

## МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

---

---

УДК 629.7.023.224

DOI:10.34759/vst-2020-4-229-240

### ТРАНСФОРМАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЖАРОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ЛОПАТКИ ТУРБИНЫ

Ильинкова Т.А.<sup>1\*</sup>, Ильинков А.В.<sup>1\*\*</sup>, Клишкин Ю.О.<sup>1\*\*\*</sup>,  
Живушкин А.А.<sup>2\*\*\*\*</sup>, Будиновский С.А.<sup>3\*\*\*\*\*</sup>

<sup>1</sup> Казанский национальный исследовательский технический университет имени А.Н. Туполева –  
КАИ (КНИТУ-КАИ),  
ул. К. Маркса, 10, Казань, 420111, Россия

<sup>2</sup> ОДК-Климов,  
ул. Кантемировская, 11, Санкт-Петербург, 194100, Россия

<sup>3</sup> Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов (ВИАМ),  
ул. Радио, 17, Москва, 105005, Россия

\* e-mail: pochta20006@bk.ru

\*\* e-mail: ailinkov@mail.ru

\*\*\* e-mail: yurakl@mail.ru

\*\*\*\* e-mail: azhivush@gmail.com

\*\*\*\*\* e-mail: admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 04.08.2020

Проведены термоциклические испытания неохлаждаемых рабочих лопаток 2-й ступени турбины вертолетного ГТД из сплава с жаростойким покрытием состава Ni-20Co-20Cr-12Al-Ti-Y+Al-5Si-B. Испытания проведены на специальном стенде, обеспечивающем реализацию исследованных термоциклов, возникающих при эксплуатации ГТД. После определенной тепловой наработки лопатки снимались с испытаний. Исследовались изменения состава, микроструктуры и микромеханических свойств жаростойкого покрытия в наиболее нагруженной части лопаток. Выявлены деградационные процессы в виде диффузии хрома и алюминия, снижения микротвердости и упругости покрытия, роста ползучести и доли работы, затраченной на пластическое деформирование. Выявленные деградационные процессы в целом не оказали влияния на работоспособность лопаток с покрытием.

*Ключевые слова:* лопатка турбины, двухслойное жаростойкое покрытие, термическая усталость, диффузия алюминия и хрома, микроструктура, микромеханические свойства.

## Введение

Жаростойкие покрытия предназначены для защиты жаропрочных материалов и сплавов от окислительной коррозии при температурах выше 600 °С. Эффективность защитных свойств покрытий определяется их структурой и химическим составом.

Вакуумные ионно-плазменные методы нанесения жаростойких покрытий на лопатки турбины ГТД в настоящее время получили весьма широкое распространение, благодаря большому разнообразию элементного и фазового состава получаемых покрытий и высокому уровню свойств. Комплексное введение в покрытие Ni, Co, Pt, Pd, а также Y- и Hf-элементов, которые увеличивают сцепление пленки  $Al_2O_3$  с основой, повышает сопротивление высокотемпературному окислению [1–3].

В настоящее время жаростойкие покрытия имеют сложный состав: Me (Ni,Co)-Cr-Al-Y, Al-Si-Ni-Y, Ni-Cr-Al-Y, Co-Cr-Al-Y, Ni-Co-Al-Y, Ni-Co-Cr-Al-Y-Hf-Si и др.

На выбор состава покрытия влияют следующие факторы:

- минимальное различие коэффициентов термического расширения покрытия и сплава детали;
- значения рабочих температур и состав окислительной среды, определяющие условия формирования защитных пленок, интенсивность диффузионных процессов и скорость деградации защитных свойств покрытия;
- степень влияния покрытия на сопротивление усталости деталей;
- способ нанесения покрытия, возможности дальнейшей обработки с целью повышения прочности сцепления, плотности, шероховатости и т.д.

По структуре современные жаростойкие покрытия являются либо двухфазными, либо многофазными. Основной фазой является NiAl ( $\beta$ -фаза), в которой распределены включения карбидов и интерметаллидов;  $\beta$ -фаза является наиболее жаропрочной, тугоплавкой, однако она сообщает покрытию хрупкость. Для повышения ее стабильности в состав покрытия дополнительно вводятся легирующие элементы (Ta, Hf, Y, Si и др.). Присутствие пластичного  $\gamma$ -твердого раствора способствует повышению сопротивления термической усталости,  $\gamma'$ -фаза ( $Ni_3Al$ ) повышает жаростойкость и жаропрочность [4, 5].

Жаростойкие покрытия на лопатках ГТД могут иметь различный состав на различных участ-

ках. Так, авторы патентов [6, 7] предлагают создавать покрытие с градиентом хрома и алюминия по профилю пера лопатки и тем самым обеспечивать повышенную устойчивость покрытия при эксплуатации.

В настоящее время жаростойкие многослойные покрытия создаются не только для металлических деталей и узлов ГТД, но и для перспективных композиционных материалов для ракетной техники, в частности углерод-углеродных. Так, авторы [8] предложили многослойное жаростойкое покрытие состава:  $Al_2O_3$ - $TiO_2$ - $LaB_6$   $LaB_6$ - $Ni_{22}Cr_{10}AlY$ - $ZrN$  — для этих изделий.

Чередующиеся слои керамики из тугоплавких окислов металлов и пластичного металла позволяют создавать многофункциональные покрытия: жаростойкие и теплозащитные. В таких покрытиях слои керамики дополнительно содержат не более 40% пластичного металла [9], а компенсационные слои дополнительно содержат не более 20% тугоплавких окислов, при этом каждый компенсационный слой из пластичного металла имеет толщину не более 100 нм и в 1,5–20 раз меньше толщины слоя керамики. Однако создание таких покрытий — достаточно сложная задача, которая зачастую требует применения различных технологических процессов: диффузионного насыщения, вакуумно-плазменного напыления, плазменного напыления [10].

По особенностям технологий нанесения жаростойких покрытий различают диффузионные (алюминидные) и конденсационные покрытия, которые характеризуются большим разнообразием фаз.

Создание комбинированных конденсационно-диффузионных покрытий возможно при использовании вакуумной плазменной технологии высоких энергий [11]. Это позволяет значительно повысить их жаростойкость и сопротивление термической усталости при температурах 1423–1473 К. В настоящее время наиболее распространенным способом повышения жаростойкости ионно-плазменных покрытий стало нанесение их в несколько слоев [12], в том числе и с предварительной имплантацией ионов редкоземельных металлов в поверхность сплава-основы [13, 14]. Ионно-имплантационную обработку поверхности лопатки проводят ионами по крайней мере одного из элементов: Nb, Pt, Yb, Y, La, Hf, Cr, Si, Pd, Ag с получением микро- и нанослоев. Данная обработка способствует повышению жаростойкости покрытия при одновременном повышении циклической прочности деталей с покрытием.

Для повышения фазовой стабильности слоя и рабочей температуры покрытия в целом внутренний подслои делают из сплавов системы Ni-Cr-Al-R (марки СДП, ВЖМС), где R — один из тугоплавких элементов (Re, Ta, W, Ru, Hf, Y, Zr и др.) [15]. При этом внутренний подслой выполняет функцию демпфера, поскольку его изготавливают из сплавов, имеющих значения коэффициента термического расширения и модуля упругости, промежуточные между соответствующими характеристиками сплава основы и сплава внешнего слоя покрытия на основе моноалюминида никеля. Это снижает риск растрескивания и отслаивания покрытия при сменах теплового режима.

