

УДК 669.018.44:669.245

М.А. Горбовец¹, М.С. Беляев¹, П.В. Рыжков¹

СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЛС

DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-50-55

Исследовано сопротивление усталости жаропрочных никелевых сплавов ВЖ159 и ЭП648, изготовленных методом селективного лазерного сплавления. Характеристики усталости исследованы при много- и малоцикловом нагружении и различных температурах. Анизотропия усталостной прочности (величина предела выносливости), вызванная ориентацией направлений синтеза материала, проявляется в малой степени. Поверхность многоциклового усталостного разрушения сплава ЭП648, полученного методом СЛС, имеет те же фракторографические признаки, которые наблюдаются у жаропрочных никелевых сплавов, произведенных по традиционной технологии.

Ключевые слова: характеристики усталости, жаропрочные никелевые сплавы, технология селективного лазерного сплавления (СЛС), усталостное разрушение, анизотропия усталостной прочности.

М.А. Gorbovetz¹, M.S. Belyayev¹, P.V. Ryzhkov¹

FATIGUE STRENGTH OF HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOYS PRODUCED BY SELECTIVE LASER MELTING

The fatigue resistance of nickel superalloys VGh175 and EP648, produced by selective laser melting has been studied. The characteristics of fatigue have been studied at high- and low-cycle loading and at various temperatures. The anisotropy of fatigue strength (the value of the fatigue limit), caused by the orientation of synthesis direction of the material, manifests itself in a small degree. The surface of the high-cycle fatigue fracture of the EP648 alloy, produced by SLM method, has similar fracturographic features as the heat-resistant nickel alloys, produced according to traditional technology.

Keywords: fatigue characteristics, nickel-based superalloys, technology of selective laser melting (SLM), fatigue failure, anisotropy of fatigue strength.

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

Разработке аддитивных технологий уделяется повышенное внимание благодаря тому, что они представляют одно из основных направлений технологического развития [1–4]. Применение таких технологий позволяет создавать объекты сложной геометрической формы для применения в машиностроении, а также значительно сократить издержки при производстве деталей конструкций из различных материалов за один технологический процесс.

Технологические параметры производства деталей из жаропрочных сплавов на никелевой основе, использующихся в работе при повышенных температурах, разрабатываются на основополагающем принципе лазерного излучения, так называемого селективного лазерного сплавления (СЛС). Процесс заключается в расплавлении лазером в нейтральной среде металлических частиц сферической формы, полученных по особой тех-

нологии, и послойном нанесении вновь сплавленного слоя на деталь или полуфабрикат. Компьютерный комплекс позволяет управлять технологическим процессом. Никелевые сплавы, изготовленные путем СЛС с целью улучшения структуры, в дальнейшем подвергаются термической обработке или горячему изостатическому прессованию (ГИП) с последующей термообработкой [5, 6]. Изготовленному материалу свойственна анизотропия механических характеристик.

Исследования характеристик прочности материалов, полученных с применением технологии СЛС, в особенности анизотропии прочности никелевых сплавов, находятся на начальной стадии изучения [7–12]. Отметим также, что в каждой из приведенных работ материал для исследований произведен на различном оборудовании, а исходный металлический порошок, по-видимому, отличается по параметрам качества. Отсутствует также какая-либо нормативно-техническая документация на

параметры технологического процесса СЛС. В значительном количестве исследований механические свойства определены только при статическом растяжении. Поэтому в настоящее время отсутствует систематизированная, общепризнанная информация по механическим характеристикам никелевых сплавов, изготовленных по технологии СЛС.

Цель данной работы – исследование влияния ряда параметров технологического процесса СЛС на изменение характеристик сопротивления усталости жаропрочных сплавов на никелевой основе, а также сопоставление и последующее сравнение полученных результатов с соответствующими характеристиками сплавов, произведенных по традиционной технологии.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.2. «Квалификация и исследования материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Материалы и методы

Сырьем исходных материалов для процесса СЛС являлись частицы сферической формы, полученные из серийно поставляемых заготовок состаренных жаропрочных сплавов на никелевой основе марок ВЖ159 и ЭП648 по технологии вакуумной газовой атомизации (распыление расплавленной струи жидкого металла в потоке нейтрального газа аргона). Сплавы ВЖ159 и ЭП648 являются типичными никелевыми сплавами, в которых при выделении γ' -фазы и других фаз реализуется гетерофазное упрочнение.

