

---

Научная статья

УДК 620.165.79

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-3-16

## СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

*В.Б. Григоренко<sup>1</sup>, Е.А. Лукина<sup>2</sup>, А.М. Терехин<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Производственный комплекс «Салют» Акционерного Общества «Объединенная двигателестроительная корпорация», Москва, Россия; info@uecrus.com

<sup>2</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

**Аннотация.** Рассмотрены особенности производства монокристаллических лопаток из никелевых жаропрочных сплавов. Для выявления причин разрушения выполнены металлографические и фрактографические исследования разрушенных лопаток. Методами оптической и растровой электронной микроскопии с применением рентгеноспектрального микроанализа исследованы особенности усталостного и статического разрушения монокристаллических турбинных лопаток. Даны рекомендации по предотвращению образования рекристаллизованных полиэдрических зерен.

**Ключевые слова:** монокристаллический никелевый сплав, микроструктура, фрактографический анализ, растровая электронная микроскопия, рекристаллизация зерна

**Для цитирования:** Григоренко В.Б., Лукина Е.А., Терехин А.М. Структурные особенности разрушения монокристаллических материалов // Труды ВИАМ. 2023. № 11 (129). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-3-16.

Scientific article

## STRUCTURAL FEATURES DESTRUCTION OF MONOCRYSTALLINE MATERIALS

*V.B. Grigorenko<sup>1</sup>, E.A. Lukina<sup>2</sup>, A.M. Terekhin<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Production complex «Salut» of Joint Stock Company «United engine corporation», Moscow, Russia; info@uecrus.com

<sup>2</sup>Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

**Abstract.** The features of the production of single-crystal blades from nickel heat-resistant alloys are considered. Metallographic and fractographic studies of the destroyed blades were performed to identify the causes of destruction. The features of fatigue and static destruction of single-crystal turbine blades have been studied by optical and scanning electron microscopy using X-ray spectral microanalysis. Recommendations are given to prevent the formation of recrystallized polyhedral grains.

**Keywords:** monocrystalline nickel alloy, microstructure, fractographic analysis, scanning electron microscopy, grain recrystallization

**For citation:** Grigorenko V.B., Lukina E.A., Terekhin A.M. Structural features destruction of monocrystalline materials. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-3-16.

### Введение

Современные требования к материалам для высокоресурсных газотурбинных двигателей определяют способы решения задач по повышению жаропрочности никелевых сплавов. Одним из путей повышения термостойкости и выносливости является использование монокристаллов с медленным разупрочнением при эксплуатации. Редкое сочетание различных свойств монокристаллов позволяет повысить эффективность применения изготовленных из них лопаток в турбинах как авиационных двигателей, так и двигателей наземных газоперекачивающих установок [1, 2].

Для изготовления лопаток турбин разработаны несколько поколений жаропрочных никелевых сплавов. Сплавы первого поколения легированы элементами, характерными для жаропрочных поликристаллических сплавов на основе никеля, такими как хром, алюминий, вольфрам, молибден, кобальт, титан и др. [3]. Переход к сплавам второго (ЖС36) и третьего (ВЖМ4 и ВЖМ5) поколения осуществлен путем максимального снижения содержания углерода и легирования рением в количестве 2–4 и 5–6 %. В следующих поколениях жаропрочных монокристаллических никелевых сплавов наряду с использованием основных легирующих элементов в различных сочетаниях, снижением содержания углерода и примесей, таких как кислород, азот, сера, фосфор и др., дополнительно введены рутений и иридий. Такое легирование обеспечивает рост монокристаллов с заданной ориентацией, отсутствие выделений хрупких топологически плотноупакованных фаз, а следовательно, высокий уровень свойств и стабильности микроструктуры за все время эксплуатации лопаток в двигателе [1–6].

В тонкой структуре монокристаллических материалов, как и традиционных поликристаллических жаропрочных никелевых сплавов [7–10], наблюдается высоколегированный  $\gamma$ -твердый раствор с выделениями дисперсных частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы (до 70 % после окончательной термической обработки), сформированной на основе соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  с упорядоченной структурой. В зависимости от кристаллографической ориентации (КГО) монокристалла в поперечном сечении образцов выделения  $\gamma'$ -фазы имеют различную форму в плоскости шлифа: квадратную при КГО  $\langle 001 \rangle$ , прямоугольную при КГО  $\langle 011 \rangle$  и треугольную при КГО  $\langle 111 \rangle$  [1–3].

Монокристаллические лопатки из жаропрочных никелевых сплавов отличаются высокой чувствительностью к степени их структурного совершенства. В условиях дендритного роста макроструктура кристалла может быть фрагментирована, содержать разориентированные блоки и «паразитные» зерна. Хотя отсутствие межзеренных границ и достигаемое при легировании увеличение несоответствия параметров решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз значительно затормаживают скорость передвижения дислокаций, повышая жаропрочность и термостойкость, качество структуры монокристалла значительно влияет на упругие, прочностные и пластические характеристики изделий и является важнейшим технологическим критерием, определяющим выход годной продукции и ее себестоимость [5, 6]. Для определения соответствия требуемой по технологической документации КГО заготовок лопаток разработаны различные методики неразрушающего контроля [11–13].

Необходимо отметить, что получение монокристаллических отливок связано с преодолением технологических трудностей. Фактически отливка монокристалла [001] представляет собой один дендрит, зародившийся от одного зародыша или затравки. Однако по ряду причин в структуре могут возникать «паразитные» зерна.

Так, при наличии неметаллических включений, выступающих в качестве центра кристаллизации, возможно образование зерен, имеющих отличную от основной

ориентации отливки КГО, которая не изменяется при росте. Другой причиной образования «паразитных» зерен являются тонкие столбчатые кристаллы («прострелы») или зерна, возникающие на кромке стартовой полости роста. Появлению «паразитных» зерен могут способствовать термические напряжения в зоне температур эффективного интервала кристаллизации и температуры выделения упрочняющей  $\gamma'$ -фазы. Кроме того, в отливках в результате струйчатой ликвации, связанной с особенностями легирования сплава (наличие в составе W и Re) и скоростью роста кристаллов, иногда возникают цепочки равноосных зерен. Особый вид дефекта представляет собой скопление столбчатых субзерен (полосчатость), появляющихся обычно на пере лопатки. Разориентация такой структуры возрастает по мере роста, и на определенной высоте пера субзерна переходят в столбчатые зерна.

Основным требованием к структуре отливок из данных сплавов является полное отсутствие «паразитных» зерен. Это связано с тем, что зернограничная прочность в этих безуглеродистых сплавах чрезвычайно низка и такие зерна могут выкрашиваться даже при механической обработке лопатки. «Паразитные» зерна допускаются только в тех местах отливки, где они будут удалены при последующей обработке. Для предотвращения образования рекристаллизованных зерен механическую обработку поверхности отливок необходимо проводить после высокотемпературной обработки (гомогенизирующего отжига). Особая осторожность должна соблюдаться при выбивке отливок из литейного блока. Не допускается пескоструйная очистка поверхности отливки после удаления керамической формы. Особенно опасны зерна так называемой объемной рекристаллизации, прорастающие на все сечение отливки. Следует отметить, что объемная рекристаллизация может возникнуть не только от мест механического наклепа, но и от дефектов монокристаллической структуры типа «полосчатость» [2, 5].

