

УДК 620.165.79

С.А. Наприенко¹, М.Р. Орлов¹**РАЗРУШЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛОПАТОК
ТУРБИНЫ НАЗЕМНЫХ ГТУ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-2-3-3

Для идентификации механизма разрушения лопаток турбин газотурбинных установок (ГТУ) выполнены фрактографические исследования эксплуатационных разрушений монокристаллических лопаток турбин наземных ГТУ из сплавов ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ.

Для подтверждения механизма разрушения проведены механические испытания монокристаллических образцов из сплава ЖС32-ВИ в условиях кратковременного нагружения и ползучести при температуре 570°C, соответствующей условиям работы хвостовика лопаток.

Ключевые слова: монокристаллическая лопатка, ГТУ, жаропрочные сплавы ЖС26-ВИ, ЖС32-ВИ, водородное охрупчивание.

Fractures of single-crystal turbine blades of GTP of alloys GS26-VI and GS32-VI after operating damage were analyzed to identify fracture mechanism.

Single-crystal samples of alloy GS32-VI were tested under short-term loading and creep at temperature of 570°C, which corresponded to working conditions of blade tails, to confirm the fracture mechanism.

Keywords: single-crystal blades, superalloys GS26-VI, GS32-VI, GTP, hydrogen embrittlement.

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

Монокристаллические лопатки наземных газотурбинных установок (ГТУ) работают в тяжелейших условиях, так как им приходится выдерживать не только температурно-силовые нагрузки, но и сопротивляться воздействию агрессивных газовых сред. Работа в подобных условиях может приводить к хрупкому разрушению при эксплуатации. Исследование эффекта воздействия различных сред на статическую трещиностойкость монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов является актуальной задачей для обеспечения надежной работы энергетических ГТУ.

Материалы и методы

Исследование рабочих лопаток турбин из сплавов ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ [1–4] с разрушением хвостовика выполнили методами растровой электронной фрактографии и металлографии высокого разрешения на растровом электронном микроскопе JSM-6490LV [5].

Определение кристаллографической ориентации монокристалла сплава ЖС32-ВИ в составе образцов для механических испытаний выполнили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-4 в монохроматизированном $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении [6].

Механические испытания монокристаллических образцов из сплава ЖС32-ВИ [7] выполнили при температуре 570°C в условиях статического растяжения (ГОСТ 9651–84) на испытательной машине КАРПА 050 DS.

Испытания на длительную прочность образцов из сплава ЖС32-ВИ проводили при температуре 570°C (ГОСТ 10145–81) на испытательных машинах АИМА-5/2 в воздушной атмосфере с добавлением водяного пара в зону образца.

Результаты

Лопатка из сплава ЖС26-ВИ

Эксплуатационная трещина в хвостовике рабочей лопатки из сплава ЖС26-ВИ, развивающаяся вдоль паза первого зуба хвостовика лопатки от торца со стороны выходной кромки лопатки, представлена на рис. 1. Особенностью развития эксплуатационной трещины является ее ветвление. Известно, что в процессе развития как усталостных, так и статических трещин в условиях кратковременного нагружения, трещины, как правило, объединяются, и таким образом снижается энергоемкость процесса разрушения.

