

Научная статья
05.16.09 – Материаловедение (по отраслям) (технические науки)
УДК 621.794
doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2021.01.023

ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ЛОПАТОК ТУРБИН АВИАЦИОННЫХ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

**Владимир Петрович Панков¹, Александр Львович Бабаян²,
Максим Валерьевич Куликов³, Владимир Абрамович Коссой⁴,
Борис Сергеевич Варламов⁵**

1, 2, 3, 4, 5 Краснодарское высшее военное авиационное училище летчиков имени Героя Советского Союза А.К. Серова, Краснодар, Россия

¹ pankovvp61@list.ru, <https://orcid.org/0000-0002-9412-5757>

² amb_2004@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-0402-5670>

³ mvkulikov@list.ru, <https://orcid.org/0000-0003-3147-8464>

⁴ kossoy2007@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0003-3928-4314>

⁵ bor-varlamov@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7266-033X>

Аннотация. Исследуются жаропрочные сплавы на основе никеля, жаростойкие и теплозащитные покрытия. Актуальность исследований заключается в защите от окисления при высокотемпературной газовой коррозии жаропрочных сплавов за счет нанесения жаростойких теплозащитных покрытий. Исследованы микроструктура плазменных и диффузионных покрытий лопаток турбин и их изменения в процессе эксплуатации газотурбинного двигателя (ГТД). Проведены исследования многослойного теплозащитного покрытия лопаток турбин авиационных ГТД и обоснованы требования к составу, структуре, долговечности его составляющих: сплаву, термобарьерному слою, связующему покрытию, термически выросшему оксиду, керамическому поверхностному покрытию. В результате испытаний подтверждены характеристики разработанного покрытия; их преимущества по отношению к серийным покрытиям лопаток турбин ГТД.

Ключевые слова: газотурбинный двигатель, жаропрочный сплав, лопатка турбины, окисление, хромоалитирование, смесь, покрытие, микроструктура, термоусталостные трещины, термобарьерный слой, связующее покрытие, остаточные напряжения, температурный коэффициент линейного расширения, долговечность, остаточные напряжения.

Для цитирования: Теплозащитные покрытия лопаток турбин авиационных газотурбинных двигателей / В.П. Панков, А.Л. Бабаян, М.В. Куликов и др. // Ползуновский вестник. 2021. № 1. С. 161–172. doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2021.01.023.

Original article

HEAT-PROTECTIVE COATINGS FOR TURBINE BLADES OF AIRCRAFT GAS TURBINE ENGINES

**Vladimir P. Pankov¹, Alexander L. Babayan², Maxim V. Kulikov³,
Vladimir A. Kossoy⁴, Boris S. Varlamov⁵**

1, 2, 3, 4, 5 Krasnodar Higher Military Aviation School of Pilots named after Hero of the Soviet Union A.K. Serov, Krasnodar, Russia

© Панков В.П., Бабаян А.Л., Куликов М.В., Коссой В.А., Варламов Б.С., 2021

¹ pankovvp61@list.ru, <https://orcid.org/0000-0002-9412-5757>

² amb_2004@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-0402-5670>

³ mvkulikov@list.ru, <https://orcid.org/0000-0003-3147-8464>

⁴ kossoy2007@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0003-3928-4314>

⁵ bor-varlamov@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7266-033X>

Abstract. Heat-resistant nickel-based alloys, heat-resistant and heat-protective coatings are studied. The relevance of the research is to protect heat-resistant alloys from oxidation during high-temperature gas corrosion by applying heat-resistant heat-protective coatings. The microstructure of plasma and diffusion coatings of turbine blades and their changes during the operation of a gas turbine engine are examined. Studies of the multilayer heat-protective coating of turbine blades of aircraft gas turbine engines are carried out and the requirements for the composition, structure, and durability of its components – alloy, thermal barrier layer, binder coating, thermally grown oxide, and ceramic surface coating – are justified. As a result of the tests, the characteristics of the developed coating, their advantages in relation to the serial coatings of the turbine blades of the gas turbine engine were confirmed.

Keywords: gas turbine engine, heat-resistant alloy, turbine blade, oxidation, chromoaltration, mixture, coating, microstructure, thermal fatigue cracks, thermal barrier layer, binder coating, residual stresses, temperature coefficient of linear expansion, durability, residual stresses.

For citation: Pankov, V.P., Babayan, A.L., Kulikov, M.V., Kossoy, V.A. & Varlamov, B.S. (2021). Heat-protective coatings for turbine blades of aircraft gas turbine engines. *Polzunovskiy vestnik*, (1), 161-172. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2021.01.023.

Для изготовления деталей газовых турбин, работающих в условиях воздействия газового потока (рисунок 1), широкое применение нашли жаропрочные сплавы на основе никеля.



Рисунок 1 – Лопатки турбины из жаропрочных сплавов на основе никеля

Figure 1 – Turbine blades from high temperature nickel base alloys

Чем выше температура эксплуатации таких сплавов, тем в большей мере недостаточная жаростойкость ограничивает срок их службы [1]. Для обеспечения сопротивляемости окислению на жаропрочные сплавы наносят жаростойкие покрытия. Покрытие наружной поверхности лопатки – СДП2-ВСДП16; структура – твердый раствор на основе никеля, отличается хорошей культурой производ-

ства, технологичностью. Однако покрытия, полученные плазменным методом и методом катодного распыления, характеризуются высокой пористостью, значительными внутренними напряжениями, невысокой жаростойкостью и долговечностью.

