

УДК 620.187:669.017.165

Г.Г. Асланян<sup>1</sup>, Д.И. Сухов<sup>1</sup>, П.Б. Мазалов<sup>1</sup>, Е.А. Сульянова<sup>1</sup>**ФРАКТОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Co–Cr–Ni–W–Ta, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-4-3-10

*Выполнено фрактографическое исследование образцов сплава системы Co–Cr–Ni–W–Ta, полученных методом селективного лазерного сплавления в горизонтальном и вертикальном направлении относительно платформы построения после горячего изостатического прессования. Проведено исследование микроструктуры вблизи изломов в целях выяснения уровня пористости и типа разрушения. Установлена зависимость характера разрушения образцов от их направления выращивания. Для всех образцов наблюдается вязкий характер разрушения при испытаниях на длительную прочность.*

**Ключевые слова:** кобальтовый сплав, селективное лазерное сплавление, длительная прочность, излом, разрушение, направление выращивания.

G.G. Aslanyan<sup>1</sup>, D.I. Sukhov<sup>1</sup>, P.B. Mazalov<sup>1</sup>, E.A. Sulyanova<sup>1</sup>**FRACTOGRAPHIC STUDY OF Co–Cr–Ni–W–Ta ALLOY SAMPLES OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING**

Fractographic investigation of Co–Cr–Ni–W–Ta alloy samples obtained by selective laser melting and having horizontal and vertical orientation on a build platform is performed. The samples underwent hot isostatic pressing. The microstructure near the fractures was investigated and type of destruction and porosity were determined. The dependence of the samples orientation on their rupture character is investigated. All samples exhibit viscous rupture during long-term strength test.

**Keywords:** cobalt alloy, selective laser melting, long-term strength, destruction, fracture, growth.

<sup>1</sup>Федеральное 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**

Успешное развитие отечественного авиастроения предполагает разработку и внедрение новых материалов и технологий [1–7]. Все более широкое распространение в отечественной промышленности получают методы аддитивных технологий, обладающие рядом преимуществ по сравнению с традиционными технологиями «вычитания»: высокий коэффициент использования материала, изготовление деталей сложной формы за один технологический цикл, усложнение геометрической формы деталей без увеличения стоимости их производства [8–10].

Селективное лазерное сплавление (СЛС) является наиболее перспективным способом изготовления изделий из металлопорошковых композиций [1]. Однако использование метода СЛС для ряда жаропрочных никелевых сплавов, работающих в интервале температур от 800 до 1100°C, выявлено, что в структуре синтезированного материала

помимо пор образуются микротрещины, формирующие сетку с выходом на поверхность [11–13]. Это обычно несвариваемые сплавы с высоким содержанием  $\gamma'$ -фазы. Микротрещины не могут быть устранены с помощью горячего изостатического прессования из-за проникновения рабочей среды (аргона) в них и последующей декомпрессии при приложении давления. Для устранения таких дефектов структуры применяют вакуумно-термическую обработку [13]. В целом механизм влияния микротрещин на свойства синтезированного материала до конца не изучен.

В качестве альтернативы жаропрочным никелевым сплавам применительно к аддитивным технологиям рассматривают сплавы на основе кобальта системы Co–Cr, легированные тугоплавкими элементами. Они являются перспективными материалами для производства деталей газотурбинных двигателей (ГТД) и характеризуются высокой прочностью, коррозионной стойкостью и высоким сопротивлением ползучести.

Кобальтовые сплавы обладают повышенным сопротивлением горячей коррозии благодаря высокому содержанию хрома. Ведущие зарубежные компании активно применяют кобальтовые сплавы в аддитивных технологиях – например, топливные форсунки двигателя GE9X изготовлены из сплава на основе системы Co–Cr–Mo методом СЛС [14].