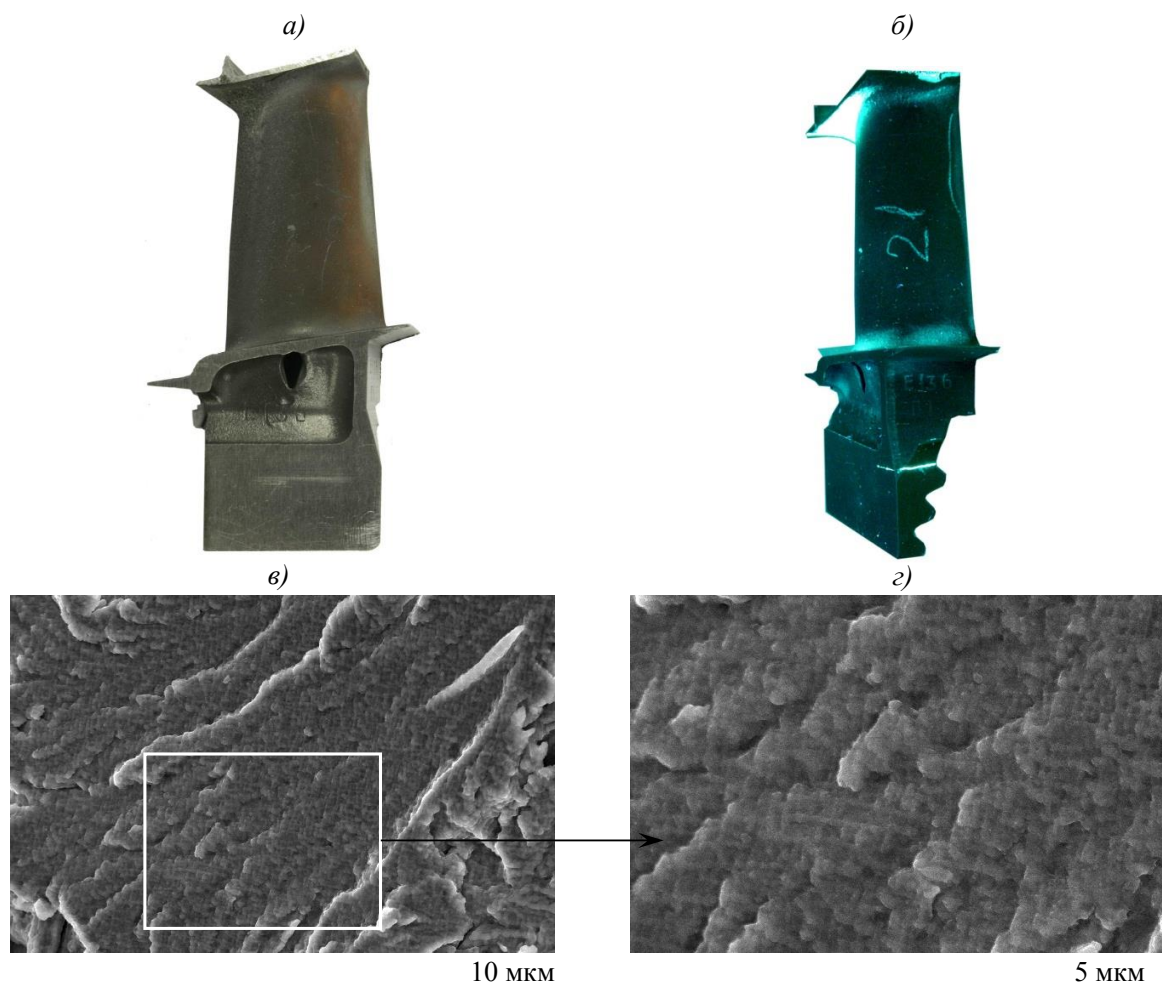


Рис. 1. Разрушение хвостовика рабочей лопатки турбины из сплава ЖС26-ВИ по пазу первого зуба:

а – внешний вид лопатки; *б* – трещина, выявленная методом капиллярного люминесцентного контроля; *в*, *г* – поверхность вскрытой трещины

Исследование поверхности вскрытой эксплуатационной трещины показало, что в процессе замедленного статического разрушения сплава ЖС26-ВИ происходит селективное окисление поверхности разрушения с формированием ячеек квадратной формы,

положение которых соответствует прослойкам γ -фазы (рис. 1, в, з). Выявленная форма ячеек, соответствующая форме упрочняющей γ' -фазы, свидетельствует о развитии замедленного разрушения монокристаллического жаропрочного сплава по кристаллографическим плоскостям $\{001\}$.

Лопатки из сплава ЖС32-ВИ

В хвостовике рабочей лопатки 1 из сплава ЖС32-ВИ трещина, развивающаяся от электроискровых прижогов (клейма) на торце со стороны выходной кромки пера, представлена на рис. 2. Особенностью развития трещины является ее траектория движения, расположенная не вдоль межзубцовой впадины, являющейся механическим концентратором напряжений, а пересекающая профиль зубьев. Второй особенностью развития эксплуатационной трещины является (как и на лопатке из сплава ЖС26-ВИ) ее ветвление (рис. 2, б–д).

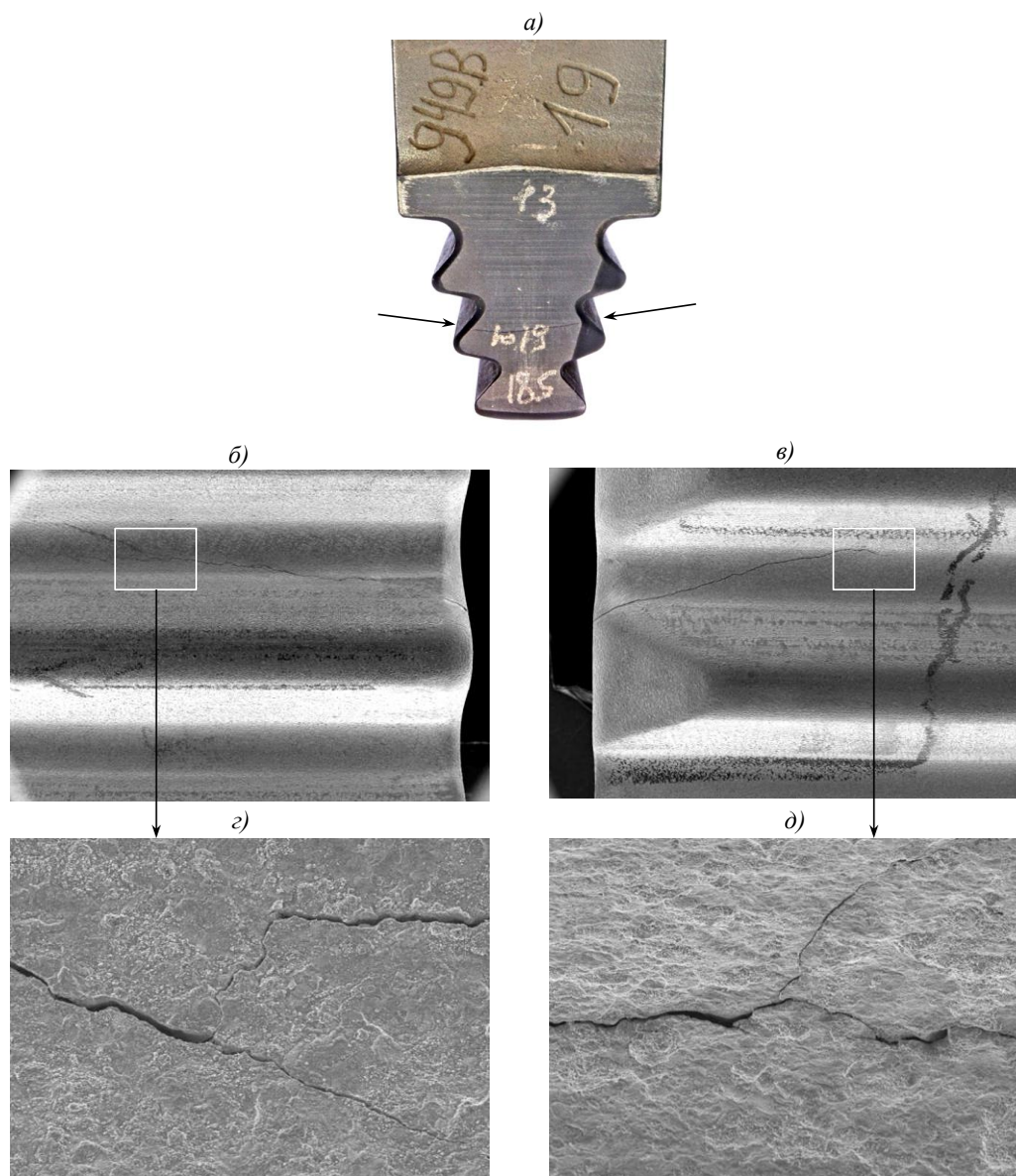


Рис. 2. Разрушение рабочей лопатки 1 из сплава ЖС32-ВИ:

а – общий вид фрагмента хвостовика лопатки с трещиной (отмечена стрелками) по электроискровым прижогам (клейму) со стороны выходной кромки; развитие статической эксплуатационной трещины по хвостовику со стороны спинки (б, в) и со стороны корыта (г, д)

Вскрыть вершину трещины для идентификации механизма ее развития не удалось. Тем не менее вскрытый излом позволил установить наличие двух зерен в хвостовике, аксиальная разориентировка которых в направлении роста осей дендритов первого порядка представлена на рис. 3, *a*.

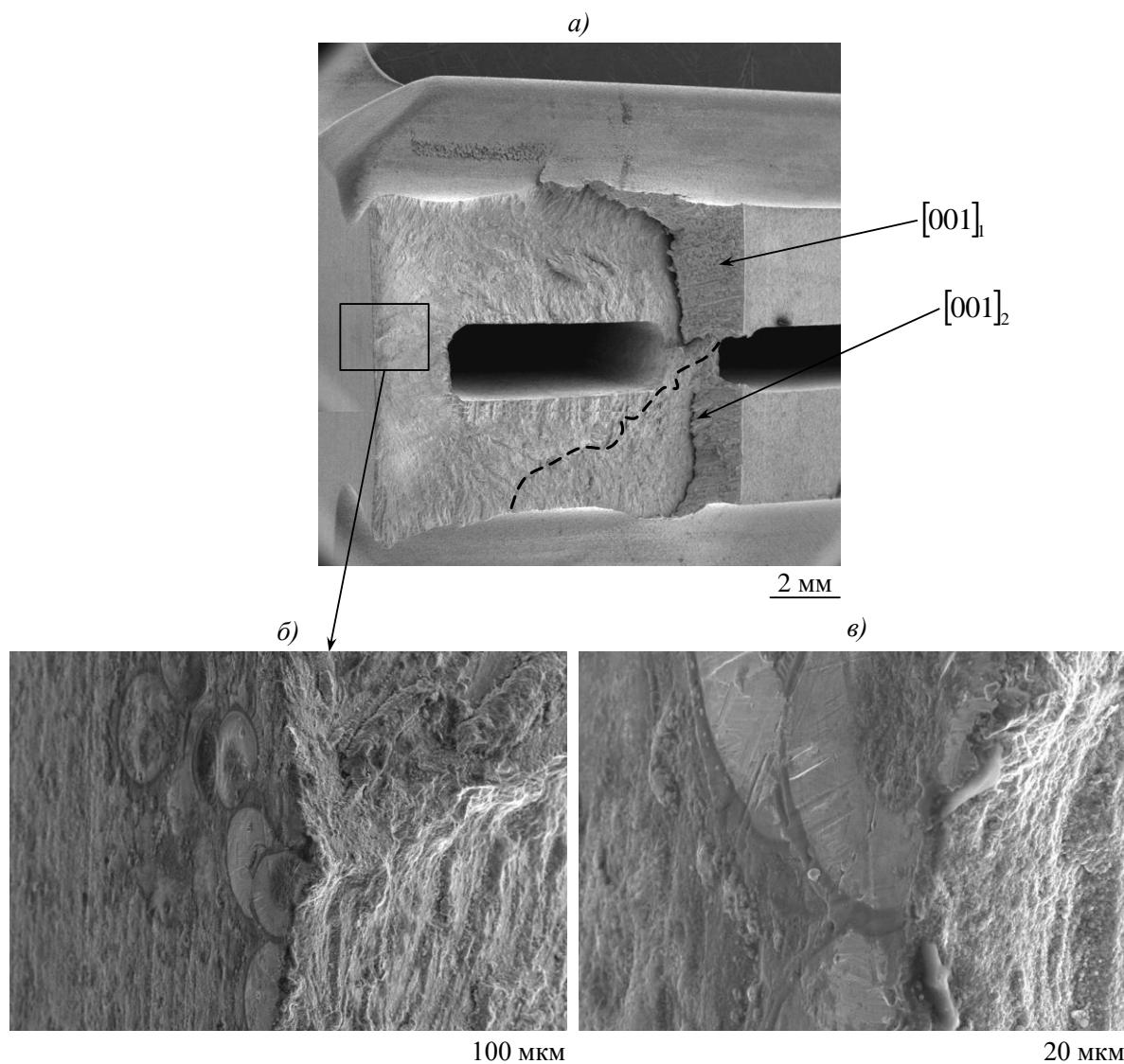


Рис. 3. Разрушение рабочей лопатки 1 из сплава ЖС32-ВИ:

a – общий вид фрагмента хвостовика лопатки со вскрытой трещиной (пунктиром отмечена граница двух зерен; стрелками отмечено направление осей первого порядка двух зерен); *б* – развитие статической эксплуатационной трещины по торцу хвостовика со стороны спинки от электроискровых прижогов (клейма); *в* – фрагмент очаговой зоны при эксплуатационном разрушении

Во впадине между третьим и вторым зубом хвостовика рабочей лопатки 2 из сплава ЖС32-ВИ со стороны спинки пера обнаружена трещина (рис. 4). После вскрытия эксплуатационной трещины в изломе обнаружены участки разрушения, непосредственно относящиеся к вершине трещины.