Внешний слой формируют с использованием алюминидных сплавов систем Al-Si-Y, Al-Si-B, Al-Ni-Cr-Y и др. (марки ВСДП -11, ВСДП-13, ВСДП-16) [15]. В их состав входят элементы (Hf, Y, редкоземельные металлы), стабилизирующие защитную плёнку на основе оксида алюминия на поверхности внешнего слоя покрытия. Внешний слой покрытия на основе сплава обладает более высокими показателями сопротивления к окислению и коррозии в продуктах горения топлива.

В процессе эксплуатации в жаростойких покрытиях протекают диффузионные, окислительные процессы [16, 17], приводящие к трансформации химического состава покрытия и деградации защитных свойств покрытия.

Поэтому испытания жаростойких и термоабразивных с жаростойким подслоем покрытий в условиях малоциклового и многоциклового усталости позволяют совершенствовать составы и технологии нанесения покрытий (подготовку поверхности детали перед нанесением покрытия, режимы, толщины отдельных слоев покрытия, последующую термическую обработку, параметры шероховатости поверхности и т.п.) и, таким образом, повышать надежность ответственных деталей газотурбинных двигателей [18—26].

При проведении высокотемпературных циклических испытаний важна не только оценка долговечности изделий или образцов с покрытием в заданных условиях, но и исследование повреждаемости покрытий на микроуровне. Это позволяет понять микромеханизмы разрушения системы «покрытие-сплав» и тем самым совершенствовать технологию. При этом микромеханизмы повреждаемости покрытий могут различаться в зависимости от того, проводятся ли испытания на модельных образцах или реальных деталях, а также реализуются ли условия рабочих внешних нагрузок при проведении испытаний. Поэтому целью

настоящего работы является исследование поведения жаростойкого ионно-плазменного покрытия типа СДП-1Т + ВСДП-13 на неохлаждаемых рабочих лопатках 2-й ступени турбины вертолетного ГТД в условиях термоциклических испытаний, близких к эксплуатационным, исследование изменений, происходящих в составе, структуре и механических свойствах на микроуровне.

### Методика испытаний и исследований

В работе исследовались неохлаждаемые рабочие лопатки 2-й ступени турбины вертолетного ГТД, изготовленные из сплава ВЖЛ-21. Сплав ВЖЛ-21 является новым литейным поликристаллическим жаропрочным сплавом на никелевой основе пониженной плотности. По удельной прочности он превосходит широко распространённый в промышленности сплав ЖС6У. В его состав входят 5,4 %Al; 3,8 %Mo; 2,5 % Ti; 0,12 % C, а также Cr, W, Co, B, La, Zr. Суммарное содержание тугоплавких элементов, в том числе Ta, сведено к минимуму для снижения плотности. Сплав обладает повышенной пластичностью при комнатной температуре, что обусловлено благоприятной формой карбидных частиц и их распределением в матрице.

Жаростойкое покрытие было нанесено по серийной технологии на установке МАП-2 последовательным осаждением на поверхность рабочих лопаток конденсированного слоя СДП-1Т состава Ni-20Co-20Cr-12Al-Ti-Y (внутренний слой) и диффузионного слоя ВСДП-13 состава Al-5Si-B (внешний слой).

Конденсированный и диффузионный слои последовательно наносились на лопатки в вакууме при заданных параметрах тока дуги и напряжении смещения в течение 200—220 мин и 60—65 мин соответственно. По окончании процесса напыления была проведена вакуумная термообработка лопаток при температуре 1000 °С в течение 240 мин для окончательного формирования структуры и фазового состава покрытия.

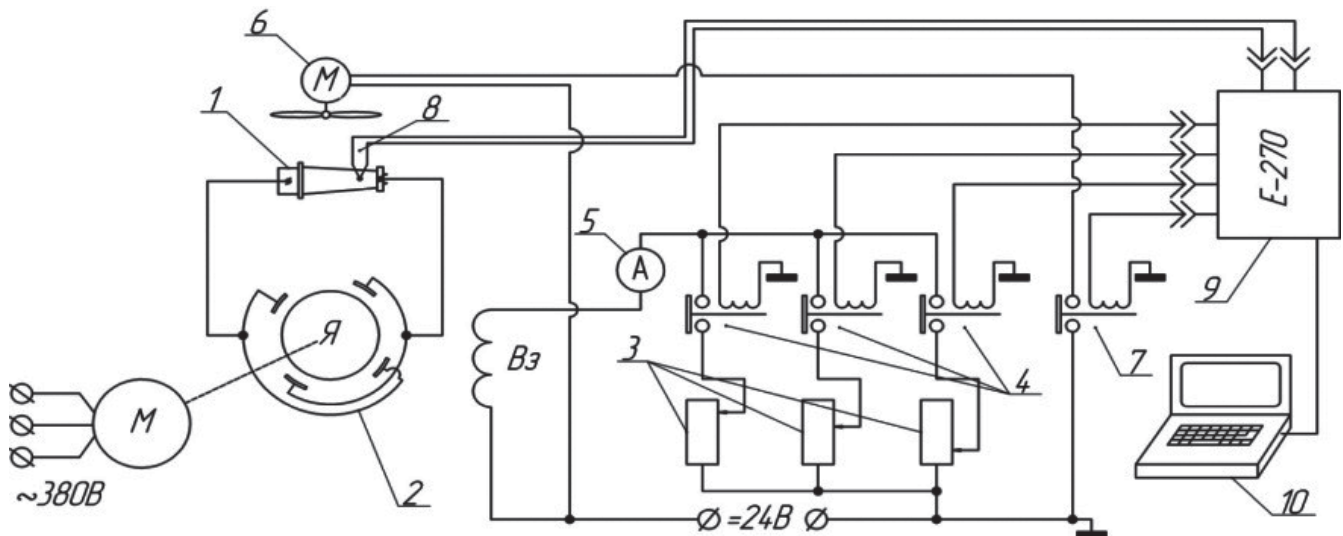
Сравнительные испытания лопаток с покрытием и без покрытия были проведены в идентичных условиях на специальном испытательном стенде с помощью методики, обеспечивающей воспроизводимость термоцикла при его многократных повторениях. Принцип действия экспериментальной установки заключался в омическом нагреве испытываемой лопатки постоянным электрическим током, изменяющимся по заданному алгоритму. Экспериментальная установка (схема на рис. 1, а) состоит из зажима для крепления ло-

патки с токоподводами 1, источника постоянного тока 2 и системы управления нагревом. В систему управления нагревом лопатки входят реостаты 3, электромагнитное реле 4, управляемый вентилятор 6, включаемый от отдельного реле 7. Изменение тока возбуждения осуществляется переключением реостатов 3. Коммутация производится блоком электромагнитных реле 4. Контроль тока выполняется с помощью амперметра 5. Контроль температуры лопатки проводился при помощи термопары с разнесенным спаем 8 типа ТХА, приваренной в зоне максимального нагрева лопатки. Измерение сигнала термопары и включение реле выполнялось аналого-цифровым преобразователем 9 типа E-270 USB, управляемым компьютером 10. Для настройки режимов нагрева и охлаждения, проведения испытаний была написана специальная программа, с помощью

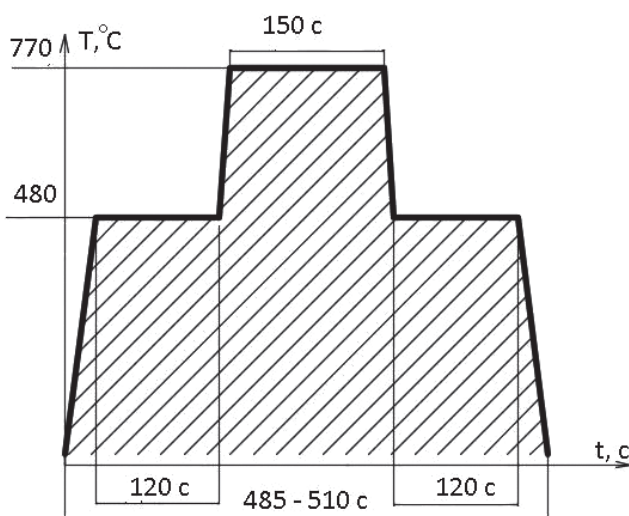
которой был реализован термический цикл, полностью соответствующий реальному, установленному при испытаниях ГТД (рис. 1, б).