В настоящее время известны основные требования, предъявляемые к перспективным двигателям, предназначенным для истребителей пятого поколения. Одним из таких требований является следующее: для повышения оперативности действий самолет должен иметь сверхзвуковой крейсерский режим полета при работе двигателей на бесфорсажном режиме, т. е. двигатели должны обладать большой лобовой тягой на сверхзвуковой скорости без включения форсажа, а значит, высокой температурой газа перед турбиной. Таким образом, жаропрочные кобальтовые сплавы благодаря своим уникальным свойствам представляют значительный интерес для авиадвигателестроения. Однако широкое распространение в промышленности кобальтовых сплавов, легированных тугоплавкими элементами, сдерживается вследствие того, что их эксплуатационные свойства, в том числе прочностные характеристики, и характер разрушения недостаточно изучены [5–10].

При расчетах на прочность и при конструировании элементов ГТД одной из важнейших характеристик материалов является длительная прочность. При испытаниях на длительную прочность оценивается способность металла сопротивляться механическому разрушению под действием длительно приложенной постоянной нагрузки. Разрушение является результатом совокупности различных процессов, происходящих в структуре сплава. Одни процессы требуют значительного, другие – короткого времени для своего развития, а некоторые из них ослабляют внешние границы зерен и связаны с химическими изменениями (окисление металла или одного из составляющих компонентов сплава по внешним границам зерен). Долговечность многих конструкций обусловлена главным образом процессом превращения имеющегося в материале зародыша трещины в микротрещину, рост которой приводит к окончательной поломке и разрушению деталей. Таким образом, актуальна задача установления фундаментальных явлений, которые определяют процесс разрушения.

Во ФГУП «ВИАМ» разработан сплав на основе кобальта (системы Co–Cr–Ni–W–Ta), оптимальный комплекс свойств которого обеспечивается за счет получения синтезированного материала методом СЛС. Поскольку данный сплав предназначен для изготовления деталей ГТД, работающих под нагрузкой до температуры 1100°C, то основные требования, предъявляемые к нему, – это высокий предел длительной прочности и сопротивление ползучести при высоких температурах в интервале 800–1100°C. При испытаниях на длительную прочность оценивают способность металла сопротивляться

механическому разрушению под действием длительно приложенной постоянной нагрузки. Особый интерес представляет выявление причин разрушения синтезированного материала при испытаниях на длительную прочность при высокой температуре.

Целью данной работы является изучение общих закономерностей разрушения сплава системы Co–Cr–Ni–W–Ta в результате испытаний на длительную прочность, а также определение влияния ориентации образцов относительно платформы построения при СЛС на характер их разрушения.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 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») [2].

### Материалы и методы

Для исследования выбрали образцы из экспериментального сплава системы Co–Cr–Ni, легированные тугоплавкими элементами W и Ta. Основа материала исследованных образцов содержала Co и Cr. Соотношение компонентов в выбранной основе является типичным для литейных кобальтовых сплавов. Для стабилизации высокотемпературной аустенитной структуры кобальтовой матрицы ( $\gamma'$ -фазы) с гранцентрированной кубической кристаллической решеткой и подавления ее превращения в гексагональную структуру при низких температурах в сплав добавлен никель; в состав сплава также введены W и Ta.

При добавлении хрома в процессе нагрева образуется защитная оксидная пленка, которая увеличивает коррозионную стойкость и жаростойкость сплава. Вольфрам обеспечивает сплаву твердорастворное упрочнение. С целью улучшения характеристик длительной прочности в сплав введен тантал. Содержание углерода выбрано минимальным для литейных кобальтовых сплавов для достижения комплекса характеристик длительной прочности, хорошей пластичности и свариваемости.

Выплавку сплава проводили в вакуумной индукционной печи ВИАМ-2002 с получением прутковых шихтовых заготовок трех составов. Металлопорошковые композиции получали методом атомизации расплава на установке ALD VIGA 2B (Германия), предназначенной для вакуумной индукционной плавки и газового распыления порошков металлов, на технологической базе НЦ ПМ ПНИПУ.

