

Авиационная и ракетно-космическая техника

УДК 621.763+621.74.04

DOI 10.18698/0536-1044-2016-9-62-80

Металлопорошковые композиции жаропрочного сплава ЭП648 производства ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ в технологиях селективного лазерного сплавления, лазерной газопорошковой наплавки и высокоточного литья полимеров, наполненных металлическими порошками*

Е.Н. Каблов¹, А.Г. Евгенов¹, О.Г. Оспенникова¹, Б.И. Семенов²,
А.Б. Семенов², В.А. Королев¹

¹ ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ, 105005, Москва, Российская Федерация, ул. Радио, д. 17

² МГТУ им. Н.Э. Баумана, 105005, Москва, Российская Федерация, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1

Metal Power Compositions for the EP648 Heat Resistant Alloy Manufactured by All-Russian Research Institute for Aircraft Materials VIAM for Selective Laser Melting, Laser Metal Deposition and Metal Injection Molding Technologies

E.N. Kablov¹, A.G. Evgenov¹, O.G. Ospennikova¹, B.I. Semenov²,
A.B. Semenov², V.A. Korolev¹

¹ Federal State Unitary Enterprise All-Russian Research Institute for Aircraft Materials VIAM, 105005, Moscow, Russian Federation, Radio St., Bldg. 17

² BMSTU, 105005, Moscow, Russian Federation, 2nd Baumanskaya St., Bldg. 5, Block 1

@ e-mail: Semenovbi@bmstu.ru, semenov.ab@bk.ru

i Рассмотрены аспекты комплексного применения порошков сплава ЭП648 производства ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ в аддитивных технологиях селективного лазерного сплавления, лазерной газопорошковой наплавки (LMD) и технологии высокоточного металлопорошкового литья (MIM). Исследованы особенности формирования структуры синтезированного в процессе селективного лазерного сплавления металла, определены его механические свойства, включая длительную прочность. Изучено влияние применяемой в процессе синтеза защитной среды на механические характеристики. Показано, что синтезированный материал ЭП648 после термической и газостатической обработки превосходит литой аналог на 20...25 % по прочности и в 2,5-

* Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления № 10 «Энергоэффективные, ресурсосберегающие и аддитивные технологии получения деталей, полуфабрикатов и конструкций» Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 г. [4].

3 раза по пластичности. Рассмотрено применение порошков сплава ЭП648 для восстановления геометрии сложнопрофильных деталей газотурбинных двигателей, в том числе рабочих лопаток турбины высокого давления, методом лазерной газопорошковой наплавки, обеспечивающей формирование бездефектного материала (без трещин и непроваров на границе раздела). Показаны перспективы использования тонких фракций порошка сплава ЭП648 в технологии высокоточного порошкового литья для получения деталей со сложнопрофильными поверхностями высокого качества.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, лазерная газопорошковая наплавка, высокоточное металлпорошковое литье, металлпорошковая композиция, защитная среда, механические характеристики, упрочнение, фаза.

i In this article the authors review the application of the EP648 alloy powders manufactured by VIAM in selective laser melting (SLM), laser metal deposition (LMD) and metal injection molding (MIM) technologies. The features of the structure forming of SLS-synthesized material are investigated, and mechanical characteristics are tested including stress rupture life. The influence of the protection environment used in the synthesis process on mechanical characteristics is investigated. It is shown that after heat treatment and hot isostatic pressing the synthesized EP648 material surpasses cast analogue by 20–25 % in toughness and up to 2.5–3 times in plasticity. The application of the EP648 powder for repairing geometry of complex components for gas turbine engines including rotating blades of high pressure turbines by laser metal deposition is considered. This technology ensures the formation of flawless material, without cracks and incomplete fusion at the boundaries. The possibilities of future use of fine powder of the EP648 alloy in high-precision powder injection molding technologies for the production of high quality components of complex shapes are shown.

Keywords: selective laser melting, laser metal deposition, powder injection molding, metal powder composition, protection environment, mechanical characteristics, hardening, phase.

В настоящее время аддитивные технологии (АТ) находятся в фазе бурного роста. Оборот мирового рынка АТ увеличивается в среднем более чем на 27 % в год. Интенсивный рост рынка объясняется рядом преимуществ АТ перед традиционными формообразующими технологиями. Это возможность изготовления деталей практически любой сложности, высокие свойства синтезированного материала, а также уменьшенные сроки разработки и изготовления деталей за счет отсутствия фазы подготовки производства, что позволяет сразу организовать локальное производство необходимых деталей в мировых масштабах (в любой географической точке), просто передав цифровую модель изготовителю. Таким образом, внедрение АТ в производство внесет значительный вклад в создание «умной» экономики и будет способствовать переходу к шестому технологическому укладу [1–4].

Широкое внедрение АТ в российскую промышленность сдерживается отсутствием не только отечественного оборудования, серийного производства металлических и полимерных

порошков, но и объединенной базы требуемых материалов, на основании которой можно было бы определить материалы первой необходимости и наиболее широкого применения. Помимо организационных и технологических проблем, не менее значимым аспектом возможности и целесообразности внедрения АТ является экономическая эффективность их применения. Одной из причин высокой себестоимости аддитивных изделий является дороговизна материалов для АТ.

Наиболее дешевым способом изготовления металлических порошков с требуемыми для АТ характеристиками является газовая атомизация, характеризующаяся относительно широким гранулометрическим составом получаемого порошка. Для снижения себестоимости аддитивных изделий необходимо обеспечить использование всего диапазона получаемых порошков в различных технологиях. В авиационной отрасли (в сегменте непосредственного изготовления деталей) к настоящему времени наибольшее распространение и наилучшие перспективы дальнейшего внедрения имеют адди-

тивные установки для работы с металлическими материалами, в частности, селективного лазерного (электронно-лучевого) сплавления и лазерной (электронно-лучевой) наплавки. Если технология селективного лазерного сплавления (СЛС) призвана создавать готовые детали весьма высокой точности, то технология лазерной газопорошковой наплавки (Laser Metal Deposition — LMD) в зависимости от применяемого программного обеспечения и конструктивных особенностей машины может быть использована как для ремонта и упрочнения готовых деталей, так и для их полноценного «выращивания». Большой интерес представляет и технологии высокоточного порошкового литья (Metal Injection Molding — MIM, Powder Injection Molding — PIM), которая формально не относится к аддитивному производству, однако часто рассматривается в комплексе с технологией СЛС, так как позволяет применять «отходные», наиболее тонкие, фракции порошков, в том числе — размером менее 10 мкм.

Разработка материала (в частности, металлпорошковой композиции), технологии селективного лазерного синтеза и режимов наплавки является трудоемким, затратным процессом и требует проведения целого комплекса исследований на всех стадиях. В части технологии получения порошков необходимо исследовать их физические и технологические свойства, химический состав и морфологию частиц, в части отработки параметров послойного сплавления — влияние энергоскоростных параметров, стратегии штриховки, толщины наносимого слоя, термической, газостатической обработки и других факторов на структуру и механические характеристики получаемого материала.

Учитывая столь большой объем необходимых исследований, при разработке новых материалов для аддитивного производства на данном этапе ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ проводит работы с универсальными материалами, которые могут быть востребованы в различных отраслях промышленности (а не только в авиационной) и применены не в каком-либо одном виде аддитивного производства, а комплексно: для производства деталей, их ремонта и упрочнения контактных поверхностей. К таким материалам можно отнести материал ВХ4А (ЭП648) — высокохромистый никелевый жаропрочный и жаростойкий сплав, обладающий высокой коррозионной стойкостью в атмо-

сферных условиях и удовлетворительной свариваемостью.

Начиная с 2011 г., ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ совместно с ОАО «Авиадвигатель» проводит комплекс работ по разработке технологий ремонта деталей газотурбинных двигателей (ГТД) методом лазерной газопорошковой наплавки с использованием порошка сплава ЭП648 собственного производства [5–8]. В 2014–2015 гг. ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ при участии ИППИТ РАН и СПбПУ разработало технологию получения деталей камеры сгорания ГТД из сплава ЭП648 методом СЛС [9–13], а в 2016 г. совместно с МГТУ им. Н.Э. Баумана приступило к работам по использованию сплава ЭП648 в PIM-технологии [14]. Подобное параллельное применение материала в разных технологиях позволит при серийном производстве значительно (в 2,5–3 раза) снизить его стоимость и одновременно извлечь необходимые фракции, так как такой подход обеспечивает использование до 80...85 % всего получаемого порошка.

Цель работы — оценка универсальности применения металлпорошковых композиций высокохромистого жаропрочного и жаростойкого никелевого сплава ЭП648 при синтезе и ремонте сложнопрофильных деталей в АТ селективного лазерного сплавления и лазерной газопорошковой наплавки, а также при получении деталей по технологии высокоточного металлпорошкового литья с параллельным извлечением требуемых фракций исходного металлического порошка.

Методика проведения исследований. В качестве материала для исследования выбран жаропрочный никелевый деформируемый сплав с высокой жаростойкостью ЭП648. Из заготовок данных сплавов получали порошок методом атомизации (распыления расплава потоком аргона) на установке HERMIGA 10/100 VI фирмы PSI. Рассев порошка на фракции осуществляли в промышленном виброгрохоте Concept Laser QM Powder. Отделение тонкой (менее 10 мкм) фракции проводили на газодинамическом сепараторе (классификаторе) установки HERMIGA 10/100 VI, а исследование фракционного состава полученных порошков — на лазерном анализаторе размеров частиц Analyzette 22 фирмы Fritsch. Для технологии СЛС гранулометрический состав порошка находился в диапазоне 10...50 мкм, для технологий лазерной газопорошковой наплавки и высокоточно-

го металлопорошкового литья — 40...80 и менее 10 мкм соответственно.

