

УДК 669.018.44

А.Г. Евгенов¹, М.А. Горбовец¹, С.М. Прагер¹**СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ВЖ159 И ЭП648,
ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО
ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ**

DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15

Рассмотрена взаимосвязь структурных особенностей синтезированного материала, в том числе обусловленных ориентацией образцов в процессе синтеза, и механических свойств жаропрочных сплавов ЭП648 и ВЖ159, получаемых методом селективного лазерного сплавления (СЛС). Подтверждена значительная анизотропия свойств синтезированных образцов в зависимости от ориентации выращивания. При этом установлено, что в состоянии после синтеза минимальные значения кратковременной прочности характерны для образцов, выращенных в горизонтальном направлении, а длительная прочность, напротив, имеет максимальные значения при вертикальной ориентации синтезированных образцов, что связано с высоким уровнем внутренних напряжений. Термическая и газостатическая обработка практически нивелирует разницу в ориентации образцов и обеспечивает высокие значения длительной и кратковременной прочности. Исследовано влияние структурного состояния на усталостные свойства синтезированного металла. Показано, что он обладает усталостными свойствами, близкими к свойствам материала, полученного по традиционной технологии. При этом необходимо отметить большую чувствительность материалов, полученных методом СЛС, к коэффициенту асимметрии цикла нагружения.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, порошки, длительная прочность, усталостные свойства, механические свойства, трековая структура, упрочняющая фаза.

The interrelation of structure features of the synthesized material including those related to orientation of specimens in synthesis process and mechanical properties of EP648 and VZh159 superalloys produced by selective laser melting is reviewed in the article. The significant properties anisotropy of synthesized specimens in dependence from growing orientation is confirmed. It is defined that in as-synthesized state minimal values of strength are inherent in the specimens grown in horizontal direction, but in contrast rupture strength has maximum values in vertical orientation synthesized specimens which is connected with high internal stress level. Heat-treatment and HIP substantially neutralize the difference in influence of the orientation and ensure high values of strength and rupture strength. The influence of the structure state of the synthesized material on fatigue properties is analyzed. It is shown that it has fatigue properties close to the properties of material produced by traditional technology. It is necessary to mention the higher sensitivity of materials produced by SLS to the load cycle asymmetry coefficient.

Keywords: selective laser melting, powder, rupture strength, fatigue properties, mechanical properties, track structure, hardening phase.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Работа выполнена в рамках реализации научного направления 10.4. «Технологии получения би- и полиметаллических естественноармированных металлических материалов методом прямого лазерного синтеза из металлических порошков» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

В настоящее время аддитивные технологии находятся в фазе интенсивного роста. Оборот мирового рынка аддитивных технологий увеличивается в среднем более чем на 27% в год, что

объясняется преимуществами аддитивных технологий по сравнению с традиционными формообразующими технологиями. Возможность изготовления деталей практически любой сложности, высокие свойства синтезированного материала, а также сокращение сроков разработки и изготовления деталей за счет отсутствия фазы подготовки производства позволяют при необходимости сразу организовать локальное производство необходимых деталей в мировых масштабах (в любой географической точке), просто передав цифровую модель. Таким образом, внедрение аддитивных технологий внесет значительный вклад в созда-

ние «умной» экономики и будет способствовать переходу в шестой технологический уклад [2–4].

В процессе селективного лазерного сплавления (СЛС) штриховка сечения образца осуществляется по определенному алгоритму. Для установок разных производителей алгоритмы штриховки несколько отличаются, однако общие закономерности при использовании лазеров близкой мощности, с одинаковыми диаметрами фокального пятна и скоростями его перемещения остаются. Сплавление порошкового материала происходит в виде дорожки (трека), имеющей значительную кривизну профиля поперечного сечения со стороны подложки (предыдущего сплавленного слоя). Это связано с гауссовским распределением энергии Yb:YAG-лазера [5]. Высокие скорости движения лазера (600–1600 мм/с) и малая толщина сплавливаемого порошкового материала (<63 мкм) обуславливают высокие скорости кристаллизации расплавленного металла. Получаемая диспергированная структура обеспечивает в синтезированном металле высокий уровень механических характеристик [6–8], значительно превышающий не только уровень свойств литого металла, но иногда и свойства деформированного полуфабриката. Исследованию кратковременной прочности импортных синтезированных материалов, в частности коррозионноустойчивых сталей и жаропрочных сплавов (в основном сплава марки Inconel 718), посвящено достаточно большое количество работ, однако основные для жаропрочных материалов характеристики (длительная прочность, мало- и многоцикловая усталость) для сплавов, полученных методом СЛС, – изучены мало.