Перед началом испытания лопатки выполнялась настройка каждого режима вручную. После определенного количества термоциклов лопатка снималась с испытаний и подвергалась порезке на электроискровом станке в наиболее нагруженной части. Из полученных темплетов изготавливались микрошлифы по стандартной методике.

Характер зарождения и распространения трещин в покрытии определялся на электронном сканирующем микроскопе JSM6460-LV (Германия) в режиме вторичных электронов. Микрохимический состав покрытий в исходном состоянии и после испытания исследовали методами интегрального и поточечного анализа на энергодисперсионной приставке INCA ENERGY 300.



а)



б)

Микромеханические характеристики покрытий оценивались по ГОСТ Р 8.748-2011 (ИСО 14577-1:2002) [27] на динамическом ультрамикротестере Shimadzu DUN-211 (Япония). Для измерений был использован индентор Берковича. Нагрузка при испытаниях составила 101 мН, выдержка при максимальной нагрузке 28 с. Выбранные параметры измерений позволили определить механические свойства в каждом из слоев покрытия. По результатам измерения автоматически

Рис. 1. Техника проведения термоциклических испытаний: а — испытательный стенд; б — термический цикл испытаний



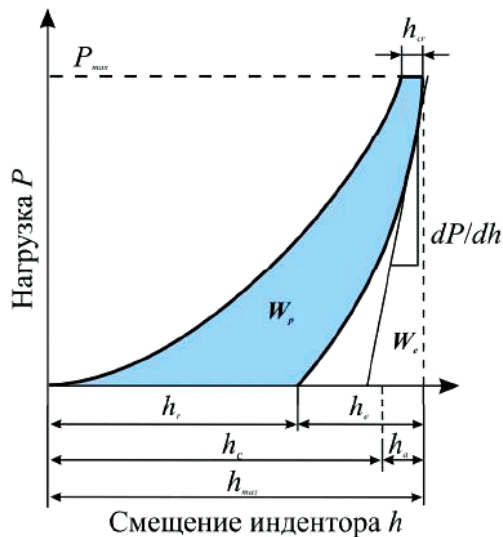


Рис. 2. Кривая зависимости нагрузки  $P$  от глубины погружения индентора  $h$

строилась диаграмма вида «нагрузка—перемещение» (рис. 2), из которой вычислялись следующие стандартные микромеханические характеристики материала [27]:

— твердость по шкале Мартенса, Н/мм<sup>2</sup>:

$$HM = \frac{P}{A_s(h)} = \frac{P}{26,44h^2}, \quad (1)$$

где  $P$  — нагрузка на индентор;  $A_s(h)$  — зависимость площади отпечатка от глубины погружения, постоянная функция индентора;

— модуль упругости, Н/мм<sup>2</sup>:

$$E_{it} = \frac{1 - (V_s)^2}{\frac{1}{E_r} - \frac{1 - (V_i)^2}{E_i}}, \quad (2)$$

где  $V_s$  — коэффициент Пуассона материала испытуемого образца;  $V_i$  — коэффициент Пуассона материала наконечника (для алмаза 0,07);  $E_i$  — модуль упругости наконечника (для алмаза  $1,14 \cdot 10^6$  Н/мм<sup>2</sup>);  $E_r$  — приведенный модуль упругости в области индентирования;

— ползучесть при индентировании

$$C_{it} = \frac{h_2 - h_1}{h_1} 100\%, \quad (3)$$

где  $h_2$  — глубина индентора на момент конца выдержки;  $h_1$  — глубина индентора на момент начала выдержки;

— доля механической работы, затраченной на пластическое деформирование:

$$n_{it} = \frac{W_{plast}}{W_t} 100\%, \quad (4)$$

где  $W_{plast}$  — доля пластической составляющей работы;  $W_t$  — общая работа на индентирование,  $W_t = W_{plast} + W_{elast}$  (рис. 2).

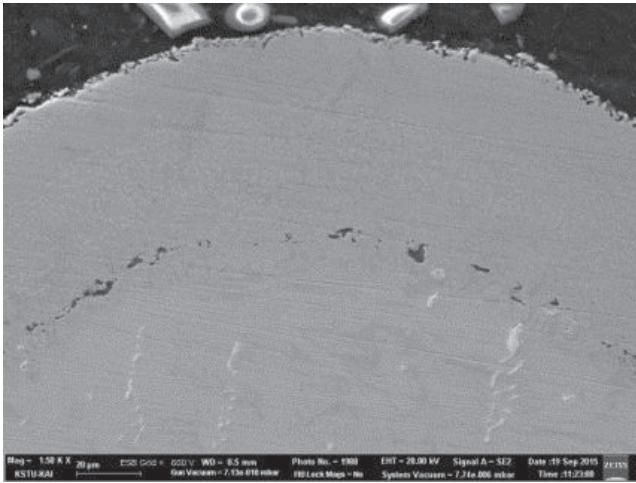
### Результаты исследований и их обсуждение

В исходном состоянии после вакуумной термообработки покрытие имеет многослойное строение (рис. 3,а). Слои, входящие в структуру покрытия, формируются в процессе встречной диффузии алюминия из сплава ВСДП-13 по направлению к поверхности лопатки и никеля из сплава СДП-1Т от неё.

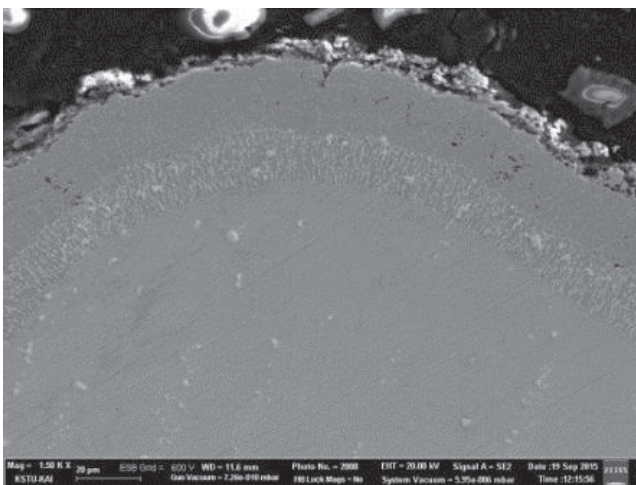
В результате образуется внешний слой покрытия на основе моноалюминиды никеля ( $\beta$ -фазы), легированного хромом, кремнием, иттрием и бором в пределах растворимости этих элементов в  $\beta$ -фазе при температуре отжига покрытия ( $1000^\circ\text{C}$ ), не содержащий других тугоплавких элементов, которые, как правило, попадают в жаростойкое покрытие при отжиге из подложки. Затем следует двухфазный слой на основе  $\beta$ -фазы с включениями частиц твёрдого раствора  $\alpha$ -хрома. При отжиге с увеличением содержания алюминия в поверхностном слое из сплава СДП-1Т имеют место фазовые превращения и переход от структуры  $\gamma + \gamma'$ , соответствующей составу сплава СДП-1Т, к структуре  $\beta + \alpha$ . Распределение хрома в слое сплава СДП-1Т приобретает неравномерный характер и достигает максимума 26—28% в центральной части покрытия, что показывает светлая полоса в микроструктуре покрытия.