Процесс СЛС порошка проводили в установке Concept Laser M2 cusing в среде азота, вырабатываемого штатным генератором N2 Midigas 2 фирмы Concept Laser (Германия), и аргона (высший сорт, ГОСТ 10157-79) при одинаковых параметрах синтеза.

Газостатическую обработку — горячее изостатическое прессование (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.

Микроструктурный анализ осуществляли на растровом электронном микроскопе JSM 6480LV фирмы JEOL, оптическом металлографическом комплексе Olimpus GX51 после электрохимического травления поверхности шлифов в растворе бихромата калия в ортофосфорной кислоте, а также методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе Tescan G2 F20 S-TWIN TMP с ускоряющим напряжением 200 кВ. Образцы для исследований представляли собой тонкие фольги, полученные методом струйной полировки в спиртовом электролите на установке TenuPol-5 фирмы Struers. Исследования микроструктуры проводили с применением различных методов: дифракционных, темнопольных, слабопучковых, а также локального рентгеноспектрального анализа в сканирующем режиме.

Образцы для испытаний на кратковременную и длительную прочность, ударную вязкость выращивали в вертикальной и горизонтальной ориентации. Испытания механических характеристик проводили по стандартным методикам на оборудовании фирмы Zwick/Roell (Карра DS 50 — на растяжение; Карра LA 50 — на длительную прочность), исследования на ударную вязкость — на маятниковом копре PH300 фирмы Instron, а измерение шероховатости поверхности — на профилометре Mahr MarSurf M 300.

Оценку фазового состояния, установления температуры плавления фидстока и рабочей температуры литья проводили методом дифференциально-сканирующей калориметрии (ДСК) с помощью калориметра Netzsch DSC 204 F1 Phoenix 249-1. Для измерения вязкости в широ-

ком диапазоне скоростей сдвига использовали вращательный реометр Anton Paar MCR 502, обеспечивающий возможность прямого измерения всех реологических параметров фидстока, включая динамический предел текучести. Измерения ДСК выполняли в температурном интервале 10...200 °С, используя скорость нагрева 10 К/мин при расходе азота 50 мл/мин. Во вращательном реометре Anton Paar MCR 502 образец фидстока предварительно подвергали сдвигу со скоростью 50 с⁻¹ (для достижения теплового равновесия), а затем испытывали при заданных температурах (180, 190 и 200 °С) и скоростях сдвига 0,001...100 с⁻¹.

Процесс литья осуществляли на машине инъекционного литья пластмассовых изделий китайского производства в оснастке, ранее оптимизированной для изготовления детали «втулка соединительная» из фидстока нержавеющей стали X18H9 с близкими параметрами металлополимерной композиции. Дебиндинг и спекание проводили на оборудовании конструкции и производства НПП «Орион».

Применение металлопорошковых композиций сплава ЭП648 в процессе селективного лазерного синтеза. СЛС является наиболее перспективной технологией для получения деталей особо сложной формы и позволяет их изготавливать с высокой геометрической точностью при минимально необходимой финишной обработке. В наиболее современных установках селективного лазерного синтеза фирм EOS, Concept Laser и SLM применяют металлопорошковые композиции, имеющие гранулометрический состав 10...63 мкм. Соотношение фракций внутри данного диапазона должно обеспечивать наибольшую плотность упаковки частиц в наносимом слое, при этом не допускается комкование материала. Такой диапазон порошков обеспечивает высокие параметры по геометрии и приемлемые значения шероховатости получаемых деталей. Заданный предел по чистоте поверхности деталей заложен в послойной природе синтеза при СЛС и во многом определяется толщиной слоя сплавляемого порошка.

Фракционный состав разработанной в рамках настоящей работы металлопорошковой композиции сплава ЭП648 приведен на рис. 1, откуда видно, что количество частиц размером 10...20 мкм для данной композиции является значительным и составляет около 35 %, однако это не препятствует нормальному формирова-

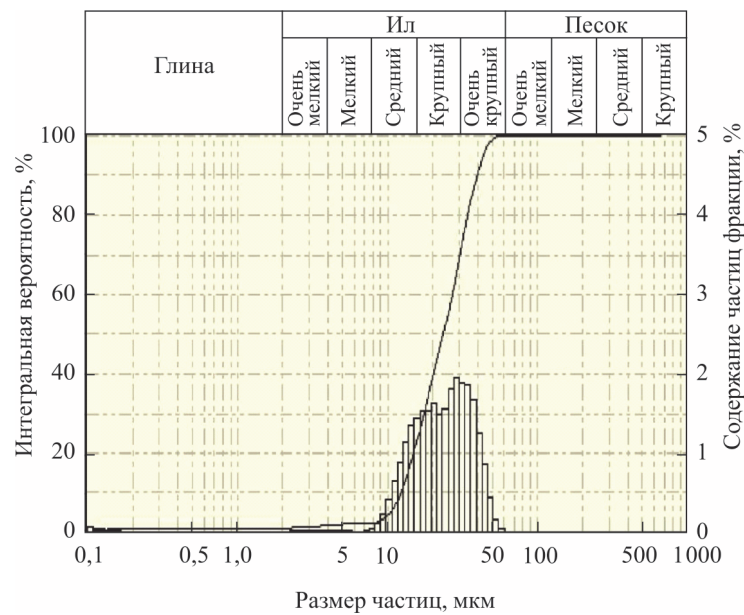
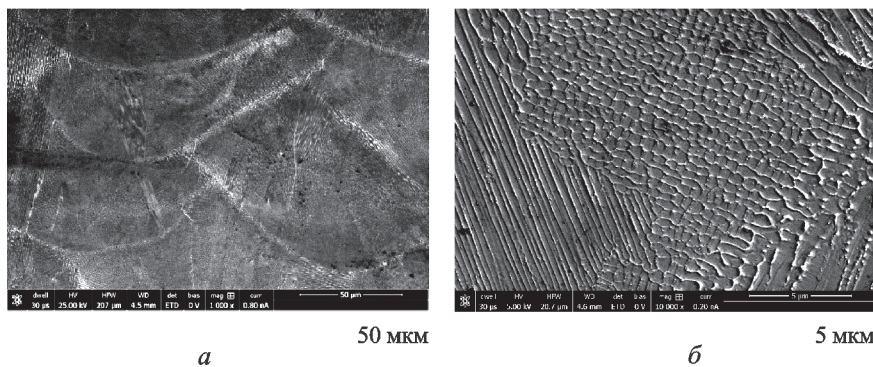


Рис. 1. Фракционный состав порошка ЭП648

Рис. 2. Структура синтезированных образцов после СЛС при исследовании на растровом электронном микроскопе:
а — $\times 1000$; б — $\times 10000$

нию слоя при штатном режиме работы установки СЛС, а порошок в целом имеет хорошую текучесть в пределах 17...19 с.

Типичная микроструктура материала после СЛС приведена на рис. 2, где хорошо видны поперечные срезы сплавленных лазером дорожек (треков). В объеме отдельных треков наблюдаются поры и субструктура, которая представляет собой ячейки, обранные карбидами и скоплениями дислокаций. Такое строение трека характерно и для свариваемых сплавов с малым количеством (или практически полным ее отсутствием, как у сплава ЭП648) 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 (см. рис. 2, 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 его кристаллизации: основной фронт кристаллизации движется 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 за-

рождение 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 (рис. 3) 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.

Термическая обработка синтезированного металла приводит к формированию на месте ячеек рекристаллизованного зерна, размер которого в 2–3 раза меньше, чем у литого зерна. После газостатирования наблюдается характерная структура закаленного металла: для сплава ЭП648 в структуре хорошо различимы карбиды и частицы α -Cr и количество таких частиц в металле, синтезированном в азоте, значительно больше, чем в материале, синтезированном в аргоне (рис. 4). Аналогичная картина возникает после проведения старения газостатированного металла. Старение приводит к интенсивному и весьма равномерному выделению частиц упрочняющих фаз как в объеме зерна, так и по его границам.

