

УДК 621.762.016

DOI: 10.34759/vst-2021-1-161-174

### ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖИМОВ ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ ОБРАЗЦОВ, ИЗГОТАВЛИВАЕМЫХ МЕТОДОМ SLM, ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА НОВЫХ КОМПОНЕНТОВ КОРПУСА КАМЕРЫ СГОРАНИЯ

Расулов З.Н.<sup>1\*</sup>, Калугина М.С.<sup>1\*\*</sup>, Ремшев Е.Ю.<sup>1\*\*\*</sup>, Афимьин Г.О.<sup>1\*\*\*\*</sup>,  
Аветисян А.Р.<sup>2\*\*\*\*\*</sup>, Елфимов П.В.<sup>2\*\*\*\*\*</sup>

<sup>1</sup> Балтийский государственный технический университет «Военмех» им. Д.Ф. Устинова,  
ул. 1-я Красноармейская, 1, Санкт-Петербург, 190005, Россия

<sup>2</sup> «Альтернативная энергетика РО» («АЭРО»),  
Сызранская ул., 16а, пом. 22н, Санкт-Петербург, 196105, Россия

\* e-mail: tankaevz@mail.ru

\*\* e-mail: mash-kalugin@yandex.ru

\*\*\* e-mail: remshev@mail.ru

\*\*\*\* e-mail: grisha.afimin@mail.ru

\*\*\*\*\* e-mail: Labmetcontrol@inbox.ru

Статья поступила в редакцию 04.09.2020

---

Представлены результаты исследования влияния холодного изостатического прессования образцов из высокохромистых жаропрочных сплавов, полученных методом селективного лазерного плавления металлических порошков, на размер, количество пор и структуру сплавов. В результате, применение холодного изостатического прессования способствует значительному уменьшению количества пор (~2 раза), а также размера пор в материалах, полученных по технологии селективного лазерного плавления (SLM). При использовании рассматриваемой технологии выявлено поверхностное упрочнение при комнатной температуре деформации SLM-сплава 316L.

*Ключевые слова:* селективное лазерное сплавление, аддитивное производство, холодное изостатическое прессование, горячее изостатическое прессование, высокохромистые жаропрочные сплавы.

---

#### Введение

Технологии 3D-печати используются в различных отраслях промышленности: медицине, машиностроении, строительстве, а также в авиационной и ракетно-космической отрасли. С каждым

годом технологии 3D-печати внедряются в производство, в основном для проектирования сложных продуктов, таких, как самолеты, спутники, а также для проектирования корпусов или других

деталей [1]. До сих пор компании использовали 3D-принтеры, чтобы делать прототипы и продукты для тестирования. Сейчас крупные промышленные компании, например General Electric, EADS и Siemens, пытаются использовать новую технологию не только в лабораториях, но и в цехах. Немецкая корпорация Siemens использует 3D-принтеры для изготовления некоторых частей газовых турбин. В Siemens уверены, что новая технология будет полезна в авиации и космической промышленности, позволит снизить потери материалов. Это важно для отраслей, где используются дорогие металлы [2].

Возрастающие требования к характеристикам новых изделий связаны с усовершенствованием конструкции, что, в свою очередь, приводит к необходимости разработки новых материалов и технологий изготовления деталей. Современные материалы позволяют существенно повысить функциональные свойства изделий и обеспечить требуемую длительность эксплуатации, но часто за счет существенного повышения их стоимости. Поэтому наиболее эффективно их свойства будут использованы при разработке материалосберегающих технологий их получения и обработки [3–5].

Основной особенностью получения деталей по технологии послойного лазерного сплавления (SLM) является возможность производства металлических изделий с минимизацией использования механической обработки. Данный метод получения деталей основывается на послойном нанесении порошкового материала в соответствии с предварительно разработанной CAD-моделью [5–10]. Оптимизация технологических режимов лазерного сплавления является основной задачей получения изделий по технологии SLM [11, 12].

Развитие и внедрение аддитивных технологий обусловлено рядом их преимуществ по сравнению с традиционными способами получения деталей и изделий. Применение аддитивных технологий обусловлено не только возможностью изготовления сложнопрофильных деталей, которое при использовании традиционных технологий затруднено, сокращением срока изготовления новых образцов техники, снижением трудоёмкости изготовления оснастки, но и уменьшением отходов дорогостоящих материалов. Кроме того, они позволяют применять новые материалы, имеющие более высокие механические свойства. В настоящее время развитие аддитивных технологий в отечественной науке и промышленности занимает особенное место и является одним из важнейших направлений стратегии совершенствования

материалов и технологий на ближайшие годы [3–5, 13, 14].

Технология селективного лазерного сплавления SLM (Selective Laser Melting) позволяет получить готовую деталь из металлического порошка и представляет большой интерес. Получение изделия представляет собой циклически повторяющийся процесс до завершения построения детали. Для предотвращения окисления процесс синтеза ведется в герметичной камере в среде инертного газа. Однако широкое внедрение технологии сдерживается рядом факторов: ограниченным количеством порошков собственного производства и не всегда достаточной проработкой технологии изготовления детали из конкретного материала. Последнее приводит к появлению таких дефектов, как поры и трещины. Аналогичная проблема существует и при производстве отливок.

Технология 3D-печати имеет такой недостаток, как пористость структуры и недостижение необходимого уровня механических и эксплуатационных свойств. В изделиях, изготовленных по технологии SLM, наблюдается анизотропия свойств. Ключевым фактором, влияющим на свойства синтезированного материала, является наличие пористости, трещин и нерасплавленных гранул [15–27], в связи с чем затрудняется применение аддитивных технологий для изготовления деталей ответственного назначения, а также замедляется полноценное внедрение их в высокотехнологичные отрасли производства.

Данная работа посвящена исследованию синтезированных заготовок, полученных из отечественных порошков стали 03X18H12M2 и сплава типа ЭП-648, изучению влияния технологии холодного изостатического прессования на микроструктуру и свойства синтезированного материала.

#### **Описание метода горячего изостатического прессования**

Горячее изостатическое прессование (ГИП) — технологический процесс, наиболее распространенный промышленный способ производства порошковых заготовок [28–31]. В отличие от обычной схемы горячего прессования, когда давление порошковой заготовке передается вдоль одной оси, при ГИП реализуется схема всестороннего сжатия [28]. Технология компактирования порошков с применением ГИП включает в себя следующие операции: проектирование и изготовление капсул, засыпку порошка в капсулы, вакуум-термическую дегазацию и герметизацию кап-

сул сваркой; возможно предварительное уплотнение капсул в гидростате или вибрацией и окончательное уплотнение порошка в газостате в капсулах при высоких температурах и давлениях; удаление остатков капсул; финишные операции (механообработка, термическая обработка и др.).

Основными конструктивными элементами газостатов являются: рабочая камера высокого давления (контейнер) с нагревательным устройством; системы создания высокого давления газа в рабочей камере; системы управления, контроля и автоматической защиты. После загрузки капсулы с порошком рабочая камера газостата закрывается и из нее посредством компрессора откачивается воздух, создавая высокое давление в камере. Затем включаются нагрев и подача аргона. При достижении расчетных значений температура и давление поддерживаются на постоянном уровне в течение всего времени выдержки с последующим охлаждением со снижением давления. Высокое газовое давление действует равномерно во всех направлениях. Порошок перед уплотнением подвергают дегазации для удаления большей части газа, адсорбированного поверхностью частиц, и вибрированию для более плотной упаковки частиц.

Прочность зон контактов по окончании процесса ГИП обычно равна прочности основного материала в том случае, когда структура этой зоны не отличается от структуры основного материала. Однако в ряде случаев межчастичные границы у материала, уплотненного ГИП, могут быть ослаблены остаточными примесями, что снижает прочность и пластичность порошкового материала.