В данной статье рассмотрены особенности разрушения монокристаллических лопаток, в том числе при наличии «паразитных» зерен.

Полученные результаты исследований являются продуктом деятельности АО «ОДК».

### Материалы и методы

Исследованы причины разрушения при усталостных испытаниях пяти рабочих лопаток из сплава ЖС32-ВИ. Условия испытаний и наработка лопаток из сплава ЖС32-ВИ:

Условный номер лопатки	1	2	3	4	5
Уровень нагружения, МПа	145	120	125	160	160
Наработка циклов $N \cdot 10^6$	0	0	0	8	20,0

Аналогичным образом исследованы четыре лопатки из сплава ЖС26-ВИ, разрушенные в процессе эксплуатации. Нарботка лопатки 1 составила 50 ч, лопаток 2–4 – 1600 ч.

Металлографический анализ структуры лопаток проводили методами оптической микроскопии в соответствии с ГОСТ 5639–82, исследование структуры и фрактографический анализ – с применением растрового электронного микроскопа высокого разрешения.

Результаты

*Лопатки из сплава ЖС32-ВИ после усталостных испытаний*

Лопатки 1–3 из сплава ЖС32-ВИ разрушились в начале испытаний по достижении заданной нагрузки, лопатка 4 – во время испытаний. Лопатка 5 успешно выдержала испытания.

Визуальный осмотр показал, что наружная поверхность лопаток после проведенных усталостных испытаний чистая, матовая, без следов механических повреждений.

При исследовании с помощью электронного микроскопа на внутренней поверхности спинки пера лопатки 1 в прикомлевой зоне обнаружена трещина, пересекающая выходную кромку и продвигающаяся в сторону ее щели (рис. 1, а). На внутренней поверхности спинки в зоне образования трещины наблюдаются рекристаллизованные зерна. Трещина частично проходит по границам зерен и частично их пересекает. Отмечено выкрашивание отдельных рекристаллизованных зерен по линии развития трещины (рис. 1, б–г).

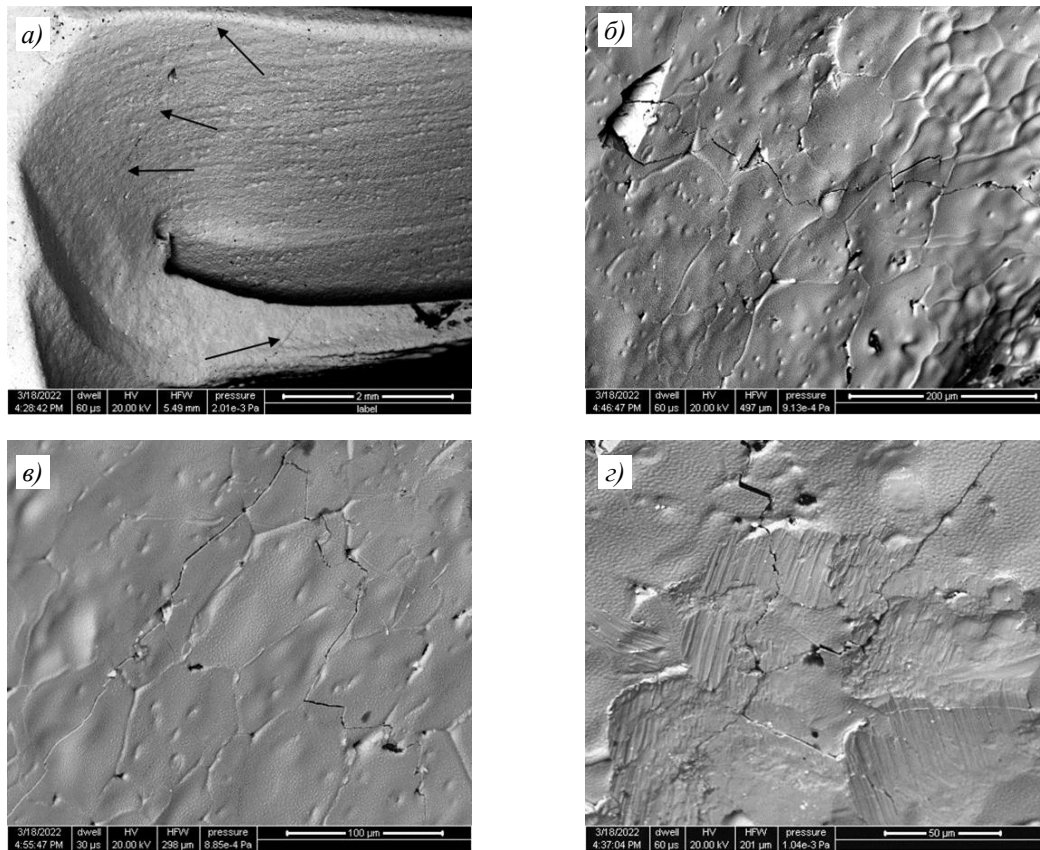


Рис. 1. Внутренняя поверхность с трещинами между рекристаллизованными зёрнами на лопатке 1 из сплава ЖС32-ВИ

Фрактографический анализ поверхности вскрытого по трещине излома показал, что лопатка разрушалась по усталостному механизму (рис. 2). Усталостное разрушение развивалось от границ рекристаллизованных зерен, находящихся на внутренней поверхности спинки пера лопатки вблизи выходной кромки, а также на ее наружной поверхности и на выходной кромке (рис. 2, б). От очага усталостная трещина распространяется по спинке, выходя на ее наружную поверхность. Имеются сколы по отдельным рекристаллизованным зёрнам.