Гранулометрический состав распыленных частиц определяли путем первоначального отделения частиц размером >160 мкм (скрап – негодная часть порошка). Далее рассев порошка осуществляли на установке, являющейся частью комплекса Concept Laser, – виброгрохоте QM Powder, с последующим отделением тонкой фракции (<10 мкм) на классификаторе с использованием газодинамического рассева на установке HERMIGA 10/100 VI. В итоге распределение частиц порошка находилось в диапазоне $10\div 50$ мкм.

Изготовление образцов путем послойного сплавления проводили в среде азота в рабочей камере установки Concept Laser M2 с значением мощности лазера 180 Вт, без подогрева платформы, со стохастическим алгоритмом построения штриховки по «шахматной» стратегии. Толщина слоя порошка составляла 40 мкм.

С целью обеспечения требуемой структуры исследованных материалов заготовки образцов подвергали термическому воздействию. Часть образцов подвергали ГИП в газостате «Квинтус-16» фирмы ASEA (Швеция), часть образцов процессу ГИП не подвергали. Заготовки обоих сплавов подвергали установленному режиму полной термической обработки для каждого сплава.

Исследование сопротивления усталости жаропрочных сплавов ЭП648 и ВЖ159 проведено при

испытаниях на много- и малоцикловую усталость. Различие между двумя видами испытаний состоит в следующем.

Интервал приложенных нагрузок при многоцикловой усталости (МнЦУ) находится только в пределах значений упругости. Действующий ГОСТ 25.502 устанавливает, что частота нагружения не регламентируется в границах $10\div 300$ Гц. Проведение испытаний образцов при иных частотах оказывает влияние на получаемые результаты.

Интервал приложенных нагрузок при малоцикловой усталости (МЦУ) находится в области значений упругопластического деформирования (нагружения). В этом случае ГОСТ 25.502 напрямую не регламентирует частоту испытаний, но ее влияние на результаты неоспоримо. Обычно частоту испытаний выбирают в интервале $0,5\div 1,0$ Гц или близко к этим значениям.

Поскольку условия испытаний на МнЦУ и МЦУ значительно различаются по уровню нагрузок (деформаций), то также значительно различается база испытаний. При испытаниях на МнЦУ база испытаний составляет $10^7\div 10^8$ циклов, при испытаниях на МЦУ – $5\cdot 10^4$ циклов. На практике востребованы оба вида испытаний и выбирают тот, который больше соответствует цели исследования.

В данной работе при оценке характеристик усталости жаропрочных сплавов, которые произведены с применением нового технологического процесса, целесообразно получить информацию при двух названных видах испытаний на сопротивление усталости. Испытания на много- и малоцикловую усталость проводятся в соответствии с ГОСТ 25.502 и стандартом ASTM E606.

Проведение испытаний на МнЦУ осуществляли на машине МВИ611М при схеме нагружения «чистый изгиб с вращением», заданном напряжении и симметричном цикле нагружения ($R=-1$). Минимальный диаметр рабочей части образца составлял 7,5 мм, база испытаний $N=2\cdot 10^7$ циклов и более, частота нагружения 50 Гц. Температура испытаний составляла 20 или 800°C, количество испытанных образцов равнялось 12–14 шт. В одном случае для сплава ВЖ159, синтезированного в плоском направлении роста полуфабриката, испытано семь образцов.

Проведение испытаний на МЦУ осуществляли на сервогидравлической машине LFV-100 при контроле амплитуды полной (упругой и пластической) деформации (ϵ_a) по схеме одноосного «растяжения–сжатия». Испытывали гладкие цилиндрические образцы с диаметром рабочей части 5,0 мм при частоте изменения нагрузки 1 Гц. Испытания проводили при температуре 800°C, в каждой партии испытано 5–6 образцов. Значение коэффициента асимметрии цикла R указано на соответствующих рисунках.