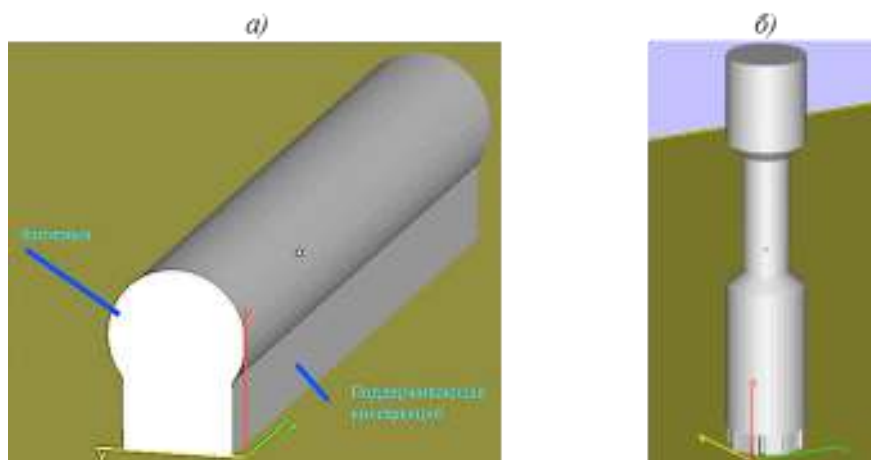


Рис. 1. Модели заготовок с горизонтальной (а) и вертикальной (б) ориентацией относительно платформы построения [15]

Подготовку 3D-моделей образцов проводили с помощью программного обеспечения Materialise Magics Software. Модели заготовок образцов представлены на рис. 1 [15]. Заготовки образцов для исследований получены методом СЛС на установке Concept Laser M2 Cusing из металлопорошковой композиции сплава системы Co–Cr–Ni–W–Ta в атмосфере азота. Для испытаний на длительную прочность согласно ГОСТ 1497–84 изготавливали по 3 образца для каждой температуры и каждого вида ориентации относительно платформы построения.

Для устранения пористости заготовки подвергали горячему изостатическому прессованию [16] и обрабатывали на металлорежущем оборудовании для придания им необходимой формы для испытаний.

Испытания на длительную прочность проводили на испытательных машинах фирмы Zwick/Roell серии KAPPA DS согласно ГОСТ 10145–81 при температурах 800 и 1100°C с нагрузкой 220 и 25 МПа соответственно. Для фактографических исследований отобрали четыре образца. Условия испытаний, время до разрушения, удлинение ( $\delta$ ), сужение ( $\psi$ ) и ориентация образцов относительно платформы построения приведены в таблице.

**Свойства образцов, полученных методом селективного лазерного сплавления, после испытаний на длительную прочность**

Условный номер образца	Ориентация образца	Температура испытания, °С	Нагрузка, МПа	Время до разрушения, ч	$\delta$	$\psi$
					%	
1	Горизонтальная	800	220	260	58	56
2	Вертикальная			59	48	77
3	Горизонтальная	1100	25	25	31	27
4	Вертикальная			141	28	18,5

Фрактографический анализ образцов проводили с применением сканирующего электронного микроскопа Jeol JSM-6490LV. Анализ поперечных микрошлифов образцов выполнен на растровом электронном микроскопе Hitachi SU8010.

### **Результаты и обсуждение**

Изломы образцов 1 и 2 после испытаний на длительную прочность при температуре 800°C с нагрузкой 220 МПа представлены на рис. 2, *а, г*. Структура изломов свидетельствует о вязком характере разрушения образцов. Вязкое разрушение характеризуется ямочным («чашечным») изломом (рис. 2, *б, д*). Микроуглубления на поверхности излома (ямки) возникают в результате образования, роста и слияния микропустот. Глубина ямки определяется способностью металла к локальной пластической деформации. В некоторых ямках (рис. 2, *в, е*) присутствуют частицы предположительно карбидной фазы.

