

УДК 669.245:621.762

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХОЛОДНОГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ НА РАЗМЕР И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПОР В ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

©2020 г. Е.Ю. Ремшев^{1*}, Г.А. Воробьева^{2*}, А.Р. Аветисян^{3*}, П.В. Елфимов^{3*},
Г.О. Афимьян^{2*}, М.С. Калугина^{4*}

^{1*}ООО «Инжиниринговый центр «ВОЕНМЕХ», Санкт-Петербург
E-mail: remshev@mail.ru

^{2*}Балтийский государственный технический университет «ВОЕНМЕХ»
им. Д.Ф. Устинова, Санкт-Петербург

^{3*}ООО «АЭРО», Санкт-Петербург

^{4*}ЦКП Центр исследования материалов, Санкт-Петербург

Поступила в редакцию 25 октября 2019 г.

После доработки 18 июня 2020 г. принята к публикации 2 июля 2020 г.

Представлены результаты исследования влияния холодного изостатического прессования образцов из высокохромистых жаропрочных сплавов, полученных методом селективного лазерного плавления (СЛП) металлических порошков, на размер, количество пор и структуру сплавов. Показано, что применение холодного изостатического прессования для СЛП-сплавов позволяет существенно (почти вдвое) уменьшить количество и размер пор. Обнаружен эффект упрочнения СЛП-сплава 316L, проявляющийся в увеличении твердости поверхностного слоя при комнатной температуре деформации.

Ключевые слова: селективное лазерное плавление; аддитивное производство; трек; поры; холодное изостатическое прессование; механические свойства; микроструктура.

Возрастающие требования к характеристикам ряда 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 свойства новых материалов будут использованы в случае материаловосберегающих технологий их получения и обработки [1—3].

Аддитивные технологии обладают рядом преимуществ по сравнению с традиционными формообразующими технологиями. Применение аддитивных технологий определяется не только возможностью изготовления сложнопрофильных деталей, получение которых по традиционным технологиям зат-

руднено, сокращением срока изготовления новых образцов техники, снижением трудоемкости изготовления оснастки, но и уменьшением отходов дорогостоящих материалов. Кроме того, обеспечивается возможность применения новых материалов, имеющих более высокие механические свойства. Развитие аддитивных технологий в отечественной промышленности является одним из важнейших направлений стратегии развития материалов и технологий на ближайшие годы [1—15].

Наибольший интерес, с точки зрения получения готовой детали из металлического порошка, представляет технология селективного лазерного плавления СЛП (Selective Laser Melting). При работе установки послойно наносится металлический порошок определенного гранулометрического состава на платформу построения и выполняется лазерная штриховка текущего сечения в соответ-

ствии с предварительно разработанной САД моделью [16—22]. Процесс повторяется циклически 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 оптимальными режимами СЛП (соотношение мощности лазера и скорости перемещения лазерного луча) для конкретного материала при изготовлении детали [21, 22]. Последнее приводит к появлению таких дефектов, как поры и трещины [23—35]. Аналогичная проблема существует и при производстве отливок. Данная работа посвящена исследованию синтезированных заготовок, полученных из отечественных порошков стали 03X18H12M2T и сплава типа ЭП-648, изучению влияния технологии холодного изостатического прессования (ХИП) на микроструктуру и свойства синтезированного материала.

Материалы и методы исследования. В работах [8—13] представлен обзор методов горячего изостатического прессования (ГИП) как технологического процесса, являющегося наиболее распространенным промышленным способом производства порошковых заготовок. В отличие от обычной схемы горячего прессования, когда давление порошковой заготовке передается вдоль одной оси, при ГИП реализуется схема всестороннего сжатия [8]. Технология компактирования порошков с применением ГИП включает следующие операции: проектирование и изготовление капсул; засыпку порошка в капсулы; вакуум-термическую дегазацию и герметизацию капсул сваркой (возможны 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 (механическая и термическая обработки и др.).

Основные конструктивные элементы газостатов: 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 откачивается воздух. Затем включают нагрев и подачу

аргона. Высокое давление в камере газостата создается компрессором. После достижения расчетных значений температуры и давления они поддерживаются на постоянном уровне в течение всего времени выдержки. Затем капсула с порошком охлаждается со снижением давления. Процесс ГИП порошков осуществляют при давлении 100—200 МПа и температурах 900—2250 °С. 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 частиц 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.

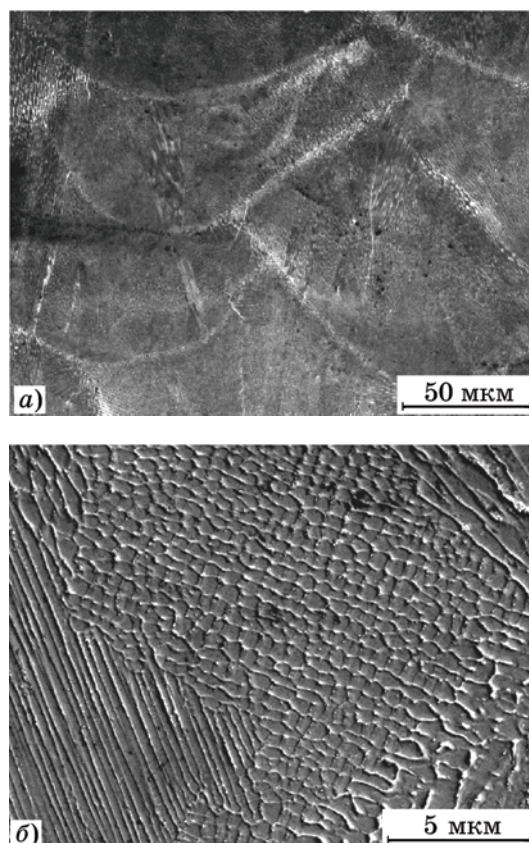
В работе [14] исследовалось влияние ряда технологий на свойства высокохромистого никелевого жаропрочного и жаростойкого СЛП-сплава ЭП-648 (состав, мас. %: Cr 32—35; Al 0,5—1,1; Ti 0,5—1,1; Nb 0,5—1,1; Mo 2,3—3,3; W 4,3—5,3; C ≤0,1; Ni — основа), обладающего хорошей коррозионной стойкостью в атмосферных условиях и удовлетворительной свариваемостью.