Характер усталостного разрушения сплава ЭП648, испытанного на МнЦУ, исследован с помощью оптического микроскопа.

Более подробно условия проведения испытаний на МЦУ и МнЦУ описаны в работах [13, 14].

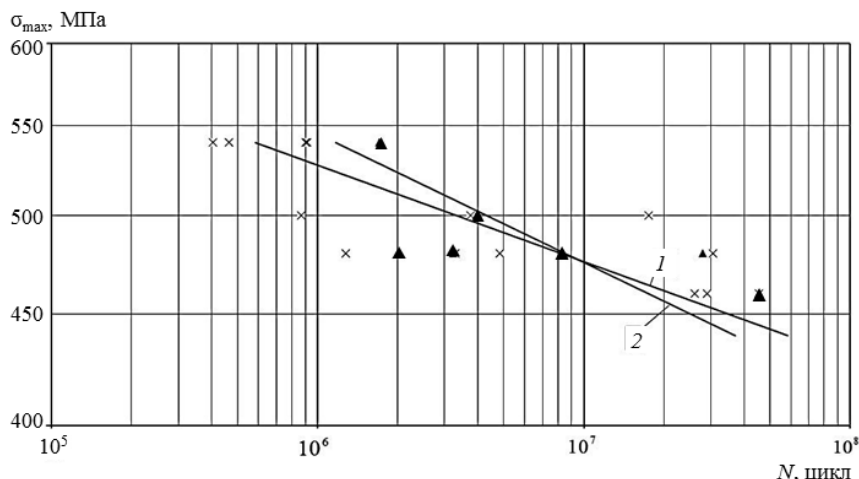


Рис. 1. Многоцикловая усталость сплава ВЖ159 при температуре 20°C в зависимости от направления роста материала: 1 – рост в вертикальном направлении; 2 – рост в горизонтальном направлении

Результаты и обсуждение

При проведении процесса СЛС синтез материала может осуществляться в одном из двух направлений – горизонтальном или вертикальном. Ориентация построения материала влияет на механические свойства, в том числе на сопротивление усталости. Влияние направления роста исследовано при испытаниях сплавов ВЖ159 и ЭП648 на много- и малоцикловую усталость.

Испытания сплава ВЖ159 на МнЦУ проводили при температуре 20°C. Испытано 7 образцов, синтезированных в горизонтальном направлении, и 14 образцов – в вертикальном направлении. Результаты испытаний представлены на рис. 1. При температуре 20°C нет существенных различий во взаимном положении средних линий МнЦУ, а также в значениях пределов МнЦУ на базах испытания 10⁷ и 2·10⁷ циклов. Следует отметить, что по окончании процесса СЛС сплав ВЖ159 подвергали термической обработке, при этом обработка ГИП не проводилась. Таким образом, при температуре 20°C зависимости

характеристик МнЦУ от направления выращивания образцов не наблюдается.

Для определения характеристик МЦУ при заданной амплитуде деформации («жестком» цикле) испытания выполнены при температуре 800°C. В каждой партии испытано ограниченное количество образцов (5–6 шт.) с заданным значением коэффициента асимметрии цикла деформаций R=0. Результаты испытаний приведены на рис. 2. При испытаниях на МЦУ так же, как при испытаниях на МнЦУ, нет существенных различий во взаимном расположении средних линий МЦУ. Значения пределов МЦУ (амплитуда деформации ε_a) на базе испытания N=10⁴ циклов достаточно близки между собой – ε_a=0,28±0,30%.

Анализ результатов испытаний на усталость сплава ВЖ159 в имеющемся структурном состоянии показывает, что в условиях испытаний, принятых в данной работе, вклад направления синтеза материала – горизонтального или вертикального – не оказывает значительного влияния на характеристики МнЦУ и МЦУ.

