., Зайцев Д.В. Особенности структуры и свойств материала жаропрочного интерметаллидного никелевого сплава, полученного методом селективного лазерного сплавления // Аддитивные технологии: настоящее и будущее: Материалы IV Международной конференции (30 марта 2018, Москва). М.: ВИАМ, 2018. С. 368-372. URL: <https://conf.viam.ru/sites/default/files/uploads/proceedings/1073.pdf>
23. Неруш С.В., Евгенов А.Г., Ермолаев А.С., Роголев А.М. Исследование мелкодисперсного металлического порошка жаропрочного сплава на никелевой основе для лазерной LMD наплавки // Вопросы материаловедения. 2013. № 4(76). С. 98-107.
24. Смелов В.Г., Сотов А.В., Агаповичев А.В. Исследование структуры и механических свойств изделий, полученных методом селективного лазерного сплавления из порошка стали 316L // Черные металлы. 2016. № 9(1017). С. 61-65.
25. Сотов А.В., Проничев Н.Д., Смелов В.Г., Богданович В.И., Гиорбелидзе М.Г., Агаповичев А.В. Разработка методики проектирования технологических процессов изготовления деталей ГТД методом селективного лазерного сплавления порошка жаропрочного сплава ВВ751П // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2017. Т. 19. № 4. С. 96-104.

# HOT ISOSTATIC PRESSING IMPACT ON SAMPLES STRUCTURE GROWN OF Inconel 738 SUPER ALLOY BY SELECTIVE LASER MELTING TECHNIQUE

Dmitrieva M.O.\* , Golovach A.M.\*\* , Sotov A.V.\*\*\*

*Samara National Research University named after academician S.P. Korolev (Samara University),  
34, Moskovskoe shosse, Samara, 443086, Russia*

\* *e-mail: mdmitr1ewa@yandex.ru*

\*\* *e-mail: machete.ru2016@gmail.com*

\*\*\* *e-mail: sotovanton@yandex.ru*

## Abstract

Selective Laser Melting (SLM) is an additive manufacturing technology intended for metal powders fusion by the high-power laser. Powder materials application ensures in this case more steady chemical composition over the product cross-section and zonal segregation absence.

One of the most important and complex trends in this technology consists in heat-resisting alloys powders application, since this particular is employed for the most critical parts manufacturing. Among the SLM technology benefits are the following:

- the possibility of manufacturing parts of any configuration complexity;
- the possibility of simultaneous growth of several samples;
- high materials utilization ratio, and products prototyping simplification

Disadvantages of the technology under consideration include the presence of residual porosity, restrictions on the employed materials and laser radiation sources, as well as sizes of the products being fabricated.

The hot isostatic pressing (HIP) technique is applied to eliminate residual porosity. It consists in processing a part, set in a special capsule, by the gas pressure about 100–200 MPa at elevated temperatures. The purpose of the presented research is studying the HIP impact on the samples structure, grown of heat resisting Inconel 738 alloy by the SLM technique.

The samples being studied were fabricated on the SLM 280L installation for selective laser fusion of metal powder. They were synthesized both perpendicularly and at the angle of 45 degrees to the substrate at the laser radiation power of 325 W. The samples were being subjected to the HIP in the gas thermostat. After etching, the studies of microstructure were conducted with METAM LV-31 metallographic microscope. Electron-microscopic analysis of the samples and original powder material was performed with TESCAN Vega SB electron-scan microscope.

Chemical composition of the original powder material was being determined by INCAx-Act energy dispersive X-ray spectroscope. The microstructure analysis was performed with NEXSYS ImageExpert Pro 3 image analysis program. X-ray microanalysis revealed that chemical composition of the original powder of the heat resisting alloy complies with the Q/AMC 4-2-10-2018 certificate.

Original powder substance chemistry researched on an INCAx-Act energy dispersive X-ray spectroscope. Microstructure analysis was carried out using the NEXSYS ImageExpert Pro 3 image analysis program. X-ray microanalysis showed that the original powder substance chemistry corresponds to the Q/AMC 4-2-10-2018 certificate.

The results of electron-microscopic analysis of the original material allowed revealing that the powder particles were spherically shaped, characteristic to the technique for molten dispersing. Metallographic analysis of the sample grown vertically to the substrate at the laser radiation power of 325 W allowed establishing that microstructure represents an aggregate of fused powder particles, which were micro-ingots of the dendrite structure. After the SLM process, the microstructure of the sample cross-section is characterized by the defects such as micro-cracks. The microstructure of the sample cross-section, grown at 45 degrees to the substrate, is characterized by the presence of the same defects, but differs by their larger outstretch.

Metallographic analysis of the samples after HIP revealed that the structure defectiveness after the post-processing decreased. Since the products were subjected to HIP without setting into the special capsule, healing of defects could not be attained. All surface defects remained in full, and internal ones reduced by the cross-section. The ineffectiveness of HIP application in this case is explained by the presence of chrome dioxide on the surface of powder particles, having formed under the impact of high temperatures while fusing.