Внутренняя поверхность лопатки – хромоалитированный слой – фаза NiAl, обедненная алюминием, в которой распределены частицы σCr и Al_2O_3 – во внутренней зоне, частицы TiC, VC, M_6C , M_{23}C_6 на границе между зонами и во внутренней зоне [2].

В процессе эксплуатации происходит исчерпание защитных свойств и накопление различных дефектов в жаростойких покрытиях и в поверхностных слоях без покрытий. Основной вклад в исчерпание защитных свойств жаростойких покрытий вносит уменьшение количества алюминия в покрытии. Уменьшение количества алюминия в покрытии происходит в результате окисления, скола оксидной пленки Al_2O_3 , диффузии никеля из подложки в покрытие и диффузии алюминия из покрытия в подложку. За счет обеднения слоя алюминия происходит интенсивное окисление матрицы и возможно возникновение усталостных трещин.

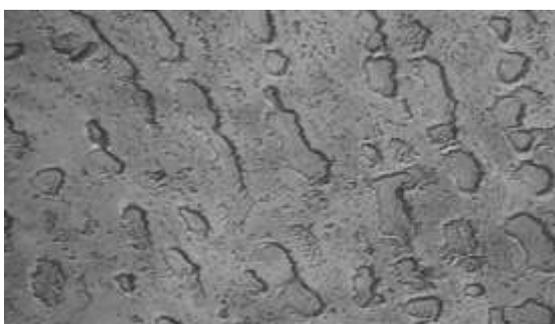
При эксплуатации в материале лопаток под воздействием высокой температуры и напряжений накапливаются структурные изменения, которые снижают жаропрочность материала [3]:

ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ЛОПАТОК ТУРБИНАВИАЦИОННЫХ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

- частицы γ -фазы в процессе эксплуатации укрупняются и вытягиваются в направлении, перпендикулярном действиям напряжений (рисунок 2);



а)



б)

Рисунок 2 – Микроструктуры сплава ЖС32ВСНК лопаток турбины ($\times 1000$):
а) после наработки 17 часов;
б) после наработки 255 часов

Figure 2 – Microstructures of ZhS32VSNK alloy of turbine blades ($\times 1000$):
a) after 17 hours of operation;
b) after 255 hours of operation

- исходная γ -фаза расслаивается на две фракции, по-разному обогащенные γ -образующими элементами (Ti, Nb, Al, V), что приводит к химической неоднородности сплава и последующему повышению температуры полного растворения его γ -фазы;

- в результате карбидных реакций изменяется морфология карбидной фазы. Происходит дополнительное выделение карбидов по границе зерен;

- в твердом растворе и на поверхности раздела γ/γ' -фаз заметно повышается плотность дислокаций. По границам зерен образуется каркас из карбидных частиц, окруженных практически сплошным слоем γ -фазы. В подповерхностных зонах и междендритных областях развивается субмикроскопическая пористость [4, 5].

Термоусталостные трещины в покрытиях легко переходят в сплав лопатки (рисунок 3) и разрушают ее (рисунок 4).

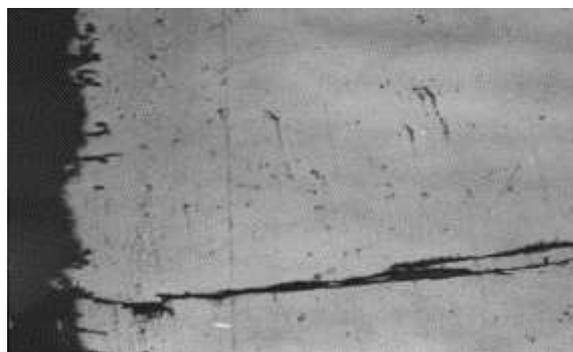


Рисунок 3 – Термоусталостные трещины покрытия, переходящие в сплав

Figure 3 – Thermal fatigue cracks alloying coatings



Рисунок 4 – Термоусталостное разрушение лопаток турбин

Figure 4 – Thermal fatigue destruction of turbine blades

Важнейшее значение в обеспечении необходимой долговечности лопаток турбин авиационных ГТД принадлежит сохранению как высокой жаропрочности материала лопаток, так и высокой жаростойкости применяемых покрытий с минимальным отрицательным воздействием их на материал основы и механические свойства жаропрочного сплава.

Применение теплозащитных покрытий (ТЗП) позволяет существенно понизить термические напряжения на охлаждаемых лопатках, увеличить их долговечность, повысить температуру газа перед турбиной.

Разработанное ТЗП, нанесенное на лопатку турбины ГТД, состоит из компонентов, каждый из которых имеет заметно отлича-

щиеся физические, тепловые, и механические свойства, создавая, по существу, комплексную структуру.

Пять слоев в современной системе ТЗП созданы из различных материалов со специфическими свойствами и функциями:

- основной сплав (непосредственно материал изделия);
- термобарьерный слой;
- связующее покрытие;
- термически выращенный оксид (ТГО);
- керамическое поверхностное покрытие.