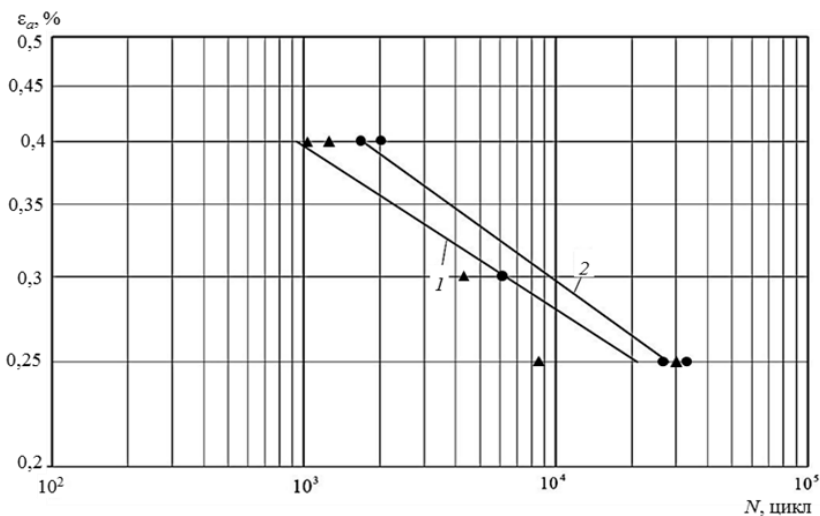


Рис. 2. Малоцикловая усталость сплава ВЖ159 при температуре 800°C в зависимости от направления роста материала: 1 – рост в вертикальном направлении; 2 – рост в горизонтальном направлении

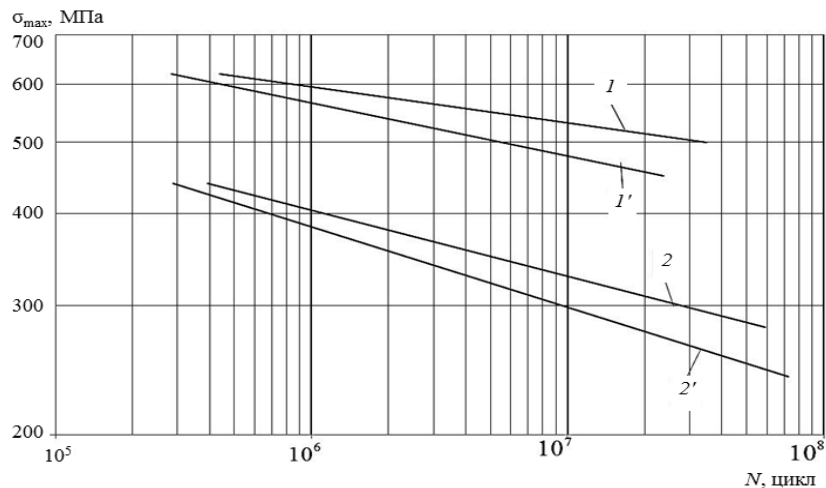


Рис. 3. Многоцикловая усталость сплава ЭП648 в зависимости от направления роста материала при температурах 20 (1, 1') и 800°C (2, 2'):

1, 2 – рост в горизонтальном направлении; 1', 2' – рост в вертикальном направлении

Испытания сплава ЭП648 на МЦУ проведены при температурах 20 и 800°C. При каждом значении температуры, испытаны образцы, синтезированные в вертикальном и горизонтальном направлениях, объем каждой партии образцов составлял 12 шт. Результаты испытаний представлены на рис. 3.

Для сплава ЭП648, синтезированного с применением технологических процессов газостатической и термической обработки, наблюдается зависимость характеристик МЦУ от направления выращивания полуфабриката. При двух разных значениях температуры испытания более высокие значения усталостной прочности во всем интервале долговечностей реализуются при росте полуфабриката в горизонтальном направлении. На базе испытания $N=2 \cdot 10^7$ циклов превышение предела выносливости при сравнении горизонтального и вертикального направлений роста составляет приблизительно 10–12%.