На границе со сплавом ВЖЛ-21 сохраняется слой, по составу и структуре соответствующий сплаву СДП-1Т. При этом начинает формироваться зона диффузионного взаимодействия покрытия со сплавом ВЖЛ-21 на глубину до 10 мкм. Все перечисленные выше слои также не содержат тугоплавких элементов основы.

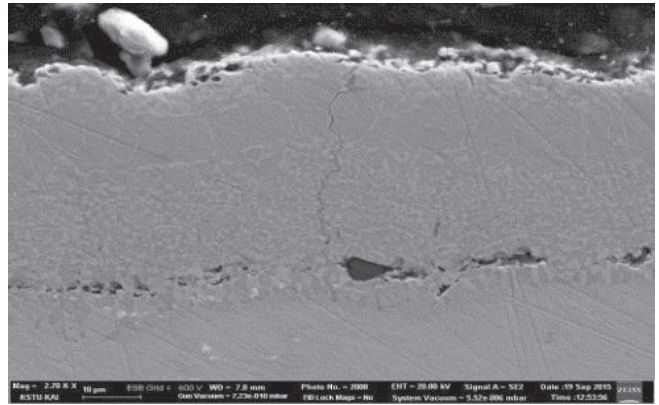
По результатам исследований было установлено, что микроструктура покрытия на всех испытанных лопатках не претерпела значительных изменений по сравнению с исходной (рис 3,а): покрытие сохранило первоначальную толщину в 60—62 мкм и ярко выраженную двухзонную структуру



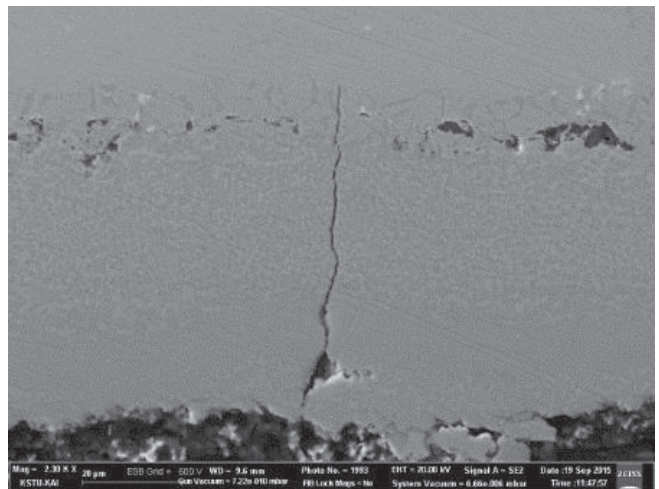
а)



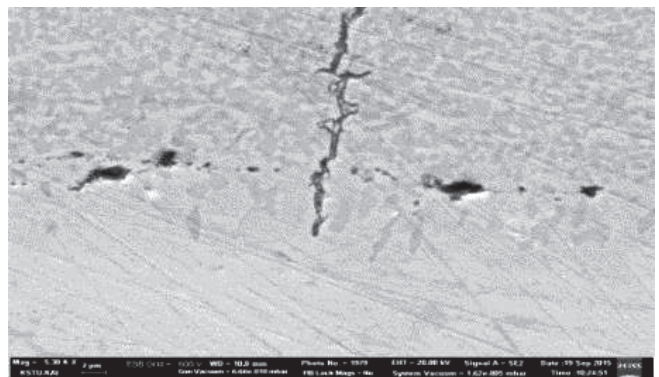
б)



в)



г)



д)

Рис. 3. Микроструктура покрытия: а — в исходном состоянии; б — единичная трещина после 280 циклов испытания; в — раковины после 500 циклов испытания; г — трещина и скол после 800 циклов испытания; д — единичная трещина, проникающая в тело лопатки после 1350 циклов

ру с четкой границей между зонами. Внешняя, практически бесструктурная зона имеет толщину 12–13 мкм. Нижняя зона покрытия – крупнозернистая, с неоднородными по величине разориентированными зернами. Эта зона имеет толщину 33–38 мкм.

После 280 термоциклов испытания в покрытии появилась одиночная поперечная микротрещина, она проходит по покрытию и затупляется в контактной зоне «покрытие — жаропрочный сплав» (рис. 3,б). Кромка лопатки имеет сохранен-

ное в полном объеме покрытие. После 500 термоциклов кромка лопатки имеет покрытие без повреждений. Однако во внешней зоне покрытия появились несплошности (рис. 3,в). После 800 термоциклов появилось несколько поперечных трещин, которые, однако, затупляются на границе «покрытие — основа» (рис. 3,г). В покрытии имеется скол с внешней стороны, а также выкрашивание внутри покрытия, которое послужило очагом зарождения трещины, идущей к поверхности лопатки и затупляющейся на границе контак-

та. Тепловая наработка в 1350 цикла в основном не повлияла на состояние покрытия. В полном объеме покрытие сохранилось на кромке лопатки. Однако присутствуют трещины, для которых граница контакта не является препятствием, и они проходят в основной металл (рис. 3, д). Трещины в основном распространяются по прямой, что свидетельствует о низкой пластичности покрытия.

Исследуемое покрытие типа СДП-1Т + ВСДП-13 имеет матрицу на основе алюминидов никеля  $Ni_3Al$  ( $\gamma'$ -фаза) и  $NiAl$  ( $\beta$ -фаза). Они в совокупности определяют микромеханические свойства материала покрытия, а также обуславливают коррозионную стойкость покрытия. Однако известно [28], что обеднение данных фаз алюминием приводит к деградации механических свойств данных соединений, что является следствием распада матрицы сплава по типу:  $NiAl \rightarrow Ni_3Al \rightarrow \gamma-Ni + Ni_3Al$ . В свою очередь, наличие хрома обеспечивает устойчивость алюминидов никеля.

Для анализа распределения элементов по сечению покрытия в зоне острой кромки лопатки было выделено три зоны: поверхностный слой (глубина 10 мкм от поверхности), средний слой (30 мкм) и приграничный с металлом лопатки (55 мкм). Изменение концентрации алюминия по сечению покрытия представлено на рис. 4, из которого следует, что при тепловой наработке 500–800 циклов происходит диффузия алюминия с поверхности покрытия к границе контакта двух зон покрытия и далее к поверхности лопатки. С увеличением наработки до 1350 термоциклов алю-

миний диффундирует глубже в металл лопатки, что вызывает обеднение покрытия алюминием и снижение жаростойкости покрытия.

Характер диффузии хрома представляется более сложным (рис. 5).

В поверхностных слоях покрытия концентрация хрома изменяется незначительно, однако в месте контакта двух зон исходная концентрация хрома резко понижается и принимает минимальное значение при наработке 500 циклов и далее сохраняется примерно на достигнутом уровне до максимальной наработки в 1350 термоциклов. В зоне контакта «покрытие — лопатка» концентрация хрома после 1350 циклов испытания значительно возрастает по сравнению с исходным значением.

Микротвердость покрытия в различных его зонах в целом снижается в зависимости от количества термоциклов (рис. 6), что свидетельствует о разупрочнении материала покрытия в связи с диффузией основных элементов. Причем значительное разупрочнение наблюдается уже при достижении наработки в 800 циклов.