При исследовании поверхности эксплуатационной трещины выявлены участки с ячейками квадратной формы, аналогичными участкам на изломе лопатки из сплава ЖС26-ВИ.

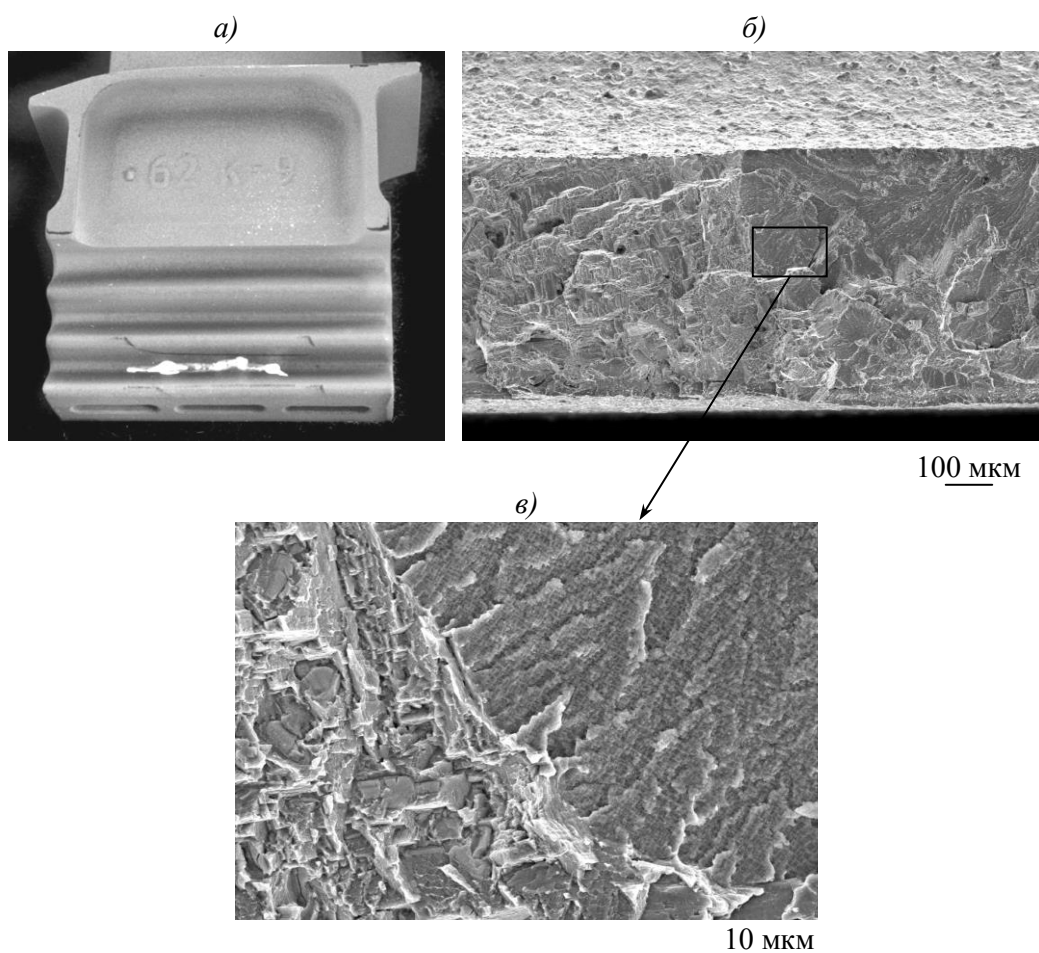


Рис. 4. Разрушение хвостовика рабочей лопатки 2 из сплава ЖС32-ВИ:

а – трещина, выявленная методом капиллярного люминесцентного контроля; *б* – поверхность вскрытой трещины в зоне ее остановки перед доломом; *в* – фронт роста статической трещины

Развитие статических трещин в монокристаллах жаропрочных никелевых сплавов по механизму замедленного разрушения по плоскостям куба $\{001\}$ характерно для статического разрушения монокристаллов никелевых сплавов в условиях воздействия водородсодержащей атмосферы (в том числе влаги, содержащейся в атмосфере, а также паров воды, образующихся при сгорании природного газа). Для этого вида разрушения характерно также ветвление трещин в процессе их движения [8].

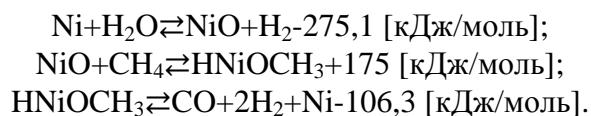
Термодинамический анализ реакций диссоциации водяного пара, образующегося в результате горения, и паровой конверсии метана показал возможность образования водорода в камере сгорания ГТУ по реакциям [8]:



Анализ температурных зависимостей энергии Гиббса ($\Delta G(T) = 206,15 - 0,253T$, кДж/моль) показывает, что образование водорода по реакции (2) становится возможным при температурах $>550^\circ\text{C}$.

Образование водорода также возможно в результате каталитических процессов превращения метана на поверхности никелевых сплавов. Известно, что никель является активным катализатором превращения углеводородов в химической и нефтехимиче-

ской промышленности [9]. В работе [10] предложен следующий механизм паровой конверсии метана на поверхности никелевого катализатора при 700°C:



В работе [8] показано, что для монокристаллических сплавов ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ пороговые значения напряжения, соответствующие началу движения водородной трещины, ниже предела текучести материала $\sigma_{0,2}$.

Для проверки механизма статического разрушения монокристаллов никелевых сплавов в условиях воздействия водородсодержащей атмосферы и определения температурно-силовых условий его реализации проведены механические испытания монокристаллических образцов из сплава ЖС32-ВИ в паровоздушной атмосфере.