Отметим, что при испытаниях на МЦУ при комнатной температуре у сплавов ВЖ159 и ЭП648 наблюдается прямо противоположное влияние направления роста материала. Сплав ВЖ159 при долговечностях более $N=10^7$ циклов обладает более высоким значением предела МЦУ в случае вертикального направления роста. В то же время, сплав ЭП648 во всем интервале долговечностей испытаний имеет более высокий предел МЦУ при горизонтальном направлении роста. Видимо, в настоящее время при ограниченности экспериментальных данных по технологии СЛС делать окончательный вывод преждевременно. Совершенствование технологии СЛС и дальнейшие исследования позволят прийти к окончательному выводу.

Испытания на МЦУ сплава ЭП648 проведены при температуре 800°C при контроле заданной деформации (рис. 4). При испытаниях на МЦУ не удалось сопоставить влияние направления роста

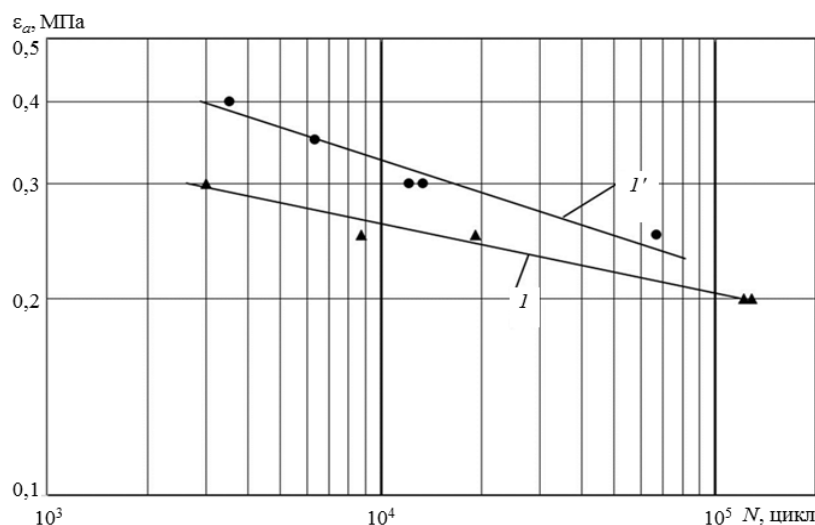


Рис. 4. Малоцикловая усталость сплава ЭП648 при температуре 800°C в зависимости от коэффициента асимметрии цикла R :

1 – $R=0$; 1' – $R=-1$

материала. Исследовано влияние коэффициента асимметрии цикла деформаций при значениях $R=-1$ и $R=0$ на сопротивление материала малоциклового усталости. В каждом случае испытано пять образцов. Результаты испытаний приведены на рис. 4. Показано, что существенные различия между средними значениями МЦУ в зависимости от величины указанных значений коэффициента асимметрии R отсутствуют. Несколько более высокими значениями пределов МЦУ обладает материал, испытанный при значении $R=-1$. Различие между пределами МЦУ при долговечностях $N=10^4$ циклов невелико, оно не превышает 0,05% и имеет тенденцию к уменьшению по мере возрастания базы испытаний. Аналогичное влияние при сопоставлении воздействия коэффициентов асимметрии $R=-1$ и $R=0$ на МЦУ обнаружено у жаропрочного никелевого сплава ВЖ175 [15].

Результаты, полученные при испытаниях на МЦУ сплава ЭП648, несколько отличаются от приведенных в работе [16], в которой также указано, что коэффициент асимметрии $R=-1$ по сравнению с коэффициентом $R=0$ обеспечивает получение более высоких значений МЦУ. При этом отмечено более сильное различие экспериментальных результатов по долговечности, чем в данной статье. Отметим также, что влияние коэффициента асимметрии R на характеристики МЦУ жаропрочных сплавов при контроле деформации исследовано недостаточно. В целом неясно, как меняются характеристики МЦУ при переходе от одного значения коэффициента асимметрии R к другому, так как существует недостаток информации в литературных источниках по этому направлению. В этих условиях нет оснований противопоставлять экспериментальные результаты, полученные в различных исследованиях, а наметившееся отличие будет разрешено по мере накопления исследова-

тельской информации. Следует также принять во внимание, что два исследования проведены с определенным временным интервалом. Поскольку технологический процесс СЛС постоянно совершенствуется, вероятно, полуфабрикат одного и того же сплава существенно отличается по своим структурным и прочностным параметрам. Произошло также изменение характеристик МЦУ, которое повлияло на их соотношение.