Сплав относится к универсальным материалам, которые могут быть востребованы в разных отраслях промышленности и применены не в каком-либо одном виде аддитивного производства, а комплексно: для производства деталей, их ремонта и упрочнения контактных поверхностей. Из заготовок данных сплавов получали порошок методом атомизации (распыления расплава потоком аргона). В технологии СЛП используется порошок с гранулометрическим составом в диапазоне 10—60 мкм.

Процесс СЛП порошка проводили в установке Concept Laser M2 Cusing, оснащенной иттербиевым 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 (Гер-

мания), и аргона (высший сорт, ГОСТ 10157—79) при одинаковых параметрах синтеза. В системе Concept Laser используется принцип построения объектов, называющийся технологией стохастического экспонирования: весь слой (текущее сечение) детали разбивается на отдельные фрагменты квадратной формы, после чего лазером засвечивается и сплавляется каждый отдельный фрагмент. Газостатическую обработку методом ГИП осуществляли в газостате «Квинтус-16» фирмы ASEA (Швеция), оборудованном молибденовым нагревателем. Образцы без газостатирования испытывали в сыром виде и после полной термической обработки, состоящей из закалки и старения по разработанным режимам; образцы после ГИП подвергали только старению. Образцы для испытаний на кратковременную и длительную прочность, ударную вязкость выращивали в вертикальной и горизонтальной ориентациях. Соотношение фракций внутри данного диапазона должно обеспечивать наибольшую плотность упаковки частиц в наносимом слое, при этом не допускается комкование материала. Типичная микроструктура материала после СЛП приведена на фиг. 1, на которой 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. Такое строение трека характерно и для свариваемых сплавов с малым количеством (или практически полным ее отсутствием, как у сплава ЭП-648) фазы типа Ni_3Al и для литейных сплавов с большим количеством γ' -фазы. Ориентация субзерен внутри треков зависит от направления теплоотвода и определяется выгнутой поверхностью стартовой зоны кристаллизации (границы проплавления предыдущего слоя, форма которой определяется гауссовским распределением энергии Yb:YAG лазера). При этом ячейки могут быть как практически равноосными, так и с выраженной столбчатой морфологией (фиг. 1, б).

Очевидно, что равноосная ячейка является лишь поперечным срезом перпендикулярно ориентированной столбчатой ячейки. Сложность внутреннего строения трека, видимо, связана сразу с несколькими направлениями теплоотвода при кристаллизации: основной фронт кристаллизации движется



Фиг. 1. Структура синтезированных образцов после СЛП при исследовании на растровом электронном микроскопе: а — $\times 1000$; б — $\times 10\,000$

вслед за фокусным пятном лазера с постоянной скоростью, что обеспечивает теплоотвод вдоль оси движения трека; теплоотвод в предыдущий слой сплавленного металла при сильном изгибе профиля оплавленной лунки провоцирует зарождение и рост субзерен в других направлениях. На месте их стыка появляются субграницы, по большей части окаймленные карбидами и частицами избыточных фаз. В литейных и ограниченно свариваемых сплавах именно по этим субграницам образуются трещины, которые могут проходить сразу через несколько треков. Важным параметром селективного лазерного синтеза является применяемая в процессе выращивания защитная газовая среда: азот или аргон. Проведенные исследования показали, что высокохромистые материалы, несмотря на высокие скорости кристаллизации, в процессе лазерного плавления способны химически взаимодействовать с защитной средой азота и этим процессом, по крайней мере частично, можно управлять, получая необходимые новые свойства в синтезированном материале. Микроструктурные

исследования свидетельствуют о том, что без дополнительной термической обработки структуры металлов, синтезированных в аргоне и азоте, различаются мало. Однако анализ несплошностей (фиг. 2) показал, что для ограниченно свариваемого материала, синтезированного в азоте, характерно большее количество микротрещин и меньший (в 2—2,5 раза) максимальный размер пор, чем у металла, синтезированного в аргоне. Вероятно, это связано с увеличением интенсивности теплоотвода в газовую фазу из-за большей (почти в 1,5 раза) теплоемкости азота.