Механические испытания

Дальнейшие исследования продолжали на монокристаллических образцах из сплава ЖС32-ВИ [11]. Для определения условий нагружения монокристаллических образцов из сплава ЖС32-ВИ с целью моделирования эксплуатационного разрушения хвостовиков рабочих лопаток выполнен анализ расчетов тепловых полей и эквивалентных напряжений лопаток в зоне зарождения и развития трещин.

Испытания образцов проводили в воздушной атмосфере с добавлением пара дистиллированной воды в зону нагрева из расчета расхода воды 0,15 г/с. Условия испытаний установлены в соответствии с расчетной величиной длительной прочности на базе 25000 ч для критических сечений хвостовика рабочих лопаток турбины: температура 570°C, нагрузка $\sigma=900$ МПа.

Результаты испытаний представлены в табл. 1.

Таблица 1

Результаты испытаний на длительную прочность и внешний вид монокристаллических образцов из сплава ЖС32-ВИ во влажной атмосфере при температуре 570°C и нагрузке $\sigma=900$ МПа



Условный номер образца	Продолжительность нагружения, ч	Состояние образца	Вид образца после испытаний
1	484	Снят с испытаний	
2	–	Разрушился при нагружении	
3	1,5	Разрушился	
4	–	Разрушился при нагружении	
5	866	Снят с испытаний	

Образцы 6 и 7 испытаны при температуре 570°C с записью диаграммы нагружения в координатах «напряжение (σ)–деформация (ϵ)» с определением модуля упругости

(E), пределов текучести ($\sigma_{0,2}$) и кратковременной прочности (σ_b). Диаграммы растяжения образцов 6 и 7 представлены на рис. 5. Результаты механических испытаний при растяжении при 570°C образцов 6 и 7 представлены в табл. 2.

Таблица 2

Механические свойства и внешний вид монокристаллических образцов из сплава ЖС32-ВИ при кратковременных испытаниях при растяжении при 570°C

Условный номер образца	Модуль упругости E , ГПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$	Предел прочности σ_b	Удлинение δ , %	Вид образца после испытаний
		МПа			
6	117	887	1090	6,0	
7	186	776	831	10,4	

Испытания монокристаллических образцов на кратковременную прочность при рабочей температуре хвостовика рабочих лопаток показали, что предел текучести $\sigma_{0,2}$ образца 7 ниже расчетной величины действующих в критических сечениях хвостовика лопатки напряжений (788 МПа), а предел кратковременной прочности σ_b образца 7 ниже расчетных значений пределов длительной прочности на базе 25000 ч для температурно-силовых условий нагружения в критических сечениях хвостовика лопатки (905 МПа). Низкие значения прочностных характеристик образца 7 из сплава ЖС32-ВИ, существенно уступающие значениям прочностных характеристик, принятым в расчетах запасов прочности в критических сечениях хвостовика рабочей лопатки, обусловлены снижением свойств монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов в диапазоне температур 500–750°C, а также неблагоприятной кристаллографической ориентацией (КГО) сплава [12].

Известно [12, 13], что в диапазоне рабочих температур хвостовика турбинных лопаток пластическая деформация монокристаллических жаропрочных сплавов при кратковременном нагружении осуществляется сдвигом в системе наилегчайшего скольжения $\{111\}\langle 110\rangle$. Напряжение сдвига $\tau_{кр}$ в системе скольжения определяется фактором Шмида (F), учитывающим величину угла φ между осью нагружения образца и нормалью к плоскости скольжения монокристалла, а также величину угла λ между осью нагружения и направлением скольжения:

$$F = \cos\varphi \cdot \cos\lambda, \tau_{кр} = \sigma_{0,2} \cdot F. \quad (3)$$

В связи с тем, что напряжение сдвига $\tau_{кр}$ жаропрочного никелевого сплава при фиксированной температуре является величиной постоянной, предел текучести монокристаллического сплава при кратковременном нагружении определяется величиной фактора Шмида (или КГО сплава относительно оси нагружения):

$$\sigma_{0,2} = \frac{\tau_{кр}}{F}. \quad (4)$$

Для образцов, испытанных на кратковременную прочность при 570°C, методом рентгеноструктурного анализа на резьбовых частях (не подвергавшихся пластической деформации при механических испытаниях) определена аксиальная КГО сплава относительно оси образцов (полная привязка оси образца к трем кристаллографическим направлениям сплава [001], [011], [111]), рассчитаны значения фактора Шмида (F), по формуле (3) определено значение величины напряжения сдвига $\tau_{кр}$ в системе наилегчайшего скольжения $\{111\}\langle 110\rangle$, а также рассчитаны значения модуля упругости E

при температуре 570°C на основании данных КГО и температурных зависимостей компонент матрицы упругих податливостей никелевого сплава типа ЖС [14, 15].

Данные КГО и расчетные значения характеристик монокристаллических образцов 6 и 7 из сплава ЖС32-ВИ приведены в табл. 3. Среднее значение напряжения сдвига $\tau_{кр}$ в системе наилегчайшего скольжения $\{111\}\langle 110\rangle$ сплава ЖС32-ВИ при температуре 570°C, определенное по результатам испытаний образцов 6 и 7, составляет 373 МПа.

Таблица 3

Данные КГО и расчетные значения характеристик монокристаллических образцов 6 и 7 из сплава ЖС32-ВИ при растяжении при температуре 570°C

Условный номер образца	КГО, град			Фактор Шмида F	Модуль упругости E , ГПа	Напряжение сдвига $\tau_{кр}$, МПа
	$\Delta\theta_{001}$	$\Delta\theta_{011}$	$\Delta\theta_{111}$			
6	4	42	51	0,428	117,4	380
7	37	9	31	0,472	195,9	366

Для образцов, испытанных на длительную прочность при 570°C, определена КГО: положение оси образца относительно трех кристаллографических направлений $[001]$, $[011]$, $[111]$ монокристаллического сплава. По данным КГО рассчитаны значения фактора Шмида (F) и значения модуля упругости E при температуре 570°C (табл. 4.)