В [32] исследовалось влияние ряда технологий на свойства SLM-материала высокохромистого никелевого жаропрочного и жаростойкого сплава ЭП-648 (табл. 1), обладающего хорошей коррозионной стойкостью в атмосферных условиях и удовлетворительной свариваемостью.

Сплав относится к универсальным материалам, которые могут быть востребованы в различных отраслях промышленности и применены не в каком-либо одном виде аддитивного производства, а комплексно: для производства деталей, их

ремонта и упрочнения контактных поверхностей. Для технологии SLM гранулометрический состав порошка находился в диапазоне 10–60 мкм.

Процесс SLM порошка проводили в установке Concept Laser M2 Cusing, оснащенной итербиевым волоконным лазером с диодной накачкой мощностью 400 Вт и длиной волны 1069 нм, с рабочим пространством зоны построения 250×250×280 мм, в среде азота, вырабатываемого штатным генератором N2 Midigas 2 фирмы Concept Laser (Германия) и аргона (высший сорт, ГОСТ 10157-79) при одинаковых параметрах синтеза.

Типичная микроструктура материала после SLM приведена на рис. 1, где хорошо видны поперечные срезы сплавленных лазером дорожек (треков). В объеме отдельных треков наблюдаются поры и субструктура, которая представляет собой ячейки, обрамленные карбидами и скоплениями дислокаций.

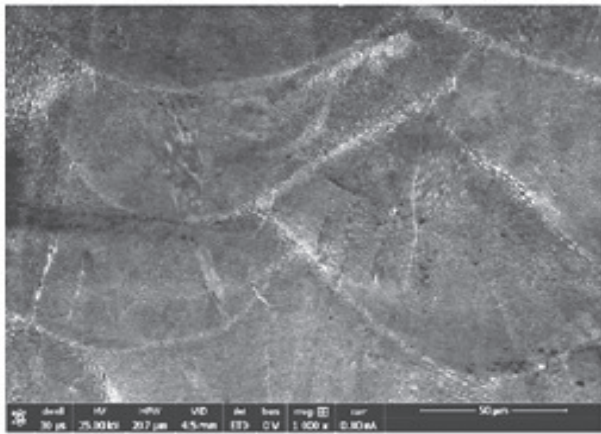
Анализ микроструктур на рис. 2 показывает, что в синтезированном в азоте материале большое количество микротрещин и максимальный размер пор в структуре меньше ~2–2,5 раза по сравнению с синтезированным в аргоне. Вероятно, это связано с увеличением интенсивности теплоотвода в газовую фазу из-за большей (почти в 1,5 раза) теплоемкости азота.

В [33] исследование пористости сплава ЭП-648 в состоянии SLM в атмосфере азота проводили на нетравленных шлифах. Количественный анализ микропор на поверхности шлифов проводили, анализируя 25 полей зрения для каждого образца при увеличении  $\times 200$ . Площадь кадра при увеличении  $\times 200$  составляла  $640 \times 480$  мкм =  $30720$  мкм<sup>2</sup>  $\approx 0,3$  мм<sup>2</sup>. Площадь, на которой проводили количественный анализ на каждом образце, приблизительно равна  $0,3$  мм<sup>2</sup>  $\times 25 = 7,5$  мм<sup>2</sup>. Исследование пористости полученных заготовок показало, что средняя объемная доля пор в SLM-металле составляет 0,07%, что соответствует лучшим результатам, полученным при использовании порошков импортного производства. Основные параметры пор представлены в табл. 2 [4]. На рис. 3, а видны поры внутри треков, имеющие преимущественно сферическую или округлую форму, на

Таблица 1

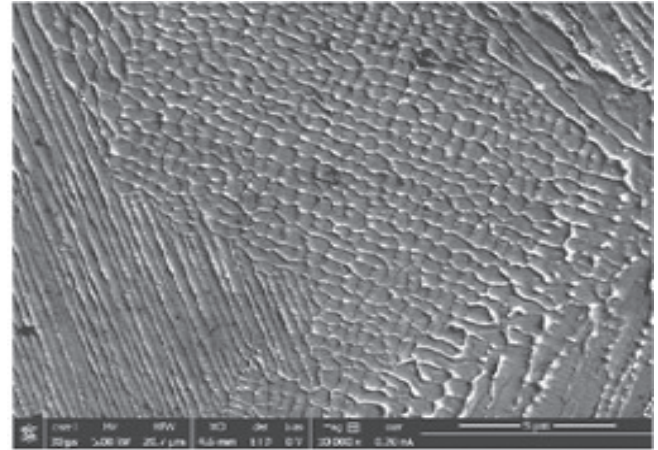
Химический состав жаропрочного сплава ЭП-648, % (по массе)

Ni	Cr	Al	Ti	Nb	Mo	W	C
Основа	32–35	0,5–1,1	0,5–1,1	0,5–1,1	2,3–3,3	4,3–5,3	≤0,1



50 мкм

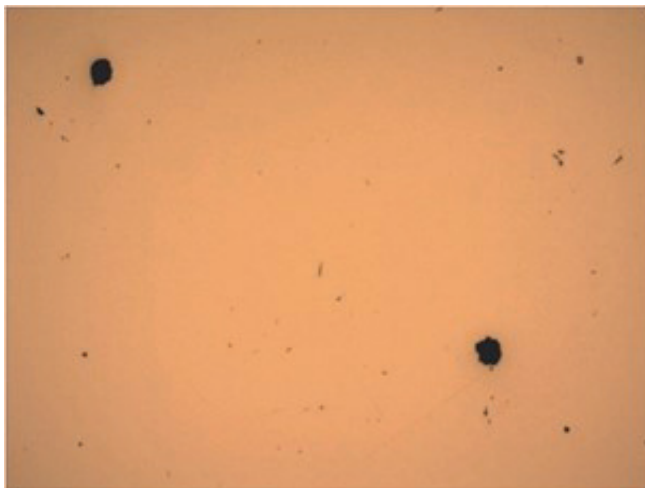
а)



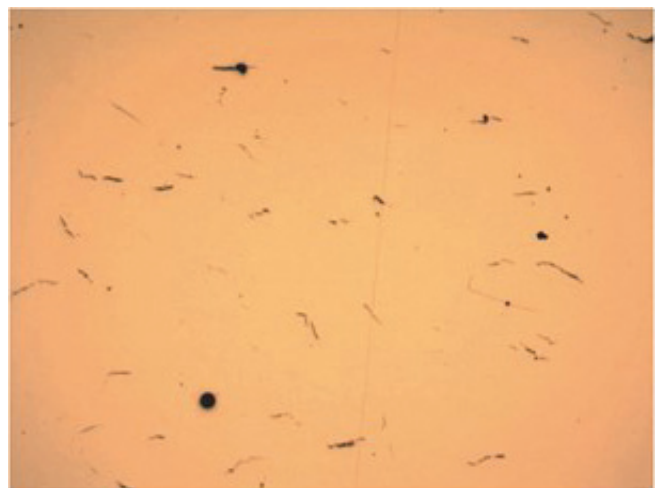
5 мкм

б)

Рис. 1. Структура синтезированных образцов после SLM при исследовании на растровом электронном микроскопе: а —  $\times 1000$ ; б —  $\times 10000$



а)



б)

Рис. 2. Несплошности в металле, синтезированном в аргоне (а) и азоте (б), при увеличении  $\times 200$

Таблица 2

Сводные данные анализа пористости SLM-металла [4]

Параметр	Значения параметра
Общая концентрация, %	0,0688
Общее количество объектов, шт./мм <sup>2</sup>	50,2971
Минимальная концентрация, %	0,0296
Максимальная концентрация, %	0,1220
Минимальное количество объектов, шт./мм <sup>2</sup>	23,6913
Максимальное количество объектов, шт./мм <sup>2</sup>	85,0350

рис. 3,б отмечается пористость усадочного происхождения, расположенная вдоль линии сплавления треков (вероятно, на границе сплавления отдельных фрагментов).