Задача данной работы – исследование влияния структурного состояния синтезированного материала на длительную прочность и сопротивление усталости жаропрочных сплавов марок ВЖ159 и ЭП648, полученных методом СЛС, и сравнение данных с отечественными и зарубежными материалами, полученными по традиционным технологиям.

Материалы и методы

В качестве материала для исследования выбраны жаропрочные никелевые деформируемые сплавы с высокой жаростойкостью марок ЭП648 и ВЖ159. Из заготовок данных сплавов получали порошок методом атомизации (распыления расплава потоком аргона) на установке HERMIGA 10/100 VI. Гранулометрический состав порошка 10–50 мкм. Рассев порошка осуществляли в промышленном виброгрохоте ConceptLaser QM Powder. Проводили также отделение тонкой фракции (<10 мкм) на газодинамическом сепараторе (классификаторе) установки HERMIGA 10/100 VI.

Процесс СЛС порошка проводили в установке ConceptLaser M2 Cusing (Германия) в среде азота, вырабатываемого генератором Midigas 2 фирмы

ConceptLaser, и аргона (высший сорт, ГОСТ 10157–79) при одинаковых параметрах синтеза.

Газостатическую обработку (ГИП – горячее изостатическое прессование) осуществляли в газостате «Квинтус-16» фирмы ASEA (Швеция), оборудованном молибденовым нагревателем. Образцы без газостатирования испытывали в сыром виде и после полной термической обработки (ПТО), состоящей из закалки и старения по разработанному режимам; образцы после ГИП подвергали только старению.

Микроструктурный анализ проводили на растровом электронном микроскопе, оптическом металлографическом комплексе Olympus GX51 после электрохимического травления поверхности шлифов в растворе бихромата калия в ортофосфорной кислоте, а также методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе Теснаі G2 F20 S-TWIN TMP с ускоряющим напряжением 200 кВ. Образцы для исследований – тонкие фольги, полученные методом струйной полировки в спиртовом электролите на установке Tenupol 5 фирмы Struers. Исследования микроструктуры проводили с применением дифракционных, темнопольных и слабопучковых методов, а также методов локального рентгеноспектрального анализа в сканирующем режиме.

Образцы для испытаний на кратковременную и длительную прочность, ударную вязкость выращивали с ориентацией роста слоев по вертикали и горизонтали. Надрез на горизонтальных образцах для испытаний на ударную вязкость выполняли в двух направлениях: параллельно и перпендикулярно формированию слоев в процессе синтеза.

Для исследования усталостных свойств синтезированного металла проводили испытания на малоцикловую (МЦУ) и многоцикловую усталость (МнЦУ). Испытания на МЦУ осуществляли на сервогидравлических испытательных машинах LFV-100 фирмы Walter+bai в условиях постоянной общей (упругой и пластической) деформации за цикл нагружения. Испытания на МнЦУ проводили на машине МВИ611-М при чистом изгибе с вращением. Результаты испытаний синтезированных образцов сравнивали с результатами испытаний металла, полученного по традиционной технологии: для сплава ЭП648 – кованого прутка из сплава ЭП648-ИД, для сплава ВЖ159 – листового полуфабриката из дисперсионно-упрочняемого зарубежного сплава марки Haynes 282 (термическая обработка – закалка+старение) как наиболее близкого по химическому составу. Дополнительно проводили сравнение кривых МЦУ сплава ВЖ159 с кривыми МЦУ подкатов из гомогенного сплава марки Haynes 230 (термическая обработка – закалка) и из слабостареющего сплава Haynes 617 (термическая обработка – закалка). Для зарубежных сплавов цикл треугольный, с частотой $f=0,33$ Гц, температура испытаний 760°C.

Подробнее методика исследования усталостных свойств изложена в работах [9–12].