Механические характеристики синтезированных образцов, приведенные в табл. 1 в сравнении с литым вариантом сплава после полной термической обработки (ТО), измерены при комнатной температуре ($T_{исп} = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$). Как видно из табл. 1, пределы прочности и текучести в

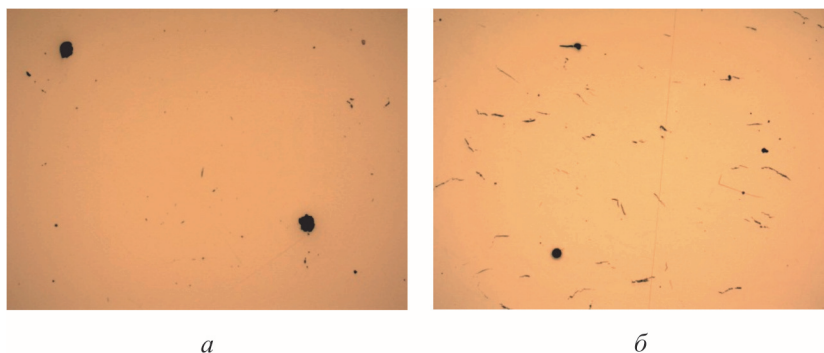


Рис. 3. Несплошности в металле, синтезированном в аргоне (а) и азоте (б), при увеличении $\times 200$

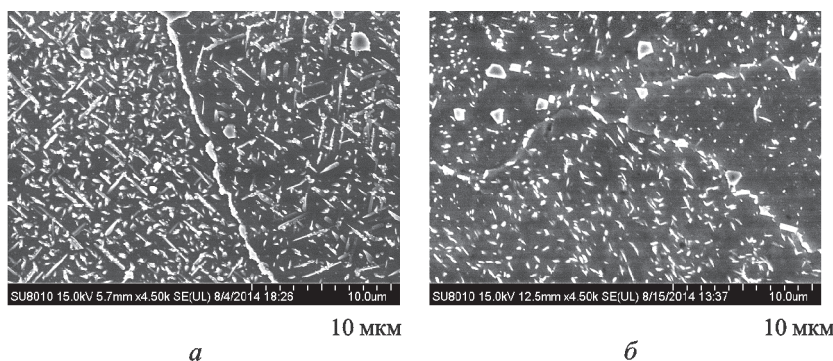


Рис. 4. Структура синтезированных в азоте (а) и аргоне (б) образцов после газостатирования

Таблица 1

Механические характеристики сплава ЭП648 в различных состояниях при температуре $T_{исп} = 20 \text{ }^\circ\text{C}$

Состояние образца	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
СЛС (N ₂)	840	695	10,4	7
СЛС (N ₂) + ТО	965	665	7,0	8
СЛС (N ₂) + ГИП	1 000	545	35,0	32
СЛС (N ₂) + ГИП + старение	1 120	725	19,0	20
СЛС (Ar)	870	605	27,0	27
СЛС (Ar) + ТО	1 090	655	24,0	22
СЛС (Ar) + ГИП	940	520	40,0	38
СЛС (Ar) + ГИП + старение	1 205	770	22,0	25
Литой + ТО*	785...880	585...690	4,0...7,0	4...7

* Паспортные характеристики.

состоянии СЛС находятся близко к верхнему пределу значений (по паспорту) для литого материала при синтезе как в азоте, так и в аргоне. Пластические характеристики материала в состоянии СЛС при синтезе в аргоне в 2–2,5 раза выше, чем в азоте, что, видимо, связано с большим количеством микротрещин.

Полная термическая обработка 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 повышает (в 4–5 раз) пластические характеристики обоих материалов, особенно синтезированного в азоте, что, видимо, связано с залечиванием микродефектов. Кроме того, увеличение пластических характеристик связано с тем, что по термиче-

скому воздействию газостатирование представляет собой закалку для данного сплава, после которой количество упрочняющей фазы в нем минимально, что объясняет и 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 °С и напряжении $\sigma = 176 \text{ МПа}$ материалов, синтезированных в аргоне и азоте, показаны на рис. 5.

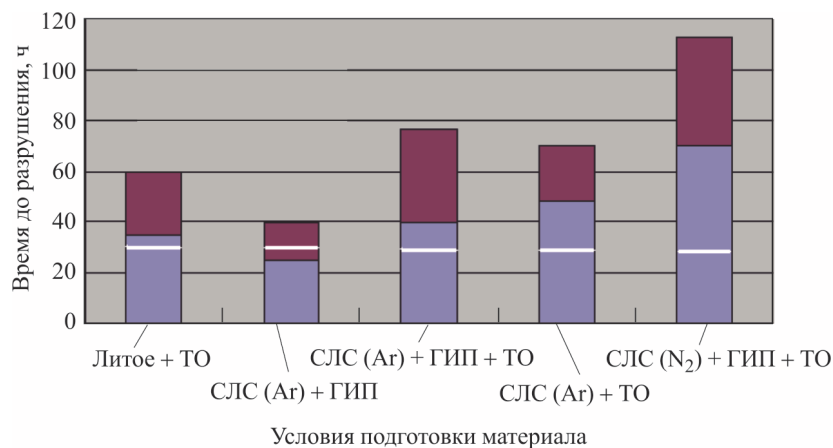


Рис. 5. Диаграмма длительной прочности синтезированного материала в различных состояниях: □ — требования ТУ (≥ 30 ч); ■ — максимальное значение; ■ — минимальное значение

Как видно из рис. 5, 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 [15]. В отличие от кратковременных характеристик, наиболее высокую длительную прочность имеет материал, синтезированный в азоте после ГИП и старения.

Роль среды синтеза можно объяснить прохождением частичного объемного азотирования материала в процессе СЛС. Исследование содержания газовых примесей в синтезированном металле показало, что содержание азота при синтезе в аргоне составляет 0,012 % (по массе), а при синтезе в азоте увеличивается до 0,027 % (по массе), т. е. более чем в 2 раза.

О внедрении атомов азота свидетельствуют и более высокие значения микротвердости (рис. 6) сплава после синтеза в азоте при измерении в параллельном и перпендикулярном сечениях относительно платформы построения. При этом близкие значения микротвердости образцов, синтезированных в аргоне и азоте,

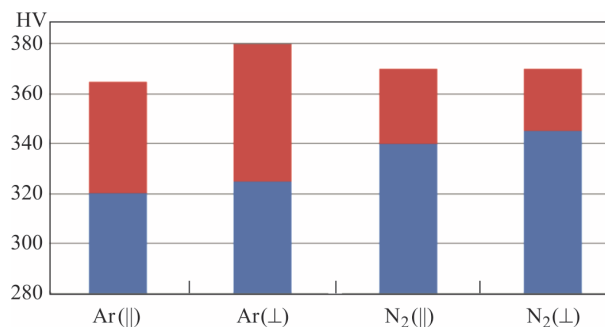


Рис. 6. Диаграмма микротвердости материалов, синтезированных в среде аргона и азота, в параллельном (||) и перпендикулярном (⊥) сечениях:
■ — СЛС + ТО; ■ — СЛС

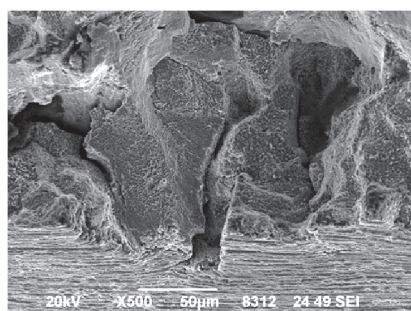
после термической обработки свидетельствуют о перераспределении азота между γ -твердым раствором и упрочняющей фазой.

Изменение периода γ -твердого раствора (табл. 2) металла, синтезированного в азоте, также, видимо, связано с внедрением атомов азота. После проведения термической обработки периоды решетки в параллельном и перпендикулярном сечениях выравниваются, что свидетельствует о переходе азота в другую фазу, которая, с учетом высокого содержания в спла-

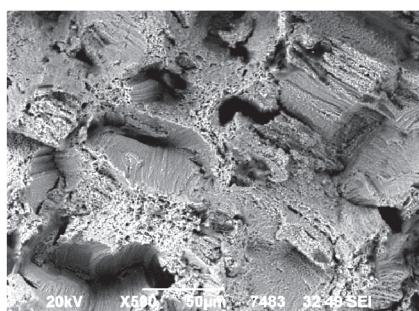
Таблица 2

Периоды γ -твердого раствора синтезированного сплава системы Ni-Cr-W-Mo-Al-Ti-Nb в зависимости от среды сплавления

Состояние образца	Кристаллографический индекс плоскости			
	220	311	220	311
	Сечение параллельное		Сечение перпендикулярное	
СЛС (Ar)	1,2736 ± 0,0004	1,0866 ± 0,0004	1,2737 ± 0,0001	1,0864 ± 0,0001
СЛС (Ar) + ТО	1,2701 ± 0,0001	1,0837 ± 0,0001	1,2699 ± 0,0003	1,0838 ± 0,0002
СЛС (N ₂)	1,2745 ± 0,0003	1,0878 ± 0,0002	1,2740 ± 0,0001	1,0864 ± 0,0003
СЛС (N ₂) + ТО	1,2705 ± 0,0001	1,0841 ± 0,0001	1,2705 ± 0,0001	1,0840 ± 0,0001



а



б

Рис. 7. Фрактограммы изломов материалов, синтезированных в аргоне (а) и азоте (б), после испытаний на длительную прочность при увеличении $\times 500$

ве хрома, предположительно является нитридом хрома типа CrN.

Однако проведенные металлографические исследования не позволили выявить и идентифицировать в структуре нитриды даже при исследовании методом просвечивающей микроскопии, что может свидетельствовать об их исключительной дисперсности.

Анализ результатов фрактографических исследований образцов 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 металлопорошковой композицией, но и правильным выбором защитной среды при синтезе образцов и деталей.

Проведенный ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ комплекс исследований по селективному лазерному синтезу сплава ЭП648 позволил разработать технологию получения и последующих термической и газостатической обработки заготовок деталей камеры сгорания (таких как завихрители, горелки, стабилизатор и распылитель) для ОАО «Авиадвигатель», ОАО «КМПО», АО «Климов» и др. Для ОАО «Авиадвигатель» с октября 2014 г. по апрель 2016 г. изготовлено и поставлено более 280 деталей горячего тракта ГТД двенадцати типоразмеров. В настоящее время полученные методом СЛС детали из ме-

таллопорошковой композиции сплава ЭП648 проходят технологические и ресурсные испытания, в том числе и на серийном двигателе ПД-14.