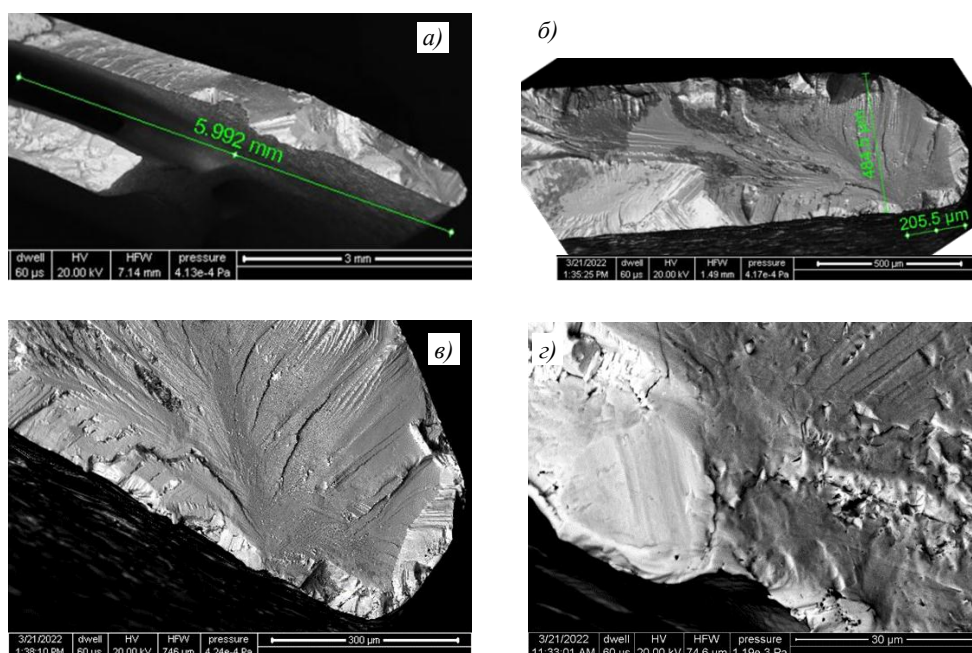


Рис. 2. Поверхность вскрытого по трещине излома в лопатке 1 из сплава ЖС32-ВИ

Исследование микрошлифа, изготовленного из верхней части пера лопатки в поперечном сечении, показало, что рекристаллизованные зерна присутствуют вдоль всей наружной поверхности со стороны спинки, а также на внутренней поверхности спинки вблизи выходной кромки (рис. 3).

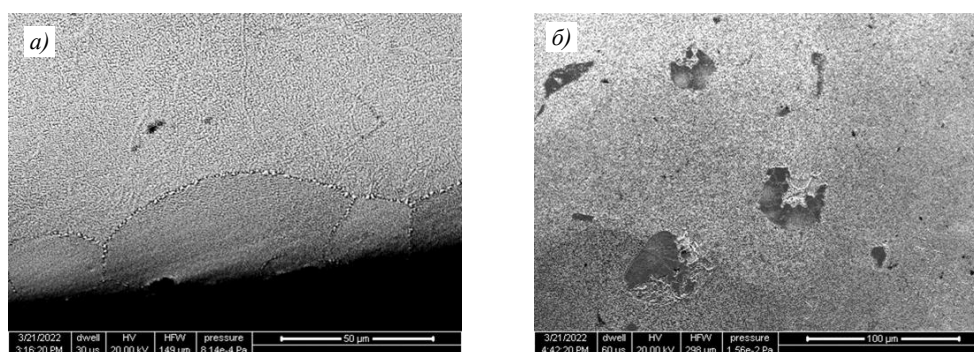


Рис. 3. Рекристаллизованные зерна у поверхности (а) и характерная микроструктура (б) лопатки 1 из сплава ЖС32-ВИ

Люминесцентный контроль выявил наличие двух трещин на пере лопатки 2 (рис. 4, а, б). Фрактографический анализ показал, что первая трещина, обнаруженная в прикомлевой зоне, образовалась по усталостному механизму. Усталостное разрушение развивалось от границы рекристаллизованного зерна. По краям данного рекристаллизованного зерна отмечено выделение интерметаллидной фазы с высоким содержанием тугоплавких элементов (вольфрам, рений, тантал, молибден, ниобий), что также могло спровоцировать зарождение усталостной трещины (рис. 5).

При люминесцентном контроле лопатки 3, также разрушенной в начале испытания, обнаружены свечения люминофора на корыте в виде линии протяженностью ~5 мм, расположенной в верхней части пера у выходной кромки, и на спинке в виде штриха протяженностью ~0,5 мм (рис. 4, в, г) в верхнем углу у выходной кромки.

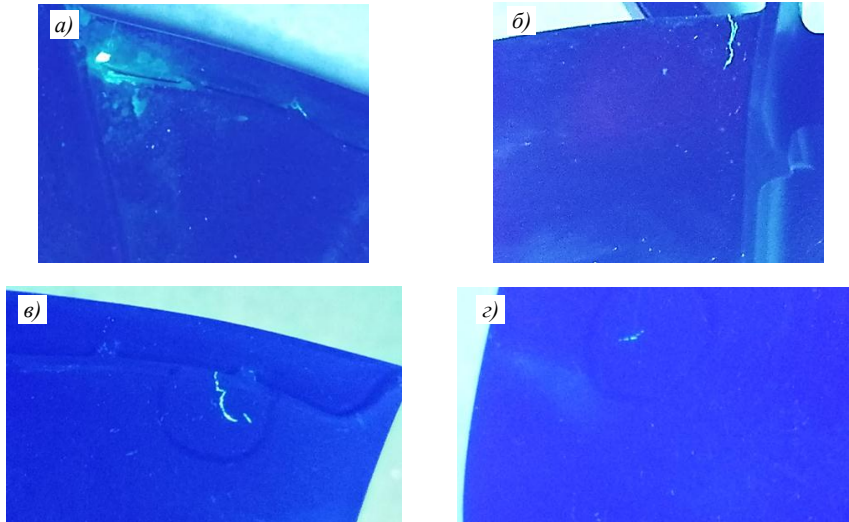


Рис. 4. Вид трещин при люминесцентном контроле лопаток 2 (а, б) и 3 (в, з) из сплава ЖС32-ВИ: а, в – корыто; б, з – спинка

Через вторую трещину, обнаруженную на лопатке 2, изготовлен микрошлиф. Металлографическое исследование выявило, что данная трещина начинается от радиуса перехода перемычки к поверхности спинки и распространяется на глубину ~0,4 мм. Поверхность разрушения имеет характерный для усталостного разрушения вид (рис. 5, а, б). Трещина проходит через слой рекристаллизованных зерен размером до 30 мкм (рис. 5, в, з), который наблюдается по всей внутренней поверхности спинки пера вблизи выходной кромки, на поверхности перемычки, а также по наружной поверхности пера со стороны как корыта, так и спинки.