Таблица 4

Рассчитанные значения фактора Шмида (F), предела текучести $\sigma_{0,2}$ и модуля упругости E на основании данных КГО и температурных зависимостей компонент матрицы упругих податливостей при температуре 570°C

Условный номер образца	КГО, град			Фактор Шмида F	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Модуль упругости E , ГПа
	$\Delta\theta_{001}$	$\Delta\theta_{011}$	$\Delta\theta_{111}$			
1	37	23	20	0,449	830	210,1
2	33	14	33	0,487	765	182,4
3	14	36	41	0,455	820	128,7
4	32	15	34	0,490	762	178,5
5	52	34	3	0,295	1266	273,3

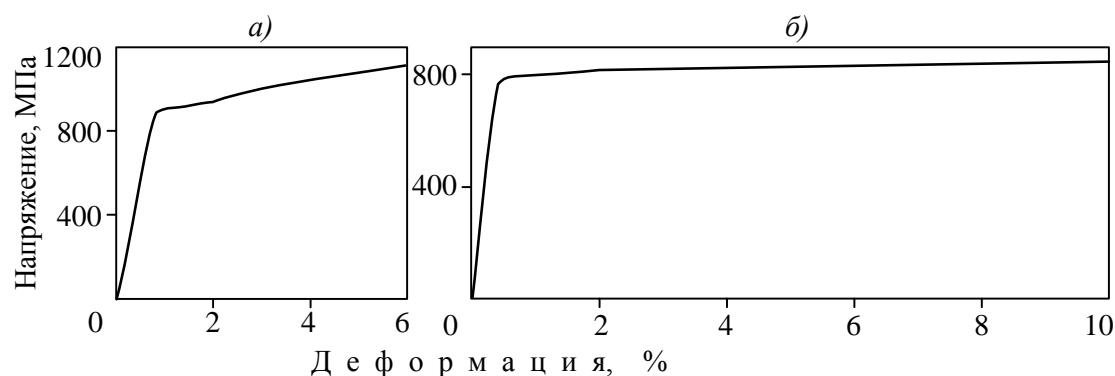


Рис. 5. Диаграммы растяжения монокристаллических образцов 6 (а) и 7 (б) из сплава ЖС32-ВИ при 570°C

Видно, что рассчитанный предел текучести $\sigma_{0,2}$ всех разрушившихся при испытаниях на длительную прочность монокристаллических образцов из сплава ЖС32-ВИ ниже заложенных в расчеты значений длительной прочности в критических сечениях хвостовика. Для образцов 2 и 4 рассчитанный предел текучести при рабочей температуре хвостовика ниже уровня действующих температурно-силовых нагрузок в критиче-

ском сечении хвостовика лопатки ($\sigma=788$ МПа при температуре $597,9^\circ\text{C}$). Последнее означает, что в критических сечениях хвостовика лопатки в процессе эксплуатации реализуется пластическая деформация монокристаллического сплава ЖС32-ВИ, сопровождающаяся его упрочнением до величины действующих напряжений в соответствии с диаграммой деформации (рис. 5, а).

Исследование изломов образцов жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ

Как видно из представленных в табл. 1 и 2 данных, образцы, испытанные на длительную прочность и разрушившиеся при нагружении, имеют характерный вид излома (рис. 6): пластический сдвиг по плоскости, расположенной под углом к оси образца, соответствующей плоскости наилегчайшего скольжения монокристаллического жаропрочного сплава (образцы 2 и 4). Во всем объеме рабочей части этих образцов наблюдается значительная пластическая деформация, сопровождающаяся изменением геометрической формы сечения рабочей части образца – от окружности к эллипсу. Этот вид разрушения соответствует кратковременному статическому разрушению монокристаллических образцов (образцы 6 и 7).