Механические характеристики синтезированных образцов, приведенные в табл. 3 в сравнении

с характеристиками литого сплава после полной термической обработки (ТО), измерены при комнатной температуре ( $T_{исп} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). При анализе табл. 3 установлено, что пределы прочности и текучести в материалах, полученных по технологии

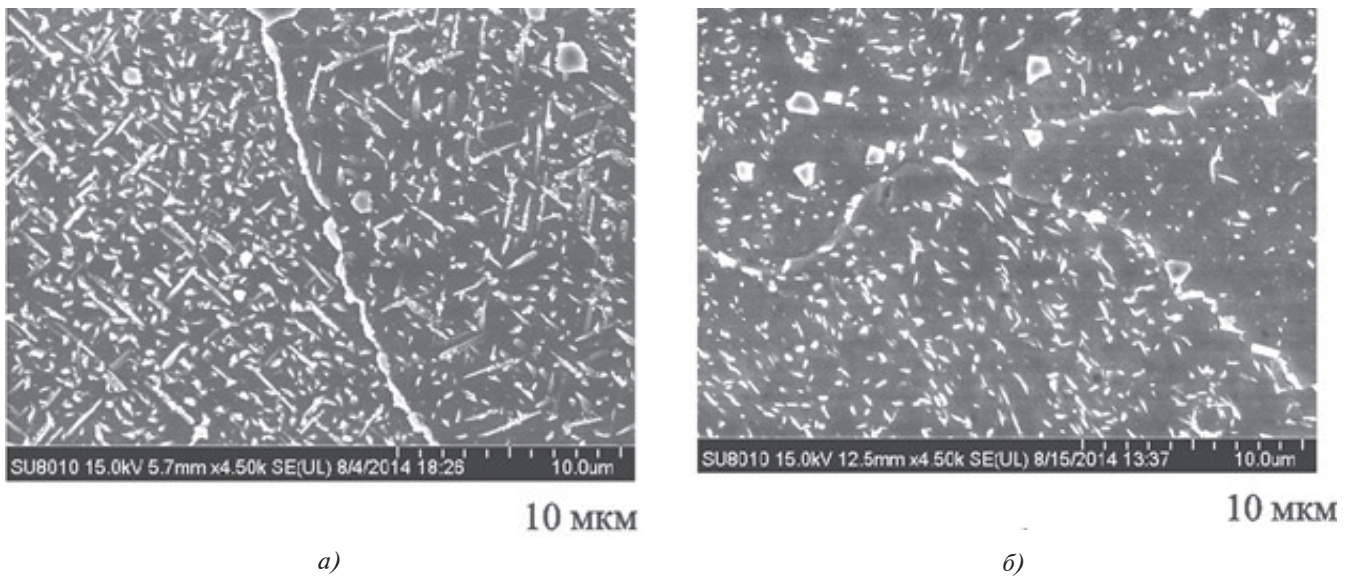


Рис. 3. Внешний вид пор в металле в состоянии SLM: *a* –  $\times 6000$ ; *б* –  $\times 5000$

SLM (как в азоте, так и в аргоне), стремятся к показателям литого материала. Пластические характеристики материала в состоянии SLM при синтезе в аргоне в 2–2,5 раз выше, чем в азоте, что, видимо, связано с большим количеством микротрещин.

Прочностные и пластические характеристики синтезированного материала значительно превосходят паспортные характеристики литого материала: на 20–25 % по прочности и в 2,5–3 раза по пластичности. Результаты испытаний на длительную прочность при температуре 800 °С и напряжении  $\sigma = 176$  МПа материалов, синтезированных в аргоне и азоте, показаны на рис. 4. Как видно из рис. 4, применение газостатирования без

старения не обеспечивает необходимого уровня длительной прочности. У состаренного металла значения длительной прочности образцов после ТО и газостатирования со старением находятся практически на одном уровне, что хорошо согласуется с данными работы [33].

Анализ литературных источников, в которых представлены результаты исследований свойств SLM-материалов из сплава ЭП-648, позволил установить:

1. Образцы, полученные с использованием порошковых технологий SLM из сплава ЭП-648, в исходном состоянии значительно превосходят по механическим характеристикам литые анало-

Таблица 3

Механические характеристики сплава ЭП-648 в различных состояниях при температуре  $T_{исп} = 20$  °С

Состояние образца	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
SLM (N <sub>2</sub> ) [4]	840	695	10,4	7
SLM (N <sub>2</sub> ) + ТО [4]	965	665	7,0	8
SLM (N <sub>2</sub> ) + ГИП	1 000	545	35,0	32
SLM (N <sub>2</sub> ) + ГИП + старение	1 120	725	19,0	20
SLM (Ar)	870	605	27,0	27
SLM (Ar) + ТО	1 090	655	24,0	22
SLM (Ar) + ГИП	940	520	40,0	38
SLM (Ar) + ГИП + старение	1205	770	22,0	25
Литой + ТО* [4]	785...880	585...690	4,0...7,0	4...7*

\* Паспортные характеристики.

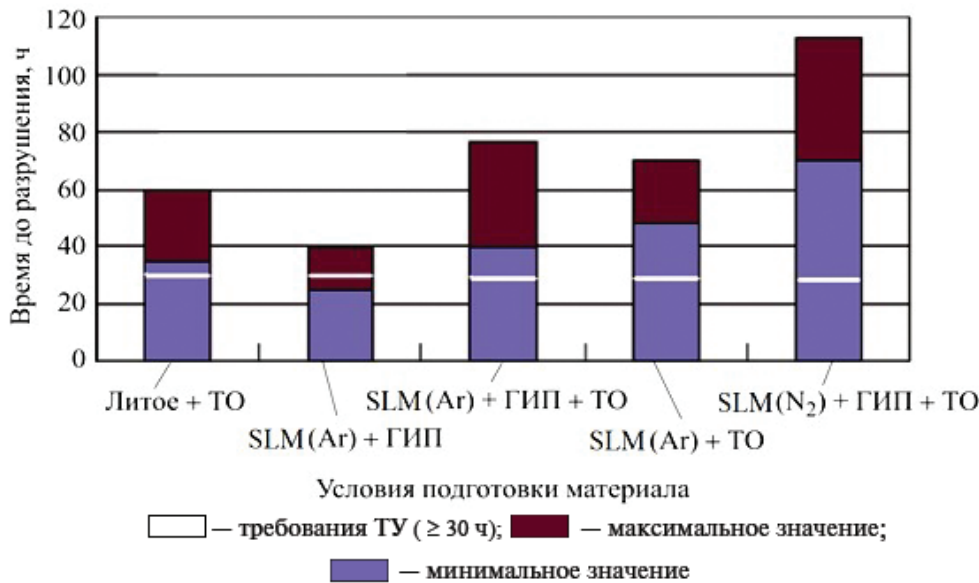


Рис. 4. Диаграмма длительной прочности синтезированного материала в различных состояниях

ги и лишь незначительно уступают образцам, полученным деформационными методами.

2. SLM-материал образцов сплава ЭП-648 характеризуется значительной микропористостью (размер пор до 20 ~ 75 мкм) с наличием единичных локальных несплошностей на границе раздела со сферическими частицами и зернограницных расщеплений. ГИП способствует практически полному «залечиванию» пор и микронесплошностей, сосредоточенных во внутренних объемах металла.