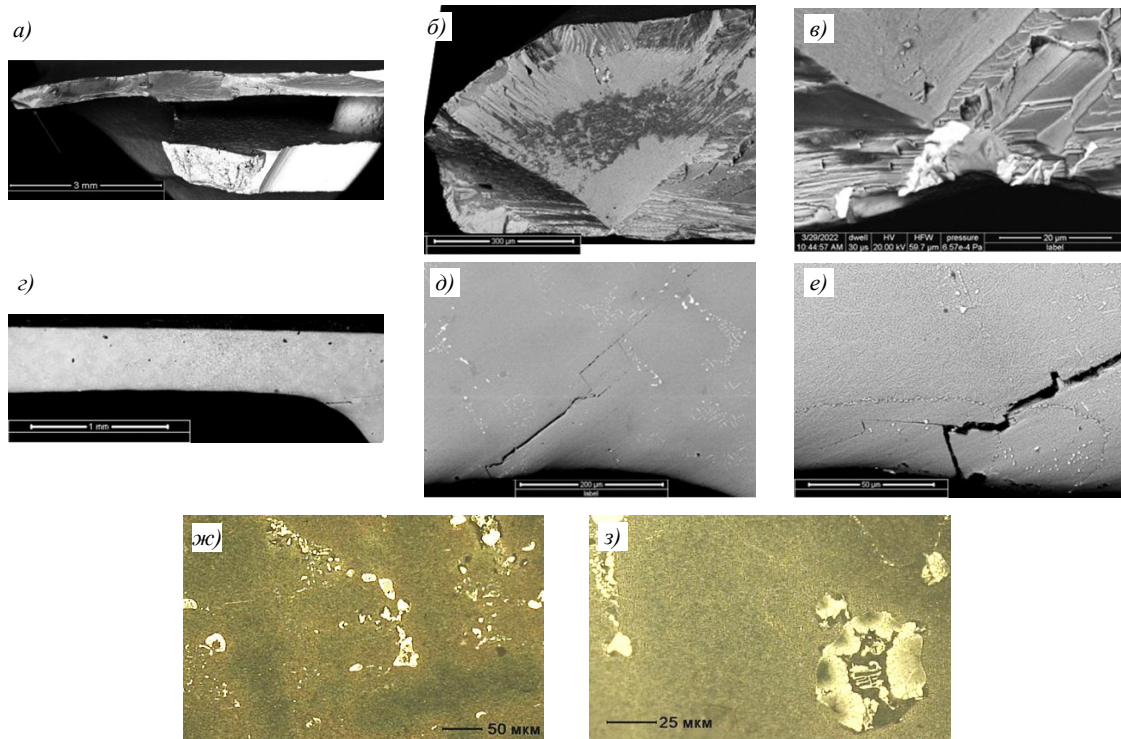


Рис. 5. Строение излома и микроструктура лопатки 2 из сплава ЖС32-ВИ: а – общий вид излома; б, в – очаг разрушения; з–е – микротрещина в области перемычки; ж, з – характерная микроструктура

В местах свечения люминофора на лопатке 3 обнаружены плотные трещины. Фрактографическое исследование вскрытых трещин показало, что трещина на корыте пера образовалась в результате воздействия циклических нагрузок, наблюдается многоочаговый усталостный характер разрушения. Очаги усталостного разрушения расположены в радиусе перехода первой (считая от торца) перемычки выходной кромки к корыту пера. От перемычки усталостная трещина распространяется по корыту пера, выходя на его наружную поверхность (рис. 6, а, в). Трещина на спинке пера также образовалась в результате воздействия циклических нагрузок, отмечен многоочаговый усталостный характер разрушения. Множественные очаги усталостного разрушения расположены на перемычке внутренней полости, в радиусе перехода к спинке пера. Усталостная трещина распространяется через стенку спинки пера, выходя на ее наружную поверхность (рис. 6, б, г).

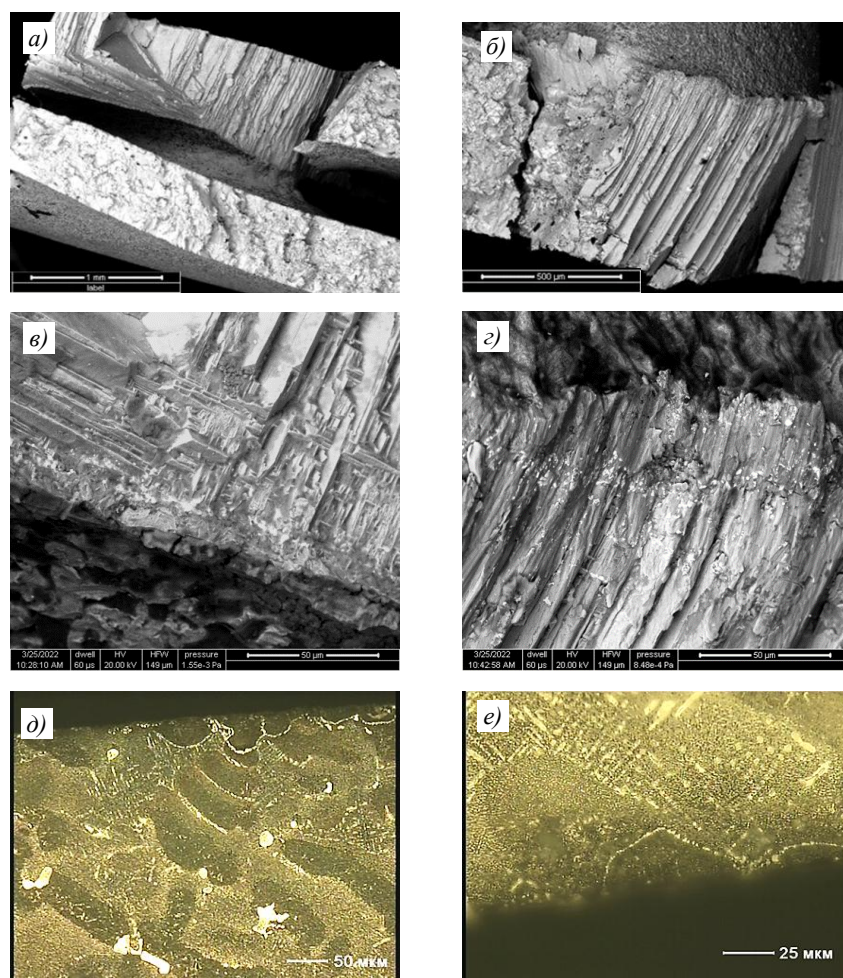


Рис. 6. Строение излома и структура лопатки 3 из сплава ЖС32-ВИ: а, в, д – корыто; б, г, е – спинка

В поперечном сечении пера микроструктура материала лопатки не выровнена, наблюдается значительная разница в размерах упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, расположенной по осям и межосным зонам дендритов; эвтектическая фаза без признаков растворения. Выявлены рекристаллизованные зерна размером до 30 мкм на поверхности пера, что не характерно для монокристаллического строения лопатки (рис. 6, д, е). Отдельные зерна также видны на внутренней поверхности спинки пера в зоне выходной кромки.

Для сравнения рассмотрим разрушение лопаток из сплава ЖС32-ВИ с более длительной наработкой при испытаниях. Во время испытания на лопатке 4 зафиксировано

образование трещины, рост которой привел к разрушению в зоне выходной кромки пера. Трещина проходит через первую перемычку, считая от выходной кромки и от торца пера лопатки (рис. 7, а). Общая протяженность трещины по выходной кромке составляет ~12 мм.