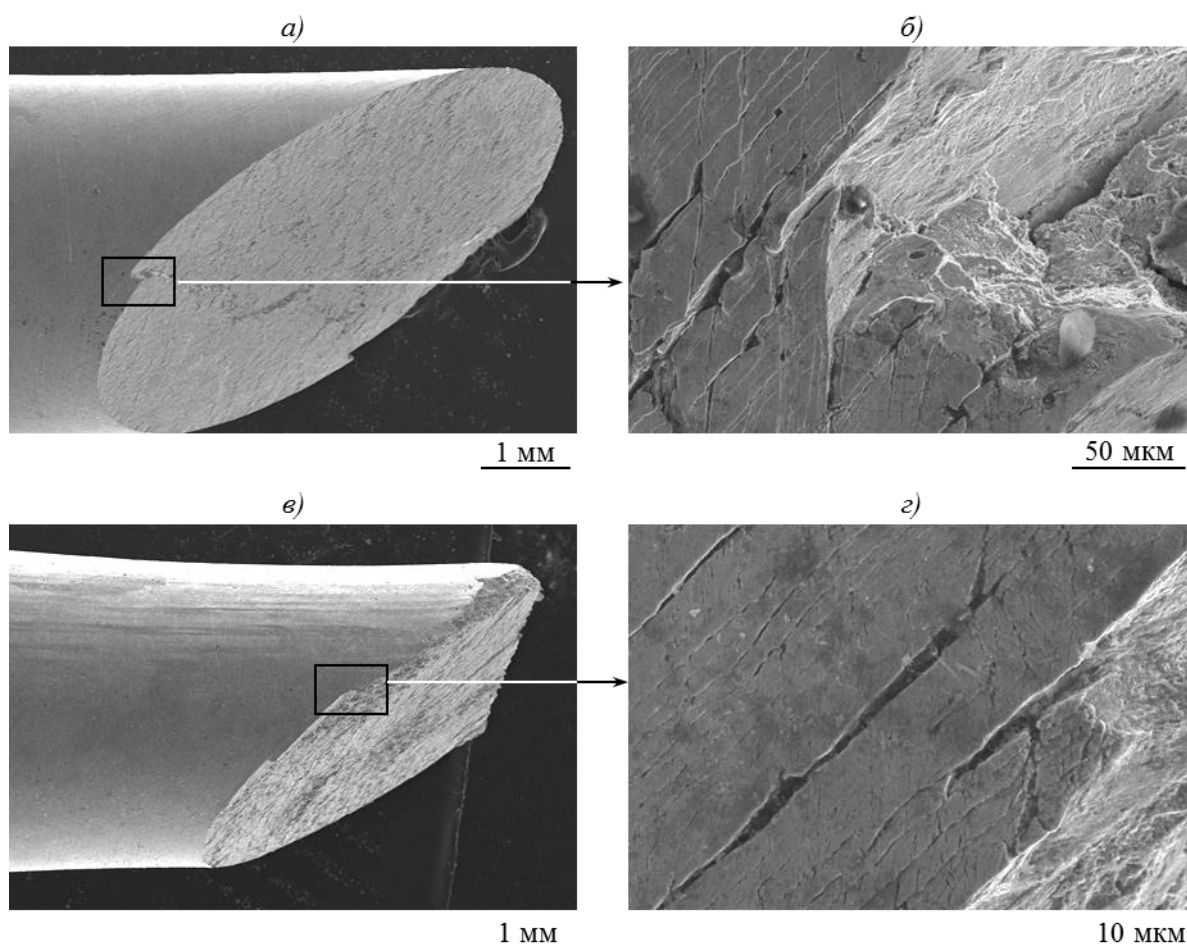


Рис. 6. Разрушение монокристаллических образцов (а–б – образец 7; в–г – образец 4) из сплава ЖС32-ВИ при 570°C по механизму пластического сдвига по плоскостям системы наилегчайшего скольжения $\{111\}\langle 110\rangle$

Разрушение образцов по механизму пластического сдвига при испытаниях на длительную прочность свидетельствует о том, что предел текучести этих образцов был ниже приложенной нагрузки, и в процессе нагружения образцы деформировались по механизму пластического сдвига. В процессе пластической деформации происходило деформационное упрочнение образцов согласно диаграмме растяжения – например, образца *б* (рис. 5, *а*). В случае если предел кратковременной прочности был ниже заданной нагрузки (900 МПа), разрушение происходило в процессе нагружения; если предел кратковременной прочности превосходил 900 МПа, образцы продолжали испытывать на длительную прочность, при этом пластическая деформация осуществлялась по механизму ползучести.

Разрушение образца *3* реализовано в плоскости, ориентированной перпендикулярно оси нагружения (рис. 7). Для этого образца расчетный предел текучести также был ниже нагрузки при испытаниях на длительную прочность. Однако КГО сплава в этом образце способствовало множественному скольжению в кристаллографических плоскостях $\{111\}$ системы наилегчайшего скольжения $\{111\}\langle 110\rangle$ в процессе пластической деформации, что приводило к взаимной блокировке полос скольжения сплава. В этом случае началом разрушения образца при длительной выдержке под нагрузкой 900 МПа при 570°C был механизм замедленного разрушения в плоскости (001) с участием окислительно-восстановительного воздействия окружающей среды, идентичный механизму разрушения хвостовиков лопаток турбины из сплавов ЖС32-ВИ (см. рис. 4) и ЖС26-ВИ (см. рис. 1).