### Материалы и методы исследования

В качестве объекта исследования выбрана сталь марки 03X18H12M2, химический состав которой (содержание элементов, % по массе): С — 0,03%, Cr — 18%, Ni — 12%, Mo — 2% и сплав типа ЭП-648 (см. табл. 1). Оба сплава получены по технологии SLM.

При построении изделий весь слой (текущее сечение) детали разбивается на отдельные фрагменты квадратной формы, называемые «островками», которые лазер сплавляет. Фрагменты сплавляются по заранее определенному алгоритму, составленному таким образом, чтобы локализовать внутренние напряжения металла на небольшом участке, что позволяет получить максимально однородную и плотную структуру с минимальной пористостью [4]. В качестве инертной среды использовали аргон. Основная цель при использовании технологии SLM для изготовления деталей и изделий заключается в получении структуры, достигающей плотности ~100%. Синтезирование детали должно производиться с максималь-

ной скоростью. Сплавы, полученные синтезом по технологии SLM, имеют поры разной природы — усадочные поры, формирующиеся за счет неполного заполнения полостей жидким металлом; газовые, сферические поры, причинами которых являются захватывание газа ванной расплава при избыточном переплаве и непроплавленные участки, образующиеся из-за недостатка энергии для их сплавления. Непроплавленные участки могут иметь вид как несплошностей структуры из-за недостатка мощности лазера, так и неправильных структурных образований из-за избыточной скорости сканирования. Пористость структуры напрямую влияет на прочностные характеристики материала. Так, наличие, в первую очередь, крупных пор в материале обуславливает низкие прочностные характеристики.

С целью уменьшения пористости сплавы подвергались холодному изостатическому прессованию (ХП) на специально разработанной установке. ХП производилось при следующих параметрах: давление — 2500 атм., время выдержки — 24 часа, среда — вода.

Синтезированные сплавы исследовались для определения пористости. Пористость нетравленных шлифов в состоянии SLM и после изостатического прессования исследовалась на металлографическом комплексе «Leica DM2500» с помощью программы Leica Application Suite Interactive Measurement. Механические свойства образцов определяли по стандартным методикам на статическое растяжение на машине Shimadzu AGX 100кН. Микротвердость определялась на приборе ПМТЗм.

## Результаты и их обсуждение

Результаты механических испытаний коррозионностойкой стали 03X18H12M2, полученной по разным технологиям, представлены в табл. 4.

В синтезированном состоянии в сплаве ЭП-648 (образец №1, режим №1) количество пор оценивалось коэффициентом заполнения, равным для режима №1 обработки SLM 0,56%, и площадью

Таблица 4

Механические свойства сплавов 316L и ЭП-648

Вид технологии получения и обработки	Марка сплава	Твердость HV <sub>20</sub>	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	$\delta$ , %
Литье <sup>1</sup>	03X18H12M2	-	485	-	40
Прокат <sup>2</sup>		200	570	-	70
Прессование <sup>3</sup>		-	578	-	58
SLM <sup>4</sup>		-	660	-	67
SLM <sup>5</sup>		241	680	114	40
SLM <sup>6</sup>		315	-	-	-
SLM <sup>7</sup>	ЭП-648	290	-	-	-
SLM <sup>8</sup>		365	-	-	-
1,2,3 [14]; 4 - холодное изостатическое прессование+экструзия) [14]; 5-8 - наст. работа; 5,7 - SLM; 6,8 - SLM+ холодное изостатическое прессование.					

Как видно из приведенных результатов, синтезированные сплавы обладают высокими показателями прочности, превышающими механические свойства сплавов, полученных по другим технологиям. Это подтверждают как данные, содержащиеся в литературе, так и те, что были получены в настоящей работе.

В результате анализа пор в синтезированном материале по технологии SLM установлено, что основное количество пор имеет усадочное происхождение. Количественный анализ микропор на поверхности шлифов проводили, анализируя несколько полей зрения для каждого образца при увеличении  $\times 100$ . Поверхности шлифов всех образцов просматривали полностью при увеличении  $\times 100$ , для исследования выбирали места с наибольшим количеством микропор, математическую обработку выполняли при помощи компьютерной программы. Характер распределения пор по размерам в сплаве ЭП-648 в исходном состоянии и после ХП показан на рис. 5, а в сплаве 03X18H12M2Т после ХП — на рис. 6.

Результаты анализа пор в исследованных материалах приведены в табл. 5.

пор 6440 мкм. Размер пор при этом находился в интервале 6,41— 42,3 мкм. После холодного изостатического прессования образца №1 (режим обработки №2) коэффициент заполнения снизился в два раза, площадь пор уменьшилась более чем в два раза. При этом наиболее существенно уменьшились минимальный диаметр (примерно в два раза) и количество пор с небольшим значением экв. диаметра.

Анализ образца №2, подвергнутого холодному изостатическому прессованию показал, что поры большого диаметра (более 100 мкм) незначительно уменьшаются при этой обработке, что существенно увеличивает значение коэффициента заполнения. Горячее изостатическое прессование также не устраняет поры такого размера [1]. Образец №3 (сталь 03X18H12M2Т, подвергнутая ХП) имеет большинство пор размером меньше 10 мкм и минимальное значение коэффициента заполнения 0,18, что, в том числе, свидетельствует о меньшем количестве пор в исходном состоянии материала и определяет высокие значения механических свойств стали, полученные по технологии