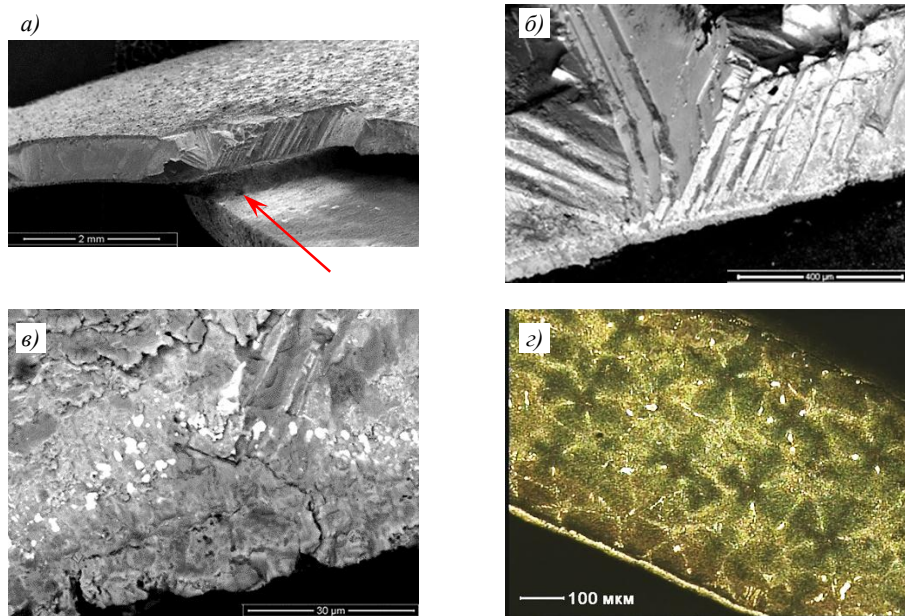


Рис. 7. Строение излома и структура лопатки 4 из сплава ЖС32-ВИ: а-в – общий вид излома и очаговой зоны; г – микроструктура

В результате фрактографического анализа установлено, что разрушение прошло по усталостному механизму. Очаговая зона усталостного разрушения находится во внутренней полости лопатки в радиусе перехода перемычки к спинке пера со стороны, обращенной к торцу. От очаговой зоны усталостная трещина распространяется по спинке пера в две противоположные стороны: к торцу и к нижней части пера (рис. 7, б).

На перемычке в зоне начала разрушения присутствует защитное покрытие толщиной 40 мкм. На поверхности покрытия в очаговой зоне отмечены многочисленные надрывы (рис. 7, в), от которых усталостная трещина проходит вглубь покрытия на перемычке и далее в основной материал, выходя на наружную поверхность спинки.

Микроструктура материала лопатки (в зоне перемычки и вне ее) характерна для монокристаллического строения. Структурных признаков перегрева при термообработке не выявлено (рис. 7, г).

С помощью оптического и электронного микроскопов исследовано состояние поверхности пера выдержавшей испытания лопатки 5 в зоне первой перемычки, считая от торца пера и от выходной кромки. Трещины не обнаружены. После разрезки на открывшейся поверхности перемычки трещины также не выявлены. Микроструктуры материала лопаток 4 и 5 аналогичны и характерны для монокристаллического строения. В поверхностных зонах рекристаллизованные зерна отсутствовали. Структурных признаков перегрева при термообработке не выявлено.

#### **Лопатки из сплава ЖС26-ВИ после наработки**

Исследование разрушения монокристаллических лопаток из сплава ЖС26-ВИ выявило структуру с рекристаллизованными зёрнами, аналогичную структуре лопаток из сплава ЖС32-ВИ.

Лопатка 1 разрушилась по перу на уровне ~15 мм от полки замка после наработки 50 ч. Фрактографический анализ показал, что разрушение лопатки имеет усталостный

характер с очагом разрушения, расположенным на корыте пера вблизи отверстия перфорации (рис. 8, *a, б*). В очаговой зоне разрушения на корыте пера обнаружено рекристаллизованное зерно размером  $\sim 80$  мкм. От границы рекристаллизованного зерна на глубине 100 мкм от поверхности усталостная трещина распространяется на корыто пера, проходя через слой покрытия, а также развивается веерообразно в сторону внутренней поверхности, выходя на перемычки в сторону выходной и входной кромок. На спинке пера и вблизи выходной кромки на корыте пера разрушение представляет собой статический долом (рис. 8, *б-г*).

Из неповрежденной части пера в поперечном сечении лопатки изготовлен шлиф. Исследование микроструктуры показало, что на корыте пера имеются отдельные рекристаллизованные зерна, закрытые слоем защитного комплексного покрытия (рис. 8, *e*). Максимальный размер рекристаллизованных зерен на корыте пера составляет  $\sim 25$  мкм. На спинке пера и на внутренней поверхности пера лопатки рекристаллизованные зерна отсутствуют.

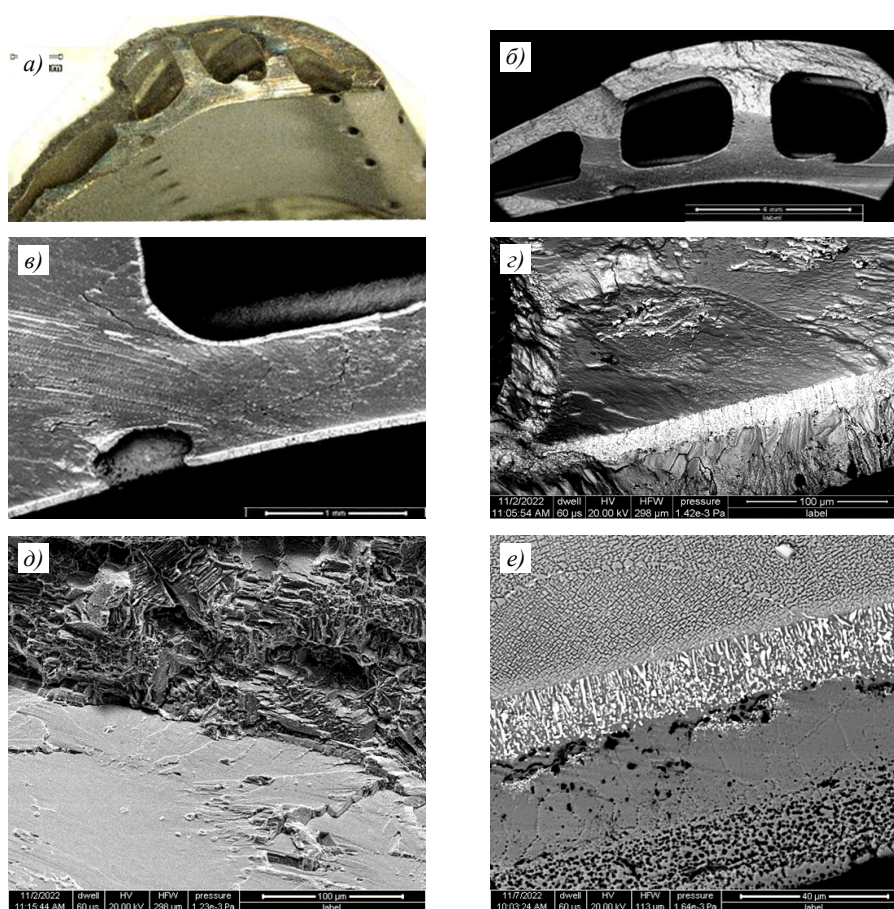


Рис. 8. Структура излома лопатки 1 из сплава ЖС26-ВИ после наработки 50 ч: *a, б* – общий вид излома; *в, г* – очаговая зона разрушения с рекристаллизованным зерном; *д* – граница усталостного разрушения и статического долома; *e* – рекристаллизованное зерно на корыте разрушенной лопатки

Визуальный осмотр лопатки 2, разрушенной после наработки 1600 ч, показал, что со стороны спинки у входной кромки поверхность шероховатая, присутствует множество мелких повреждений (рис. 9, *a*), от середины спинки к выходной кромке поверхность гладкая, покрытая тонким слоем нагара. На поверхности корыта также присутствует слой нагара.