Результаты и обсуждение

В объеме треков формируются ячейки, объединенные в субзерна. Ориентация субзерен определяется конкурентным движением фронтов кристаллизации: вдоль оси трека (по ходу лазера) и в поперечном направлении (от подложки), а также вихревыми течениями в расплаве, обусловленными термокапиллярной конвекцией [13, 14].

На месте стыка субзерен в основном образуются субграницы, имеющие сплошную кайму из карбидов и избыточных фаз. В литейных и ограниченно свариваемых сплавах именно по этим субграницам и образуются трещины, которые могут проходить сразу через несколько треков (рис. 1). Исследование строения ячеек показало, что их границы представляют собой скопления дислокаций. Границы декорированы ультрадисперсными карбидами типа MeC. Таким образом, в процессе быстрой кристаллизации происходит формирование столбчатых кристаллов (ячеек), представляющих собой оси γ -дендритов.

Термическая обработка синтезированного металла приводит к формированию рекристаллизованного зерна, выделению частиц вторичной упрочняющей фазы. Исследования методом просвечивающей электронной микроскопии показывают, что после термического воздействия карбидный каркас, сформировавшийся в процессе кристаллизации при СЛС, сохраняется практически в исходном состоянии (рис. 2).

Механические свойства синтезированных образцов приведены в табл. 1 в сравнении с деформированным (для ВЖ159) и литым вариантом (для ЭП648) сплавов после полной термической обработки. Как видно из данных табл. 1, по прочностным характеристикам оба сплава имеют на 20–25% более высокие показатели по сравнению с материалом, полученным по традиционным технологиям. Пластические характеристики СЛС-металла после ГИП и термической обработки в 2,5–3 раза превышают уровень свойств для литья и сопоставимы с пластичностью деформированного полуфабриката.

Ударная вязкость синтезированного металла (сплав ВЖ159) также находится на высоком уровне вне зависимости от ориентации образцов и расположения надреза и соответствует требованиям паспорта на деформированный полуфабрикат (пруток). Длительная прочность образцов в состоянии после синтеза (табл. 2), напротив, сильно зависит от ориентации образцов при выращивании. Горизонтальные образцы имеют достаточно низкие значения длительной прочности, что связано с неоптимальным структурным состоянием (рассматриваемые сплавы относятся к дисперсионно-твердеющим, а быстрая кристаллизация в процессе СЛС способствует образованию

пересыщенного твердого раствора). Вертикальные образцы имеют весьма высокие показатели длительной прочности – более чем в 2 раза превышающие по времени разрушения требования технических условий на сплав. Столь выраженная анизотропия объясняется наличием значительных внутренних напряжений, количественная оценка которых представлена на рис. 3. После СЛС в образце присутствуют растягивающие напряжения как по вертикальной, так и по горизонтальной оси. После проведения термической обработки знак напряжений, которые формируются в процессе быстрого охлаждения с температуры старения на воздухе, меняется на обратный (т. е. напряжения становятся сжимающими). При регламентированном охлаждении данные напряжения могут быть сведены к нулю. Как видно из данных табл. 2, после термической обработки время до разрушения горизонтальных образцов также выходит на высокий уровень, что связано с выделением в процессе старения упрочняющей фазы требуемой морфологии, формированию границ зерен, упрочненных карбидными выделениями. Аналогичная картина характерна и для сплава ЭП648: для этого сплава длительная прочность вертикальных образцов может превышать длительную прочность горизонтальных более чем на порядок, что, видимо, связано с большим уровнем внутренних напряжений. Очевидно, что высокая длительная прочность вертикальных образцов в синтезированном состоянии является в некотором смысле «виртуальной» и не может рассматриваться как основание для прочностных расчетов.

Влияние на длительную прочность оказывает и среда синтеза – аргон или азот. Это связано с высоким содержанием в рассматриваемых сплавах хрома: до 35% – в сплаве ЭП648 и до 28% – в сплаве ВЖ159. Результаты испытаний на длительную прочность образцов из сплава ЭП648 при температуре 800°C и $\sigma=176$ МПа материала, синтезированного в среде аргона и азота, показаны на рис. 4. Видно, что при синтезе в азоте достигаются более высокие значения длительной прочности по сравнению с синтезом в аргоне в аналогичных состояниях (кроме газостатированного). Применение ГИП без старения не обеспечивает необходимого уровня длительной прочности, что связано с неоптимальным структурным состоянием и малым количеством упрочняющей фазы после ГИП. Длительная прочность синтезированных образцов после полной термической обработки и после газостатирования с последующим старением находятся практически на одном уровне, что хорошо согласуется с данными работы [15].