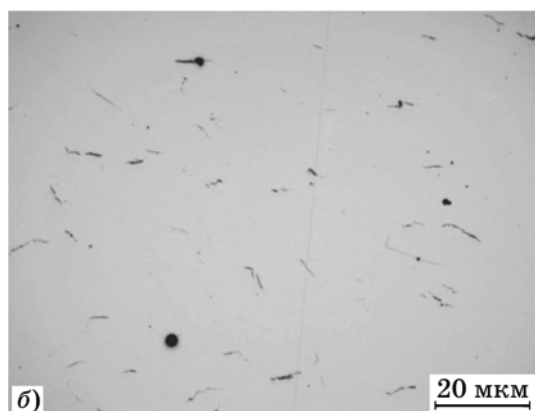
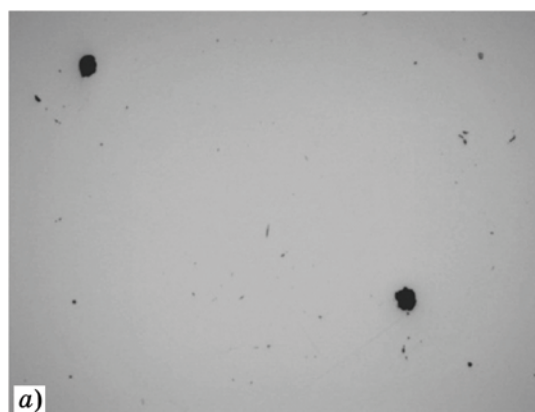
В работе [15] пористость сплава ЭП-648 в состоянии после СЛП в среде азота исследовали на нетравленных шлифах. Поверхности шлифов всех образцов просматривали полностью при увеличении $\times 200$, для анализа выбирали места с наибольшим количеством микропор. Количественный анализ микропор на поверхности шлифов проводили, анализируя 25 полей зрения для каждого образца при увеличении $\times 200$. Площадь кадра при увеличении $\times 200$ составляла $640 \times 480 \text{ мкм} = 30720 \text{ мкм}^2 \approx 0,3 \text{ мм}^2$. Площадь, на которой проводили количественный

анализ на каждом образце, приблизительно равна $0,3 \text{ мм}^2 \cdot 25 = 7,5 \text{ мм}^2$. Исследование пористости полученных заготовок показало, что средняя объемная доля пор в СЛП-металле составляет 0,07%, что соответствует лучшим результатам, полученным при использовании порошков импортного производства. Основные параметры пор представлены в табл. 1. Поры внутри треков имеют преимущественно сферическую (или округлую) форму (фиг. 3, а). На отдельных полях

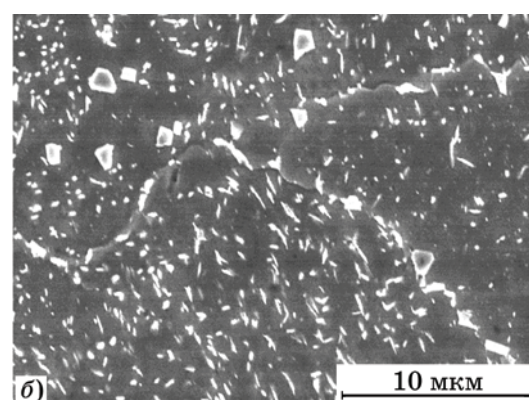
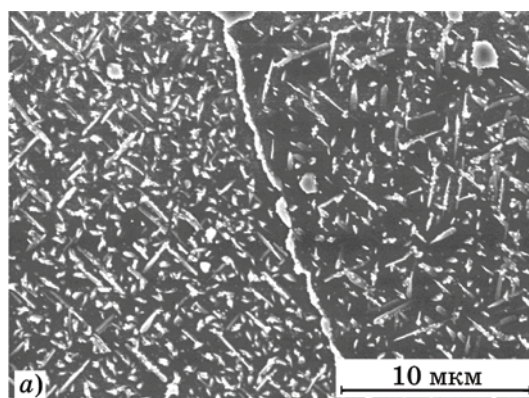
Таблица 1

Сводные данные анализа пористости СЛП-металла

Параметр	Значение параметра
Общая концентрация, %	0,0688
Общее число объектов, шт/мм ²	50,2971
Концентрация, %: минимальная	0,0296
максимальная	0,1220
Число объектов, шт/мм ² :	
минимальное	23,6913
максимальное	85,0350



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



Фиг. 3. Внешний вид (а — $\times 6000$; б — $\times 5000$) пор в СЛП-металле

Механические характеристики сплава ЭП-648 в разных состояниях при $t_{исп} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$

Состояние образца	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
	МПа		%	
СЛП (N_2)	840	695	10,4	7
СЛП (N_2) + ТО	965	665	7,0	8
СЛП (N_2) + ГИП	1 000	545	35,0	32
СЛП (N_2) + ГИП + старение	1 120	725	19,0	20
СЛП (Ar)	870	605	27,0	27
СЛП (Ar) + ТО	1 090	655	24,0	22
СЛП (Ar) + ГИП	940	520	40,0	38
СЛП (Ar) + ГИП + старение	1205	770	22,0	25
Литой + ТО*	785—880	585—690	4,0—7,0	4—7*

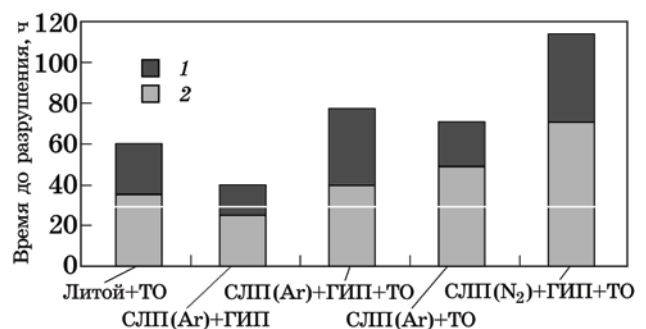
*Паспортные характеристики.

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

Механические характеристики синтезированных образцов, приведенные в табл. 2 в сравнении с литым вариантом сплава после полной термической обработки (ТО), измерены при комнатной температуре ($t_{исп} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$). Видно, что при синтезе как в азоте, так и в аргоне пределы прочности и текучести СЛП-металла находятся близко к верхнему пределу значений (по паспорту) для литого материала. Пластические характеристики материала в состоянии СЛП при синтезе в аргоне в 2—2,5 раза выше, чем в азоте, что, видимо, связано с большим количеством микротрещин.