Разрушение по перу лопатки произошло на расстоянии 25 мм от полки замка лопатки. Излом содержит гладкие участки, расположенные под характерным углом  $\sim 33$  градуса к оси  $Z$  лопатки, поверхность значительно окислена (рис. 9, *a, б*). Установлено, что разрушение развивалось по усталостному механизму от усадочной поры длиной более 100 мкм, расположенной на глубине 150 мкм от поверхности спинки (рис. 9, *в, г*).

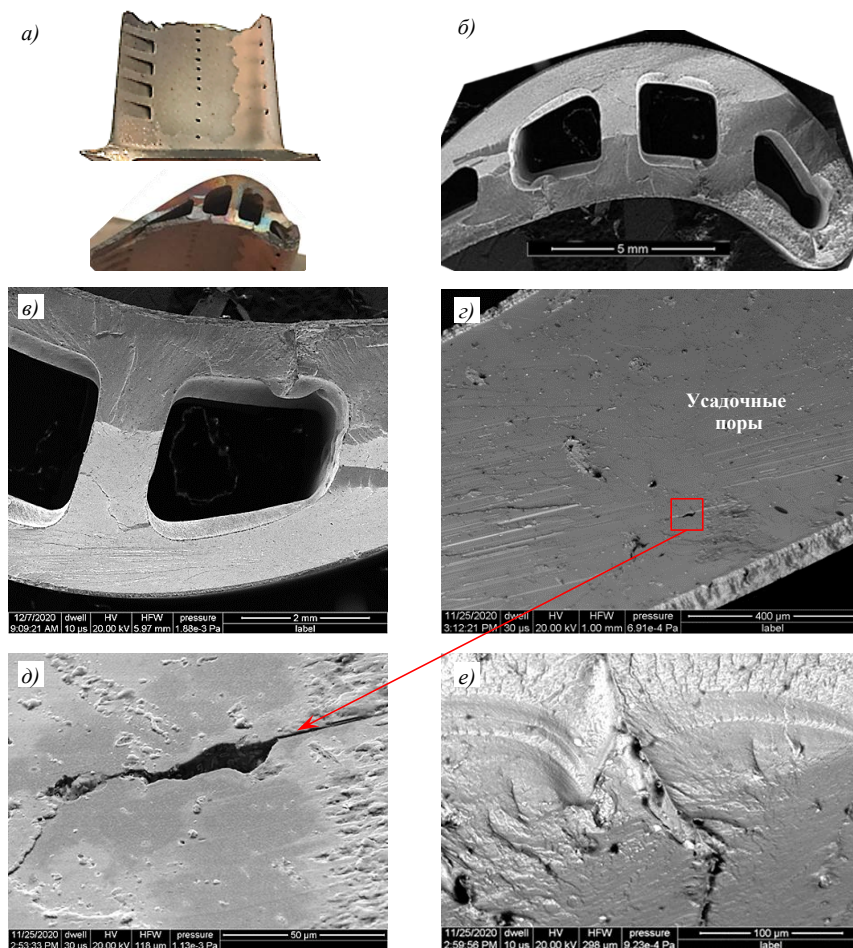


Рис. 9. Строение излома лопатки 2 из сплава ЖС26-ВИ после наработки 1600 ч: *a* – общий вид разрушенной лопатки; *б, в* – общий вид излома; *г, д* – пора в очаговой зоне; *е* – зона перехода усталостного разрушения к долому

При исследовании структуры основного материала лопатки 2 установлено, что в области входной кромки образована рафтовая структура со значительным растворением  $\gamma'$ -фазы; в области корыта, спинки и выходной кромки наблюдается незначительное растворение и коагуляция  $\gamma'$ -фазы с сохранением характерной кубоидной структуры. Выделения вторичной  $\gamma'$ -фазы отсутствуют (рис. 10). Подобное структурное состояние основного материала свидетельствует о длительной наработке лопатки без перегрева.

Визуальный осмотр лопаток 3 и 4 из сплава ЖС26-ВИ показал, что их разрушение произошло по перу у полки замка перпендикулярно оси  $Z$  лопатки. Поверхность разрушения имеет грубый рельеф и значительно окислена. Фрактографическое исследование показало, что разрушение проходило с образованием мелких равноосных ямок (рис. 11, *б*) и ямок среза (рис. 11, *е*). В покрытии с внутренней поверхности обеих лопаток наблюдаются участки сколов – хрупкого разрушения (рис. 11, *в*). Рельеф изломов обеих лопаток характерен для статического разрушения от высокой однократно приложенной нагрузки.

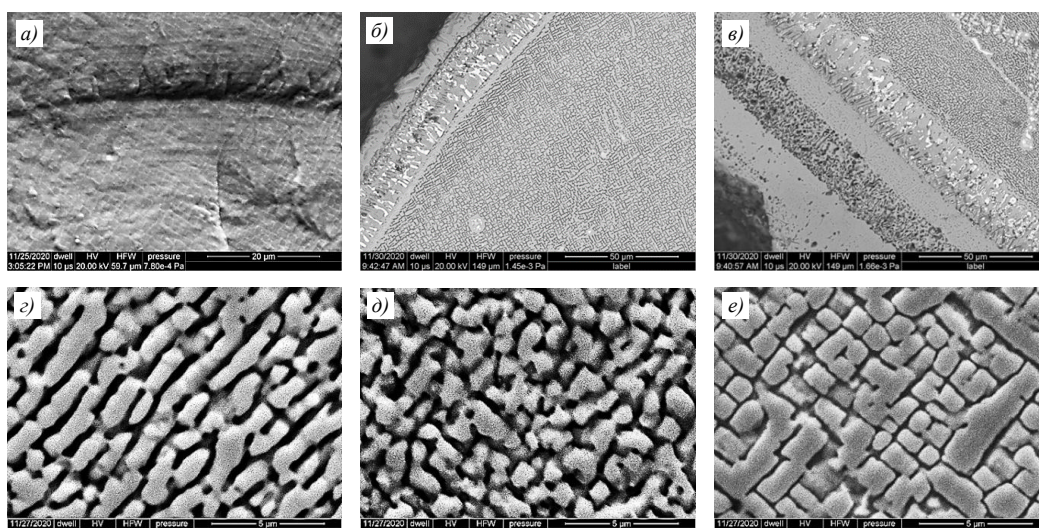


Рис. 10. Структура поверхности разрушения и основного материала лопатки 2 из сплава ЖС26-ВИ после наработки 1600 ч: *a* – усталостные бороздки; *б, в* – структура покрытия и основного материала в области входной кромки с внутренней и наружной поверхности; *г* – раф-товая структура; *д* – частичное растворение  $\gamma'$ -фазы; *е* – характерное строение  $\gamma$ - $\gamma'$ -фазы