Роль среды синтеза можно объяснить прохождением частичного объемного азотирования материала в процессе СЛС. Исследование содержания газовых примесей в синтезированном металле

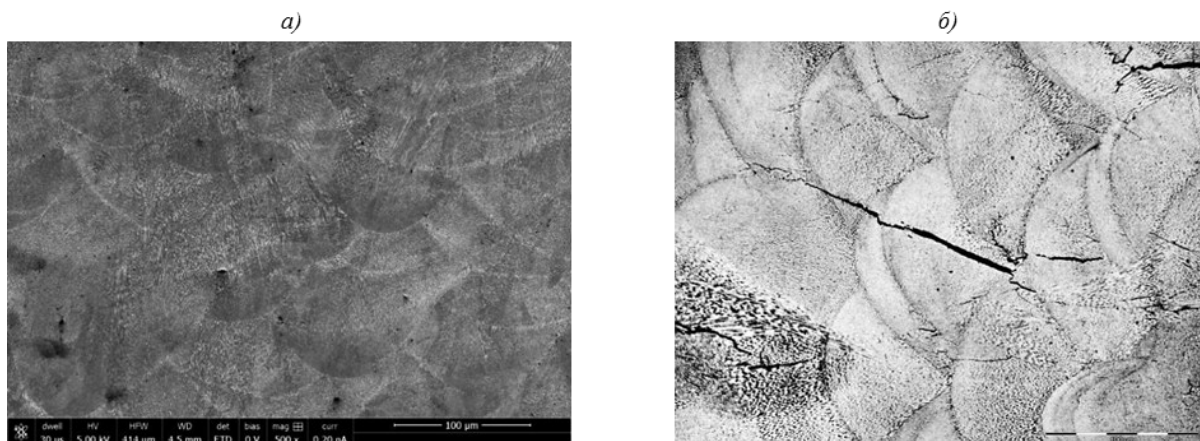


Рис. 1. Структура синтезированных образцов из сплавов ВЖ159 (а) и ЭП648 (б) в состоянии после селективного лазерного сплавления (СЛС)

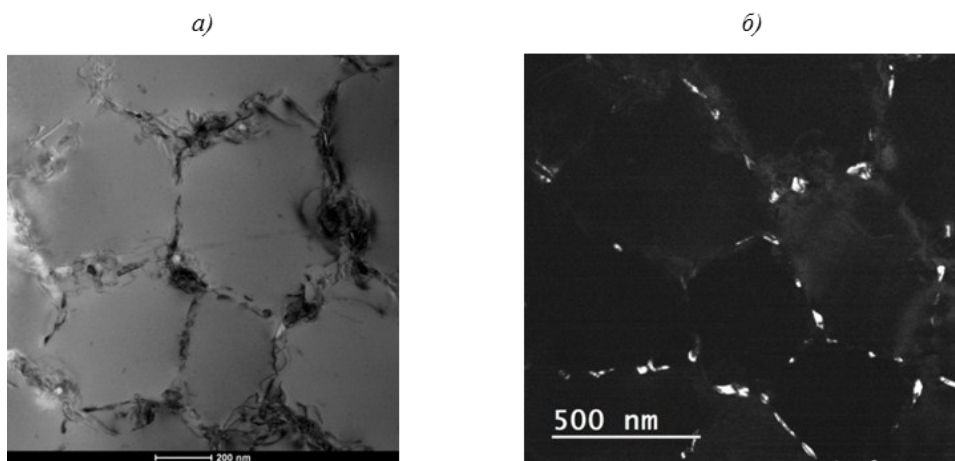


Рис. 2. Строение ячеек синтезированного металла (сплав ЖС6К):
а – скопления дислокаций по границам (светлопольное изображение в режиме STEM);
б – карбиды (изображение в рефлексе карбида)

Таблица 1

Механические свойства (при 20°C) СЛС-металла после ГИП и полной термической обработки (ПТО)