Ползучесть материала покрытия составляет примерно 3% в исходном состоянии в всех зонах покрытия. Этот уровень сохраняется до 800 термоциклов, а затем резко возрастает, особенно в поверхностном слое покрытия (рис. 7).

Однако доля пластической составляющей механической работы по деформированию материала покрытия начинает резко возрастать несколько раньше, начиная с 500 циклов и приблизительно с одинаковой скоростью во всех зонах покрытия (рис. 8).

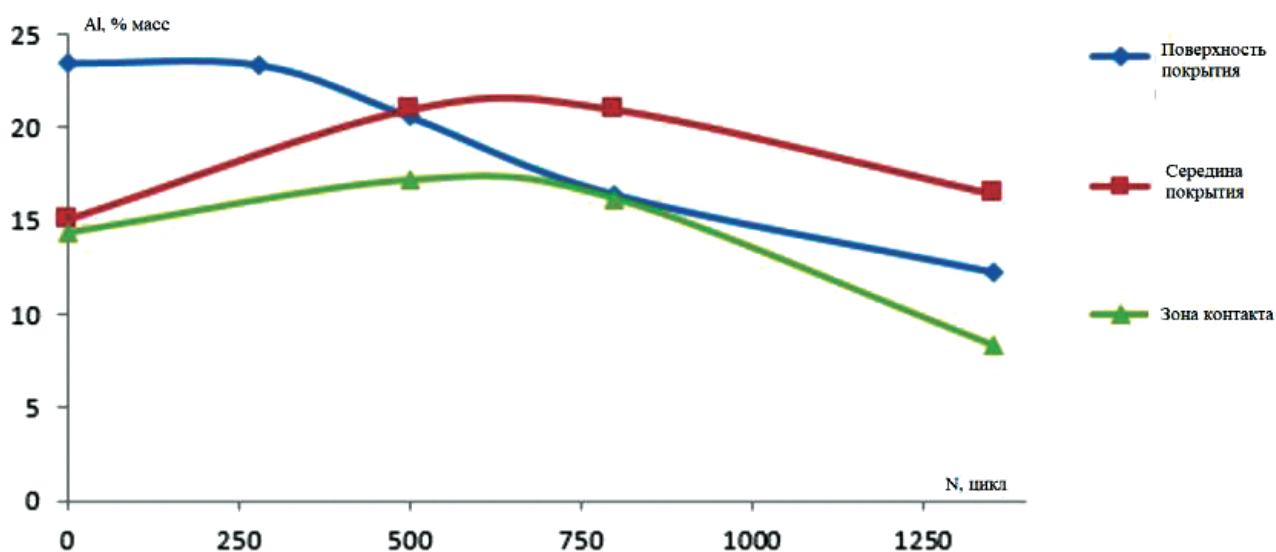


Рис. 4. Изменение концентрации алюминия в различных зонах покрытия в зависимости от количества термоциклов

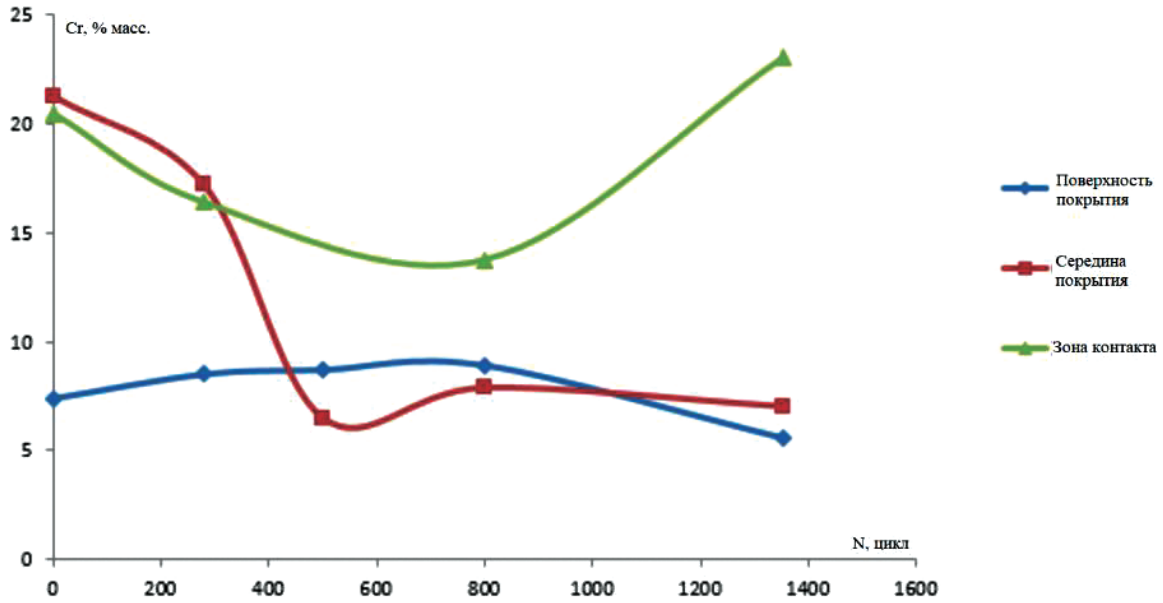


Рис. 5. Изменение концентрации хрома в различных зонах покрытия в зависимости от количества термоциклов