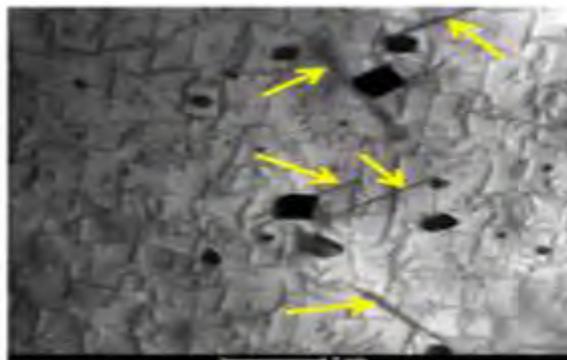
Основной сплав – ЖС32ВСНК – жаропрочный никелевый ренийсодержащий сплав с интерметаллидно-карбидным упрочнением. Материал лопатки охлаждается воздухом изнутри или через внутренние полые каналы, таким образом, устанавливая температурный градиент поперек стенки изделия. Изделие из сплава в монокристаллических или поликристаллических формах содержит от 10 до 30 дополнительных элементов, которые добавляются для повышения различных свойств, таких как жаростойкость, пластичность, стойкость против окисления, стойкость к горячей коррозии, а также для улучшения литейных свойств. Вследствие неравновесных условий направленной кристаллизации, приводящей к сегрегации легирующих элементов в пределах дендритных ячеек, монокристаллические отливки из сплава ЖС32ВСНК характеризуются значительной химической и структурной неоднородностью [6].

В монокристаллических отливках из сплава ЖС32ВСНК размер и форма упрочняющих частиц γ' -фазы значительно различаются в дендритах и междендритных областях, в последних – частицы γ' -фазы значительно крупнее, чем в осях дендритов. В междендритных участках монокристалла залегают выделения неравновесной эвтектики $\gamma'+\gamma$ (или перитектической γ' -фазы) в количестве до 5 % (объема).

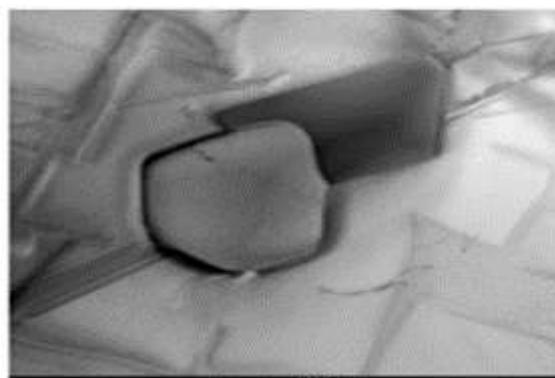
Применение высокотемпературной гомогенизирующей термической обработки позволяет в значительной степени устранить дендритную сегрегацию легирующих элементов и сформировать равномерную периодичную микроструктуру материала турбинных лопаток, обеспечивающую их длительную работоспособность.

Однако устранить полностью сегрегацию одного из основных легирующих элементов – рения не удается из-за его низкой диффузионной подвижности [7]. В состав карбидов входят в основном ниобий, тантал и хром с небольшими добавками вольфрама, молибдена и рения. При этом соотношение легиру-

ющих элементов в карбидных частицах изменяется в зависимости от их морфологии и размера (рисунок 5).



а)



б)

Рисунок 5 – Микроструктура сплава ЖС32 после термической обработки

- а) дефекты упаковки;
б) карбиды типа (Ta, Nb) C – светлые и (W, Cr) C – темные

Figure 5 – Microstructure of ZhS32 alloy after heat treatment

- а) packaging defects;
b) carbides of the (Ta, Nb) C type – light and (W, Cr) C – dark

Термобарьерный слой состава NiAlCrW-TaYSiHf предназначен для снижения диффузионного обмена между покрытием и сплавом в комбинированном покрытии толщиной 20–30 мкм.

Связующее покрытие – устойчивый против окисления металлический слой NiCrAlY толщиной 75–80 мкм. Он, по существу, диктует адгезию ТЗП. Покрытие получено путем хромоалитирования в вакууме и после термообработки имеет структуру – $\beta+\gamma$ -фаза (рисунок 6) [8,9].

ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ЛОПАТОК ТУРБИНАВИАЦИОННЫХ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

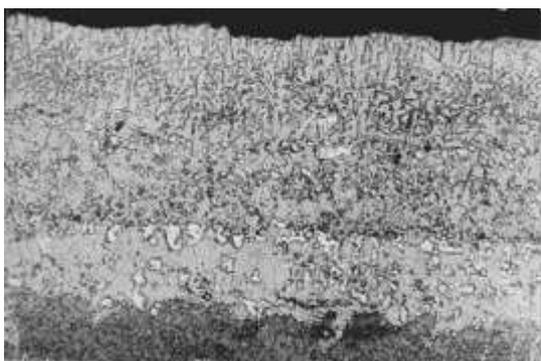


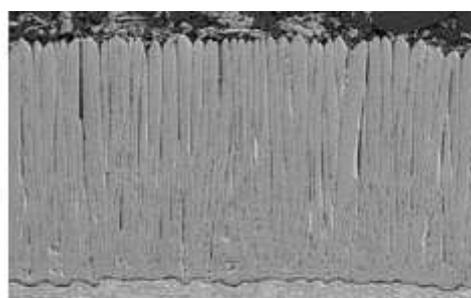
Рисунок 6 – Микроструктура покрытия после хромоалитирования и термовакуумной обработки: внешняя зона – NiAl и Ni₃Al, внутренняя зона – NiAl, карбиды типа M₆C, MC, M₂₃C₆ и продолговатые включения μ фазы)