Сплав	Состояние	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ_5	ψ	КСУ, Дж/см ²	E, ГПа
		МПа		%			
ВЖ159	СЛС(N ₂)+ГИП+ПТО	1200	750	29	29	95	205
	Пруток+ТО (ТУ4-1-5305-95)	960	590	19	30	30	–
ЭП648	СЛС(N ₂)+ГИП+ПТО	1120	725	19	20	–	–
	Литой+ТО (паспорт)	785–880	585–690	4–7	4–7	–	–

Таблица 2

Длительная прочность (τ) синтезированных образцов из сплава ВЖ159 в зависимости от ориентации и термической обработки (при 800°C и $\sigma=176$ МПа)

Состояние	τ , ч	δ_5 , %	ψ , %
СЛС(N ₂) _z	230	10	15
СЛС(N ₂) _{xy}	75	4	6
СЛС(N ₂) _{xy} +ГИП+ПТО	270	10	14
Пруток+ТО (паспорт)	100	44	–

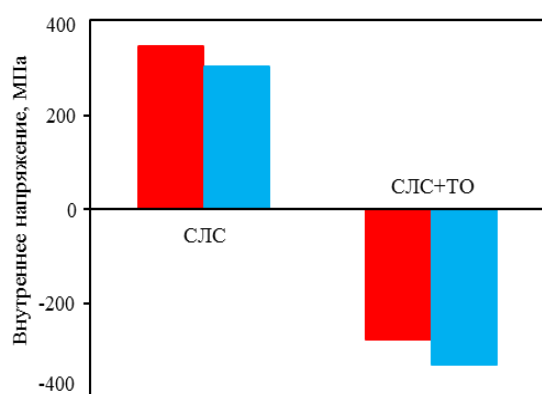


Рис. 3. Внутренние напряжения в синтезированном материале в зависимости от ориентации образцов (■ – параллельно; ■ – перпендикулярно)

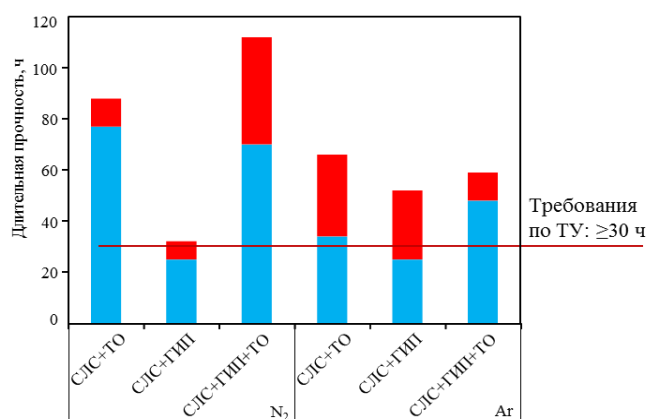


Рис. 4. Длительная прочность (■ – максимум; ■ – минимум) синтезированного материала в различных состояниях

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 более высокие значения микротвердости (рис. 5) сплава после синтеза в азоте (измерения в параллельном и перпендикулярном сечении относительно платформы построения). При этом близкие значения микротвердости образцов, синтезированных в аргоне и азоте, после термической обработки свидетельствуют о перераспределении азота между γ -твердым раствором и другой фазой.

Изменение периода γ -твердого раствора (табл. 3) металла, синтезированного в азоте, также, по-видимому, связано с внедрением атомов азота. После проведения термической обработки периоды решетки в параллельном и перпендикулярном сечении выравниваются, что свидетельствует о переходе азота в другую фазу, которая, предположительно, учитывая высокое содержание в сплаве хрома, является нитридом (карбонитридом) хрома.

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

Анализ результатов фратографических исследований образцов после испытаний на длительную прочность показал, что для металла, синтезированного в аргоне, характерен межзеренный механизм разрушения (рис. 6, а). При синтезе в азоте характер разрушения меняется: наблюдается частично транскристаллитный излом, что можно связать с упрочнением границ зерен дисперсными выделениями нитридов (рис. 6, б).

При испытаниях на МЦУ сплава ЭП648 (рис. 7) и для синтезированного материала, и для

прутковый металл наблюдается некоторый разброс результатов. При этом результаты для прутковой заготовки несколько выше, чем для СЛС-заготовок.