В изломе образца 1 с горизонтальной ориентацией относительно платформы построения (рис. 2, *а–в*) наблюдаются единичные поры. Строение излома плотное, без рыхлот. В изломе образца 2 с вертикальной ориентацией относительно платформы построения (рис. 2, *г–е*) наблюдаются многочисленные поры со средним размером от 10 до 50 мкм. Разрушение образца 2 прошло с формированием излома «чашка–конус», что типично для пластичных материалов. Матрица излома представлена равноосными ямками. В данном образце наблюдается наибольшая степень утонения поперечного сечения образца вблизи излома.

Время до разрушения образца 1 более чем в 4 раза превышает таковое для образца 2. Предполагается, что образец 2 разрушился быстрее по причине наличия в нем микропор.

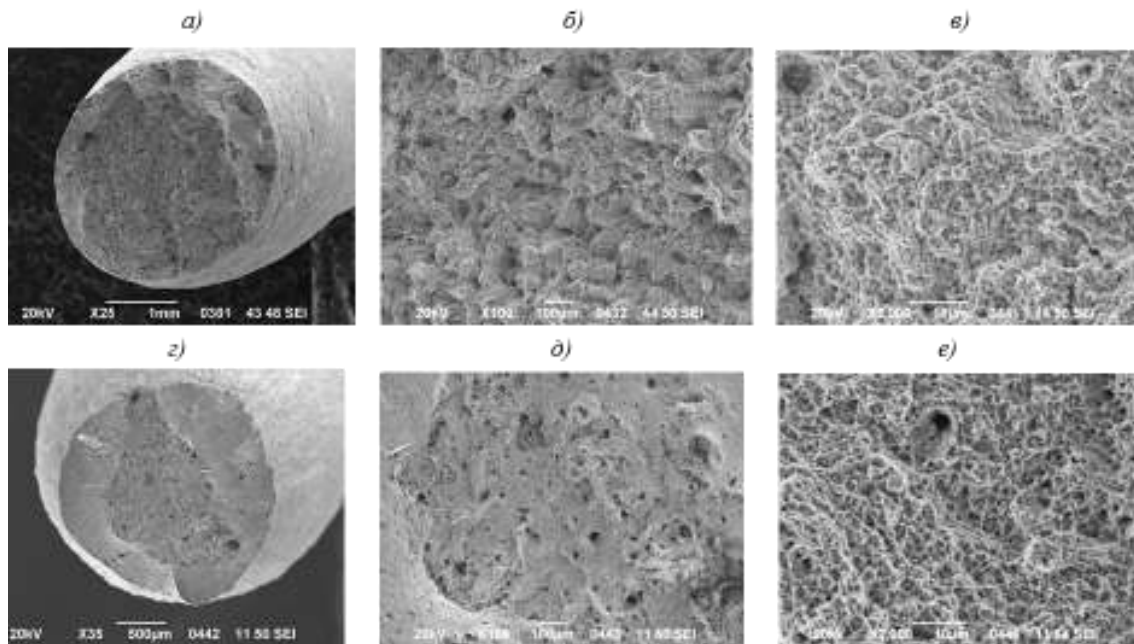


Рис. 2. Изломы образцов 1 (*а–в*) и 2 (*з–е*) после испытаний на длительную прочность при температуре 800°C:

*а, з* – общий вид изломов; *б, в, д, е* – строение изломов

Общий вид изломов образцов 3 и 4 после испытаний на длительную прочность при температуре 1100°C с нагрузкой 25 МПа представлен на рис. 3. Характер разрушения образцов вязкий. Наблюдается выраженная «овальность» сечения образца 3 с горизонтальной ориентацией относительно платформы построения, приобретенная в ходе испытания. Излом данного образца рыхлый, пористый, в нем присутствуют пустоты и полости (рис. 3, *б, в*). Строение излома образца 4, имеющего вертикальную ориентацию относительно платформы построения, приведено на рис. 3, *г*. Излом данного образца имеет более плотное строение, чем излом образца 3 (рис. 3, *д, е*).