Figure 6 – The microstructure of the coating after chromium-alloying and thermal vacuum treatment: outer zone – NiAl and Ni₃Al, inner zone – NiAl, carbides of the type M₆C, MC, M₂₃C₆ and elongated inclusions of the μ phase)

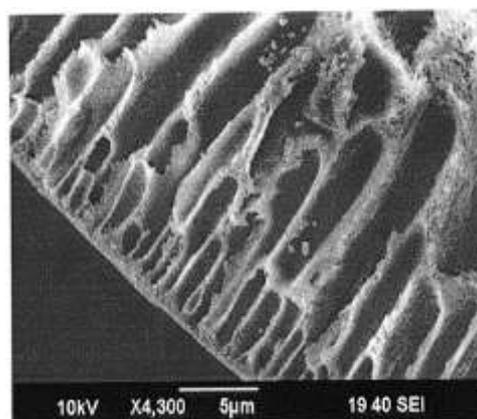
При пиковых эксплуатационных условиях температура связующего покрытия в газотурбинных двигателях обычно превышает 700 °С, приводя к окислению связующего покрытия и неизбежному формированию третьего слоя – термически выращенного оксида (TGO; толщина 5–15 мкм) между связующим покрытием и керамическим поверхностным покрытием. Сквозная пористость, которая всегда существует в поверхностном керамическом покрытии, позволяет кислороду легко проникать из эксплуатационной среды к связующему покрытию. Кроме того, даже если поверхностное покрытие было плотным, чрезвычайно высокая диффузионная способность кислорода в керамическом поверхностном покрытии на базе ZrO₂ делает его «кислородопрозрачным» (рисунок 7, а, б).

Хотя формирование TGO неизбежно, идеальное покрытие связи проектируется, чтобы гарантировать, что TGO формируется как α-Al₂O₃ и что его рост является медленным, однородным, и бездефектным. Такой TGO имеет очень низкую ионную диффузионную способность для кислорода и создает превосходный диффузионный барьер, замедляя дальнейшее окисление связующего покрытия. Для повышения жаростойкости покрытий лопаток турбин повышают запас алюминия в покрытиях, напыляют слои с высоким содержанием алюминия (BCDP16), однослойную или многослойную керамику на основе ZrO₂-Y₂O₃ с подпылением Al₂O₃, Si, Al для снижения ее пористости, обусловленной

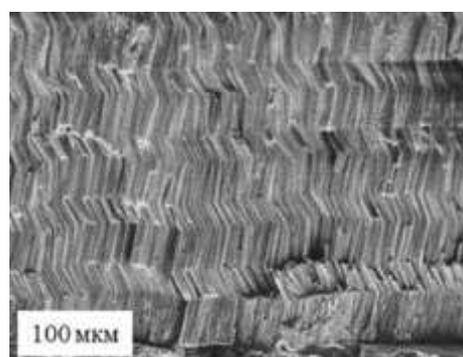
столбчатым строением (патент РФ № 2349679, 2402639, 2469129, 2272089).



а)



б)



в)

Рисунок 7 – Теплозащитное покрытие лопаток турбин ГТД:

- а) микроструктура покрытия;
- б) столбчатое строение керамического слоя по сечению покрытия;
- в) зигзагообразное керамическое покрытие (YSZ), получаемый методом EB-DVD

Figure 7 – Heat-shielding coating GTE turbine blades:

- а) the microstructure of the coating;
- б) columnar structure of the ceramic layer over the cross section of the coating;
- в) zigzag ceramic coating (YSZ) obtained by the EB-DVD method

Интересными представляются исследования зигзагообразного керамического покрытия (YSZ), получаемого методом EB-DVD, разрабатываемым ВИАМ (рисунок 7, в).

Керамическое поверхностное покрытие – это слой, обеспечивающий теплоизоляцию, состоит из ZrO_2 , стабилизированного Y_2O_3 . ZrO_2 - Y_2O_3 (YSZ) обладает комплексом свойств, которые делают этот материал наилучшим выбором для поверхностного покрытия (рисунок 8). Диоксид циркония, благодаря меньшему модулю Юнга и большему температурному коэффициенту линейного расширения (ТКЛР), более совместим с жаропрочными сплавами. Он имеет один из самых низких из всех керамик коэффициент теплопроводности при повышенной температуре (2,3 Вт/м·К при 1000 °С) из-за высокой концентрации точечных дефектов (вакансии кислорода и замещенные атомы растворенного вещества) [10].