При МЦУ для образцов из сплава ЭП648 (рис. 8) в виде прутка результаты для $R=0$ и $R=-1$ совпадают, в то время как для образцов, изготовленных по СЛС-технологии, результаты при $R=0$ ниже, чем для $R=-1$. Результаты для образцов, полученных по технологии СЛС, при $R=-1$ практически полностью совпадают с результатами образцов, полученных из прутковой заготовки. Результаты при $R=0$ для образцов, полученных по СЛС-технологии, оказались более низкими в связи с большей средней деформацией (и напряжением) в цикле нагружения, из-за чего большую роль могут играть особенности структуры такого материала: остаточные дефекты (главным образом, трещины), не залеченные при ГИП.

Для сплава ВЖ159 (рис. 9) проведено сравнение с кривыми МЦУ при «жестком» цикле нагружения образцов из сплавов Haynes 282, Haynes 230 и Haynes 617 (рис. 10). Видно, что результаты, полученные для сплава ВЖ159, практически полностью совпадают с результатами для сплава-аналога Haynes 282, при этом у сплава ВЖ159 температура испытания на 40°C выше.

Таким образом, показано, что при испытаниях на МЦУ сплава ЭП648 результаты для синтезированных образцов незначительно ниже результатов, полученных для образцов из прутковой заготовки, а при испытаниях на МЦУ при «жестком» цикле нагружения сплава ЭП648 результаты для синтезированных образцов и изготовленных из прутковой заготовки в целом совпадают. Для синтезированных образцов характерна более высокая чувствительность к коэффициенту асимметрии цикла нагружения.

При испытаниях на МЦУ при «жестком» цикле нагружения для сплава ВЖ159 практически не

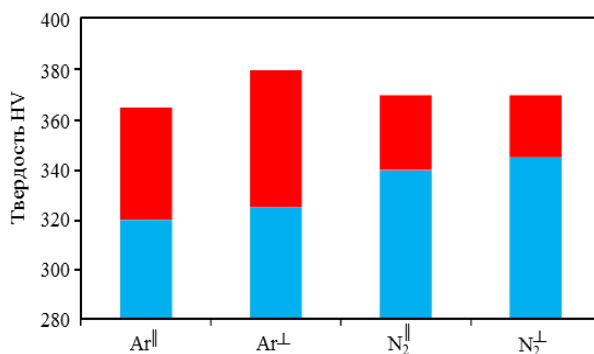


Рис. 5. Микротвердость материалов, синтезированных в среде аргона и азота, в параллельном и перпендикулярном плоскости построения сечения (■ – СЛС+ТО; ■ – СЛС)

Таблица 3

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

Состояние	Параллельное сечение (рефлекс)		Перпендикулярное сечение (рефлекс)	
	{220}	(311)	{220}	(311)
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

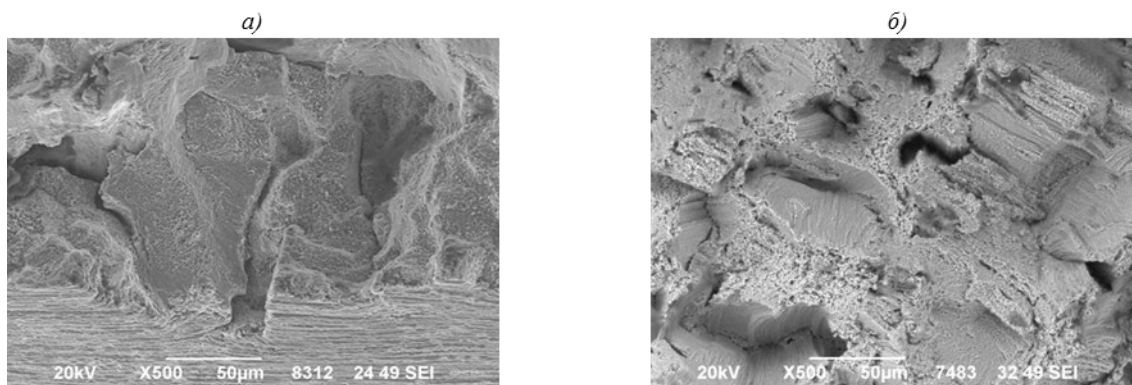


Рис. 6. Фрактограммы изломов после испытаний на длительную прочность материала, синтезированного в аргоне (а) и азоте (б)