Проанализирован характер разрушения образца из сплава ЭП648, испытанного на МЦУ при числе циклов до разрушения $N=20,4 \cdot 10^6$, температуре 800°C и напряжении $\sigma=320$ МПа. Сплав, синтезированный по технологии СЛС, имеет типичное строение усталостного излома металлических материалов. На рис. 5, *а* легко различимы очаг разрушения, зона развития трещины усталости и долом. В целом излом носит плоский характер. Зона развития трещины усталости занимает несколько больше половины общей площади поверхности разрушения. По рисунку поверхности она разделена на две неравные части. Часть меньшего размера, более близкая к очагу, соответствует стадии медленного развития трещины усталости. Часть, более отдаленная от очага, соответствует стадии ускоренного развития трещины.

Очаг усталостного разрушения располагается под поверхностью на малом расстоянии от поверхности образца (рис. 5, *б*). В зоне очага находится металлургический дефект, но, по видимому, он не является основным источником разрушения. Вероятно, дефект способствовал образованию очага. В зоне очага имеется трещина, которая расположена перпендикулярно поверхности разрушения, выходит за границу этой зоны и ориентирована в направлении развития усталостного разрушения. По мере удаления от очага ширина трещины возрастает,

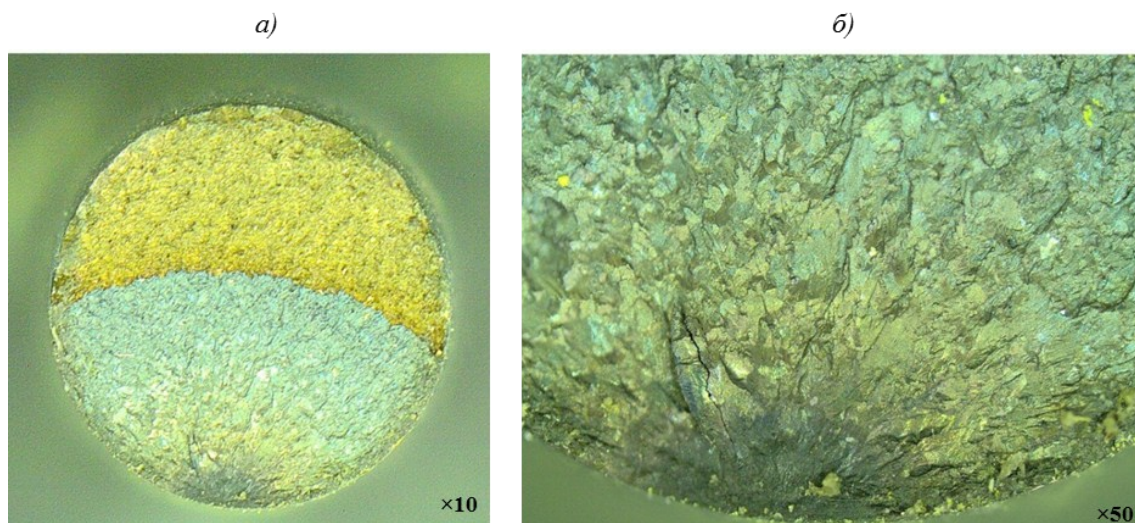


Рис. 5. Поверхность разрушения образца сплава ЭП648, синтезированного в вертикальном направлении (температура испытания 800°C , напряжение $\sigma=320$ МПа, число циклов до разрушения $N=20,4 \cdot 10^6$)

при этом трещина заторможена и имеет ограниченную протяженность. Других трещин на поверхности разрушения не наблюдается. Имеется определенное сходство с исследованием поверхности усталостного разрушения сплава типа Ti-6Al-4V [17].