Применение порошка сплава ЭП648 для ремонта деталей горячего тракта ГТД методом лазерной газопорошковой наплавки. Высокая жаростойкость сплава ЭП648 позволяет использовать его в качестве не только основного, но и ремонтного материала детали для восстановления геометрии после наработки или при браке в процессе изготовления. Аддитивная технология лазерной газопорошковой наплавки позволяет восстанавливать такие дорогостоящие изделия, как рабочие и сопловые лопатки, детали камеры сгорания, компрессора. Для лазерной наплавки применяют порошки более крупные, чем для СЛС. В зависимости от марки оборудования гранулометрический состав используемых порошков несколько различается, однако, как правило, частицы размером менее 40 мкм для данной технологии не применяют, так как они могут вызвать засорение дюзы, через которую порошок подается в фокальное пятно лазера. На ОАО «Авиадвигатель» металлопорошковую композицию сплава ЭП648 использовали для восстановления на лазерном комплексе TruLaser Cell 7020 фирмы Trumpf крайних гребешков бандажных полок рабочих лопаток турбины высокого давления (ТВД) второй ступени ГТУ-16 — газотурбинной установки, созданной на базе ПС-90А (рис. 8).

Исследования микроструктуры наплавленного металла показали, что зона термического влияния (ЗТВ) при наплавке составляет 0,1...0,15 мм. Наплавленный материал — плотный (рис. 9, а), единичные внутренние поры

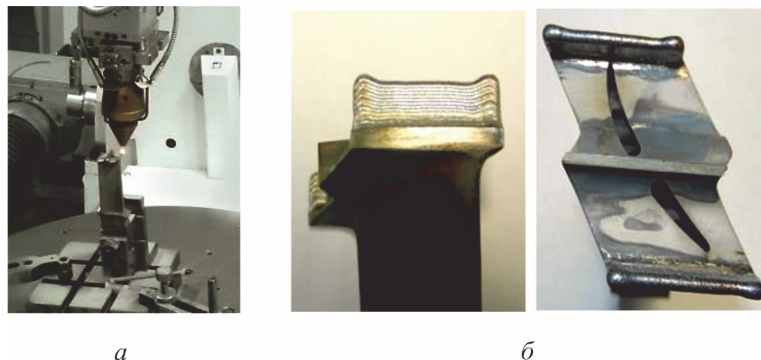


Рис. 8. Процесс лазерной газопорошковой наплавки (а) и внешний вид восстановленных крайних гребешков бандажных полок рабочих лопаток ТВД (б)

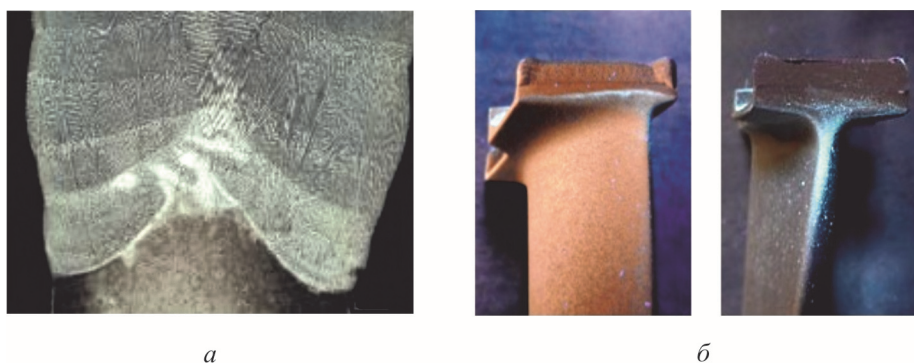


Рис. 9. Микроструктура (а) и результаты люминесцентного контроля (б) гребешков рабочих лопаток ТВД, восстановленных по технологии лазерной газопорошковой наплавки

имеют размер 10...70 мкм, что не превышает требований нормативной документации на лопатки. Неметаллических включений и несплавлений в ходе анализа не выявлено. Отсутствие поверхностных дефектов в наплавленном материале подтверждено результатами люминесцентного контроля (рис. 9).

Исследование микротвердости наплавленного и основного металлов показало отсутствие разупрочнения в ЗТВ. В различных местах измерения получены следующие значения микротвердости, НV:

Наплавленный материал	306...326
ЗТВ	370...461
Основной материал	370...391

Более низкие значения твердости наплавленного материала типичны для закаленного состояния сплава ЭП648 при малом количестве упрочняющей фазы.

Проведенный комплекс исследований наплавленного металла показал, что при использовании порошка высокохромистого сплава ЭП648 оптимальный режим газопорошковой наплавки обеспечивает восстановление требуемой геометрии лопатки и позволяет получать плотную однородную структуру наплавленного материала без трещин и непроваров на границе раздела.

В ОАО «Авиадвигатель» по данной технологии проведено восстановление геометрии и значительно более крупных деталей: стенки жаровой трубы, торцов рабочих колец ТВД [6], что свидетельствует о широких перспективах применения технологии лазерной газопорошковой наплавки на российских моторостроительных предприятиях при использовании отечественных универсальных сплавов, обладающих высокой жаростойкостью.

Использование тонкой фракции порошка сплава ЭП648 для производства ответственных деталей МИМ-методом. Как отмечено выше, диапазон размеров применяемых порошков должен обеспечивать высокие параметры по геометрии и приемлемые значения по шероховатости поверхностей получаемых деталей. Однако современный уровень знаний о реологическом поведении жидкой капли, созданной лучом лазера у безупорной виртуальной границы контура изготавливаемой детали в подвижном насыпном слое порошка, порождает целый ряд проблем управления формированием таких границ в поле тяжести при работе с тяжелыми металлами (рис. 10, 11) и создает серьезные проблемы для технологов.

Основным преимуществом МИМ-метода перед другими технологиями является возможность многократного увеличения показателей качества подобных границ детали.

Для сравнения на рис. 12 приведены внешний вид и элементы поперечного сечения резбовых элементов модельной детали из порошка сплава ЭП648, а на рис. 13 — измеренные значения шероховатости поверхности детали, из-

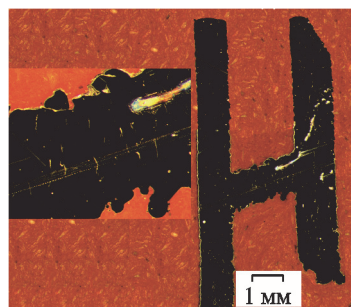


Рис. 10. Формирование дефектов поверхности в подвижном насыпном слое порошка на безупорной виртуальной границе контура получаемой детали

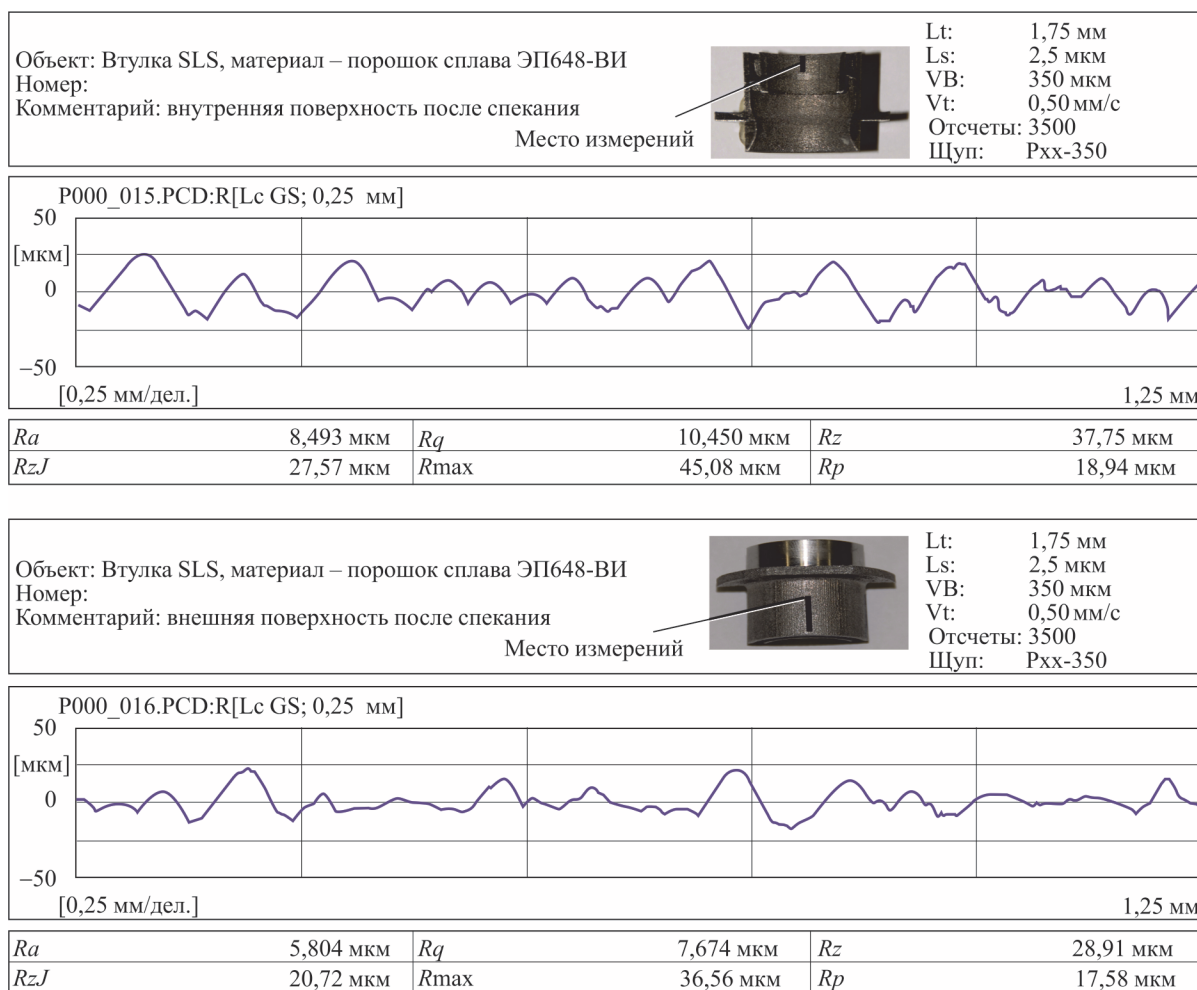


Рис. 11. Измеренная шероховатость рабочих поверхностей детали у безопорных виртуальных контурных границ изделия