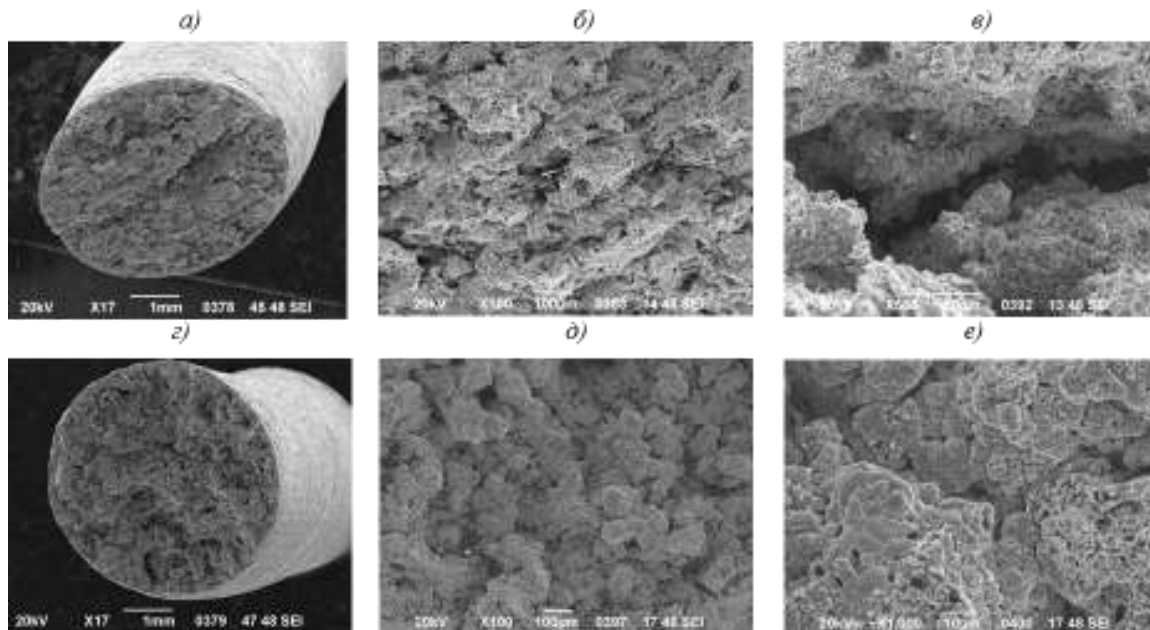


Рис. 3. Изломы образцов 3 (*а–в*) и 4 (*з–е*) после испытаний на длительную прочность при температуре 1100°C:

*а, з* – общий вид изломов; *б, в, д, е* – строение изломов

Для исследования микроструктуры образцов вблизи излома после испытаний на длительную прочность изучены поперечные микрошлифы образцов (рис. 4 и 5). Наиболее плотное строение без пор и рыхлот имеет образец 1, испытанный при температуре 800°C. В образцах, разрушенных при температуре 1100°C, обнаружены трещины, расположенные вблизи поверхности излома (рис. 5).