Заключения

Определены характеристики много- и малоциклового усталости жаропрочных никелевых сплавов ВЖ159 и ЭП648, изготовленных по технологии селективного лазерного сплавления. Направление роста материала – по вертикали или по горизонтали – не оказывает существенного

влияния на сопротивление сплавов усталостному нагружению. Установлено, что значительное влияние на сопротивление многоциклового усталости сплава ЭП648 оказывает температура испытания. Повышение температуры испытания с 20 до 800°С вызывает снижение значений предела выносливости на 25% на базе $2 \cdot 10^7$ циклов.

У сплава ЭП648, синтезированного по технологии СЛС, строение излома образца, испытанного на МнЦУ при 800°С (увеличение – не более $\times 50$), имеет все характерные фрактографические признаки усталостного разрушения, наблюдаемого у жаропрочных никелевых сплавов, произведенных по традиционной технологии.

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., 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: сб. науч.-информ. материалов. 3-е изд. М.: ВИАМ, 2015. 720 с.
4. Каблов Е.Н. Что такое инновации // *Наука и жизнь*. 2011. №11. С. 16–21.
5. Мазалов И.С., Евгенов А.Г., Прагер С.М. Перспективы применения жаропрочного структурно-стабильного сплава ВЖ159 для аддитивного производства высокотемпературных деталей ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №S1 (43). С. 3–7. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-3-7.
6. Евгенов А.Г., Роголев А.М., Неруш С.В., Мазалов И.С. Исследование свойств сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплавления металлических порошков // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2015. №2. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.06.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-2-2-2.
7. Catchpole-Smitha S., Aboulkhaira N., Parrya L. et al. Fractal scan strategies for selective laser melting of ‘unweldable’ nickel superalloys // *Additive Manufacturing*. 2017. Vol. 15. P. 113–122.
8. Mostafa A., Rubio I.P., Brailovski V. et al. Structure, Texture and Phases in 3D Printed IN718 Alloy Subjected to Homogenization and HIP Treatments // *Metals*. 2017. Vol. 7. P. 196.
9. Trosch T., Strobner J., Volkl R., Glatzel U. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted Inconel 718 compared to forging and casting // *Materials Letters*. 2016. Vol. 164. P. 428–431.
10. Helvajian H., Pique A., Wegener M. et al. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel-based superalloy 625 made by selective laser melting // *Proceedings of the SPIE*. 2015. Vol. 9353. P. 93530B.
11. Amato K.N., Gaytan S.M., Murk L.E. et al. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting // *Acta Materialia*. 2012. Vol. 60 (5). P. 2229–2239.
12. Gu H., Gong H., Dilip J.J.S. et al. Effects of powder variation on the microstructure and tensile strength of Ti-6Al-4V parts fabricated by selective laser melting // *International Journal of Powder Metallurgy*. 2015. Vol. 51. No. 1. P. 35–42.
13. 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: 04.06.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-11-11.
14. Горбовец М.А., Базылева О.А., Беляев М.С., Ходинев И.А. Малоцикловая усталость монокристаллического интерметаллидного сплава типа ВКНА в условиях «жесткого» нагружения // *Металлург*. 2014. №8. С. 111–114.
15. Беляев М.С., Терентьев В.Ф., Горбовец М.А., Бакрадзе М.М., Антонова О.С. Малоцикловая усталость при заданной деформации и разрушение жаропрочного сплава ВЖ175 // *Материаловедение*. 2017. №3. С. 18–24.
16. Евгенов А.Г., Горбовец М.А., Прагер С.М. Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного сплавления // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №S1 (43). С. 8–15. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15.
17. Геров М.В., Владиславская Е.Ю., Терентьев В.Ф. и др. Исследование усталостной прочности сплава типа Ti-6Al-4V, полученного методом селективного лазерного плавления // *Деформация и разрушение материалов*. 2016. №5. С. 14–20.