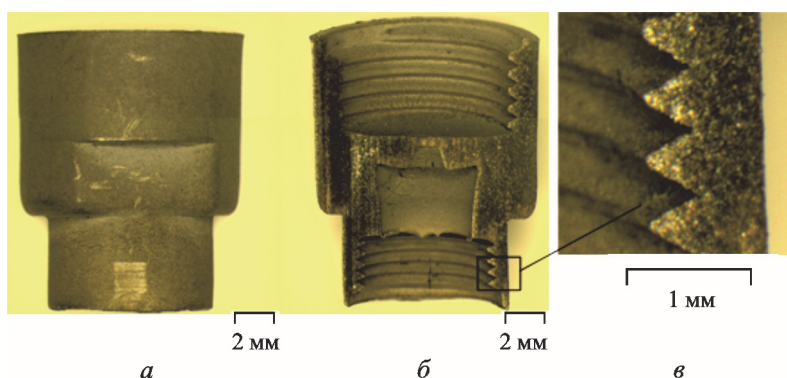


Рис. 12. Внешний вид контура фасонного МИМ-изделия из порошка сплава ЭП648: а — внешняя поверхность; б — внутренняя поверхность; в — увеличенное изображение рабочих поверхностей

готовленной МИМ-методом. Установлено, что максимальные значения по Ra не превышают 2 мкм, а по Rz — 12 мкм (без дополнительной механической обработки).

В процессе газовой атомизации при увеличении выхода, годного по тонким фракциям, применяемым для СЛС, повышается и количе-

ство пылевой фракции размером менее 10 мкм. Такой порошок для машин со средним (250×250 мм) и большим (более 400 мм) габаритом построения неприменим для СЛС ввиду увеличения склонности металлопорошковой композиции к агломерации. Такая фракция удаляется газодинамической сепарацией, и ее

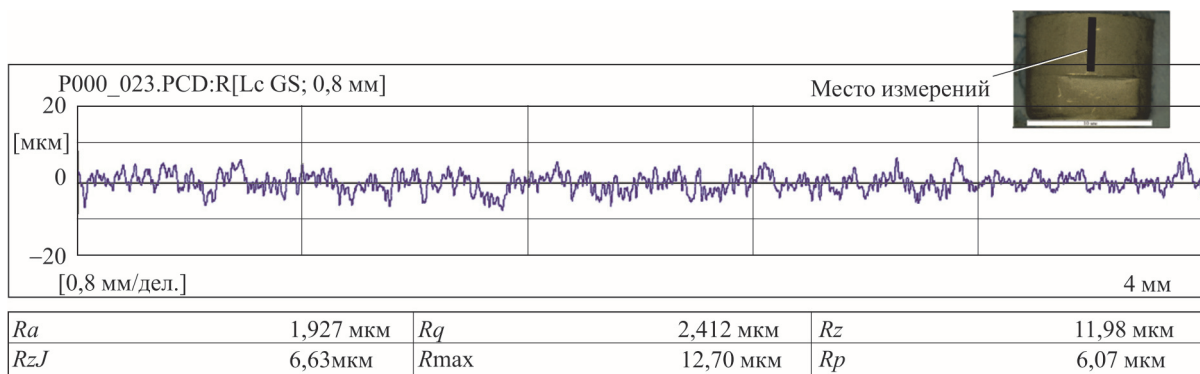


Рис. 13. Результаты измерения шероховатости на внешней поверхности модельной детали из порошка сплава ЭП648, полученной МИМ-методом

дальнейшее использование проблематично из-за чрезвычайно развитой поверхности и высокого содержания кислорода. Количество данной фракции в зависимости от режима распыления и природы материала может составлять до 10...12 % от массы плавки. Частицы порошка таких размеров имеют практически идеальную сферичность, однородный химический состав, что делает этот материал очень перспективным для МИМ-метода. Дополнительным достоинством является «отходный» статус такой фракции, что при серийном производстве порошков должно обеспечить формирование на него конкурентной цены.

Мировой рынок изделий, получаемых инжекционным формованием из порошковых композиций (PIM, MIM), представляет сформировавшуюся отрасль современных заготовительных производств точных заготовок особо высокого качества с объемом производства изделий около 1,5 млрд долл. США (2012 г.), демонстрирующую уверенный рост (более 11 % в год). МИМ-метод является лучшим с технико-экономической точки зрения решением для серийного производства деталей сложной формы, небольшого размера и массы.

За рубежом изделия, изготовленные таким методом, находят применение в различных отраслях машиностроения, в том числе при производстве стрелкового оружия, боеприпасов, медицинских инструментов, в автомобилестроении и изделиях авиационно-космической техники. Если динамика роста будет оставаться на существующем уровне, то к 2018 г. объем производства изделий на мировом рынке превысит 2,8 млрд долл. США

В России МИМ-метод изучен недостаточно и в практике машиностроительных предприятий используется крайне редко [14, 16]. Совместные

работы ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ и научной лаборатории МГТУ им. Н.Э. Баумана «Новые способы и технологии литья», проведенные с участием НПП «Орион», направлены на преодоление существующего отставания и отработку технологии получения МИМ-деталей из порошков отечественных жаропрочных суперсплавов.

При получении МИМ-изделий применяют технологическое оборудование и приемы, заимствованные из технологий литья пластмасс под давлением, но с учетом особых реологических свойств композиции регламентированного состава из металлического порошка и термопластичного связующего. Подготовленный для литья материал называют фидстоком. В литейную форму фидсток, обладающий в суспензированном состоянии всеми достоинствами неньютоновских жидкостей, заливают под давлением. После затвердевания из литейной формы извлекают фасонную заготовку — «зеленую» деталь, которая сохраняет свою геометрию за счет свя-

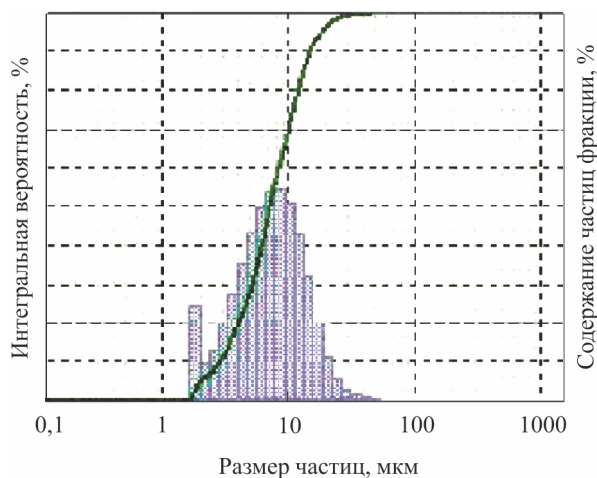


Рис. 14. Фракционный состав порошка сплава ЭП648, использованного для МИМ

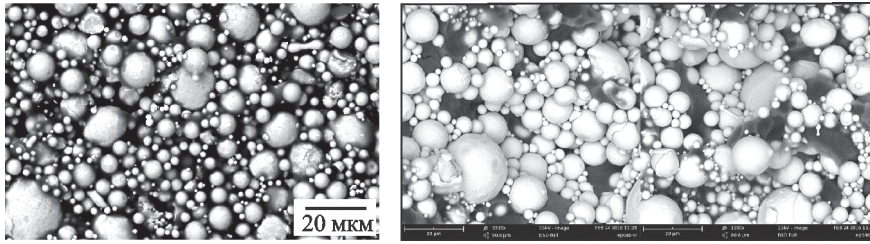


Рис. 15. Микроструктуры фидстоков из сплавов Inconel 718 (а) и ЭП648 (б) при увеличении $\times 500$