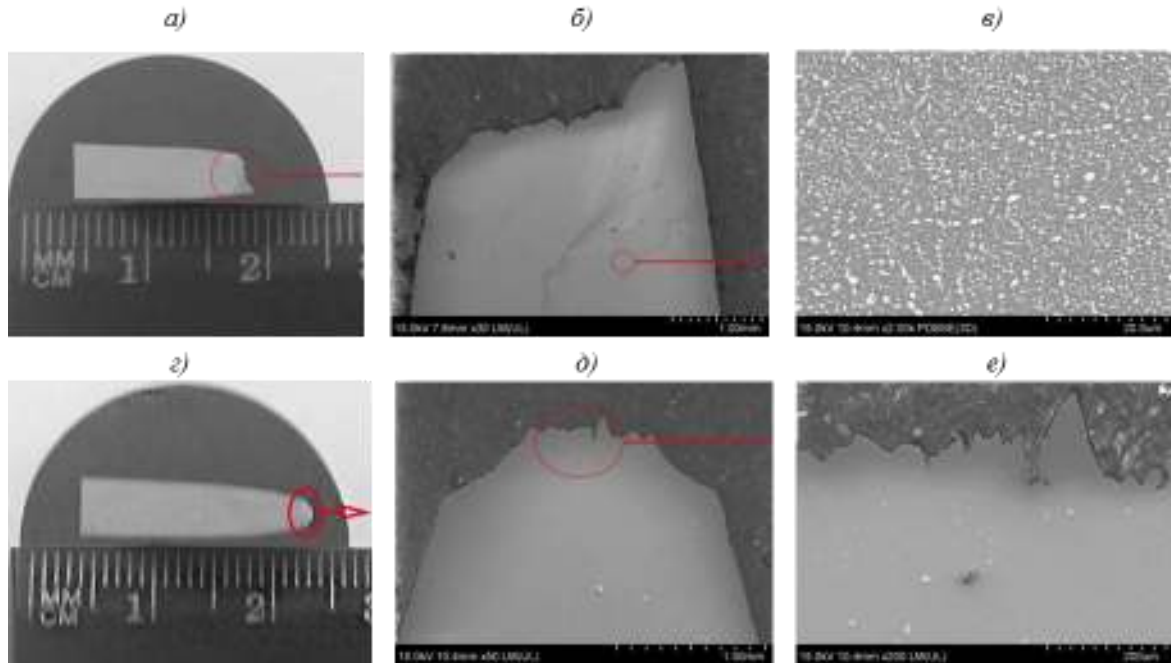


Рис. 4. Поперечные сечения рабочих частей образцов 1 (а–в) и 2 (г–е) вблизи излома и их микроструктура:

а, г – общий вид; б, д – профиль излома; в, е – микроструктура

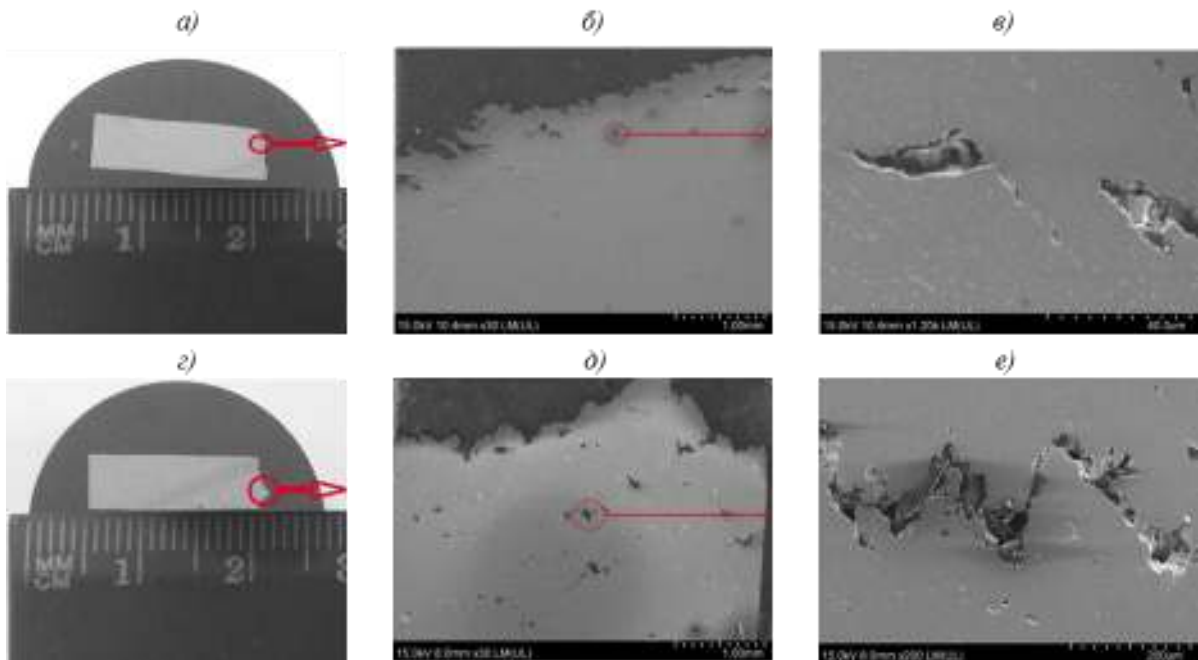


Рис. 5. Поперечные сечения рабочих частей образцов 3 (а–в) и 4 (г–е) вблизи излома и их микроструктура:

а, г – общий вид; б, д – профиль излома; в, е – микроструктура

Известно, что механизм зарождения трещин одинаков как при хрупком, так и при вязком разрушении. Возникновение микротрещин чаще происходит благодаря скоплению движущихся дислокаций (пластической деформации) перед препятствием (границами зерен, межфазными границами, перед всевозможными включениями и т. д.). При вязком разрушении величина пластической зоны, идущей впереди распространяющейся трещины, велика, а сама трещина затупляется у своей вершины. Вязкое разрушение обусловлено малой скоростью распространения трещины.

Трещины в образце, ориентированном горизонтально относительно платформы построения (рис. 5, *в*), расположены преимущественно в слоях синтезированного материала и идут по границам зерен, сформированных в процессе термической обработки материала. Зигзагообразная форма трещины в образце, ориентированном вертикально (рис. 5, *е*), позволяет сделать вывод о взаимодействии трещины с неоднородностями структуры образца. Предполагается, что в образцах 3 и 4 зарождение трещин произошло на дефектах структуры, а их рост проходил вдоль границ зерен структуры.

В образцах, полученных методом СЛС, присутствуют значительные сжимающие напряжения [17], которые способствуют торможению процесса диффузионной ползучести при высоких температурах. Время до разрушения образцов, выращенных вертикально относительно платформы построения, в процессе испытаний при высоких температурах (1100°C) в 4–5 раз превышает таковое для образцов, выращенных горизонтально. Предполагается, что данный эффект обусловлен ориентацией кристаллографической текстуры материала [18, 19] относительно направления приложенной к образцу нагрузки. В образцах, ориентированных вертикально, эти направления совпадают, благодаря чему данные образцы способны выдерживать нагрузку более длительное время.

В образцах, выращенных горизонтально относительно платформы построения, направление кристаллографической текстуры и приложенной к образцу нагрузки взаимно перпендикулярны, и данные образцы разрушаются при испытаниях с идентичной приложенной нагрузкой значительно быстрее.

### Заключения

Установлено, что характер разрушения всех образцов вязкий. Повышение нагрузки с 25 до 220 МПа не оказывает значительного влияния на характер разрушения образцов. Структура поверхности изломов образцов после испытаний при температуре 1100°C более рыхлая, чем структура изломов образцов, испытанных при температуре 800°C. После испытаний при 1100°C в рабочей части образцов на некотором удалении от поверхности разрыва наблюдаются зигзагообразные трещины.

Время до разрушения во время испытаний при 800°C образца, ориентированного горизонтально относительно платформы построения, более чем в 4 раза превышает таковое для образца, ориентированного вертикально. Предполагается, что образец с вертикальной ориентацией разрушился быстрее по причине наличия в нем микропор, локализованных в рабочей части образца.

Время до разрушения во время испытаний при 1100°C образца, ориентированного вертикально относительно платформы построения, более чем в 5 раз превышает таковое для образца, ориентированного горизонтально.

Характер разрушений свидетельствует об анизотропии свойств разнонаправленных образцов. Предполагается, что более высокая длительная прочность вертикально ориентированного образца обусловлена как сжимающими напряжениями, так и кристаллографической текстурой материала, ориентированной параллельно приложенной к образцу нагрузке.

**Благодарности**

Авторы выражают благодарность сотрудникам ФГУП «ВИАМ» Н.А. Ходыреву за получение образцов для исследования, И.С. Мазалову за полезное обсуждение результатов работы и к.т.н. А.Г. Евгенову за ценные замечания.