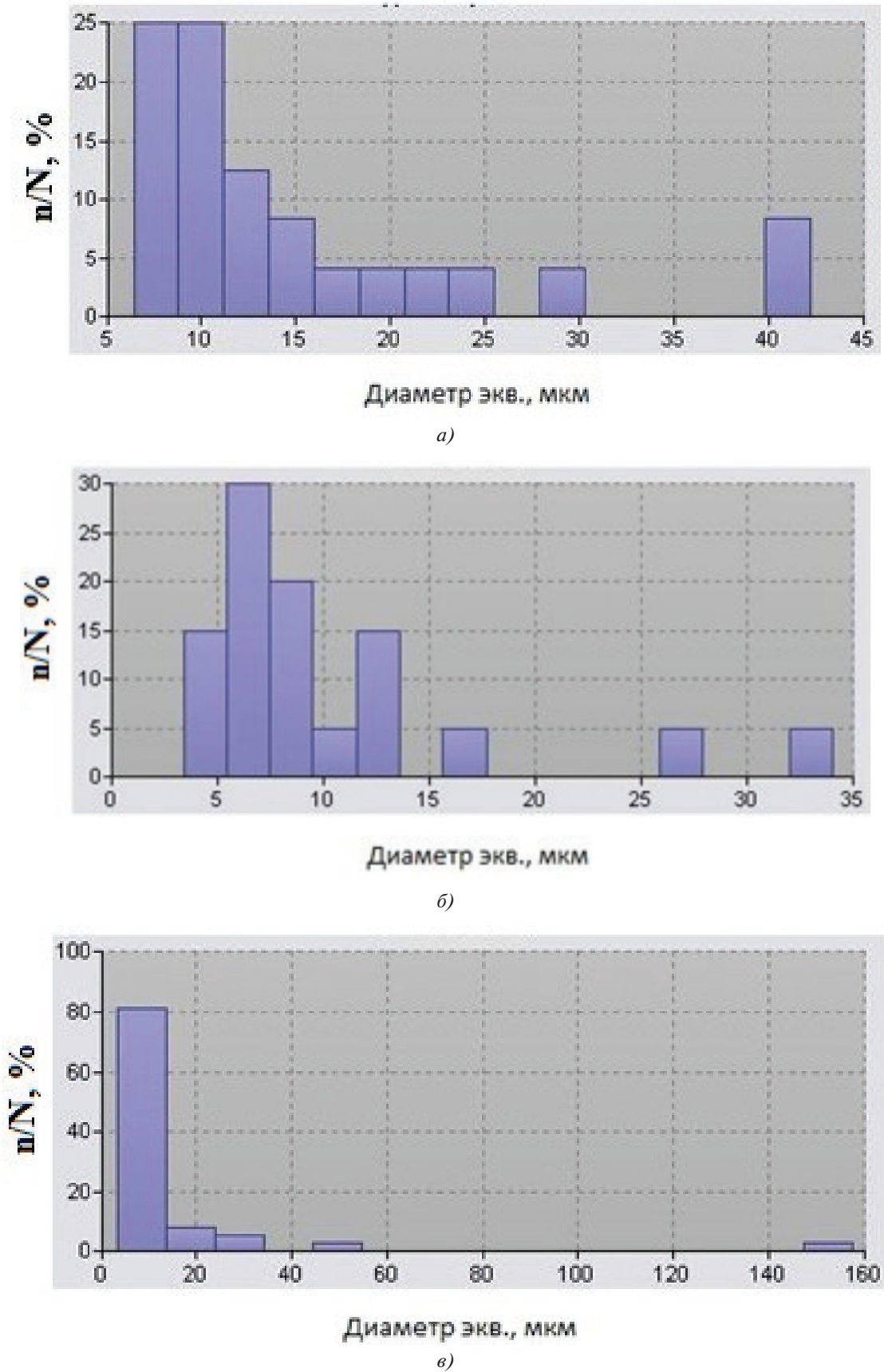


Рис. 5. Гистограммы распределение размеров пор в сплаве ЭП-648: *а* — образец №1 — (SLM)+исходное состояние; *б* — образец №1 — (SLM)+холодное изостатическое прессование; *в* — образец №2 — (SLM)+холодное изостатическое прессование. Образцы №1 и №2 получены по разным режимам SLM;  $n/N$  — отношение количества пор определенного размера к общему количеству пор



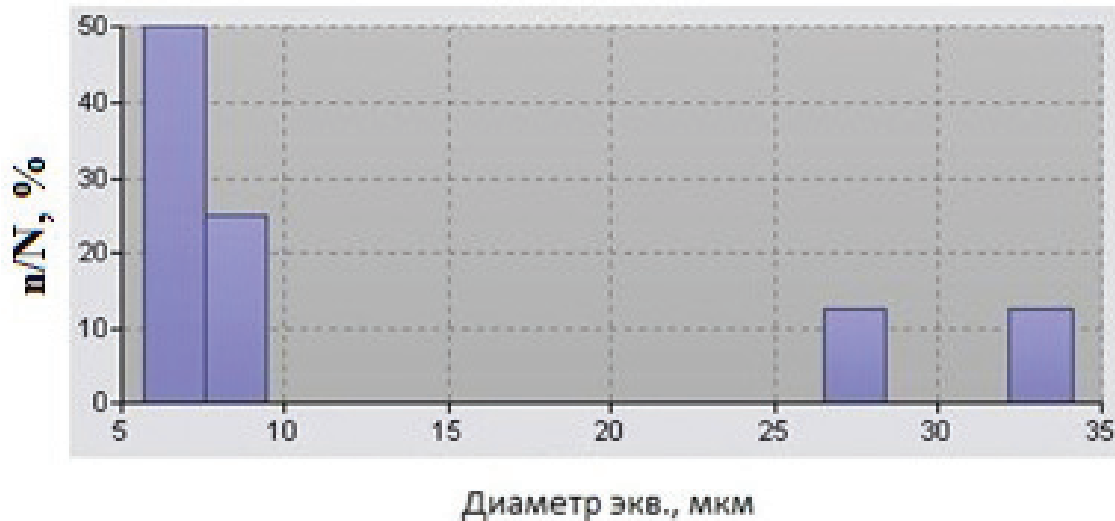


Рис. 6. Гистограмма распределение размеров пор в стали 03X18H12M2T. Образец №3 — (SLM)+холодное изостатическое прессование

Таблица 5

Результаты анализа пор в исследованных материалах

№ режима и образца	Материал	Вид обработки материала	Максимальный размер поры $D$ , мкм	Минимальный размер поры $D$ , мкм	Математическое ожидание	Площадь пор, мкм	Коэффициент заполнения, %
1,1	ЭП-648	SLM	42,3	6,41	15,1	6440	0,56
2,1		SLM +ХП	34,1	3,42	10,5	2630	0,27
3,2		SLM +ХП	158	3,34	13,3	2450	2,5
4	03X18H12M2	SLM +ХП	34,1	5,72	12,8	1710	0,18

SLM (см. табл. 4). Сферические поры, связанные с повышенной газонасыщенностью, присутствуют в минимальном количестве.

На образце №3 (сталь 03X18H12M2T) определялось распределение микротвердости по сечению

образца диаметром  $\sim 5$  мм (рис. 7). Микротвердость измерена на ПМТ-3м с нагрузкой 20 гс и выдержкой 20 с, с шагом измерения 153 мкм. Приведено среднее значение по трем измерениям в шаге в 39 зонах измерения. Максимальные

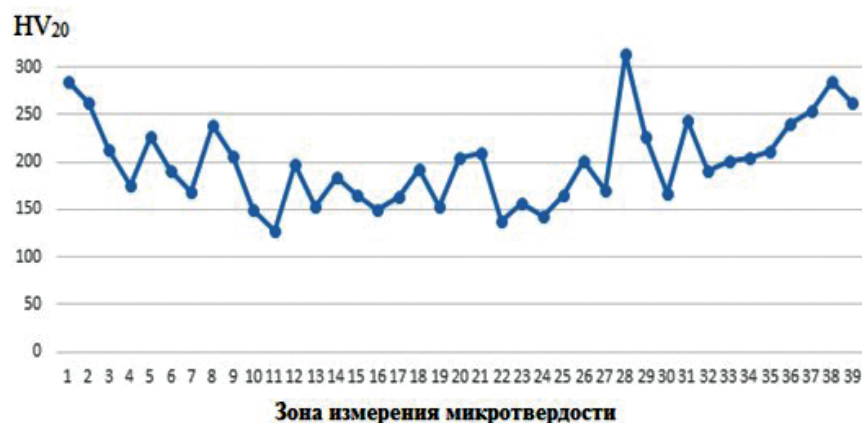


Рис. 7. Распределение микротвердости по сечению образца стали 03X18H12M2T (SLM + холодное изостатическое прессование)

значения твердости получены в поверхностном слое стали, что характерно для технологии ХП.

На поверхности образца (глубина упрочненного слоя  $\sim 1,5$  мм) максимальные значения микротвердости  $HV_{20} = 280\text{--}200$ , в середине твердость снижается до уровня  $HV_{20} = 150\text{--}190$ . Исследовалась микроструктура сплава после изостатического прессования.

Микроструктура аустенитной хромоникелевой стали в зоне измерения твердости, типичная для материала после SLM, представлена на рис. 8, где видны поперечные срезы сплавленных лазером дорожек (треков).

Разброс значений микротвердости (см. рис. 7) и размеров отпечатков (см. рис. 8,а) свидетельствует о неоднородности химического состава твердого раствора (снижение твердости до значений  $HV_{20}$  менее 150) и, вероятно, о выделении небольшого количества дисперсных фаз (повышение значений твердости  $HV_{20}$  до 320). Расшифровка дифрактограмм и построение дифрактограммы по интенсивностям проводились на многоцелевом рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV, оснащенный программным обеспечением PDXL. Можно предположить, что дисперсными фазами в сплаве являются карбиды молибдена.

На поверхности наблюдаются неравномерно распределенные линии скольжения, вытянутые в разных направлениях, появляются волнистые линии и их пересечения, что связывают с поперечным скольжением винтовых дислокаций [34] (см. рис. 8,б).