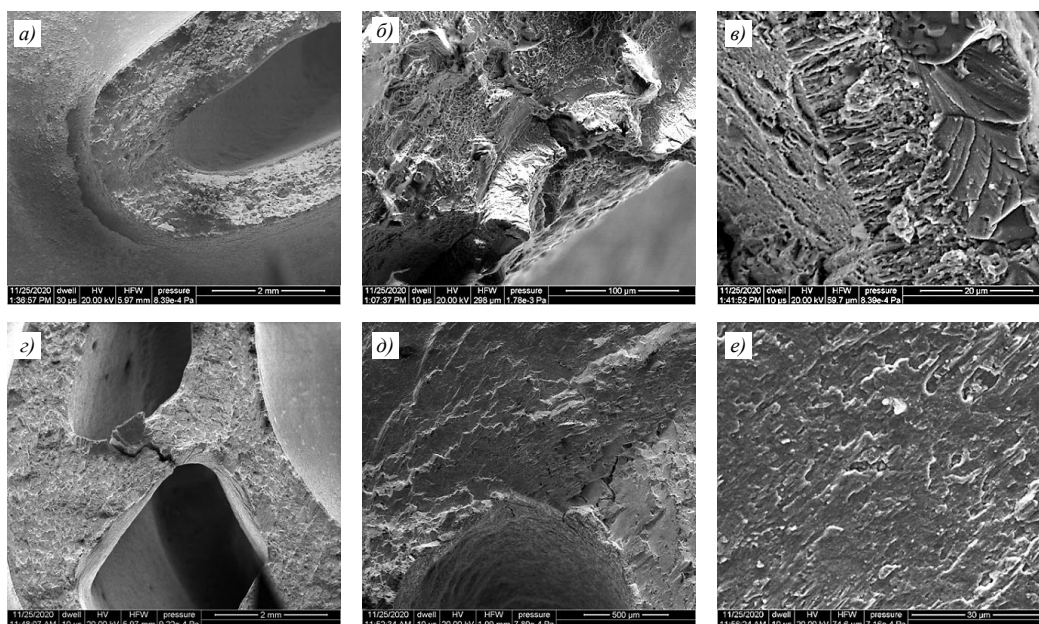


Рис. 11. Строение изломов лопаток 3 (*a–в*) и 4 (*г–е*) из сплава ЖС26-ВИ после наработки 1600 ч

### Обсуждение

В исследованных изломах монокристаллических лопаток можно выделить характерные для малоциклового усталости участки [14] – очаг и зону медленного стабильного роста трещины, зону ускоренного развития трещины и зону долома, разрушение в которой происходит по механизмам статического разрушения. Размер зон может значительно меняться, а зона ускоренного роста – полностью отсутствовать, если лопатка снимается с испытаний или эксплуатации в случае обнаружения трещин из-за снижения частоты колебаний при испытаниях или проведения контроля изделия при эксплуатации.

Характерным является распространение магистральной усталостной трещины в направлении, близком к перпендикулярному оси лопатки, вглубь материала. В отличие от поликристаллических материалов, в монокристаллических лопатках усталостная

трещина не формирует во время роста характерной веерообразной поверхности разрушения, образуя относительно гладкие фасетки со ступеньками при смене плоскости продвижения. Однако, как и в поликристаллических материалах, анализ строения очаговой зоны позволяет определить причину образования и роста трещины [15].

Причиной разрушения лопаток до прохождения заданного количества циклов при усталостных испытаниях или преждевременного разрушения до достижения установленного срока эксплуатации при наработке на изделия является наличие в структуре рекристаллизованных зерен, значительно сокращающих срок службы лопаток. Рекристаллизованные зерна на поверхности пера лопаток образовались, по-видимому, в результате обдувки поверхности перед нанесением покрытия и последующей термообработки. Согласно требованиям нормативно-технической документации на пере монокристаллических лопаток недопустимо наличие отдельных рекристаллизованных зерен.

Ранее авторы работы [16] также обнаружили в хвостовике лопатки отличающиеся по ориентации зерна, сочетание которых с электроискровым прижогом от маркировки приводит к развитию разрушения при эксплуатации.

Необходимо отметить, что разрушение по усталостному механизму развивается в наиболее ослабленных местах при значительно меньшей нагрузке по сравнению с требованиями, установленными нормативно-технической документацией. Очагами разрушения являются границы рекристаллизованных зерен в основном материале лопаток даже при наличии на поверхности качественного термозащитного покрытия. В исследованных лопатках преждевременное разрушение развивалось со стороны внутренней полости лопаток с выходом на наружную поверхность, что четко прослеживается по направлению роста усталостных трещин.

При отсутствии на лопатках ослабленных участков (наличие рекристаллизованных зерен, трещин в покрытии или растратов на внутренней поверхности лопаток, возникших при удалении керамических стержней) усталостное разрушение происходит, как правило, при большей продолжительности испытаний или эксплуатации в местах механических повреждений наружной поверхности пера либо в наиболее нагруженном сечении пера лопатки – чаще всего у входной или выходной кромки вблизи замка.

### Заключения

Наличие рекристаллизованных зерен с ориентацией, отличной от ориентации основного материала, приводит к преждевременному разрушению лопатки из жаропрочного никелевого сплава как в условиях испытаний, так и при наработке на изделия.

Рекристаллизованные зерна являются наиболее уязвимым местом в структуре монокристаллической лопатки, провоцирующим разрастание усталостной трещины. При отсутствии подобных концентраторов напряжений развитие усталостных трещин возможно от внутренних дефектов структуры (например, усадочных пор) или от механических повреждений поверхности детали (грубых рисок, забоин).

### Список источников

1. Востриков А.В., Ломберг Б.С., Летников М.Н., Овсепян С.В. Современные жаропрочные деформируемые никелевые сплавы ВИАМ для деталей ГТД // Современные жаропрочные никелевые деформируемые сплавы и технологии их производства: материалы Всерос. науч.-технич. конф. (г. Москва, 24 сент. 2021 г.). М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2021. С. 5–14.
2. Каблов Е.Н., Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Мин П.Г. Металлургические основы обеспечения высокого качества монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 55–71. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-55-71.
3. Каблов Е.Н., Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. История развития технологии направленной кристаллизации и оборудования для литья лопаток газотурбинных двигателей // Труды ВИАМ. 2020. № 3 (87). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.05.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.