**ЛИТЕРАТУРА**

1. Каблов Е.Н. Материалы и технологии ВИАМ для «Авиадвигателя» // Пермские авиационные двигатели. 2014. №31. С. 43–47.
2. 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.
3. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Сидоров В.В., Ригин В.Е., Каблов Д.Е. Особенности технологии выплавки и разливки современных литейных высокожаропрочных никелевых сплавов // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2011. №SP2. С. 68–78.
4. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н. ВИАМ – основоположник отечественной технологии литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД и ГТУ // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 105–117.
5. Каблов Е.Н. Разработки ВИАМ для газотурбинных двигателей и установок // Крылья Родины. 2010. №4. С. 31–33.
6. Каблов Е.Н., Сидоров В.В., Ригин В.Е. Металлургия литейных жаропрочных сплавов // 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007. М.: ВИАМ, 2007. С. 125–132.
7. Кишкин С.Т., Каблов Е.Н. Литейные жаропрочные сплавы для турбинных лопаток // Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2002. М.: ВИАМ, 2002. С. 48–58.
8. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Литейные жаропрочные сплавы нового поколения // 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007. М.: ВИАМ, 2007. С. 27–44.
9. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения // Защита и безопасность. 2014. №4. С. 28–29.
10. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. №5. С. 8–18.
11. Hagedorn Y.-C., Risse T., Meiners W. et al. Processing of Nickel Based Superalloy MAR M-247 by means of High Temperature – Selective Laser Melting (HT-SLM) // High Value Manufacturing. 2014. P. 291–295. DOI: 10.1201/b15961-54.
12. Marchese G., Basila G., Bassini E. et al. Study of the Microstructure and Cracking Mechanism of Hastelloy X Produced by Laser Powder Bed Fusion // Materials. 2018. Vol. 11. P. 106–118. DOI: 10.3390/ma11010106.
13. Петрушин Н.В., Евгенов А.Г., Заводов А.В., Тренинков И.А. Структура и прочность жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ, полученного методом селективного лазерного сплавления на монокристаллической подложке // Материаловедение. 2017. №11. С. 19–26.
14. 3D Printing Industry [Электронный ресурс]. URL: <http://3dprintingindustry.com/news/general-electrics-ge9x-engine-undergoes-testing-3d-printed-components-104180/> (дата обращения: 27.02.2019).
15. Евгенов А.Г., Лукина Е.А., Асланян И.Р. Структура и свойства сплавов на основе никеля, полученных методом СЛС // Аддитивные технологии: настоящее и будущее: матер. II Междунар. конф. М.: ВИАМ, 2016. Ст. 1 (CD).
16. Овсепян С.В., Ахмедзянов М.В., Мазалов И.С., Расторгуева О.И. Легирование углеродом сплава системы Ni–Co–Cr–W–Ti, упрочняемого химико-термической обработкой // Авиационные материалы и технологии. 2015. №4 (37). С. 21–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-21-24.
17. Karpov I.D., Em V.T., Mazalov P.B., Sulyanova E.A. Characterisation of residual stresses by neutron diffraction at the research reactor IR-8 of NRC «Kurchatov Institute» // Journal of Physics Conference Series. November, 2018. 1109: SP012046. DOI: 10.1088/1742-6596/1109/1/012046.
18. Wei H.L., Mazumder J., DebRoy T. Evolution of solidification texture during additive manufacturing // Scientific Reports. 2015. Vol. 5. Art. No. 16446. DOI: 10.1038/srep16446.
19. Тренинков И.А., Филонова Е.В., Медведев П.Н., Лукина Е.А. Закономерности формирования текстуры и микротекстуры в жаропрочном никелевом сплаве в процессе селективного лазерного сплавления // Новости материаловедения. Наука и техника: электрон. науч.-технич. журн. 2018. №1–2. Ст. 02. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 27.02.2019).