Полная ТО синтезированного металла, состоящая из закалки и старения, способствует повышению предела прочности при некотором снижении пластичности металла для обеих сред синтеза, что связано с интенсивным выделением упрочняющей фазы в процессе старения. Газостатирование существенно (в 4—5 раз) повышает пластические характеристики обоих материалов, особенно сплава, синтезированного в азоте, что, видимо, связано с залечиванием микродефектов. Кроме того, увеличение пластических характеристик связано с тем, что по термическому воздействию газостатирование представляет собой закалку для данного сплава, после которой количество упрочняющей фазы в нем

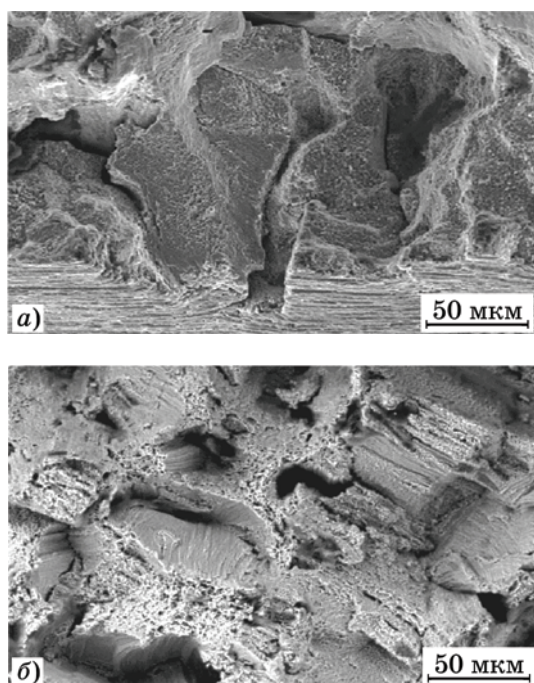
минимально, что и объясняет снижение предела текучести в таком состоянии. Последующая операция старения приводит к значительному росту прочностных характеристик при небольшом снижении пластичности металла. При этом материал, синтезированный в аргоне, обладает более высоким комплексом свойств при испытании на кратковременную прочность. 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 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ и напряжении $\sigma = 176\text{ МПа}$ материалов, синтезированных в аргоне и азоте, приведены на фиг. 4. Из представленных данных следует, что применение газостатирования без старения не обеспечивает необходи-



Фиг. 4. Диаграмма длительной прочности синтезированного материала в разных состояниях: белая черта — требования ТУ (≥ 30 ч); 1 — максимальное значение; 2 — минимальное

мый уровень длительной прочности. У составленного металла значения длительной прочности образцов после ТО и газостатирования со старением находятся практически на одном уровне, что хорошо согласуется с данными работы [15].

Анализ результатов фрактографических исследований образцов (фиг. 5) после испытаний на длительную прочность показал, что для металла, синтезированного в аргоне, характерен межзеренный механизм разрушения. При синтезе в азоте характер разрушения меняется, а часть изломов имеет транскристаллитный характер разрушения, что можно связать с упрочнением границ зерен дисперсными выделениями нитридов. В результате выполненных исследований установлено, что механические характеристики и особенности формирования структуры синтезированного металла определяются не только параметрами лазерного синтеза и применяемой металлпорошковой композицией, но и правильным выбором защитной среды при синтезе образцов и деталей. Синтезированный материал обладает высокими механическими характеристиками и превосходит литой аналог по прочности на 20—25%, а по пластичности в 2,5—3 раза. Значения длительной прочности синтезированного ма-



Фиг. 5. Фрактограммы изломов материалов, синтезированных в аргоне (а) и азоте (б), после испытаний на длительную прочность при увеличении $\times 500$

териала находятся на уровне паспортных характеристик для деформируемого сплава ЭП-648 и максимальны при синтезе в защитной среде азота, что объясняется частичным объемным азотированием и образованием ультрадисперсных нитридов, предположительно нитридов хрома, которые обеспечивают упрочнение границ зерен и изменение характера разрушения материала. Анализ литературных источников, в которых представлены результаты исследований свойств СЛП-материалов из сплава ЭП-648, позволил установить, что образцы, полученные с использованием порошковых технологий СЛП из сплава ЭП-648, в исходном состоянии значительно превосходят по механическим характеристикам литые аналоги и лишь незначительно уступают образцам, полученным деформационными методами. Кроме того, СЛП-материал из 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. Проведение ГИП способствует практически полному «залечиванию» пор и микронесплошностей, сосредоточенных во внутренних объемах металла.

С целью уменьшения пористости сплавы подвергались также холодному изостатическому прессованию (ХИП) на специально разработанной установке.

В качестве объекта исследования при ХИП выбраны сталь 03X18H12M2T, содержащая, мас. %: С 0,03; Cr 18%, Ni 12; Mo 2, и сплав типа ЭП-648 (состав указан ранее). Оба материала получены по технологии СЛП.