В результате синтезирования по технологии SLM в материале происходят высокие температурные изменения, являющиеся причиной возникновения внутренних напряжений, ведущих не только к изменению механических свойств материала, но и к появлению трещин. Так, замер микротвердости в центре образца сплава ЭП-648 на основе никеля показал появление трещины в зоне отпечатка. Ввиду вышеизложенного необходимо оценивать наличие и величину внутренних напряжений, возникающих в материале при синтезировании изделия, а также предусматривать дополнительную обработку, способствующую их уменьшению и устранению.

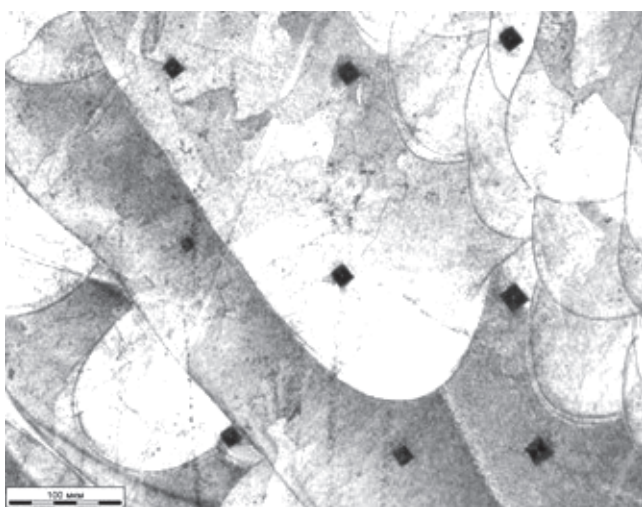
### Выводы

1. Проведены исследования структуры, характера, вида и размеров пор образцов сплава типа ЭП-648 и стали 03X18H12M2T, полученных с использованием технологии послойного лазерного сплавления.

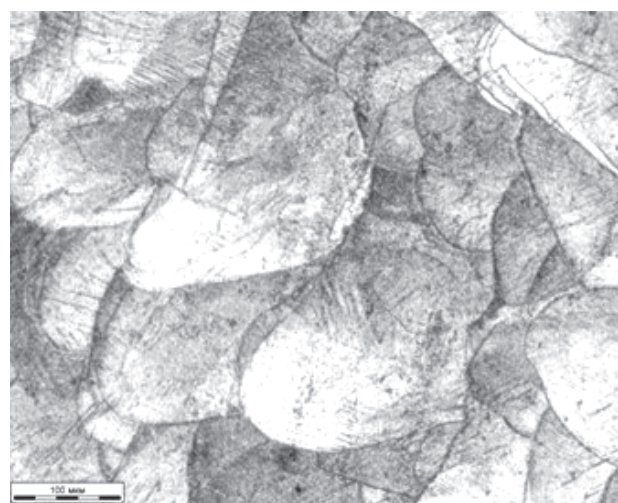
2. Изучено влияние холодного изостатического прессования на размер и количество пор в SLM-сплавах.

3. Показано, что для SLM-сплавов применение холодного изостатического прессования позволяет существенно ( $\sim$  в два раза) снизить количество и размер пор.

4. Выявлено поверхностное упрочнение при комнатной температуре деформации SLM-сплава 316L, обнаруженный эффект может быть связан с деформационным упрочнением.



а)



б)

Рис. 8. Микроструктура образца SLM-сплава 03X18H12M2T после холодного изостатического прессования: а — отпечатки замеров микротвердости; б — линии скольжения

## Библиографический список

1. *Климов В.Г., Никитин В.И., Никитин К.В., Жаткин С.С., Когтева А.В.* Применение износостойких естественных композитов в технологии ремонта и модифицирования лопаток ротора газотурбинных двигателей // Вестник Московского авиационного института. 2019. Т. 26. № 1. С. 251–266.
2. *Елистратова А.А., Коршакевич И.С., Тихоненко Д.В.* Использование технологии 3D-печати в авиастроении // Решетневские чтения. 2014. №2. С. 244–246.
3. *Каблов Е.Н.* Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1(34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33
4. *Евгенов А.Г., Рогалев А.М., Неруш С.В., Мазалов И.С.* Исследование свойств сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплавления металлических порошков // Труды ВИАМ. 2015. № 2. URL: <http://www.viam-works.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/772.pdf> DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2
5. *Евгенов А.Г., Рогалев А.М., Карачевцев Ф.Н., Мазалов И.С.* Влияние горячего изостатического прессования и термической обработки на свойства сплава ЭП648, синтезированного методом селективного лазерного сплавления // Технология машиностроения. 2015. № 9. С. 11–16.
6. *Smith G.D., Patel S.J.* The role of niobium in wrought precipitation-hardened nickel-base alloys // Source of the Document Proceedings of the International Symposium on Superalloys and Various Derivatives. 2005, pp. 135–154.
7. *Hong J.K., Park J.H., Park N.K.* et al. Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO2 laser welding // Journal of Materials Processing Technology. 2008. Vol. 201. No. 1–3, pp. 515–520. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.224
8. *Chang L., Sun W., Cui Y.* et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of the hot-isostatic-pressed Inconel 718 powder compact // Journal of Alloys and Compounds. 2014. Vol. 590, pp. 227–232. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.12.107
9. *Amato K.N., Gaytan S.M., Mur L.E.* et al. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting // Acta Materialia. 2012. Vol. 60. No. 5, pp. 2229–2239. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.12.032
10. *Jia Q., Gu D.* Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties // Journal of Alloys and Compounds. 2014. Vol. 585, pp. 713–721. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.09.171
11. *Liu F., Lin X., Huang Ch.* et al. The effect of laser scanning path on microstructures and mechanical properties of laser solid formed nickel-base superalloy Inconel 718 // Journal of Alloys and Compounds. 2011. Vol. 509. No. 13, pp. 4505–4509. DOI: 10.1016/j.jallcom.2010.11.176
12. *Lambarri J., Leunda J., Navas V.G.* et al. Microstructural and tensile characterization of Inconel 718 laser coatings for aeronautic components // Optics and Lasers in Engineering. 2013. Vol. 51. No. 7, pp. 813–821. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2013.01.011
13. *Суфияров В.Ш., Попович А.А., Борисов Е.В., Полозов И.А.* Селективное лазерное плавление жаропрочного никелевого сплава // Цветные металлы. 2015. № 1(865). С. 79–84.
14. *Грязнов М.Ю., Шотин С.В., Чувильдеев В.Н.* Эффект мезоструктурного упрочнения стали 316L при послойном лазерном сплавлении // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. 2012. № 5(1). С. 43–50.
15. *Casati R., Lemke J.N., Alarcon A.Z., Vedani M.* Aging behavior of high-strength al alloy 2618 produced by selective laser melting // Metallurgical and materials transactions A. 2016. Vol. 48, pp. 575–579. DOI: 10.1007/s11661-016-3883-y
16. *Sun S., Zheng L., Liu Y.* et al. Characterization of Al–Fe–V–Si heat-resistant aluminum alloy components fabricated by selective laser melting // Materials Research Society. 2015. Vol. 30. No. 10, pp. 1661–1669. DOI: 10.1557/jmr.2015.110
17. *Zhang H., Zhu H., Nie X.* et al. Fabrication and heat treatment of high strength Al–Cu–Mg alloy processed using selective laser melting // SPIE LASE, 2016 (San Francisco, California, United States). Vol. 9738: Laser 3D Manufacturing III, 97380X. 2016. DOI:10.1117/12.2211362
18. *Spierings A.B., Dawson K., Heeling T.* et al. Microstructural features of Sc- and Zr-modified Al–Mg alloys processed by selective laser melting // Materials and Design. 2017. Vol. 115, pp. 52–63. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.11.040
19. *Montero-Sistiaga M.L., Mertens R., Vrancken B.* et al. Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting // Journal of Materials Processing Technology. 2016. Vol. 238, pp. 437–445. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.08.003
20. *Aboukhair N.T., Maskery I., Tuck C.* et al. The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: The effect of a conventional T6-like heat treatment // Materials Science & Engineering: A. 2016. Vol. 667, pp. 139–146. DOI: 10.1016/j.msea.2016.04.092
21. *Maskery I., Aboukhair N.T., Aremu A.O.* A mechanical property evaluation of graded density Al–Si10–Mg lattice structures manufactured by selective laser melting // Materials Science & Engineering: A. 2016. Vol. 670, pp. 264–274. DOI: 10.1016/j.msea.2016.06.013
22. *Reschetnik W., Brüggemann J.-P., Aydinöz M.E.* et al. Fatigue crack growth behavior and mechanical properties of additively processed EN AW-7075