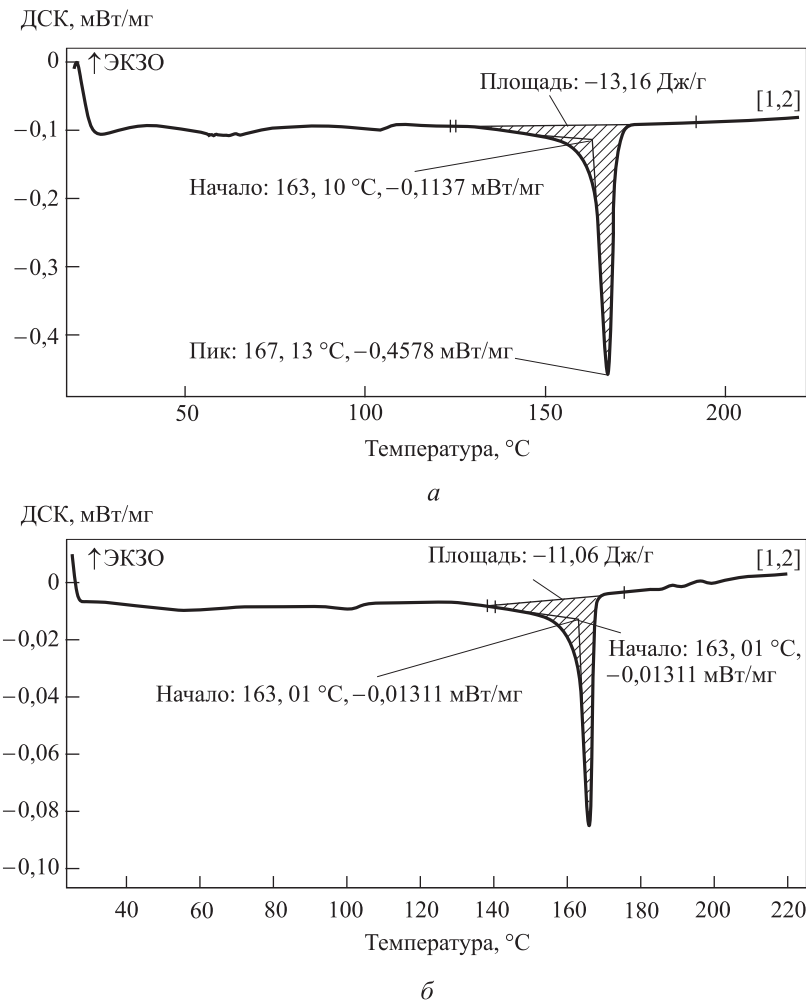


Рис. 16. Калориметрические кривые фидстоков ЭП648 (а) и X18N9 (б)

зующего. Далее при повышенной температуре удаляют связующее, получая «коричневую» деталь, которую подвергают твердофазному спеканию при температуре, близкой к солидусу сплава. Таким образом, МИМ-метод включает в себя следующие технологические этапы:

- получение порошков контролируемого размера и сферической формы;
- подбор состава связующего, определение параметров реологической модели материала;
- приготовление смесей (фидстоков) заданных составов;

- проектирование оснастки и литье фидстоков при заданных значениях давления и температуры. Для проектирования МИМ-форм применяют специализированное программное обеспечение (ANSYS, Moldex3D, Moldflow, PIMSolver, ProCast, Sigmasoft). Входными параметрами являются реологические свойства фидстоков;

- дебиндинг — удаление связующего из заготовки;

- синтез (спекание) фасонной детали.

Каждый этап технологического процесса требует контроля качества продукта и исполь-

зования соответствующих методик измерений. В соответствии с поставленной задачей для изготовления фидстока применен порошок сплава ЭП648 производства ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ, фракционный состав которого приведен на рис. 14. Установлено, что размер частиц с накопленной вероятностью 50 % (D_{50} частиц) не превышает 10 мкм.

Состав полимерного связующего в значительной степени был предопределен используемым в НПП «Орион» методом дебиндинга — каталитического удаления связующего. Микроструктурный анализ изготовленного фидстока проводили на растровом электронном микроскопе. Структуры металлополимерной композиции ЭП648 и зарубежного аналога из сплава Inconel 718 показаны на рис. 15.

Построенные калориметрические (ДСК) кривые фидстоков ЭП648 и X18H9 (рис. 16) и ранее проведенные исследования вязкости фидстоков с аналогичным объемным наполнением и составом связующих, близких к полимерной основе разрабатываемого материала (рис. 17), позволили сформировать представление об ожидаемой реологической модели нового разрабатываемого фидстока. Установлены индексы чувствительности суспензии к скорости сдвига; определено, что скачок вязкости, вызываемый переходом от

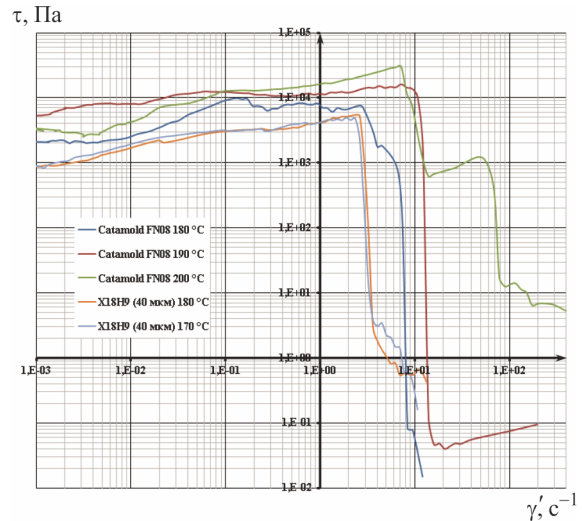


Рис. 17. Кривые течения суспензии (зависимость напряжения сдвига τ от скорости сдвига $\dot{\gamma}$), (реометр Anton Paar MCR 502)

твердообразного поведения фидстока к жидкообразному, должен наблюдаться при критических скоростях сдвига, близких к интервалу $1 \dots 10 \text{ с}^{-1}$, при динамическом пределе текучести в интервале от $5 \cdot 10^3$ до $2 \cdot 10^4$ Па. Температурный диапазон $170 \dots 190 \text{ }^\circ\text{C}$ жидкого состояния связующего может быть использован для осуществления впрыска суспензии с проявлением эффекта тиксотропии.

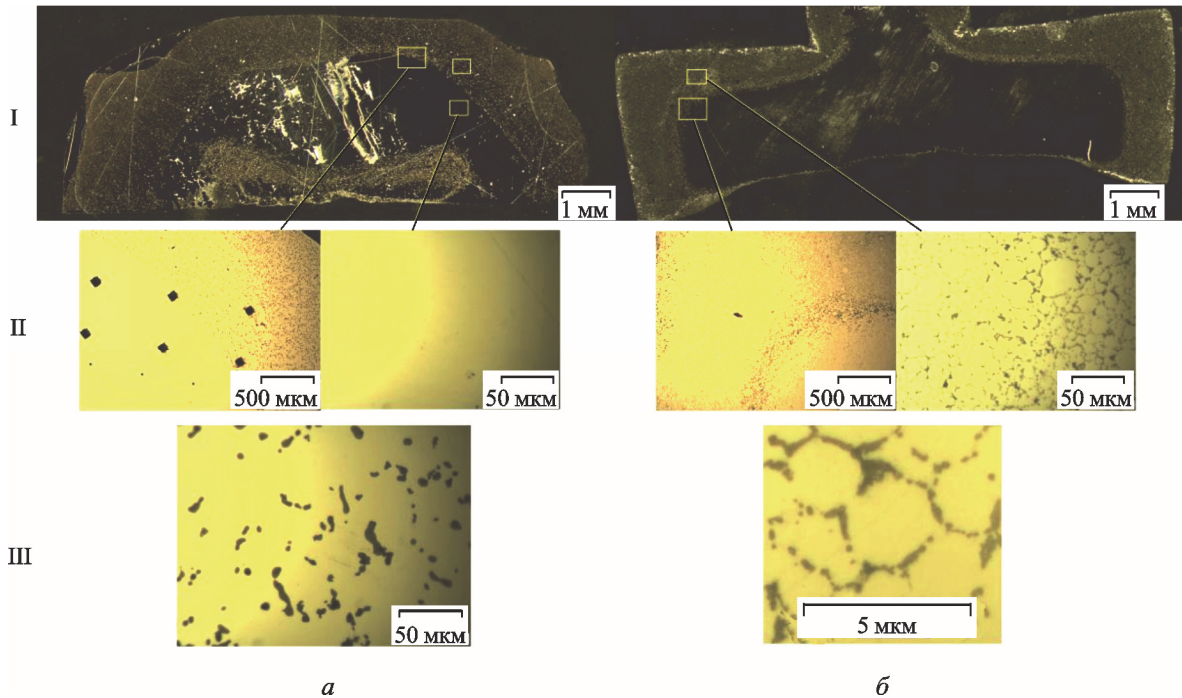


Рис. 18. Консолидация мелкодисперсных порошков сплава ЭП648: а — $T_{сн} = 1310 \text{ }^\circ\text{C}$, атмосфера — H_2 ; б — $T_{сн} = 1280 \text{ }^\circ\text{C}$, атмосфера — H_2 (3 ч) + Ar (3 ч); I — общий вид шлифа детали «таблетка»; II — макроструктура выделенного участка; III — микроструктура выделенного участка