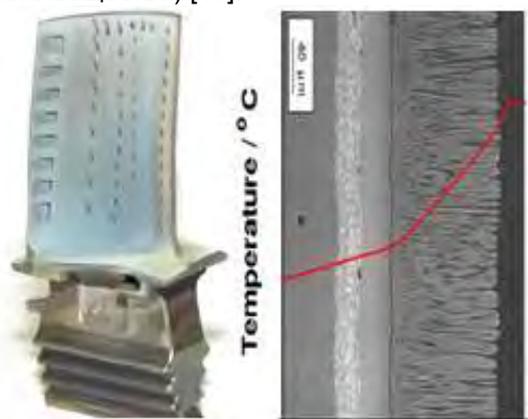


Рисунок 8 – Микроструктура ($\times 250$) комплексного защитного покрытия, включающего жаростойкое покрытие и ТЗП со столбчатой структурой

Figure 8 – Microstructure ($\times 250$) of a complex protective coating, including Heat-resistant coating and columnar structure ТКР

YSZ также имеет высокий коэффициент теплового расширения ($11 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$), который помогает уменьшить напряжения, являющиеся результатом рассогласования терморасширения между керамическим покрытием и основным металлом изделия ($14 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$).

YSZ имеет относительно низкую плотность ($6,4 \text{ г/см}^3$), что является важным при рассмотрении паразитного веса во вращающихся изделиях; твердость 14 ГПа, что позволяет сопротивляться воздействию инородных предметов и эрозии; хорошую стойкость

к атмосферной и высокотемпературной коррозии. Наконец, YSZ имеет температуру плавления (2700 °С), что позволяет применять его при высокой температуре. Хотя ZrO_2 может быть стабилизирован различными оксидами (MgO , CeO_2 , Sc_2O_3 , In_2O_3 , CaO), ZrO_2 стабилизированный Y_2O_3 (YSZ) максимально соответствует свойствам ТЗП.

Для применения при рабочих температурах выше 1300 °С материалы ТЗП со структурой пироклора $A_2B_2O_7$ обладают очень привлекательными свойствами, сопоставимыми с YSZ. Среди широко исследованных пироклоров редкоземельные цирконаты ($Ln_2Zr_2O_7$), где Ln – любой или комбинация La, Gd, Sm, Nd, Eu и Yb. Некоторые материалы на основе гафния ($La_2Hf_2O_7$ и $Gd_2Hf_2O_7$) и церия ($La_2Ce_2O_7$ и $La_2(Zr_{0.7}Ce_{0.3})_2O_7$) также являются интересными материалами для теплозащиты. Среди пироклоров $La_2Zr_2O_7$ кажется одним из самых перспективных для теплозащитных покрытий, из-за его выдающихся свойств, по сравнению со стандартным YSZ – высокая термоустойчивость до 2000 °С, низкая удельная теплопроводность и высокая температура спекания.

YSZ может находиться в трех различных полиморфных модификациях – моноклинной, тетрагональной или кубической, в зависимости от композиции и температуры. Добавление 7–8 % по массе Y_2O_3 стабилизирует t' фазу – самую желательную фазу для применения в ТЗП. Это – вариация тетрагональной фазы, но, в отличие от нее, более стабильна, так как не подвергается мартенситному превращению (рисунок 9, таблица 1).

Максимальная долговечность ТЗП соответствует максимальному содержанию тетрагональной фазы в структуре покрытия, содержащей небольшие количества моноклинной фазы. Небольшой долговечностью характеризуются покрытия, имеющие кубические структуру.

Стремление улучшить теплозащиту за счет наращивания толщины покрытия перспективно, т. к. при этом будет возрастать изгибающий момент от действия центробежных сил и происходить ускоренное выкрашивание покрытия.

Из [11] следует, что суммарные изгибные напряжения у основания столбиков керамики от действия центробежных сил и температурных градиентов при уменьшении толщины покрытия стабилизируются.

ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ЛОПАТОК ТУРБИНАВИАЦИОННЫХ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

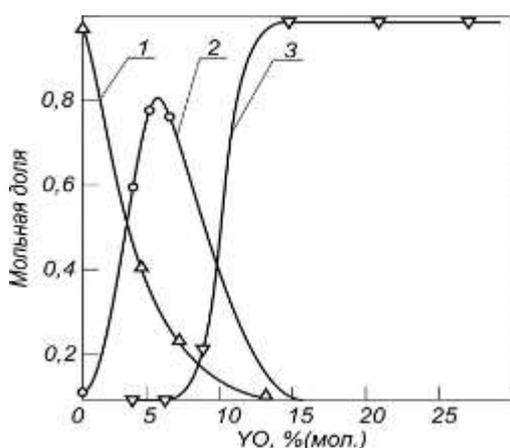


Рисунок 9 – Зависимость количества моноклинной (1), тетрагональной (2), кубической (3) фаз от содержания оксида иттрия в покрытии

Figure 9 – Dependence of quantity monoclinic (1), tetragonal (2), cubic (3) phases on the oxide content yttrium in coating

Таблица 1 – Фазовый состав (% моль) ТЗП в зависимости от содержания Y_2O_3

Table 1 – Phase composition (% mol) of TZP depending on the content of Y_2O_3

Y_2O_3 , (% мас.)	Фазы	Содержание фазы после напыления
4,3	Моноклинная	22
	Кубическая	4
	Тетрагональная	74
6,1	Моноклинная	16
	Кубическая	6
	Тетрагональная	78
8,9	Моноклинная	8
	Кубическая	13
	Тетрагональная	79
19,6	Моноклинная	3
	Кубическая	70
	Тетрагональная	27