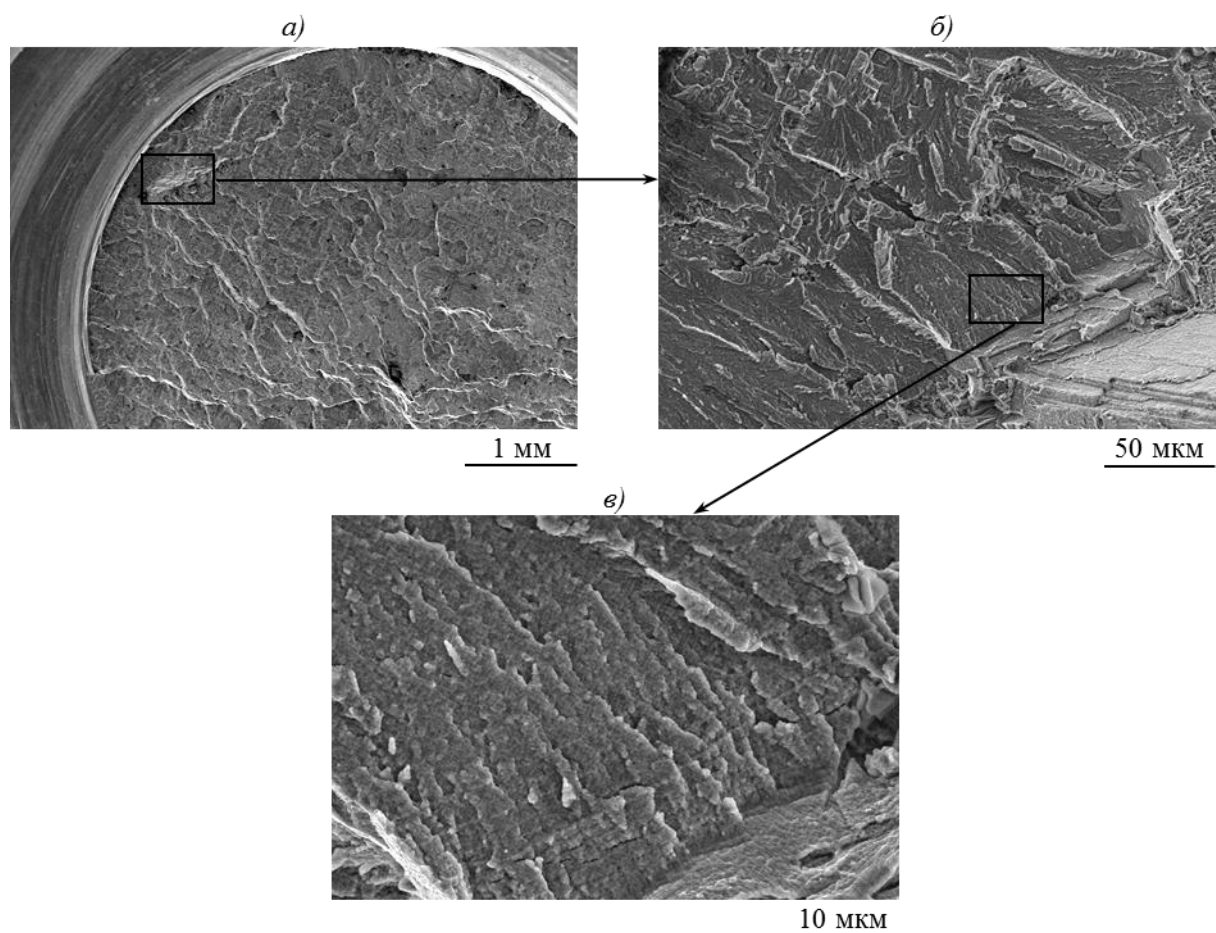


Рис. 7. Разрушение образца *3* при испытаниях на длительную прочность при нагрузке 900 МПа и температуре 570°C:

а – общий вид поверхности разрушения; *б*, *в* – фронт замедленного роста статической трещины перед разрушением образца

Исследования влияния водородсодержащей среды на механизм замедленного разрушения монокристаллического сплава ЖС32-ВИ по кристаллографическим плоскостям {100} при комнатной температуре показали [15], что реализация исследованного механизма разрушения становится возможной при достижении приложенной нагрузки, соответствующей пределу текучести $\sigma_{0,2}$.

Основываясь на анализе результатов механических испытаний, фрактографическом анализе механизмов разрушения, расчетах значений фактора Шмида (F) и предела текучести $\sigma_{0,2}$, по данным КГО и температурным зависимостям компонент матрицы упругих податливостей при температуре 570°C, можно констатировать, что условию $\sigma_{0,2} > 905$ МПа соответствует область КГО, отвечающая диапазону углов отклонения кристаллографической оси [111] монокристаллического сплава ЖС32-ВИ относительно оси Z лопатки в пределах 10 град.

Обсуждение и заключения

Установлен механизм замедленного разрушения монокристаллических лопаток из жаропрочных никелевых сплавов ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ в кристаллографическом направлении [001] при эксплуатации ГТУ, работающих на природном газе.

Результатами испытаний, моделирующими условия работы хвостовиков лопаток турбины ГТУ, подтверждено замедленное разрушение жаропрочных монокристаллических никелевых сплавов ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ в условиях водородного охрупчивания.

Показано, что для температурно-силовых условий работы хвостовиков рабочих лопаток турбин наземных ГТУ более предпочтительной является область с КГО [111] монокристаллического сплава ЖС32-ВИ с отклонением не более 10 град от оси Z лопаток.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках Соглашения о предоставлении субсидии №14.595.21.0002 от 22.08.2014 г., уникальный идентификатор №RFMEFI59514X0002, с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания ФГУП «ВИАМ».

ЛИТЕРАТУРА

1. 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.
2. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Сулова В.А. Каблов Д.Е. Развитие процесса направленной кристаллизации лопаток ГТД из жаропрочных и интерметаллидных сплавов с монокристаллической структурой // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение»*. 2011. №SP2. С. 20–25.
3. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2006. 632 с.
4. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Каблов Д.Е. Особенности структуры и жаропрочных свойств монокристаллов <001> высокорениевого никелевого жаропрочного сплава, полученного в условиях высокоградиентной направленной кристаллизации // *Авиационные материалы и технологии*. 2011. №4. С. 25–31.
5. Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2013. № 5. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.02.2015).
6. Назаркин Р.М. Рентгенодифракционные методики прецизионного определения параметров кристаллических решеток никелевых жаропрочных сплавов (краткий обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 41–48.

7. Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. Новая промышленная высокоградиентная установка УВНС-6 для получения лопаток и других деталей ГТД из литейных жаропрочных и интерметаллидных сплавов с монокристаллической структурой // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. №4. С. 31–36.
8. Орлов М.Р., Якимова М.С., Летов А.Ф. Анализ работоспособности монокристаллических лопаток турбины высокого давления в составе наземных газотурбинных установок // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №5. С. 399–407.
9. Крылов О.В. Гетерогенный катализ. М.: Академкнига, 2004. 679 с.
10. Степанов А.В. Получение водорода и водородсодержащих газов. Киев: Наукова думка, 1982. 312 с.
11. Толорайя В.Н., Каблов Е.Н., Орехов Н.Г. Технологии литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД и ГТУ // *Авиационные материалы и технологии*. 2003. №1. С. 63–79.
12. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1977, 336 с.
13. Оспенникова О.Г., Орлов М.Р., Автаев В.В. Анизотропия упругопластических характеристик жаропрочных никелевых сплавов – основа конструирования монокристаллических турбинных лопаток // *Деформация и разрушение материалов*. 2013. №11. С. 12–19.
14. Кривко А.И., Епишин А.И., Светлов И.Л., Самойлов А.И. Упругие свойства монокристаллов никелевых сплавов // *Проблемы прочности*. 1988. №2. С. 68–75.
15. Светлов И.Л., Суханов Н.Н., Кривко А.И. Температурная зависимость характеристик кратковременной прочности, модуля Юнга и коэффициента линейного расширения монокристаллов сплава ЖС6Ф // *Проблемы прочности*. 1987. №4. С. 51–56.