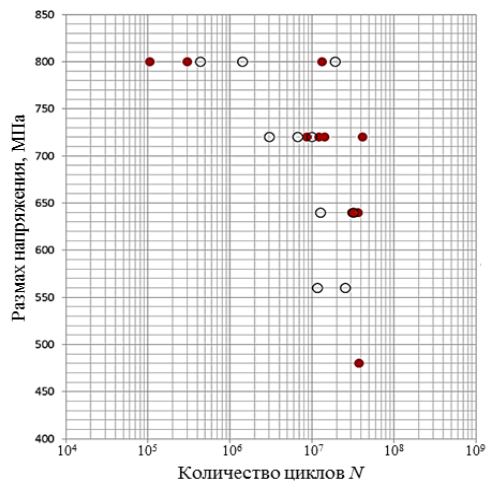


Рис. 7. Результаты испытаний на МнЦУ при 800°C ($R=-1$) образцов из сплава ЭП648 в виде прутка в исходном состоянии (●) и после синтеза СЛС+ГИП+ТО (○)

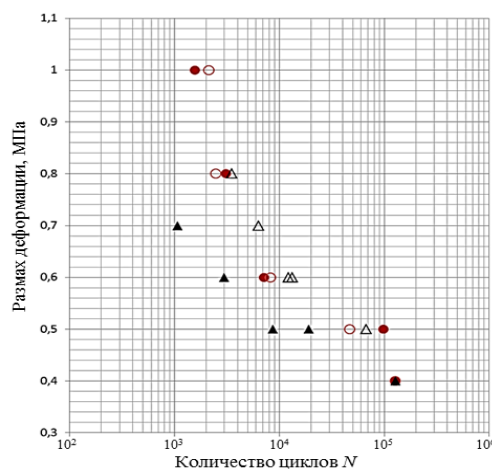


Рис. 8. Результаты испытаний на МЦУ при 800°C образцов из сплава ЭП648 в виде прутка при $R=0$ (●) и $R=-1$ (○) и после синтеза СЛС+ГИП+ТО при $R=0$ (▲) и $R=-1$ (△)

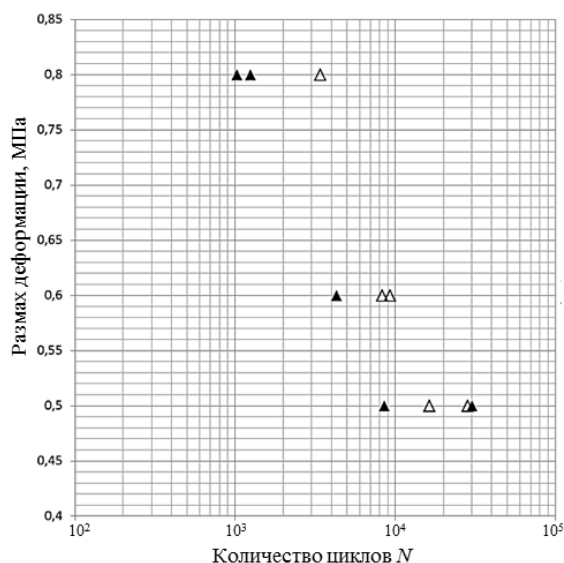


Рис. 9. Результаты испытаний на МЦУ при 800°C образцов из сплава ВЖ159 после СЛС-синтеза при $R=0$ (▲) и $R=-1$ (△)