Это обусловлено увеличением температурных напряжений одновременно с уменьшением напряжений, вызванных центробежными силами. Уменьшение толщины ТЗП менее 120 мкм нецелесообразно (рисунок 10)

Для определения служебных свойств ТЗП проводят их испытания как лабораторные, так и эксплуатационные. Растрескивание и отслаивание керамической составляющей при теплосменах является главным препятствием, которое ограничивает возможности применения ТЗП, поэтому основными лабораторными испытаниями для ТЗП являются испытания на термостойкость или на термомеханическую усталость с фиксацией рас-

трескивания или отслаивания покрытия. В большом числе работ критериями разрушения ТЗП служило появление на покрытии трещины, видимой при 10-кратном увеличении, поскольку наличие таких трещин предшествует сколу покрытия.

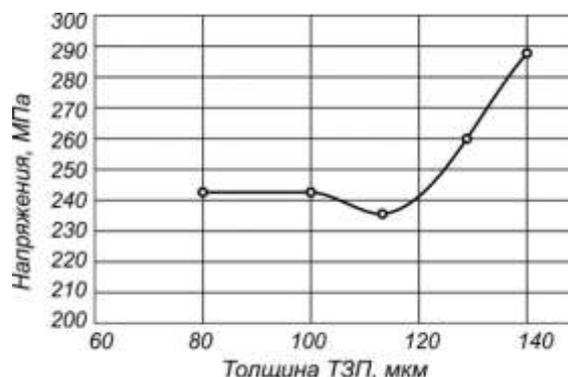


Рисунок 10 – Зависимость максимальных изгибных напряжений в ТЗП лопаток ТВД от толщины покрытия

Figure 10 – Dependence of the maximum bending stresses in TZP of HPT blades on the thickness of the coating

Применительно к авиационным деталям такой критерий следует считать достаточно хорошим. Разрушение в керамике начинается с возникновения продольной трещины на расстоянии 10–15 мкм от связующего покрытия. В дальнейшем трещина развивается как в длину, так и в ширину. Затем, участок керамики над трещиной отделяется (шелушится) от защищаемого образца либо детали.

Долговечность при испытаниях ТЗП ($NiCrAlY - ZrO_2Y_2O_3$; толщина покрытия $h_p - 130$ мкм) зависит от максимальной температуры цикла (рисунок 11). Критерием разрушения ТЗП считали появление на покрытии трещины, видимой при 10-кратном увеличении (рисунок 12).

Полагаем, что окисление связующего покрытия определяет долговечность ТЗП. В таблице приведены результаты рентгено-спектрального микроанализа (РСМА) связующего покрытия до и после испытаний после изотермических выдержек при 1200 °C (таблица 2) [12].

Как мы уже отмечали, разрушение ТЗП начинается с расслоения керамического слоя. Трещина возникает вблизи поверхности связующего покрытия и вначале распространяется параллельно ей (рисунок 12). Затем происходит расширение трещины и шелушение покрытия. Установлено, что:

1. Возникновение продольных трещин в керамике обусловлено действием биаксиаль-

ных сжимающих напряжений, возникающих при охлаждении покрытия. Во время нагревания растягивающие напряжения достигают наибольшей величины.

2. В процессе работы при высокой температуре происходит накопление повреждений и ослабление покрытий. Этот процесс связан как с окислением связующего покрытия, так и с циклическим изменением температуры.

3. Окисление связующего покрытия играет определяющую роль в ослаблении ТЗП.

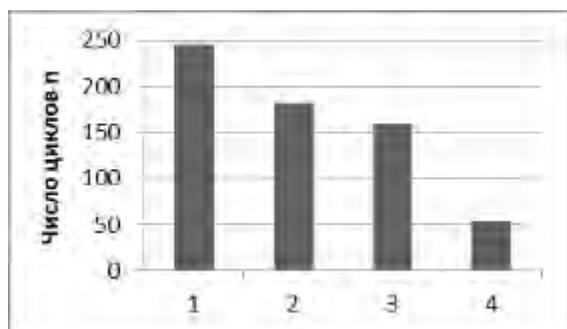


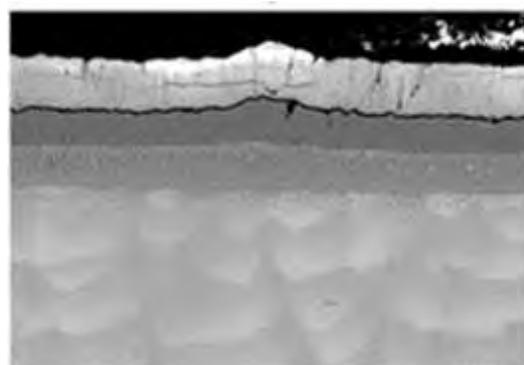
Рисунок 11 – Зависимость долговечности ТЗП от температуры цикла