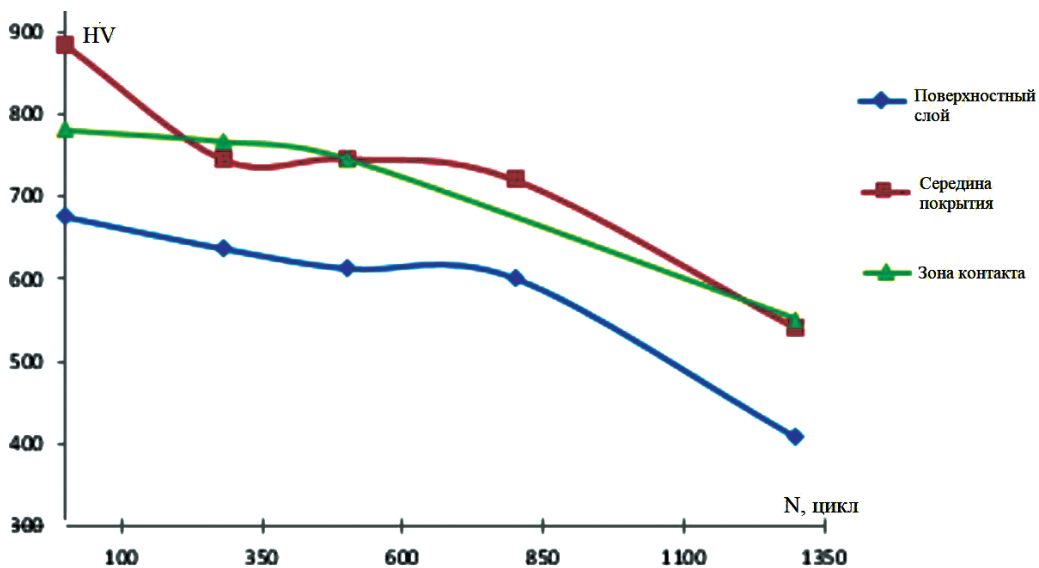


Рис. 6. Изменение микротвердости в различных зонах покрытия

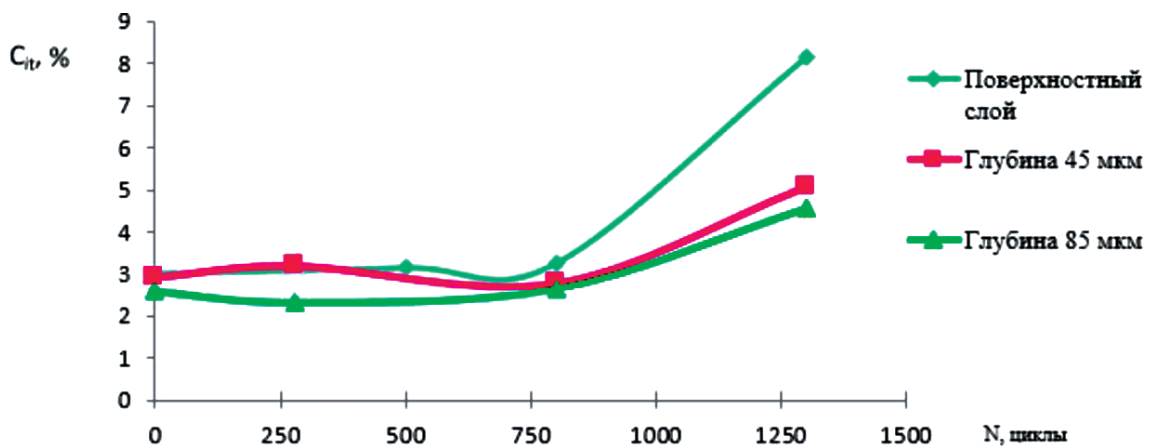


Рис. 7. Изменение ползучести в различных зонах покрытия в зависимости от количества термоциклов



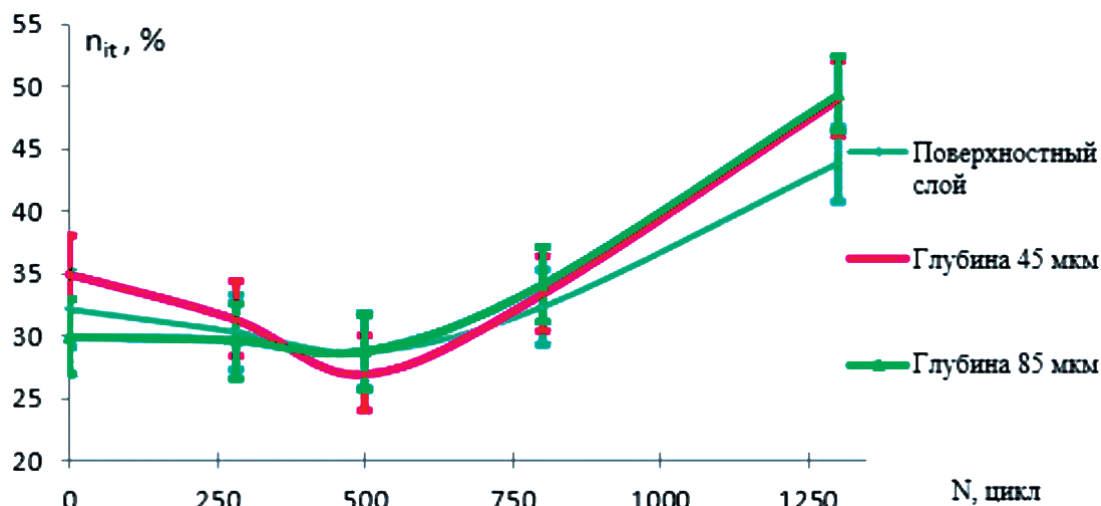


Рис. 8. Доля механической работы, затраченной на пластическое деформирование в различных зонах покрытия в зависимости от количества термоциклов

## Выводы

Проведенные термоциклические испытания неохлаждаемых рабочих лопаток 2-й степени из сплава ВЖЛ-21 вертолетного ГТД с жаростойким двухслойным покрытием нового состава в условиях, близких к реальным условиям эксплуатации, показали высокую работоспособность покрытия. Все испытанные лопатки с покрытием были сняты с испытания после назначенного ресурса без видимых следов разрушения. Последующие микроструктурные и микрохимические исследования состояния покрытия показали, что в исследованных условиях испытания в покрытии происходят диффузия алюминия и хрома, увеличение диффузионной зоны в сплаве и смещение границы между зонами покрытия. Это негативно отражается на микромеханических свойствах покрытия: снижается микротвердость и упругость, растет ползучесть и доля работы, затраченной на пластическое деформирование.

Деграционные процессы, возникающие в результате теплового циклического воздействия, ведут к постепенному разрушению покрытия на микроуровне. В результате действия термоциклических нагрузок в покрытии происходит образование единичных поперечных микротрещин. При возникновении грубой столбчатой структуры в покрытии микротрещины развиваются по межзеренным границам. Однако в целом, на основании проведенного комплексного исследования, можно прогнозировать сохранение защитных функций покрытия на протяжении не менее 500 термических циклов.

## Библиографический список

1. Schütze M. (ed) Corrosion and Environmental Degradation // In Material Science and Technology series. A Comprehensive Treatment. Cahn R.W., Haasen P., Kramer E.J. (eds.) - Wiley-VCH, Weinheim, London, 2000. Vol. II. - 524 p.
2. Pint B.A., Nagaraj B.A., Rosenzweig M.A. Evaluation of TBC-Coated  $\beta$ -NiAl Substrates Without a Bond Coat // Dahorte N. et al eds. High Temperature Coatings II. - TMS, Warrendale, PA, 1996, pp. 163-174.
3. Nicoll A.R., Wahl G. The effect of alloying additions on M-Cr-Al-Y systems - An experimental study // Thin Solid Films. 1982. Vol. 95. No. 1, pp. 21-34. DOI: 10.1016/0040-6090(82)90579-X
4. Karlsson A.M., Hutchinson J.W., Evans A.G. The displacement of the thermally grown oxide in thermal barrier systems upon temperature cycling // Materials Science and Engineering: A. 2003. Vol. 351. No. 1-2, pp. 244-257. DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00843-2
5. Nicholls J.R. Advances in coating design for high-performance gas turbines // MRS Bulletin. 2003. Vol. 28. No. 9, pp. 659-670. DOI: 10.1557/mrs2003.194
6. Береговский В.В., Шуленкова С.А. Жаростойкое покрытие с градиентом хрома по профилю пера лопатки для защиты лопаток газовых турбин и двигателей внутреннего сгорания. Патент RU 2434076 С2. Бюл. №13, 10.05.2011.
7. Береговский В.В., Шуленкова С.А. Многослойное жаростойкое покрытие с градиентом алюминия по толщине. Патент RU 2437962 С2. Бюл. №36, 27.12.2011.
8. Аникин В.Н., Сеницын Д.Ю., Кузнецов Д.В. и др. Многослойное жаростойкое покрытие на изделиях из углерод-углеродных композиционных материалов. Патент RU 2621506 С1. Бюл. №16, 06.06.2017.