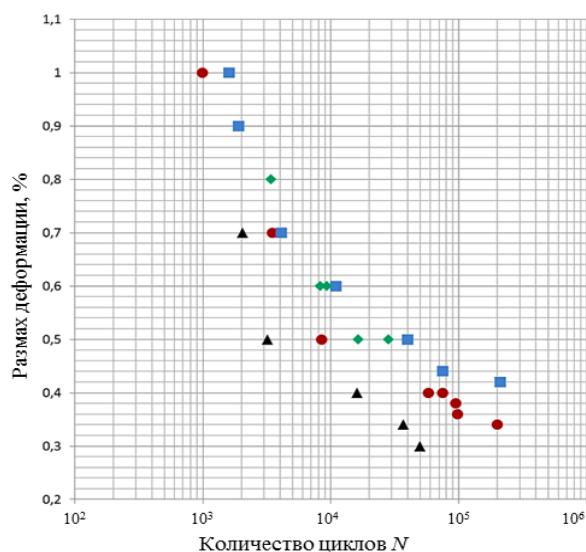


Рис. 10. Результаты испытаний на МЦУ ($R=-1$) образцов из сплава ВЖ159 (при 800°C; СЛС – ◆) в сравнении с зарубежными аналогами (при 760°C) – сплавами Haynes 230 (●), 282 (■) и 617 (▲)

наблюдается влияния коэффициента асимметрии на результаты испытаний синтезированных образцов.

Заключения

Проведенными исследованиями подтверждена значительная анизотропия свойств синтезированных образцов в зависимости от ориентации в процессе выращивания методом СЛС. Установлено, что в состоянии после синтеза минимальные значения кратковременной прочности характерны для образцов, выращенных в горизонтальном направлении, а длительная прочность, напротив, имеет максимальные значения при вертикальной ориентации синтезированных образцов, что связано с высоким уровнем внутренних растягивающих напряжений.

Применение газостатической и термической обработки практически нивелирует разницу в

ориентации образцов и обеспечивает высокие значения длительной и кратковременной прочности, превышающие уровень литого и не уступающие деформированному металлу.

Материал, синтезированный в азоте, обладает более высокими характеристиками длительной прочности по сравнению с материалом, синтезированным в аргоне, что, вероятно, связано с упрочнением границ зерен ультрадисперсными выделениями нитридов (карбонитридов) хрома.

Материал, синтезированный методом СЛС, обладает усталостными свойствами, близкими к свойствам материала, полученного по обычной технологии. При этом необходимо отметить большую чувствительность материалов, полученных методом СЛС, к коэффициенту асимметрии цикла нагружения.

ЛИТЕРАТУРА

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» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Что такое инновации // Наука и жизнь. 2011. №11. С. 16–21.
3. 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.
4. Каблов Е.Н. Тенденции и ориентиры инновационного развития России: сб. науч.-информац. матер. 3-е изд. М.: ВИАМ, 2015. 720 с.
5. Кисель В., Гулевич А. Иттербиевые твердотельные лазерные системы // Фотоника. 2011. №2. С. 20–24.
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: электрон. науч.-технич. журн. 2014. №5. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.03.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-5-4-4.
7. Евгенов А.Г., Роголев А.М., Неруш С.В., Мазалов И.С. Исследование свойств сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплав-

- ления металлических порошков // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. №2. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.03.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2.
8. 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.
 9. Беляев М.С., Хвацкий К.К., Горбовец М.А. Сравнительный анализ российского и зарубежных стандартов испытаний на усталость металлов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2014. №9. Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.04.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-11-11.
 10. Gorbovets M.A., Bazyleva O.A., Belyaev M.S., Khodinev I.A. Low-cycle fatigue of vkna type single-crystal intermetallic alloy under «hard» loading conditions // Metallurgist. 2014. Vol. 58. No. 7–8. P. 724–728.
 11. Беляев М.С., Горбовец М.А., Комарова Т.И. Способ испытаний и расчетное определение предела выносливости для горизонтального участка кривой усталости // Авиационные материалы и технологии. 2012. №3. С. 50–55.
 12. Светлов И.Л., Хвацкий К.К., Горбовец М.А., Беляев М.С. Влияние горячего изостатического прессования на механические свойства литейных никелевых жаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2015. №3 (36). С. 10–14. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-3-10-14.
 13. Хоменко М.Д., Низьев В.Г., Мирадзе Ф.Х., Гришаев Р.В. Исследования ИПЛИТ РАН по моделированию лазерного спекания металлических порошков // Аддитивные технологии: настоящее и будущее: сб. докл. Междунар. науч. конф. М.: ВИАМ, 2015. С. 6.
 14. Низьев В.Г., Мирадзе Ф.Х. Численное моделирование лазерного спекания металлических порошков // Вестник Российского фонда фундаментальных исследований. 2014. №3 (83). С. 58–67.
 15. 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). 2012. No. 4. P. 330–335.