При построении изделий весь слой детали (текущее сечение) разбивается на отдельные фрагменты квадратной формы, называемые «островками», которые обрабатываются лазером. Фрагменты сплавляются по заранее определенному алгоритму, составленному таким образом, чтобы локализовать внутренние напряжения металла в небольшом участке, что обеспечивает получение максимально однородной и плотной структуры с минимальной пористостью. Плавление осуществляется в инертной среде аргона. Для оптимизации параметров процесса СЛП необходимо достичь близкой к 100% плотности синтезируемой детали при максимальной скорости печати. Сплавы, получен-

ные синтезом по технологии СЛП, имеют поры разной природы: усадочные (формируются за счет неполного заполнения полостей жидким металлом); газовые — это сферические поры, причиной которых является захватывание газа ванной расплава при избыточном переделе и непроплавленные участки, образующиеся из-за недостатка энергии для их сплавления. Непроплавленные участки могут иметь вид несплошностей структуры из-за недостатка мощности лазера, а также неравновесных структурных образований из-за избыточной скорости сканирования. При этом наличие крупных пор в материале приводит к снижению прочностных характеристик материала.

Пористость нетравленных шлифов СЛП-сплавов в состоянии после ХИП исследовалась на металлографическом комплексе Leica DM2500 с помощью программы Leica Application Suite Interactive Measurement. Количественный анализ микропор на поверхности шлифов проводили, анализируя несколько полей зрения для каждого образца при увеличении $\times 100$. Для исследования выбирали места с наибольшим количеством микропор. Коэффициент заполнения K_3 определяется по формуле: $K_3 = (\Sigma S_{\text{пор}}/S_{\text{пл}})100\%$, где $\Sigma S_{\text{пор}}$ — площадь, занимаемая порами; $S_{\text{пл}}$ — площадь, на которой исследовались поры. Математическую обработку выполня-

ли с использованием компьютерной программы микроскопа.

Расшифровки дифрактограмм вели на многоцелевом рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV, оснащенный программным обеспечением PDXL. Механические свойства образцов определяли по стандартным методикам на статическое растяжение на машине Shimadzu AGX 100кн. Испытания на растяжения проводились в соответствии с ГОСТ1497—84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение». Изготавливались цилиндрические образцы с рабочим диаметром 6 мм и радиальным переходом от рабочей части к головке радиусом 1,5 мм. Микротвердость определяли на приборе ПМТЗм с нагрузкой 20 гс, выдержкой 20 с (шаг измерения 153 мкм). Приведено среднее значение по трем измерениям в шаге в 39 зонах измерения.

Результаты исследования и их обсуждение. В табл. 3 приведены результаты механических испытаний коррозионно-стойкой стали 03X18H12M2T, полученной по разным технологиям. Из приведенных результатов, взятых как из литературных источников, так и данных настоящей работы, следует, что синтезированные сплавы обладают высокими показателями прочности, превышающими механические свойства сплавов, полученных по другим технологиям.

Таблица 3

Механические свойства стали 03X18H12M2T (аналог 316L) и сплава ЭП-648

Материал	Технология получения, состояние поставки	Вид дополнительной обработки	HV	σ_b	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	
				МПа			
03X18H12M2T	Литье [5]	—	—	485	—	40	
	Прокат-пруток [7]	Закалка	200	490	196	40	
	Прессование [5]	—	—	578	—	58	
	СЛП [5]	ХИП + экструзия	—	660	—	67	
	СЛП*	—	—	241	680	184	40
	СЛП*	—	—	315	—	—	—
ЭП-648	Литье (ТУ14-1-2234—77)	—	325	800	300	25	
	СЛП*	—	290	756	321	15	
	СЛП*	ХИП	365	—	—	—	
	СЛП [1]	—	—	870	605	27	

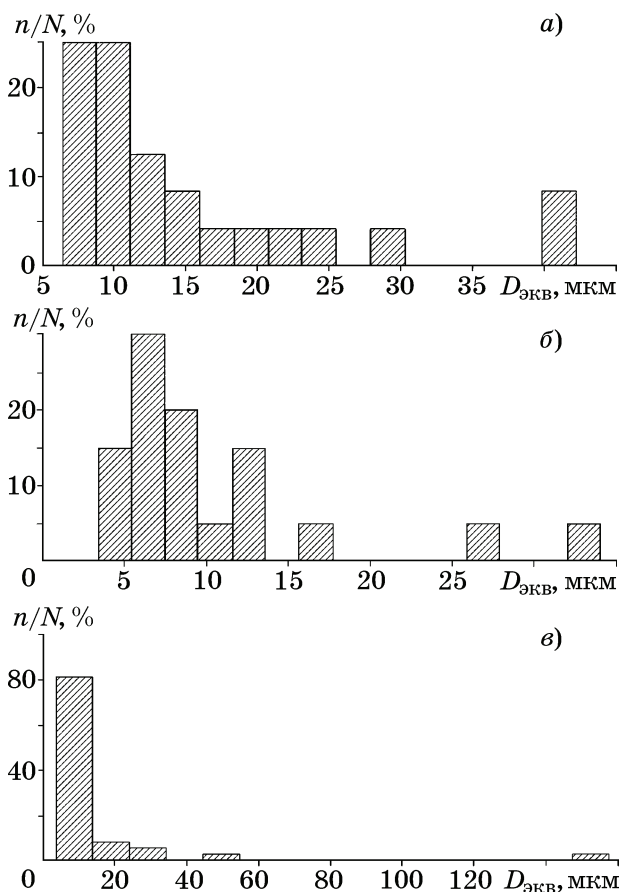
*Данные настоящей работы.