9. *Васильев Е.В., Мельников П.А., Попов А.Н., Марушин С.А.* Жаростойкое металлокерамическое покрытие и способ его нанесения. Патент RU 2614320 С2. Бюл. №9, 24.03.2017.
10. *Поклад В.А., Крюков М.А., Рябенко Б.В., Козлов Д.Л.* Способ получения многослойного теплозащитного покрытия на деталях из жаропрочных сплавов. Патент RU 2375499 С2. Бюл. № 34, 10.12.2009.
11. *Мубояджян С.А., Будиновский С.А.* Конденсированные и конденсационно-диффузионные покрытия для лопаток турбин из жаропрочных сплавов с направленной кристаллической структурой // *Металловедение и термическая обработка металлов.* 1996. № 4. С. 15-18.
12. *Мубояджян С.А., Лесников В.П., Кузнецов В.П.* Комплексные защитные покрытия турбинных лопаток авиационных ГТД. — Екатеринбург: Квист, 2008. — 208 с.
13. *Смыслов А.М., Быбин А.А., Невьянцева Р.Р., Измайлова Н.Ф.* Особенности высокотемпературной газовой коррозии жаростойкого ионно-плазменного покрытия ВСДП-11, модифицированного ионами иттербия // *Авиационно-космическая техника и технология.* 2009. № 10(67). С. 137-140.
14. *Мингажев А.Д., Быбин А.А., Новиков А.В., Смылова М.К.* Способ получения жаростойкого покрытия на лопатках турбин газотурбинных двигателей и энергетических установок. Патент RU 2435872 С2. Бюл. № 34, 10.12. 2011.
15. *Матвеев П.В., Будиновский С.А., Мубояджян С.А., Косьмин А.А.* Защитные жаростойкие покрытия для сплавов на основе интерметаллидов никеля // *Авиационные материалы и технологии.* 2013. № 2(27). С. 12-15.
16. *Clarke D.A., Serge V., He M.-Y.* Precursor to TBC Failure Caused by Constrained Phase Transformation in the Thermally Grown Oxide // *Elevated Temperature Coatings: Science and Technology III* (28 February – 04 March 1999; San Diego, California), p. 67.
17. *Quadackers W.J., Tyagi A.K., Clemens D., Anton R., Singheiser L.* The Significance of Bond Coat Oxidation for the Life of TBC Coatings. in *Elevated Temperature Coatings // Elevated Temperature Coatings: Science and Technology III* (28 February – 04 March 1999; San Diego, California), p. 119.
18. *Головач А.М., Дмитриева М.О., Бондарева О.С.* Структурные изменения электродугового термобарьерного покрытия на лопатках газотурбинных двигателей после эксплуатации // *Вестник Московского авиационного института.* 2020. Т. 27. № 2. С. 207-213. DOI: 10.34759/vst-2020-2-207-213
19. *Абраимов Н.В., Золотарева А.Ю.* Влияние высокотемпературных покрытий на характеристики надежности лопаточных элементов ГТД // *Электрометаллургия.* 2019. № 6. С. 24-32.
20. *Абраимов Н.В.* Влияние жаростойких покрытий на долговечность лопаток турбин при многоциклового и малоциклового усталости // *Электрометаллургия.* 2020. № 4. С. 22-23.
21. *Бакланов А.В.* Экспериментальное исследование температурного состояния стенок жаровой трубы многофорсуночной камеры сгорания газотурбинного двигателя // *Вестник Московского авиационного института.* 2019. Т. 26. № 2. С. 116-125.
22. *Ильинкова Т.А., Ильинков А.В., Шукин А.В.* Термостойкость никелевых сплавов с защитными покрытиями // *Новые технологии, материалы и оборудование российской авиакосмической отрасли: Сборник докладов Всероссийской научно-практической конференции с международным участием (10-12 августа 2016, Казань): В 2-х т.* Казань: Изд-во Академии наук Республики Татарстан, 2016. Т. 1. С. 325-331.
23. *Ильинкова Т.А., Тагиров А.Т.* Окисление подслоя плазменных теплозащитных покрытий при высокотемпературной наработке // *Упрочняющие технологии и покрытия.* 2015. № 2. С. 3-9.
24. *Pujol G., Ansart F., Bonino J.P., Malié A., Hamadi S.* Step-by-step investigation of degradation mechanisms induced by CMAS attack on YSZ materials for TBC applications // *Surface and Coatings Technology.* 2013. Vol. 237, pp. 71-78. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2013.08.055
25. *Karaoglanli A.C., Altuncu E., Ozdemir I., Turk A., Ustel F.* Structure and durability evaluation of YSZ + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite TBCs with APS and HVOF bond coats under thermal cycling conditions // *Surface and Coatings Technology.* 2011. Vol. 205. No. 2, pp. S369-S373. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.04.081
26. *Pomeroy M.J.* Coatings for gas turbine materials and long term stability issues // *Materials and Design.* 2005. Vol. 26. No. 3, pp. 223-231. DOI: 10.1016/j.matdes.2004.02.005
27. ГОСТ Р 8.748-2011 (ИСО 14577-1:2002). Государственная система обеспечения единства измерений (ГСИ). Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Часть 1. Метод испытаний. — М.: Стандартинформ, 2013. — 23 с.
28. *Косьмин А.А., Будиновский С.А.* Исследование жаропрочного сплава ЖС36 с различными типами ионно-плазменных защитных покрытий на стойкость к сульфидно-оксидной коррозии в области температур 850-900°C // *Труды ВИАМ.* 2015. № 12. С. 36-45.

## STRUCTURE AND PROPERTIES TRANSFORMATION OF HEAT-RESISTANT COATING IN THE PROCESS OF HIGH-TEMPERATURE CYCLIC TESTS OF THE TURBINE BLADE

Il'inkova T.A.<sup>1\*</sup>, Il'inkov A.V.<sup>1\*\*</sup>, Klimkin Yu.O.<sup>1\*\*\*</sup>,  
Zhivushkin A.A.<sup>2\*\*\*\*</sup>, Budinovskii S.A.<sup>3\*\*\*\*\*</sup>

<sup>1</sup> Kazan National Research Technical University  
named after A.N. Tupolev- KAI (KNRTU-KAI),  
10, Karl Marks str., Kazan, 420111, Russia

<sup>2</sup> UEC-Klimov,

11, Kantemirovskaya str., St. Petersburg, 194100, Russia

<sup>3</sup> All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials,  
17, Radio str., Moscow, 105005, Russia

\* e-mail: pochta20006@bk.ru

\*\* e-mail: ailinkov@mail.ru

\*\*\* e-mail: yuraki@mail.ru

\*\*\*\* e-mail: azhivush@gmail.com

\*\*\*\*\* e-mail: admin@viam.ru

### Abstract

Thermal-cycle tests of uncooled working blades of the second stage of the new generation helicopter gas turbine engine turbine were conducted, and changes in the composition, structure and micromechanical properties of the heat-resistant coating were studied.

The blades are made of the new VZhL-21 polycrystalline casting alloy. The heat-resistant coating was applied employing the MAP-2 installation according to the serial technology by successive applying of the condensed layer of the Ni-20Co-20Cr-12Al-Ti-Y composition (inner layer) and diffusion layer of the Al-5Si-B composition (outer layer).

Both condensed and diffusion layers were being applied in vacuum at the specified parameters of the arc current and bias voltage at the products for 200-220 and 60-65 minutes respectively. After this, vacuum thermal processing of the blades was performed at the temperature of 1000 °C for 240 min to complete the coating structure and phase composition formation.

Comparative tests of blades with and without coating were conducted under identical conditions on a special test bench by a technique that ensures the thermal cycle reproducibility while multiple repetitions. The principle of operation of the experimental setup consisted in the ohmic heating of the test blade with direct electric current, varying according to a given algorithm. The thermal cycle selected for the blades testing was calculated based on an engine test: heating to 480 °C (120 s exposure at this temperature), temperature raising to 770 °C (150 s exposure). Further, cooling to 480 °C (120 s exposure), and cooling to room temperature. After the predefined running time, the blades were being removed from the

test and subjected to microstructural and microchemical studies of the coating state on the JSM6460-LV scanning electron microscope with the INCA ENERGY 300 energy dispersive attachment, as well as micromechanical measurements on the Shimadzu DUH-211 dynamic ultramicrotester (Japan) using Berkovich indenter. The results of the studies revealed that the coating microstructure on all tested blades had not undergone significant changes compared to the initial one.