- aluminium alloy // *Procedia Structural Integrity*. 2016. Vol. 2, pp. 3040–3048. DOI: 10.1016/j.prostr.2016.06.380
23. *Tang M., Pistorius P.C.* Anisotropic Mechanical Behavior of AlSi10Mg Parts Produced by Selective Laser Melting // *Journal of Metals*. 2017. Vol. 69. No. 3, pp. 516–522. DOI: 10.1007/s11837-016-2230-5
  24. *Rosenthal I., Stern A., Frage N.* Strain rate sensitivity and fracture mechanism of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting // *Materials Science & Engineering: A*. 2017. Vol. 682, pp. 509–517. DOI: 10.1016/j.msea.2016.11.070
  25. *Read N., Wang W., Essa K., Attallah M.M.* Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development // *Materials and Design*. 2015. Vol. 65, pp. 417–424. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.09.044
  26. *Maskery I., Aboulkhair N.T., Corfield M.R.* et al. Quantification and characterisation of porosity in selectively laser melted Al–Si10–Mg using X-ray computed tomography // *Materials Characterization*. 2016. Vol. 111, pp. 193–204. DOI: 10.1016/j.matchar.2015.12.001
  27. *Рябов Д.К., Антипов В.В., Королев В.А., Медведев П.Н.* Влияние технологических факторов на структуру и свойства силумина, полученного с использованием технологии селективного лазерного синтеза // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № S1(43). С. 44–51. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-44-51
  28. *Гуршов В.Л., Котов С.А., Цеменко В.Н.* Современные технологии в порошковой металлургии: Учеб. пособие. — СПб.: Изд-во Политехнического университета, 2010. — 385 с.
  29. *Либенсон Г.А., Лопатин В.Ю., Комарницкий Г.В.* Процессы порошковой металлургии: Учеб. пособие: В 2 т. — Т.2. Формование и спекание. — М.: МИСИС, 2002. — 320 с.
  30. *German R.M.* Powder Metallurgy & Particulate Materials Processing. — Metal Powder Industry, 2005. — 528 p.
  31. *Агеев С.В., Гуршов В.Л.* Горячее изостатическое прессование металлических порошков. URL: [http://www.ito-news.ru/archive/2015/1508\\_28\\_ageev.pdf](http://www.ito-news.ru/archive/2015/1508_28_ageev.pdf)
  32. *Суфияров В.Ш., Попович А.А., Борисов Е.В., Полозов И.А.* Селективное лазерное плавление жаропрочного никелевого сплава // *Цветные металлы*. 2015. № 1(865). С. 79–84.
  33. *Семенов А.Б., Гавриленко А.Э., Семенов Б.И.* Литейные технологии нового поколения, их освоение и развитие в России. Ч. 1. У истоков новой технологической парадигмы // *Технология металлов*. 2016. № 4. С. 13–25.
  34. *Золоторевский В.С.* Механические свойства металлов. — 2-е изд. — М.: Металлургия, 1983. — 350 с.

## STUDYING ISOSTATIC PRESSING OF SAMPLES BEING PRODUCED BY THE SLM METHOD FOR NEW COMPONENTS MANUFACTURING OF THE COMBUSTION CHAMBER HOUSING

**Rasulov Z.N.<sup>1\*</sup>, Kalugina M.S.<sup>1\*\*</sup>, Remshev E.Yu.<sup>1\*\*\*</sup>, Afim'in G.O.<sup>1\*\*\*\*</sup>,  
Avetisyan A.R.<sup>2\*\*\*\*\*</sup>, Elfimov P.V.<sup>2\*\*\*\*\*</sup>**

<sup>1</sup> *Baltic State Technical University "VOENMEH" named after D.F. Ustinov,  
1, Krasnoarmeiskaya str., Saint Petersburg, 190005, Russia*

<sup>2</sup> *"Alternative Energetics RO" ("AERO"),  
16A, of. 22N, Syzranskaya str., Saint Petersburg, 196105, Russia*

\* e-mail: [tankaevz@mail.ru](mailto:tankaevz@mail.ru)

\*\* e-mail: [mash-kalugin@yandex.ru](mailto:mash-kalugin@yandex.ru)

\*\*\* e-mail: [remshev@mail.ru](mailto:remshev@mail.ru)

\*\*\*\* e-mail: [grisha.afimin@mail.ru](mailto:grisha.afimin@mail.ru)

\*\*\*\*\* e-mail: [Labmetcontrol@inbox.ru](mailto:Labmetcontrol@inbox.ru)

### Abstract

Escalating requirements to the new products characteristics are associated with improvements in design, which in its turn leads to the need of new materials and technologies developing for parts manufacturing. The present-day materials allow substantial improvement of the products functional

properties and required service life, but very often due to drastic increase in their cost. Thus, their properties would be employed most effectively while developing material-saving technologies for their preparation and processing. Selective laser melting (SLM) technology is one of the most effective technologies for metal products manufacturing without machining. A layer-

by-layer application of metal powder of the specified grain-size composition on the forming-up platform and laser hatching of the current section according to the pre-developed CAD-model are performed while the installation operation. The process is being cyclically repeated until completion of the part forming process. To prevent oxidation, the synthesis process is performed in the sealed chamber in the inert gas medium.

The 3D-printing technology has a defect such as the structure porosity and unattainability of the required level of mechanical and operational properties. Anisotropy of properties is being observed in the products manufactured by the SLM technology. The key factor affecting the properties of the synthesized material is the presence of porosity, cracks and unmelted granules. With this regard, additive technologies application for the critical parts manufacturing is being complicated, and their full-scale implementation in high-tech industries is being retarded.

While products shaping the whole layer (current section) of the part is being divided into separate square-shaped fragments called "islets", each of which is fused by the laser. The fragments are being fused according to a predetermined algorithm, developed in such a way as to localize the internal stresses of the metal in a small area, which allows obtaining homogeneous and dense structure with minimum porosity. Argon was used as an inert medium. From the viewpoint of the process parameters optimization, it is necessary to achieve density of the part being synthesized close to 100% with maximum printing speed. Pores of the alloys obtained by the synthesis employing the SLM technology are of different nature, such as shrinkage pores formed due to incomplete cavities filling with liquid metal; gas, spherical pores, caused by the capture of gas in the bath melt at the excessive overmelting; as well as non-melted areas formed due to lack of energy for their fusion. The unmelted areas may have the shape of the structure discontinuities due to the laser power deficiency and irregular structural formations due to excessive scanning speed. The presence of large pores in the material herewith leads to degradation of the material strength characteristics.

The alloys were being subjected to the cold isostatic pressing on the specially developed installation for the porosity reduction.