Анализ пор на поверхности сплавов показал, что происхождение основного их количества имеет усадочную природу. Количественный анализ микропор на поверхности шлифов проводили, анализируя несколько полей зрения для каждого образца при увеличении $\times 100$. Поверхности шлифов всех

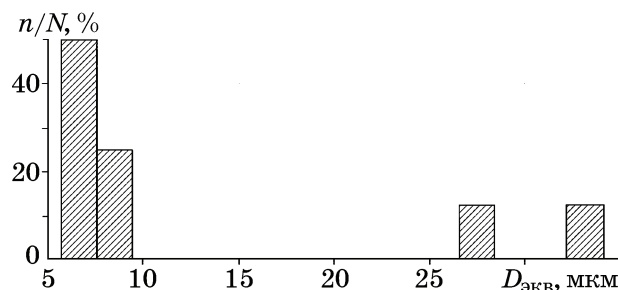
образцов просматривали полностью при таком же увеличении $\times 100$; для исследования выбирали места с наибольшим количеством микропор. Математическую обработку выполняли с помощью компьютерной программы. Характер распределения пор по размерам в СЛП-сплаве ЭП-648 в исходном состоянии и после ХИП приведен на фиг. 6, а в СЛП-сплаве 03X18H12M2T после ХИП — на фиг. 7. Результаты анализа пор в исследованных материалах приведены в табл. 4.

В синтезированном состоянии сплава ЭП-648 (образец I-1) количество пор оценивалось коэффициентом заполнения, равным 0,56% для режима I обработки СЛП, и площадью пор 6440 мкм. Размер пор при этом находился в интервале 6,41—42,3 мкм. После ХИП СЛП-образца II-1 коэффициент заполнения снизился в 2 раза, площадь пор уменьшилась более чем в 2 раза. При этом наиболее существенно уменьшился минимальный диаметр поры (приблизительно в 2 раза) и снизилось количество пор с небольшим значением эквивалентного диаметра.

Анализ образца I-2, подвергнутого ХИП, показал, что поры большого диаметра (>100 мкм) незначительно уменьшаются при этой обработке, но значительно возрастает коэффициент заполнения. По данным [1] ГИП



Фиг. 6. Гистограммы распределения размеров пор в образце сплава ЭП-648 в состоянии: а — исходное (образец 1(СЛП); б — образец 1(СЛП) + ХИП; в — образец 2 (СЛП) + ХИП. Образцы 1 и 2 получены по разным режимам СЛП; n/N — отношение числа пор определенного размера к общему числу пор; $D_{\text{экв}}$ — эквивалентный диаметр пор



Фиг. 7. Гистограмма распределения размеров пор в образце 3 СЛП-стали 03X18H12M2T в состоянии после ХИП

Таблица 4

Результаты анализа пор в исследованных СЛП-материалах

Марка	Режим СЛП*	Образец	Обработка материала	Размер поры, D , мкм		Математическое ожидание	$\Sigma S_{\text{пор}}$, мкм ²	K_3 , %
				max	min			
ЭП-648	I	1	СЛП	42,3	6,41	15,1	6440	0,56
	II	1	СЛП + ХИП	34,1	3,42	10,5	2630	0,27
	I	2	то же	158	3,34	13,3	2450	2,50
03X18H12M2T	II	3	» »	34,1	5,72	12,8	1710	0,18

* I — $P = 151$ Вт; $v = 0,7$ м/с; II — $P = 189$ Вт; $v = 0,6$ м/с.

также не устраняет поры такого размера. Образец П-3 (СЛП-сталь 03X18H12M2T, подвергнутая ХИП) имеет большинство пор размером <10 мкм и характеризуется минимальным значением коэффициента заполнения (0,18), что, в том числе, свидетельствует о меньшем количестве пор в исходном состоянии материала и определяет высокие значения механических свойств СЛП-стали (см. табл. 3). Сферические поры, связанные с повышенной газонасыщенностью, присутствуют в минимальном количестве.

На образце П-3 (СЛП-сталь 03X18H12M2T, подвергнутая ХИП) определялось распределение микротвердости по сечению образца диаметром ~ 5 мм (фиг. 8, 39 зон измерения с шагом 153 мкм). Максимальные значения твердости получены в поверхностном слое стали, что характерно для технологии ХИП.

На поверхности образца (глубина упрочненного слоя $\sim 1,5$ мм) максимальные значения микротвердости $HV_{0,02}$ 280—200, в средней части сечения твердость снижается до уровня $HV_{0,02}$ 150—190. Исследование микроструктуры аустенитной хромоникелевой стали в зоне измерения микротвердости показало, что она типичная для материала после СЛП (фиг. 9); видны поперечные срезы сплавленных лазером дорожек (треков).

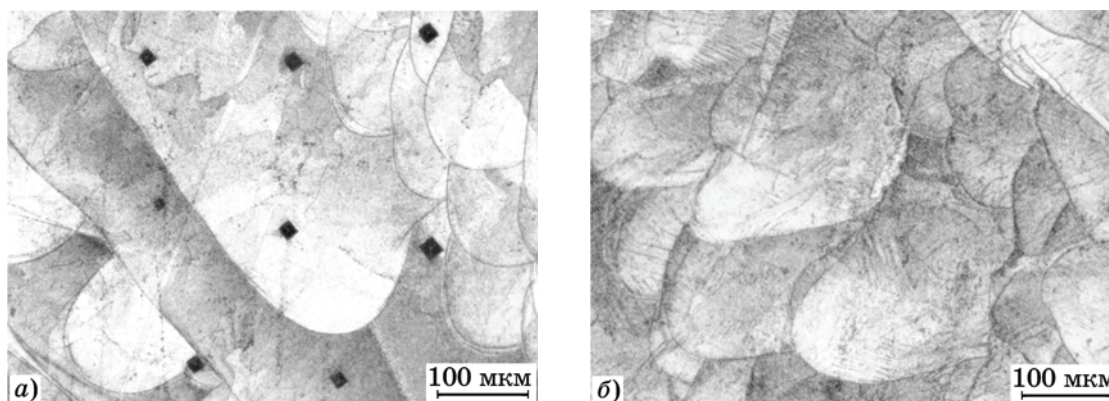
Разброс значений микротвердости (см. фиг. 8) и размеров отпечатков (фиг. 9, а) свидетельствует о неоднородности химического состава твердого раствора (снижение твердости до значений $HV_{0,02}$ ниже 150). Исследованием стали на дифрактометре выявлено наличие ГЦК фазы со значительной деформацией решетки и ОЦК фазы с параметрами 2,9153—2,8491. Вероятно, ОЦК фаза — это α -фаза мартенситного типа, образовавшаяся в процессе ХИП, так как для стали 03X18H12M2T $M_d = -20$ °С, что определяет повышение значений твердости $HV_{0,02}$ до 320 ед.