In the process of the thermal running time of 500-800 cycles, there is an aluminum diffusion from the coating surface to the contact bound of both coating zones and further to the blade surface. With the running time increase up to 1350 thermal cycles, aluminum diffuses deeper into the blade metal. The character of chromium diffusion seems to be more complicated. Chromium concentration changes insignificantly on the coating surface. However, in the place of the contact of both zones the chrome concentration reduces drastically at running time of 500 cycles and stays at the attained level up to the maximum running time of 1350 cycles. Finally, the "coating-blade" contact zone significantly enriches with chrome.

The creep of the coating material remains at approximately the same level up to 800 thermal cycles, and then increases sharply, while the share of the plastic component of the mechanical work on deforming the coating material starts increasing sharply somewhat earlier, beginning from 500 cycles.

Thus, the performed comprehensive study allows predicting the coating protective functions preserving for no less than 500 thermal cycles.

**Keywords:** turbine blade, two-layer heat-resistant coating, thermal fatigue, chrome and aluminum diffusion, microstructure, micromechanical properties.

## References

- Schütze M. (ed.) Corrosion and Environmental Degradation. In *Material Science and Technology series. A Comprehensive Treatment*. Cahn R.W., Haasen P., Kramer E.J. (eds.). Wiley-VCH, Weinheim, London, 2000. Vol. II, 524 p.
- Pint B.A., Nagaraj B.A., Rosenzweig M.A. Evaluation of TBC-Coated  $\beta$ -NiAl Substrates Without a Bond Coat. In: Dahorte N. et al eds. *High Temperature Coatings II. TMS*, Warrendale, PA, 1996, pp. 163-174.
- Nicoll A.R., Wahl G. The effect of alloying additions on M-Cr-Al-Y systems - An experimental study. *Thin Solid Films*, 1982, vol. 95, no. 1, pp. 21-34. DOI: 10.1016/0040-6090(82)90579-X
- Karlsson A.M., Hutchinson J.W., Evans A.G. The displacement of the thermally grown oxide in thermal barrier systems upon temperature cycling. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, vol. 351, no. 1-2, pp. 244-257. DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00843-2
- Nicholls J.R. Advances in coating design for high-performance gas turbines. *MRS Bulletin*, 2003, vol. 28, no. 9, pp. 659-670. DOI: 10.1557/mrs2003.194
- Beregovskii V.V., Shchurenkova S.A. *Patent RU 2434076 C2*, 10.05.2011.
- Beregovskii V.V., Shchurenkova S.A. *Patent RU 2437962 C2*, 27.12.2011.
- Anikin V.N., Sinitsyn D.Yu., Kuznetsov D.V. et al. *Patent RU 2621506 C1*, 06.06.2017.
- Vasil'ev E.V., Mel'nikov P.A., Popov A.N., Marushin S.A. *Patent RU 2614320 C2*, 24.03.2017.
- Poklad V.A., Kryukov M.A., Ryabenko B.V., Kozlov D.L. *Patent RU 2375499 C2*, 10.12.2009.
- Muboyadzhyan S.A., Budinovskii S.A. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1996, no. 4, pp. 15-18.
- Muboyadzhyan S.A., Lesnikov V.P., Kuznetsov V.P. *Kompleksnyye zashchitnye pokrytiya turbinnnykh lopatok aviatsionnykh GTD (Complex protective coatings of turbine blades of aviation gas turbine engines)*, Ekaterinburg, Kvist, 2008, 208 p.
- Smyslov A.M., Bybin A.A., Nev'yantseva R.R., Izmailova N.F. *Aviatsionno-kosmicheskaya tekhnika i tekhnologiya*, 2009, no. 10(67), pp. 137-140.
- Mingazhev A.D., Bybin A.A., Novikov A.V., Smyslova M.K. *Patent RU 2435872 C2*, 10.12. 2011.
- Matveev P.V., Budinovskii S.A., Muboyadzhyan S.A., Kos'min A.A. *Aviatsionnyye materialy i tekhnologii*, 2013, no. 2(27), pp. 12-15.
- Clarke D.A., Serge V., He M-Y. Precursor to TBC Failure Caused by Constrained Phase Transformation in the Thermally Grown Oxide. *Elevated Temperature Coatings: Science and Technology III (28 February – 04 March 1999; San Diego, California)*, p. 67.
- Quadackers W.J., Tyagi A.K., Clemens D., Anton R., Singheiser L. The Significance of Bond Coat Oxidation for the Life of TBC Coatings. in *Elevated Temperature Coatings. Elevated Temperature Coatings: Science and Technology III (28 February – 04 March 1999; San Diego, California)*, p. 119.
- Golovach A.M., Dmitrieva M.O., Bondareva O.S. Structural degradation of electric arc thermal-barrier coating on gas turbine engine blades after operation. *Aerospace MAI Journal*, 2020, vol. 27, no. 2, pp. 207-213. DOI: 10.34759/vst-2020-2-207-213
- Abraimov N.V., Zolotareva A.Yu. *Elektrometallurgiya*, 2019, no. 6, pp. 24-32.
- Abraimov N.V. *Elektrometallurgiya*, 2020, no. 4, pp. 22-23.
- Baklanov A.V. Experimental study of the flame tube temperature state of a gas turbine engine multi-nozzle combustion chamber. *Aerospace MAI Journal*, 2019, vol. 26, no. 2, pp. 116-125.
- Il'inkova T.A., Il'inkov A.V., Shchukin A.V. *Materialy Vserossiiskoi nauchno-prakticheskoi konferentsii s mezhdunarodnym uchastiem (10-12 August 2016, Kazan) "Novye tekhnologii, materialy i oborudovanie rossiiskoi aviakosmicheskoi otrasli"*. Kazan, Akademiya nauk Respubliki Tatarstan, 2016, vol. 1, pp. 325-331.
- Il'inkova T.A., Tagirov A.T. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2015, no. 2, pp. 3-9.
- Pujol G., Ansart F., Bonino J.P., Malié A., Hamadi S. Step-by-step investigation of degradation mechanisms induced by CMAS attack on YSZ materials for TBC applications. *Surface and Coatings Technology*, 2013, vol. 237, pp. 71-78. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2013.08.055
- Karaoglanli A.C., Altuncu E., Ozdemir I., Turk A., Ustel F. Structure and durability evaluation of YSZ + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite TBCs with APS and HVOF bond coats under thermal cycling conditions. *Surface and Coatings Technology*, 2011, vol. 205, no. 2, pp. S369-S373. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.04.081
- Pomeroy M.J. Coatings for gas turbine materials and long term stability issues. *Materials and Design*, 2005, vol. 26, no. 3, pp. 223-231. DOI: 10.1016/j.matdes.2004.02.005
- GOST R 8.748-2011 (ISO 14577-1:2002) "Gosudarstvennaya sistema obespecheniya edinstva izmerenii (GSI). Metally i splavy. Izmerenie tverdosti i drugikh kharakteristik materialov pri instrumental'nom indentirovanii". Ch. 1 "Metod ispytaniy" (State system for ensuring the uniformity of measurements. Metallic materials. Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Part 1 "Test method". State Standard R 8.748-2011 <ISO 14577-1:2002>), Moscow, Standartinform, 2013, 23 p.
- Kos'min A.A., Budinovskii S.A. *Trudy VIAM*, 2015, no. 12, pp. 36-45.