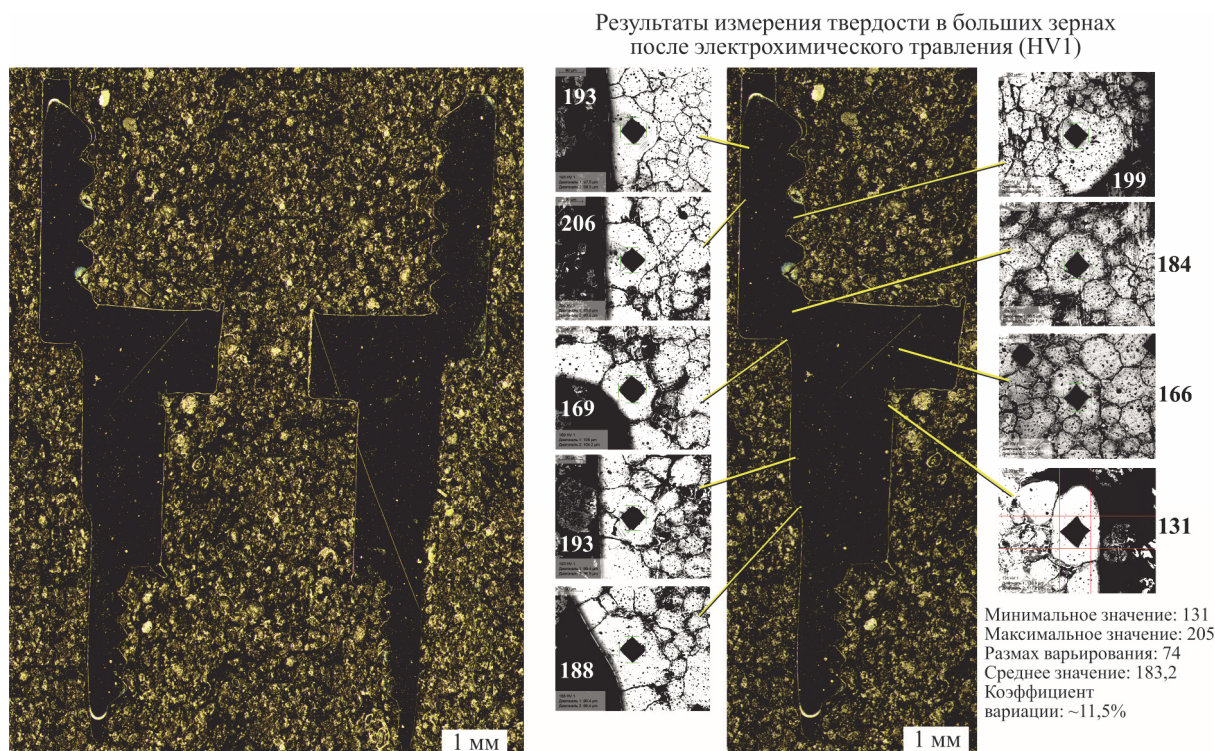


Рис. 19. Общий вид, микроструктура и значения твердости спеченной детали из порошка сплава ЭП648 (микротвердомер EmcoTest DuraScan)

Выбор режима и условий спекания — индивидуальная задача исследования для каждого порошкового материала. Некоторые особенности протекания консолидации мелкодисперсных порошков сплава ЭП648 видны на рис. 18. Спекание при температуре, близкой к солидусу сплава, может приводить к плавлению пылевидной составляющей порошка (рис. 18, а) и искажению геометрии детали. Выбор более низкой температуры спекания $T_{\text{сп}}$ порошков ведет к типичному механизму твердофазного спекания (рис. 18, б, $T_{\text{сп}} = 1280\text{ }^{\circ}\text{C}$) с образованием многочисленных шеек в точках контакта частиц, но одновременно приводит к резкому снижению скорости консолидации.

В настоящее время режим твердофазного спекания для получения наиболее плотной структуры и обеспечения геометрической точности получаемой детали отработан (рис. 19).

В результате выполненного исследования установлено, что тонкая (менее 10 мкм), или так называемая пылевая, фракция порошка сплава ЭП648 является перспективным материалом для получения сложнопрофильных высокоточных деталей МИМ-методом.

Выводы

1. Рассмотрены аспекты комплексного использования порошков высокохромистого сплава ЭП648 производства ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ для аддитивных технологий СЛС, лазерной газопорошковой наплавки и технологии высокоточного металлопорошкового литья. Показано, что металлические порошки сплава ЭП648 пригодны как для получения сложнопрофильных деталей горячего тракта ГТД, так и для их ремонта и восстановления геометрии, что открывает перспективы внедрения материала в другие отрасли промышленности и позволяет применять получаемый порошок при параллельном извлечении фракций вплоть до 80...85 % от массы плавки.

2. Установлено, что 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 материала находятся на уровне паспортных характеристик для деформируемого сплава ЭП648 и максимальны при синтезе в защитной среде азота, что объясняется частичным объемным азотированием и об-

разованием ультрадисперсных нитридов, предположительно нитридов хрома, которые обеспечивают упрочнение границ зерен и изменение характера разрушения материала.

3. Проведенный комплекс исследований наплавленного металла показал, что при использовании порошка высокохромистого сплава ЭП648 оптимальный режим газопорошковой наплавки обеспечивает восстановление требуемой геометрии лопатки ТВД и позволяет полу-

чать плотную однородную структуру наплавленного материала без трещин и непроваров на границе раздела.

4. Разработан новый фидсток, исследованы структурные особенности сплав ЭП648, полученного МИМ-методом. Установлено, что тонкая (менее 10 мкм) фракция порошка сплава ЭП648 является перспективным материалом для создания сложнопрофильных высокоточных деталей данным методом.

Литература

- [1] Каблов Е.Н. Что такое инновации. *Наука и жизнь*, 2011, № 11, с. 16–21.
- [2] Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*, 2013, № 3, с. 47–54.
- [3] Каблов Е.Н. *Тенденции и ориентиры инновационного развития России*. Москва, ВИАМ, 2015. 557 с.
- [4] 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, с. 3–33.
- [5] Неруш С.В., Евгенов А.Г., Ермолаев А.С., Рогалев А.М. Исследование мелкодисперсного металлического порошка жаропрочного сплава на никелевой основе для лазерной LMD-наплавки. *Вопросы материаловедения*, 2013, № 4 (76), с. 98–107.
- [6] 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. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=664 (дата обращения 23 марта 2016).
- [7] 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. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 23 марта 2016).
- [8] Ермолаев А.С., Иванов А.М., Васильев С.А. Лазерные технологии и процессы при изготовлении и ремонте деталей газотурбинного двигателя. *Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника*, 2013, № 35, с. 49–64.
- [9] 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> (дата обращения 23 марта 2016).
- [10] 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.
- [11] 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.
- [12] Хоменко М.Д., Низьев В.Г., Мирзаде Ф.Х., Гришаев Р.В. Исследования ИПЛИТ РАН по моделированию лазерного спекания металлических порошков. *Аддитивные технологии: настоящее и будущее. Сб. докл. Междунар. науч. конф.*, Москва, ФГУП «ВИАМ», 2015. 6 с.

- [13] Низьев В.Г., Мирзаде Ф.Х. Численное моделирование лазерного спекания металлических порошков. *Вестник Российского фонда фундаментальных исследований*, 2014, № 3 (83), с. 58–67.
- [14] Семенов А.Б., Гавриленко А.Э., Семенов Б.И. Порошковые технологии синтеза сложных фасонных деталей из суперсплавов: AM и/или PIM (зарубежный и отечественный опыт). *Аддитивные технологии: настоящее и будущее. Матер. II Междунар. конф., Москва, 16 марта 2016*, Москва, 2016.
- [15] Семенов А.Б., Гавриленко А.Э., Семенов Б.И. Литейные технологии нового поколения, их освоение и развитие в России. *Технология металлов*, 2016, № 4, с. 13–25.
- [16] Svetlov I.L., Iskhodzhanova I.V., Evgenov A.G., Naprienko S.A. High-Temperature Creep and the Defect Structure of Nickel-Based Superalloy Single Crystals after Hot Isostatic Pressing. *Russian Metallurgy (Metally)*, vol. 2012, no. 4, pp. 330–335.

References

- [1] Kablov E.N. Chto takoe innovatsii [What is innovation]. *Nauka i zhizn'* [Science and life]. 2011, no. 11, pp. 16–21.
- [2] Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomborg B.S., Sidorov V.V. Prioritetnye napravleniia razvitiia tekhnologii proizvodstva zharoprochnykh materialov dlia aviatsionnogo dvigatelestroeniia [The priority directions of superalloys technologies development for aviation engine production]. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniia* [Problems of Ferrous Metallurgy and Materials Science]. 2013, no. 3, pp. 47–54.
- [3] Kablov E.N. *Tendentsii i orientiry innovatsionnogo razvitiia Rossii* [Trends and benchmarks of innovation development of Russia]. Moscow, FSUE VIAM publ., 2015. 557 p.
- [4] Kablov E.N. Innovatsionnye razrabotki FGUP «VIAM» GNTs RF po realizatsii «Strategicheskikh napravlenii razvitiia materialov i tekhnologii ikh pererabotki na period do 2030 goda» [Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030»]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii* [Aviation Materials and Technologies]. 2015, no. 1, pp. 3–33.
- [5] Nerush S.V., Evgenov A.G., Ermolaev A.S., Rogalev A.M. Issledovanie melkodispersnogo metallicheskogo poroshka zharoprochnogo splava na nikel'noi osnove dlia lazernoi LMD-naplavki [A study of the fine metal powder heat-resistant nickel-based alloy for laser LMD-surfacing]. *Voprosy materialovedeniia* [Materials Questions]. 2013, no. 4 (76), pp. 98–107.
- [6] Evgenov A.G., Nerush S.V., Vasilenko S.A. Poluchenie i oprobovanie melkodispersnogo metallicheskogo poroshka vysokokhromistogo splava na nikel'noi osnove primenitel'no k lazernoi LMD-naplavke [The obtaining and testing of the fine-dispersed metal powder of the high-chromium alloy on nickel-base for laser metal deposition]. *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM]. 2014, no. 5. Available at: <http://viam-works.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/664.pdf> (accessed 23 Mach 2016).
- [7] Nerush S.V., Evgenov A.G. Issledovanie melkodispersnogo metallicheskogo poroshka zharoprochnogo splava marki EP648-VI primenitel'no k lazernoi LMD-naplavke, a takzhe otsenka kachestva naplavki poroshkovogo materiala na nikel'noi osnove na rabochie lopatki TVD [Research of fine-dispersed metal powder of the heat resisting alloy of the EP648-VI brand for laser metal deposition (LMD) and also the assessment quality of welding of powder material on the nickel basis on working blades THP]. *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM]. 2014, no. 3. Available at: <http://viam-works.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/648.pdf> (accessed 23 Mach 2016).
- [8] Ermolaev A.S., Ivanov A.M., Vasil'ev S.A. Lazernye tekhnologii i protsessy pri izgotovlenii i remonte detalei gazoturbinnogo dvigatelia [Laser technology and processes when manufacturing and repair of details of the gas-turbine engine]. *Vestnik PNIPU. Aerokosmicheskaiia tekhnika* [PNRPU Aerospace Engineering Bulletin]. 2013, no. 35, pp. 49–64.
- [9] Evgenov A.G., Rogalev A.M., Nerush S.V., Mazalov I.S. Issledovanie svoistv splava EP648, poluchennogo metodom selektivnogo lazernogo splavleniia metallicheskikh poroshkov