На поверхности наблюдаются неравномерно распределенные линии скольжения, вытянутые в разных направлениях, появляются волнистые линии и видны их пересечения, что связывают с поперечным скольжением винтовых дислокаций [6].

В процессе СЛП в изделии возникают большие температурные градиенты, приводящие к неравномерному изменению удельного объема в разных точках синтезируемого материала, а следовательно, и к внутренним напряжениям, оказывающим влияние на механические свойства и склонность к образованию трещин. Так, замер микротвердости в центре образца сплава ЭП-648 на основе никеля вызвал появление трещины в



Фиг. 8. Распределение микротвердости по сечению образца П-3 (СЛП-сталь 03X18H12M2T +ХИП)



Фиг. 9. Микроструктура образца СЛП-сплава 03X18H12M2T после ХИП: а — отпечатки замеров микротвердости; б — линии скольжения

зоне отпечатка. В связи с этим целесообразно оценивать возможный уровень напряжений, возникающий в синтезированных сплавах (изделиях) при их производстве, и предусматривать виды обработки, обеспечивающие их снижение.

Выводы. 1. Проведены исследования структуры, характера, вида и размеров пор образцов сплава типа ЭП-648 и стали 03X18H12M2T, полученных с использованием технологии селективного лазерного плавления (СЛП).

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

3. Показано, что для СЛП-сплавов применение холодного изостатического прессования позволяет существенно (почти в 2 раза) уменьшить количество и размер пор.

4. Обнаружен эффект поверхностного упрочнения СЛП-материалов, проявляющийся в увеличении твердости при комнатной температуре деформации. Высказано предположение, что обнаруженный эффект вызван как деформационным упрочнением СЛП-металла, так и возможным выделением небольшого количества α -фазы мартенситного типа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Каблов, Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» / Е.Н. Каблов // *Авиац. матер. и технол.* 2015. №1. С.3—33.
2. Евгенов, А.Г. Исследование свойств сплава ЭП-648, полученного методом селективного лазерного плавления металлических порошков / А.Г. Евгенов, А.М. Рогалев, С.В. Неруш, И.С. Мазалов // *Тр. ВИАМ.* 2015. №2. URL : <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 23 марта 2016).
3. Евгенов, А.Г. Влияние горячего изостатического прессования и термической обработки на свойства сплава ЭП-648, синтезированного методом селективного лазерного плавления / А.Г. Евгенов, А.М. Рогалев, Ф.Н. Карачевцев, И.С. Мазалов // *Технология машиностроения.* 2015. №9. С.11—16.
4. Суфияров, В.Ш. Селективное лазерное плавление жаропрочного никелевого сплава / В.Ш. Суфияров, А.А. Попович, Е.В. Борисов, И.А. Полозов // *Цв. металлы.* 2015. №1 (865). С.79—84.
5. Грязнов, М.Ю. Эффект мезоструктурного упрочнения стали 316L при послойном лазерном плавлении / М.Ю. Грязнов, С.В. Шотин, В.Н. Чувильдеев // *Вестн. Нижегород. ун-та им. Н.И. Лобачевского.* 2012. №5(1). С.43—50.
6. Золоторевский, В.С. Механические свойства металлов / В.С. Золоторевский. — М. : *Металлургия*, 1983. 350 с.
7. *Справочник сталей и сплавов* / под ред. В.Г. Сорокина. — М. : *Машиностроение*, 1989. 490 с.
8. *Гиршов, В.Л.* Современные технологии в порошковой металлургии : учеб. пособие / В.Л. Гиршов, С.А. Котов, В.Н. Цеменко. — СПб. : Изд-во политехн. ун-та, 2010. 385 с.
9. *Либенсон, Г.А.* Процессы порошковой металлургии: учеб. пособие : в 2 т. Т.2. / Г.А. Либенсон, В.Ю. Лопатин, Г.В. Комарницкий. — М. : *МИСиС*, 2002. 320 с.
10. *German, R.M.* Powder metallurgy and particulate materials processing. — N.Y. : *Metal Powder Industries Federation*, 2005. 540 p.
11. *Агеев, С.В.* Горячее изостатическое прессование металлических порошков / С.В. Агеев, В.Л. Гиршов // *Кузнеч.-штамп. пр-во. Обработка материалов давлением.* 2015. №9. С.10—14. — (Электронный ресурс www.1508-28-ageev.pdf).
12. *Grinder, O.* HIP — its origins, its status and its future / O. Grinder // *Euro PM*, — Salzburg : *PMTechnology AB*. 2014.
13. *Introduction to PM HIP Technology* / 2nd ed. — [S.l.] : *European Powder Metallurgy Association*. 2011. — (reprint 2013, www.epma.com).
14. *Суфияров, В.Ш.* Селективное лазерное плавление жаропрочного никелевого сплава / В.Ш. Суфияров, А.А. Попович, Е.В. Борисов, И.А. Полозов // *Цв. металлы.* 2015. №1.
15. *Семенов, А.Б.* Литейные технологии нового поколения, их освоение и развитие в России / А.Б. Семенов, А.Э. Гавриленко, Б.И. Семенов // *Технология металлов.* 2016. №4. С.13—25.
16. *Smith, G.D.* [S.t.] / G.D. Smith, S.J. Patel // *Source of the document proceedings of the international symposium on superalloys and various derivatives.* 2005. P.135—154.
17. *Hong, J.K.* [S.t.] / J.K. Hong, J.H. Park, N.K. Park [et al.] // *J. Mater. Proc. Technol.* 2008. V.201. Is.1—3. P.515—520.
18. *Chang, L.* [S.t.] / L. Chang, W. Sun, Y. Cui [et al.] // *J. Alloys Comp.* 2014. V.590. P.227—232.
19. *Amato, K.N.* [S.t.] / K.N. Amato, S.M. Gaytan, L.E. Mur [et al.] // *Acta Materialia.* 2012. V.60. Is.5. P.2229—2239.
20. *Qingbo Jia* [S.t.] / Qingbo Jia, Dongdong Gu // *J. Alloys Comp.* 2014. V.585. P.713—721.
21. *Liu, F.* [S.t.] / F. Liu, X. Lin, Ch. Huang [et al.] // *J. Alloys Comp.* 2011. V.509. Is.13. P.4505—4509.
22. *Lambarrin, J.* [S.t.] / J. Lambarrin, J. Leunda, V.G. Navas [et al.] // *Optics and Lasers in Engineering.* 2013. V.51. L.7. P.813—821.
23. *Casati, R.* Aging behavior of high-strength alloy 2618 produced by selective laser melting / R. Casati, J.N. Lemke, A.Z. Alarcon // *Met. Mater. Trans. A.* 2017. V.48. P.575—579.
24. *Shaobo Sun.* Characterization of Al-Fe-V-Si heat-resistant aluminum alloy components fabricated by selective laser melting / Shaobo Sun, Lijing Zheng, Yingying Liu // *Mater. Res. Soc.* 2015. V.30. №10. DOI :10.1557/jmr.2015.110.
25. *Zhang, H.* Fabrication and heat treatment of high strength Al-Cu-Mg alloy processed using selective laser melting / H. Zhang, H. Zhu // *Proc. of SPIE.* V.9738 : *Laser 3D Manufacturing III*, 97380X. 2016. DOI :10.1117/12.2211362.
26. *Spierings, A.B.* Microstructural features of Sc- and Zr-modified Al-Mg alloys processed by selective laser