Thus, the HIP technique application allowed decrease the structure defectiveness, due to micro-cracks size reduction along the cross-section, but the full healing of defects was not attained. HIP effectiveness increase in this case is possible by placing the samples into the special airtight shell, and excluding chrome oxides forming on the powder particles by excluding metal-with-oxygen contact during the entire technological process.

**Keywords:** nickel-base super alloy, microstructure, selective laser melting, electron microscopy, Inconel 738, hot isostatic pressing.

## References

- Kablov E.N. *Kryl'ya Rodiny*, 2010, no. 4, pp. 31-33.
- Sharova N.A., Tikhomirova E.A., Barabash A.L., Zhivushkin A.A., Brauer V.E. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta im. akademika S.P. Koroleva*, 2009, no. 3-3(19), pp. 249-255.
- Kablov E.N. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2012, no. 5, pp. 7-17.
- Khryashchev I. I., Danilov D. V., Logunov A. V. Developing a sparingly doped high-temperature nickel alloy for gas turbine blades. *Aerospace MAI Journal*, 2019, vol. 26, no. 2, pp. 205-218.
- Grashchenkov D.V., Shchetanov B.V., Efimochkin I.Yu. *Vse materialy. Entsiklopedicheskii spravochnik*, 2011, no. 5, pp. 13-26.
- Sufiyarov V.Sh., Popovich A.A., Borisov E.V., Polozov I.A. *Tsvetnye metally*, 2015, no. 1, pp. 79-84.
- Surikova M.A., Plechev V.N. *Poroshkovaya metallurgiya zharoprochnykh splavov za rubezhom* (Powder metallurgy of heat-resistant alloys abroad), Moscow, Chermetinformatiya, 1982, 27 p.
- Smurov I.Yu., Movchan I.A., Yadroitsev I.A., Okun'kova A.A., Tsvetkova E.V., Cherkasova N.Yu. *Vestnik MGTU "Stankin"*, 2011, no. 4(17), pp. 144-146.
- Kablov E.N. *Metally Evrazii*, 2017, no. 1, pp. 2-6.
- Ageev S.V., Girshov V.L. *Metalloobrabotka*. 2015, no. 4(88), pp. 56-60.
- Beresnev A. G., Logunov A. V., Loghachiova A. I. Some problems related to refinement of high-temperature alloys produced by means of granular metallurgy techniques. *Aerospace MAI Journal*, 2008, vol. 15, no. 3, pp. 83-89.
- Zhang X., Chen H., Xu L., Xu J., Ren X., Chen X. Cracking mechanism and susceptibility of laser melting deposited Inconel 738 superalloy. *Materials and Design*, 2019, vol. 183, pp. 1-14. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108105
- Ramakrishnan A., Dinda G.P. Direct laser metal deposition of Inconel 738. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 740-740, pp. 1-13. DOI: 10.1016/j.msea.2018.10.020
- Zhang D., Niu W., Cao X., Liu Z. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting manufactured Inconel 718 superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 644, pp. 32-40. DOI: 10.1016/j.msea.2015.06.021
- Evgenov A.G., Rogalev A.M., Nerush S.V., Mazalov I.S. *Trudy VIAM*, 2015, no. 2. DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2
- Chabina E.B., Filonova E.V., Raevskikh A.N. *Materialy II Mezhdunarodnoi konferentsii (16 March 2016, Moscow) "Additivnye tekhnologii: nastoyashchee i budushchee"*, Moscow, VIAM, 2016, p. 4.
- Maksimova S.V., Khorunov V.F. *Novye materialy*, 2010, no. 3, pp. 49-55.
- Gryaznov M.Yu., Shotin S.V., Chuvil'deev V.N. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo*, 2014, no. 4(1), pp. 46-51.
- Eremin E.N., Filippov Yu.O., Minnekhanov G.N., Mukhin V.F. *Omskii nauchnyi vestnik*, 2011, no. 3(103), pp. 65-70.
- Evgenov A.G., Nerush S.V., Vasilenko S.A. *Trudy VIAM*, 2014, no. 5. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-5-4-4
- Nerush S.V., Evgenov A.G. *Trudy VIAM*, 2014, no. 3. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-3-1-1
- Sukhov D.I., Bazyleva O.A., Nerush S.V., Arginbaeva E.G., Zaitsev D.V. *Materialy IV Mezhdunarodnoi konferentsii (30 March 2018, Moscow) "Additivnye tekhnologii: nastoyashchee i budushchee"*, Moscow, VIAM, 2018, pp. 368-372. URL: <https://conf.viam.ru/sites/default/files/uploads/proceedings/1073.pdf>
- Nerush S.V., Evgenov A.G., Ermolaev A.S., Rogalev A.M. *Voprosy materialovedeniya*, 2013, no. 4(76), pp. 98-107.
- Smelov V.G., Sotov A.V., Agapovichev A.V. *Chernye metally*, 2016, no. 9(1017), pp. 61-65.
- Sotov A.V., Pronichev N.D., Smelov V.G., Bogdanovich V.I., Giorbelidze M.G., Agapovichev A.V. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk*, 2017, vol. 19, no. 4, pp. 96-104.