- [A study of properties of EP648 alloy manufactured by the selective laser sintering of metal powders]. *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM]. 2015, no. 2. Available at: <http://viam-works.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/772.pdf> (accessed 23 March 2016).
- [10] Evgenov A.G., Rogalev A.M., Karachevtsev F.N., Mazalov I.S. Vliianie goriachego izostaticheskogo pressovaniia i termicheskoi obrabotki na svoistva splava EP648, sintezirovannogo metodom selektivnogo lazernogo splavleniia [Influence of hot isostatic pressing and heat treatment on the alloy EP648 properties synthesized by selective laser melting method]. *Tekhnologiia mashinostroeniia* [Tekhnologiia Mashinostroeniia]. 2015, no. 9, pp. 11–16.
- [11] Sufiiarov V.Sh., Popovich A.A., Borisov E.V., Polozov I.A. Selektivnoe lazernoe plavlenie zharoprochnogo nikelovogo splava [Selective laser melting of heat-resistant nickel alloy]. *Tsvetnye metally* [Non-ferrous Metals]. 2015, no. 1 (865), pp. 79–84.
- [12] Khomenko M.D., Niz'ev V.G., Mirzade F.Kh., Grishaev R.V. Issledovaniia IPLIT RAN po modelirovaniu lazernogo spekaniia metallicheskih poroshkov [Research IPLIT RAS modeling of laser sintering of metal powders. Additive Technology: Present and Future]. *Additivnye tekhnologii: nastoiashchee i budushchee. Sb. докладov Mezhdunar. nauch. konf.* [Proceedings of the International Scientific Conference]. Moscow, FSUE VIAM publ., 2015. 6 p.
- [13] Niz'ev V.G., Mirzade F.Kh. Chislennoe modelirovanie lazernogo spekaniia metallicheskih poroshkov [Numerical Modeling of Laser Sintering of Metall Powders]. *Vestnik Rossiiskogo fonda fundamental'nykh issledovaniy* [RFBR Information Bulletin]. 2014, no. 3 (83), pp. 58–67.
- [14] Semenov A.B., Gavrilenko A.E., Semenov B.I. Poroshkovye tekhnologii sinteza slozhnykh fazonnykh detalei iz supersplavov: AM i/ili PIM (zarubezhnyi i otechestvennyi opyt) [Powder synthesis technology of complex shaped parts superalloys: AM and / or PIM (foreign and domestic experience)]. *Additivnye tekhnologii: nastoiashchee i budushchee: materialy 2 Mezhdunar. konf., Moscow, 16 marta 2016* [Additive Technology: Present and Future: Proceedings of the International Conference 2, Moscow, March 16, 2016]. Moscow, 2016.
- [15] Semenov A.B., Gavrilenko A.E., Semenov B.I. Liteinye tekhnologii novogo pokoleniia, ikh osvoenie i razvitie v Rossii. *Tekhnologiia metallov* [Technology of Metals]. 2016, no. 4, pp. 13–25.
- [16] Svetlov I.L., Iskhodzhanova I.V., Evgenov A.G., Naprienko S.A. High-Temperature Creep and the Defect Structure of Nickel-Based Superalloy Single Crystals after Hot Isostatic Pressing. *Russian Metallurgy (Metally)*, vol. 2012, no. 4, pp. 330–335.

Статья поступила в редакцию 22.04.2016

Информация об авторах

КАБЛОВ Евгений Николаевич (Москва) — доктор технических наук, академик РАН, профессор, генеральный директор. ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ (105005, Москва, Российская Федерация, ул. Радио, д. 17).

ЕВГЕНОВ Александр Геннадьевич (Москва) — кандидат технических наук, начальник лаборатории «Порошковая металлургия и аддитивное производство». ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ (105005, Москва, Российская Федерация, ул. Радио, д. 17).

ОСПЕННИКОВА Ольга Геннадиевна (Москва) — кандидат технических наук, начальник НИО «Жаропрочные литейные и деформируемые сплавы и стали, защитные покрытия для деталей ГТД». ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ (105005, Москва, Российская Федерация, ул. Радио, д. 17).

Information about the authors

KABLOV Evgeniy Nikolaevich (Moscow) — Doctor of Science (Eng.), Academician, Russian Academy of Sciences, Professor, General Director. Federal State Unitary Enterprise All-Russian Research Institute for Aircraft Materials VIAM (105005, Moscow, Russian Federation, Radio St., Bldg. 17).

EVGENOV Aleksandr Gennadievich (Moscow) — Candidate of Science (Eng.), Head of Laboratory, Powder Metallurgy and Additive Manufacturing. Federal State Unitary Enterprise All-Russian Research Institute for Aircraft Materials VIAM (105005, Moscow, Russian Federation, Radio St., Bldg. 17).

OSPENNIKOVA Olga Gennadievna (Moscow) — Candidate of Science (Eng.), Head of Research Department, Heat-Resistant Cast and Wrought Alloys and Steels, Protection Surfaces for Gas Turbine Engines. Federal State Unitary Enterprise All-Russian Research Institute for Aircraft Materials VIAM (105005, Moscow, Russian Federation, Radio St., Bldg. 17).

СЕМЕНОВ Борис Иванович (Москва) — доктор технических наук, зам. зав. кафедрой «Ракетно-космические композитные конструкции». МГТУ им. Н.Э. Баумана (105005, Москва, Российская Федерация, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1, e-mail: Semenovbi@bmstu.ru).

СЕМЕНОВ Алексей Борисович (Москва) — кандидат технических наук, доцент кафедры «Литейные технологии». МГТУ им. Н.Э. Баумана (105005, Москва, Российская Федерация, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1, e-mail: semenov.ab@bk.ru).

КОРОЛЕВ Владимир Александрович (Москва) — ведущий инженер лаборатории «Порошковая металлургия и аддитивное производство». ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ (105005, Москва, Российская Федерация, ул. Радио, д. 17).

SEMENOV Boris Ivanovich (Moscow) — Doctor of Science (Eng.), Deputy Head, Space-Rocket Composite Design Department. Bauman Moscow State Technical University (105005, Moscow, Russian Federation, 2nd Baumanskaya St., Bldg. 5, Block 1, e-mail: Semenovbi@bmstu.ru).

SEMENOV Aleksey Borisovich (Moscow) — Candidate of Science (Eng.), Associate Professor, Cast Technology Department. Bauman Moscow State Technical University (105005, Moscow, Russian Federation, 2nd Baumanskaya St., Bldg. 5, Block 1, e-mail: semenov.ab@bk.ru).

KOROLEV Vladimir Aleksandrovich (Moscow) — Leading Engineer, Powder Metallurgy and Additive Manufacturing Laboratory. Federal State Unitary Enterprise All-Russian Research Institute for Aircraft Materials VIAM (105005, Moscow, Russian Federation, Radio St., Bldg. 17).



В Издательстве МГТУ им. Н.Э. Баумана
вышла в свет монография
Н.Е. Зубова, Е.А. Микрина, В.Н. Рябченко
**«Матричные методы в теории и практике
систем автоматического управления
летательных аппаратов»**

Рассмотрены классические и актуальные задачи теории управления линейными динамическими системами с многими входами и многими выходами, основанные на использовании матричных методов, а также практические вопросы применения этих методов к системам автоматического управления летательных аппаратов (самолетов, вертолетов и космических аппаратов различного назначения).

Издание содержит подходы к анализу и синтезу линейных динамических систем, построению бортовых алгоритмов, ориентированных на аналитические решения задач управления, наблюдения и идентификации. Приведены как основные теоретические положения соответствующих разделов теории управления линейными динамическими системами, так и решения многочисленных практических задач в области автоматического управления летательных аппаратов.

Для специалистов в области прикладной математики, общей теории управления, систем автоматического управления летательных аппаратов, инженеров, научных работников, аспирантов и студентов соответствующих специальностей.

По вопросам приобретения обращайтесь:

105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1.
Тел.: +7 499 263-60-45, факс: +7 499 261-45-97;
press@bmstu.ru; www.baumanpress.ru