- melting / A.B. Spierings, K. Dawson, T. Heeling // Mater. Design. 2017. V.115. P.52—63. DOI : 10.1016/j.matdes.2016.11.040.
27. *Montero Sistiaga, M.L.* Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting / M.L. Montero Sistiaga, R. Mertens, B. Vrancken [et al.] // J. Mater. Proc. Technol. 2016. V.238. P.437—445. DOI : 10.1016/j.jmatprotec.2016.08.003.
 28. *Aboukhair, N.T.* The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg : The effect of a conventional T6-like heat treatment / N.T. Aboukhair, I. Maskery, C. Tuck // Mater. Sci. Eng. A. 2016. V.667. P.139—146. DOI : 10.1016/j.msea.2016.04.092.
 29. *Maskery, I.* A mechanical property evaluation of graded density Al-10Si-Mg lattice structures manufactured by selective laser melting / I. Maskery, N.T. Aboukhair, A.O. Aremu // Mater. Sci. Eng. A. 2016. V.670. P.264—274. DOI :10.1016/j.msea.2016.06.013.
 30. *Reschetnik, W.* Fatigue crack growth behavior and mechanical properties of additively processed EN AW-7075 aluminium alloy / W. Reschetnik // Proc. Structural Integrity. 2016. V.2. P.3040—3048. DOI :10.1016/j.prostr.2016.06.380.
 31. *Tang, M.* Anisotropic mechanical behavior of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting / M. Tang, P.C. Pistorius // J. Metals. 2017. V.69. №3. DOI : 10.1007/s11837-016-2230-5.
 32. *Rosenthal, I.* Strain rate sensitivity and fracture mechanism of Al-Si-10Mg parts produced by selective laser melting / I. Rosenthal, A. Stern, N. Frage // Mater. Sci. Eng. A. 2017. V.682. P.509—517. DOI : 10.1016/j.msea.2016.11.070.
 33. *Noriko Read.* Selective laser melting of AlSi10Mg alloy : Process optimisation and mechanical properties development / Noriko Read, Wei Wang, Khamis Essa // Mater. Design. 2015. V.65. P.417—424. DOI : 10.1016/j.matdes.2014.09.044.
 34. *Maskery, I.* Quantification and characterisation of porosity in selectively lasermelted Al-Si10-Mg using X-ray computed tomography / I. Maskery, N.T. Aboukhair, M.R. Corfield // Mater. Characterization. 2016. V.111. P.193—204. DOI : 10.1016/j.matchar.2015.12.001.
 35. *Рябов, Д.К.* Влияние технологических факторов на структуру и свойства силумина, полученного с использованием технологии селективного лазерного синтеза / Д.К. Рябов, В.В. Антипов, В.А. Королев, П.Н. Медведев // Авиац. матер. и технол. 2016. №S1. С.44—51. DOI : 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-44-51.