1 – 1410 °C; 2 – 1440 °C; 3 – 1480 °C; 4 – 1540 °C

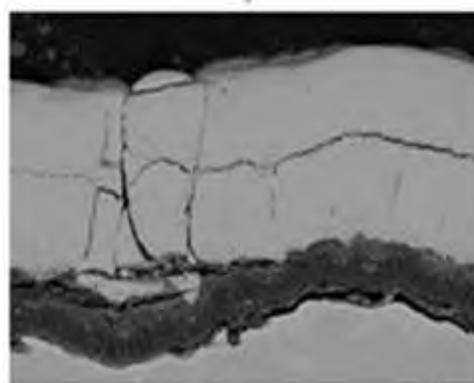
Figure 11 – Dependence of the durability of the TSP on the cycle temperature

1 – 1410 °C; 2 – 1440 °C; 3 – 1480 °C; 4 – 1540 °C

Этот вывод подтверждается тем, что при 1250 °C после выдержки более 5 ч в воздушной атмосфере покрытие при охлаждении разрушается, а после выдержки в течение 20 ч и более в атмосфере аргона покрытие сохраняет высокую сопротивляемость разрушению.



а)



б)

Рисунок 12 – Микроструктура ТЗП: а) до испытаний, б) после испытаний (температура цикла: 1410–20 °C)

Figure 12 – TSP Microstructure: a) before testing, b) after testing (cycle temperature: 1410–20 °C)

Таблица 2 – Результаты РСМА состава покрытия лопатки турбины двигателя до и после 1200 % эквивалентно-циклических испытаний на двигателе, (в числителе – среднее содержание по покрытию, в знаменателе – содержание у поверхности)

Table 2 – Results of RSMA of the coating composition of the engine turbine blade before and after 1200 % equivalent cyclic tests on the engine, (in the numerator – the average content over the coating, in the denominator – the content at the surface)

Теплозащитное покрытие	Состояние	Концентрация элементов, % мас				
		Al	Cr	Ni	Co	W
Комбинированное	До испытаний	20,0	4,0	62,5	3,7	7,1
		23,1	2,0	63,9	3,0	5,0
Комбинированное	После испытаний	18,0	4,5	63,9	4,7	9,4
		17,5	4,0	59,5	4,5	9,4
СДП2-ВСДП16	До испытаний	17,0	20,0	63,0	0,2	0
		19,5	9,0	68,0	0,2	0
СДП2-ВСДП16	После испытаний	10,1	15,3	62,6	2,3	8,2
		12,7	9,9	63,5	2,2	8,2

ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ЛОПАТОК ТУРБИНАВИАЦИОННЫХ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Из этого также следует, что диффузионные процессы, идущие между покрытием и подложкой при высокой температуре, не оказывают очень большого влияния на ослабление покрытия. Шелушение покрытия после его расслоения происходит также под действием сжимающих напряжений, но эти напряжения формируются при нагреве. В начале нагрева часть покрытия, которая отслоилась от подложки, нагревается быстрее остальной части, стремится расшириться, но, будучи стеснена более холодной, не потерявшей контакт с подложкой областью покрытия, вспучивается и шелушится.

При высокой температуре в системе покрытие–подложка происходят термически активируемые процессы: диффузионные, фазовые превращения, пластическая деформация и окисление, в результате диффузионных процессов, обусловленных преимущественным окислением алюминия и хрома и диффузионным обменом между связующим и подложкой, изменяется концентрация легирующих элементов в связующем покрытии.

Исследования позволили установить, что при 1200 °С и выше из связующего покрытия хром диффундирует в подложку, а иттрий – в направлении керамического слоя. Молибден, кобальт и титан из подложки диффундируют в связующее покрытие. С увеличением продолжительности выдержки при 1200 °С в связующем покрытии уменьшаются концентрации хрома и алюминия, уменьшается и количество β-фазы, что ведет к ухудшению жаростойкости, и к понижению пластичности связующего покрытия при высоких (выше 800 °С) температурах. Следует заметить, что уменьшение концентрации алюминия и хрома на границе с керамическим покрытием из-за процесса окисления более значительное, чем уменьшение на границе связующего покрытия с подложкой, где идет диффузионный обмен. Это свидетельствует о том, что окисление в процессе изменения состава связующего покрытия играет решающую роль и подчеркивает эффективность барьерного слоя NiAlCrWTaYSiHf.

Представляет интерес состав оксидов на связующем покрытии. В начальный период окисления при 1200 °С через 10 ч оксидная пленка на связующем покрытии имеет следующий состав: 21,8 % Al₂O₃; 27,6 % Cr₂O₃; 2,8 % CoO и 47,8 % NiO. Через 100 ч окисления образуются 93,1 % Al₂O₃ и 6,9 % Cr₂O₃. Эти два оксида и определяют свойства пленки.

Из-за различия ТКЛР покрытия из никелевого сплава напряжение σ_α в керамиче-

ском слое покрытия выражается соотношением:

$$\sigma_{\alpha} = \frac{E_K(\bar{\alpha}_M - \bar{\alpha}_K)(T_{\Pi} - T_0)}{1 - \mu_K}$$

где: E_K – модуль Юнга керамики; $\bar{\alpha}_M$, $\bar{\alpha}_K$ – средние ТКЛР металла и керамики в интервале T_Π–T₀; μ_K – коэффициент Пуассона керамики.