4. Каблов Е.Н. Роль фундаментальных исследований при создании материалов нового поколения // Тез. док. XXI Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 6 т. СПб., 2019. Т.4. С. 24.
5. Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Светлов И.Л. Монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы для турбинных лопаток перспективных ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 72–103. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-72-103.
6. Толорайя В.Н., Каблов Е.Н., Демонис И.М. Технология получения монокристаллических отливок турбинных лопаток ГТД заданной кристаллографической ориентации из ренийсодержащих жаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2004. № 1. С. 107–118.
7. Симс Ч.Т., Норман С.С., Уильман С.Х. Суперсплавы II: в 2 т. М.: Металлургия, 1995. Т. 1: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок, 384 с.
8. Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Чабина Е.Б., Оспенникова О.Г., Симонов В.Н., Пучков Ю.А. Влияние примесей и микролегирования на структуру и эксплуатационные свойства монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов. М.: ВИАМ, 2020. 335 с.
9. Ломберг Б.С., Шестакова А.А., Бакрадзе М.М., Карачевцев Ф.Н. Исследование стабильности  $\gamma'$ -фазы размером менее 100 нм в жаропрочном никелевом сплаве ВЖ175-ИД // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 4 (53). С. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-3-10.
10. Летников М.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г., Бакрадзе М.М. Влияние скорости охлаждения при закалке на микроструктуру и свойства жаропрочного деформируемого никелевого сплава ВЖ175-ИД // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 2 (55). С. 21–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-21-30.
11. Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г., Оспенникова О.Г., Алексева М.С., Громов В.И. Инженерия поверхности и эксплуатационные свойства азотированных конструкционных сталей. М.: ВИАМ, 2019. 599 с.
12. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Кудинов И.И., Головков А.Н., Генералов А.С., Князев А.В. Оценка вероятности выявления эксплуатационных дефектов в деталях авиационной техники из жаропрочных сплавов с использованием дефектоскопических жидкостей отечественного и зарубежного производства // Дефектоскопия. 2021. № 1. С. 64–71.
13. Быценко О.А., Григоренко В.Б., Лукина Е.А., Морозова Л.В. Развитие методов металлофизических исследований: методологические вопросы и практическая значимость // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 498–515. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-S-498-515.
14. Беляев М.С., Морозова Л.В., Горбовец М.А. Разрушение образцов монокристаллов экспериментального жаропрочного никелевого сплава, испытанных на многоцикловую усталость // Материаловедение. 2020. № 8. С. 7–13.
15. Григоренко В.Б., Морозова Л.В. Применение растровой электронной микроскопии для изучения начальных стадий разрушения // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 1 (50). С. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.
16. Наприенко С.А., Орлов М.Р. Разрушение монокристаллических лопаток турбины наземных ГТУ // Труды ВИАМ. 2016. № 2 (38). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.05.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-2-3-3.

#### References

1. Vostrikov A.V., Lomberg B.S., Sumynikov M.N., Ovsepyan S.V. Modern heat-resistant deformable nickel alloys of VIAM for GTD details. *Modern heat-resistant nickel deformable alloys and technologies for their production: Materials All-Rus. Scientific and Technical Conf. (Moscow, September 24, 2021) Moscow: NIC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2021, pp. 5–14.*
2. Kablov E.N., Sidorov V.V., Kablov D.E., Min P.G. The metallurgical fundamentals for high quality maintenance of single crystal heat-resistant nickel alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 5, pp. 55–71. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-55-71.
3. Kablov E.N., Echin A.B., Bondarenko Yu.A. History of development of directional crystallization technology and equipment for casting blades of gas turbine engines. *Trudy VIAM*, 2020, no. 3 (87), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 15, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
4. Kablov E.N. The role of fundamental research in the creation of materials of the new generation. *Reports of XXI Mendeleevsky Congress for General and Applied Chemistry: in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.*

5. Petrushin N.V., Ospennikova O.G., Svetlov I.L. Single-crystal Ni-based superalloys for turbine blades of advanced gas turbine engines. *Aviacionnyye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 72–103. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-72-103.
6. Toloraya V.N., Kablov E.N., Demonis I.M. The technology for obtaining monocrystalline castings of turbine blades of the GTD of a given crystallographic orientation from renius-containing heat-resistant alloys. *Aviacionnyye materialy i tehnologii*, 2004, no. 1, pp. 107–118.
7. Sims Ch.T., Norman S.S., Wilman S.Kh. Superplanes II: in 2 vols. Moscow: Metallurgiya, 1995, vol. 1: Heat-resistant materials for aerospace and industrial power plants, 384 p.
8. Sidorov V.V., Kablov D.E., Chabina E.B., Ospennikova O.G., Simonov V.N., Puchkov Yu.A. *The influence of impurities and microlegy on the structure and operational properties of monocrystals of heat-resistant nickel alloys*. Moscow: VIAM, 2020, 335 p.
9. Lomberg B.S., Shestakova A.A., Bakradze M.M., Karachevtsev F.N. The investigation of the stability of  $\gamma'$ -phase with size below 100 nm in Ni-base superalloy VZh175-ID. *Aviacionnyye materialy i tehnologii*, 2018, no. 4 (53), pp. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-4-3-10.
10. Letnikov M.N., Lomberg B.S., Ospennikova O.G., Bakradze M.M. The influence of quench rate on microstructure and mechanical properties of nickel-based wrought superalloy VZh175-ID. *Aviacionnyye materialy i tehnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 21–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-21-30.
11. Gerasimov S.A., Kuksenova L.I., Lapteva V.G., Ospennikova O.G., Alekseeva M.S., Gromov V.I. *Surface engineering and operational properties of the nitrogenized structural steels*. Moscow: VIAM, 2019, 599 p.
12. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Kudinov I.I., Golovkov A.N., Generalov A.S., Knyazev A.V. Assessment of the probability of identifying operational defects in the details of aviation equipment from heat-resistant alloys using flaw detective fluids of domestic and foreign production. *Defektoskopiya*, 2021, no. 1, pp. 64–71.
13. Bytsenko O.A., Grigorenko V.B., Lukina E.A., Morozova L.V. Development of methods for metal-physical research: methodological issues and practical significance. *Aviacionnyye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 498–515. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-498-515.
14. Belyaev M.S., Morozova L.V., Gorbovets M.A. Destruction of the samples of monocrystals of experimental heat-resistant nickel alloy, tested for multicycle fatigue. *Materialovedenie*, 2020, no. 8, pp. 7–13.
15. Grigorenko V.B., Morozova L.V. Application of the scanning electron microscopy for studying of initial destruction stages. *Aviacionnyye materialy i tehnologii*, 2018, no. 1 (50), pp. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.
16. Naprienko S.A., Orlov M.R. Damage of single-crystal turbine blades of GTP. *Trudy VIAM*, 2016, no. 2 (38), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 15, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-2-3-3.

**Информация об авторах**

**Григоренко Валентина Борисовна**, ведущий инженер, к.т.н., ПК «Салют» АО «ОДК», [info@uecrus.com](mailto:info@uecrus.com)

**Лукина Ева Александровна**, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Терехин Андрей Михайлович**, начальник центральной заводской лаборатории, к.т.н., ПК «Салют» АО «ОДК», [info@uecrus.com](mailto:info@uecrus.com)

**Information about the authors**

**Valentina B. Grigorenko**, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), PC «Salut» of JSC «United engine corporation», [info@uecrus.com](mailto:info@uecrus.com)

**Eva A. Lukina**, Head of the laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Andrey M. Terekhin**, Head of the central factory laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), PC «Salut» of JSC «United engine corporation», [info@uecrus.com](mailto:info@uecrus.com)

Статья поступила в редакцию 04.09.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 22.09.2023.  
The article was submitted 04.09.2023; approved and accepted for publication after reviewing 22.09.2023.