The article presents the results of the studies of the impact on the size, pores number and alloys structure of the cold isostatic pressing of the samples fabricated from the heat-resistant alloys, obtained by the selective

laser melting technique of metal powders. It demonstrates that cold isostatic pressing application with the SLM-alloys allows substantial (about twice) reduction in pores size and number. The effect of the 316L SLM-alloy hardening manifesting in the hardness increase of the surface layer at the room temperature was revealed.

**Keywords:** selective laser fusion, additive manufacturing, cold isostatic pressing, hot isostatic pressing, high-chromium heat-resistant alloys.

## Reference

1. Klimov V.G., Nikitin V.I., Nikitin K.V., Zhatkin S.S., Kogteva A.V. Wear-resistant composites application in repair and modification technology of the GTD rotor blades. *Aerospace MAI Journal*, 2019, vol. 26, no. 1, pp. 251-266.
2. Elistratova A.A., Korshakevich I.S., Tikhonenko D.V. *Reshetnevskie chteniya*, 2014, no. 2, pp. 244-246.
3. Kablov E.N. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2015, no. 1(34), pp. 3-33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33
4. 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
5. Evgenov A.G., Rogalev A.M., Karachevtsev F.N., Mazalov I.S. *Tekhnologiya mashinostroeniya*, 2015, no. 9, pp. 11-16.
6. Smith G.D., Patel S.J. The role of niobium in wrought precipitation-hardened nickel-base alloys. *Source of the Document Proceedings of the International Symposium on Superalloys and Various Derivatives*, 2005, pp. 135-154.
7. Hong J.K., Park J.H., Park N.K. et al. Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO<sub>2</sub> laser welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 201, no. 1-3, pp. 515-520. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.224
8. Chang L., Sun W., Cui Y. et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of the hot-isostatic-pressed Inconel 718 powder compact. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 590, pp. 227-232. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.12.107
9. Amato K.N., Gaytan S.M., Mur L.E. et al. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting. *Acta Materialia*, 2012, vol. 60, no. 5, pp. 2229-2239. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.12.032
10. Jia Q., Gu D. Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 585, pp. 713-721. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.09.171
11. Liu F., Lin X., Huang Ch. et al. The effect of laser scanning path on microstructures and mechanical properties of laser solid formed nickel-base superalloy Inconel 718. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011,

- vol. 509, no. 13, pp. 4505–4509. DOI: 10.1016/j.jallcom.2010.11.176
12. Lambarri J., Leunda J., Navas V.G. et al. Microstructural and tensile characterization of Inconel 718 laser coatings for aeronautic components. *Optics and Lasers in Engineering*, 2013, vol. 51, no. 7, pp. 813–821. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2013.01.011
  13. Sufiyarov V.Sh., Popovich A.A., Borisov E.V., Polozov I.A. *Tsvetnye metally*, 2015, no. 1(865), pp. 79–84.
  14. Gryaznov M.Yu., Shotin S.V., Chuvil'deev V.N. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo*, 2012, no. 5(1), pp. 43–50.
  15. Casati R., Lemke J.N., Alarcon A.Z., Vedani M. Aging behavior of high-strength al alloy 2618 produced by selective laser melting. *Metallurgical and materials transactions A*. 2016. Vol. 48, pp. 575–579. DOI: 10.1007/s11661-016-3883-y
  16. Sun S., Zheng L., Liu Y. et al. Characterization of Al–Fe–V–Si heat-resistant aluminum alloy components fabricated by selective laser melting. *Materials Research Society*, 2015, vol. 30, no. 10, pp. 1661–1669. DOI: 10.1557/jmr.2015.110
  17. Zhang H., Zhu H., Nie X. et al. Fabrication and heat treatment of high strength Al–Cu–Mg alloy processed using selective laser melting. *SPIE LASE, 2016 (San Francisco, California, United States)*. Vol. 9738: Laser 3D Manufacturing III, 97380X, 2016. DOI:10.1117/12.2211362
  18. Spierings A.B., Dawson K., Heeling T. et al. Microstructural features of Sc- and Zr-modified Al–Mg alloys processed by selective laser melting. *Materials and Design*, 2017, vol. 115, pp. 52–63. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.11.040
  19. Montero-Sistiaga M.L., Mertens R., Vrancken B. et al. Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 238, pp. 437–445. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.08.003
  20. Aboulkhai N.T., Maskery I., Tuck C. et al. The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: The effect of a conventional T6-like heat treatment. *Materials Science & Engineering: A*, 2016, vol. 667, pp. 139–146. DOI: 10.1016/j.msea.2016.04.092
  21. Maskery I., Aboulkhai N.T., Aremu A.O. A mechanical property evaluation of graded density Al–Si10–Mg lattice structures manufactured by selective laser melting. *Materials Science & Engineering: A*, 2016, vol. 670, pp. 264–274. DOI: 10.1016/j.msea.2016.06.013
  22. Reschetnik W., Вгггemann J.-P., Aydinuz M.E. et al. Fatigue crack growth behavior and mechanical properties of additively processed EN AW-7075 aluminium alloy. *Procedia Structural Integrity*, 2016, vol. 2, pp. 3040–3048. DOI: 10.1016/j.prostr.2016.06.380
  23. Tang M., Pistorius P.C. Anisotropic Mechanical Behavior of AlSi<sub>10</sub>Mg Parts Produced by Selective Laser Melting. *Journal of Metals*, 2017, vol. 69, no. 3, pp. 516–522. DOI: 10.1007/s11837-016-2230-5
  24. Rosenthal I., Stern A., Frage N. Strain rate sensitivity and fracture mechanism of AlSi<sub>10</sub>Mg parts produced by selective laser melting. *Materials Science & Engineering: A*, 2017, vol. 682, pp. 509–517. DOI: 10.1016/j.msea.2016.11.070
  25. Read N., Wang W., Essa K., Attallah M.M. Selective laser melting of AlSi<sub>10</sub>Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development. *Materials and Design*, 2015, vol. 65, pp. 417–424. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.09.044
  26. Maskery I., Aboulkhai N.T., Corfield M.R. et al. Quantification and characterisation of porosity in selectively laser melted Al–Si10–Mg using X-ray computed tomography. *Materials Characterization*, 2016, vol. 111, pp. 193–204. DOI: 10.1016/j.matchar.2015.12.001
  27. Ryabov D.K., Antipov V.V., Korolev V.A., Medvedev P.N. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2016, no. S1(43), pp. 44–51. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-44-51
  28. Girshov V.L., Kotov S.A., Tsemenko V.N. *Sovremennyye tekhnologii v poroshkovo metallurgii* (Modern technologies in powder metallurgy), Saint Petersburg, Politekhnikeskii universitet, 2010, 385 p.
  29. Libenson G.A., Lopatin V.Yu., Komarnitskii G.V. *Protsessy poroshkovo metallurgii*, vol. 2. Formovanie i spekanie (Processes of powder metallurgy, vol. 2. Forming and sintering), Moscow, MISIS, 2002, 320 p.
  30. German R.M. *Powder Metallurgy & Particulate Materials Processing*. Metal Powder Industry, 2005, 528 p.
  31. Ageev S.V., Girshov V.L. *Goryachee izostaticheskoe pressovanie metallicheskih poroshkov*. URL: [http://www.ito-news.ru/archive/2015/1508\\_28\\_ageev.pdf](http://www.ito-news.ru/archive/2015/1508_28_ageev.pdf)
  32. Sufiyarov V.Sh., Popovich A.A., Borisov E.V., Polozov I.A. *Tsvetnye metally*, 2015, no. 1(865), pp. 79–84.
  33. Semenov A.B., Gavrilenko A.E., Semenov B.I. *Tekhnologiya metallov*, 2016, no. 4, pp. 13–25.
  34. Zolotorevskii V.S. *Mekhanicheskie svoystva metallov* (Mechanical properties of metals), Moscow, Metallurgiya, 1983, 350 p.