Градиент температур:

$$T_{\Pi} - T_0 = \frac{Q \cdot t}{A \cdot \lambda}$$

где Q – количество подводимого тепла; A – площадь нагрева; t – толщина покрытия; λ – коэффициент теплопроводности.

ТКЛР монокристаллов ZrO₂ и ZrO₂–Y₂O₃ при различных концентрациях Y₂O₃ приведены в таблице 3; влияние ТКЛР подложки на термостойкость ТЗП – на рисунке 13.

Таблица 3 – ТКЛР монокристаллов ZrO₂ и ZrO₂–Y₂O₃ при различных концентрациях Y₂O₃

Table 3 – LTEC of ZrO₂ and ZrO₂–Y₂O₃ single crystals at different concentrations of Y₂O₃

ZrO ₂ , % (мас.)	0	3	4	5
t, °C	20–1180	640–1500	550–1500	20–1500
α, 10 ⁻⁶ °C ⁻¹	8,12	9,33	11,38	10,99
Y ₂ O ₃ , % (мас.)	6	8	12	20
t, °C	20–1500	20–1500	20–1500	20–1500
α, 10 ⁻⁶ °C ⁻¹	10,68	10,92	10,23	11,08

Для покрытия на основе стабилизированного диоксида циркония при 1100 °С E_K = 2,1·10⁴ МПа и μ_K = 0,25. В интервале 20–1100 °С $\bar{\alpha}_K$ = 12,2·10⁻⁶ °С⁻¹; $\bar{\alpha}_M$ = 18,5·10⁻⁶ °С⁻¹.

Для большинства литейных никелевых сплавов в интервале 20–1000 °С α = (14,3–14,8)·10⁻⁶ °С⁻¹. Для диффузионных покрытий ТКЛР невелики: α = (14,3) 10⁻⁶ °С⁻¹ для алюминидных покрытий структурой β-фазы, α = (13,5)·10⁻⁶ °С⁻¹ для алюминидных покрытий структурой β + 50 % γ'- фазы.

Рассчитав, получим, что при 1100 °С в керамическом покрытии вблизи металлической подложки действует растягивающее напряжение σ = 190 МПа, а вычисленная деформация составляет примерно 0,7 %. Под влиянием такого напряжения покрытие растрескается, но сцепления с подложкой не теряет. Когда мы рассматриваем формирование напряжений в покрытии ZrO₂–

$Y_2O_3/NiCrAlY$, то необходимо иметь в виду, что при температурах выше 800 °С связующее покрытие весьма пластично и возникающие в нем напряжения релаксируют в течение нескольких секунд. Поэтому, например, через несколько секунд после того, как температура покрытия станет равной 1100 °С, напряжения в нем будут малы. При последующем охлаждении из-за различия ТКЛР подложки и керамического слоя в последнем будут возникать сжимающие напряжения. Они будут интенсивно возрастать, когда температура покрытия станет ниже 800 °С, т. е. ниже температуры перехода из пластичного в упругое состояние для связующего покрытия.

Обычно в покрытии имеются небольшие остаточные напряжения. При быстром нагревании в покрытии возникают термические напряжения из-за различия между температурой на его поверхности ТП и на границе с подложкой, которая равна комнатной Т0. Наружные слои стремятся растянуться, а внутренние, более холодные, жестко их сжимают. В результате этого развиваются биаксиальные сжимающие и радиальные растягивающие напряжения. Под действием этих напряжений керамический слой стремится изогнуться и отделиться от подложки.

На стадии лабораторных испытаний можно оценить эксплуатационную эффективность различных видов покрытий К [12].

$$K = t \cdot T \cdot \Delta t,$$

где: t (ч) – долговечность (жаростойкость) покрытия; T (ц) – термостойкость (в циклах); Δt – термобарьерная способность (температурный перепад между температурой на поверхности лопатки (T_n) и температурой на сплаве (T_c)).

$$\Delta t = T_n - T_c.$$

Лучше и нагляднее вести сравнение по $\lg K$ – критерию надежности (таблица 4).

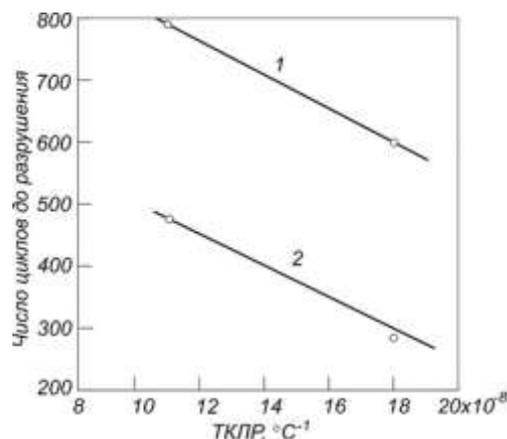


Рисунок 13 – Влияние ТКЛР подложки на термостойкость ТЗП при циклических испытаниях при 1250 °С для покрытий $ZrO_2 - 6\% Y_2O_3$ (1) и $ZrO_2 - 7,8\% Y_2O_3$ (2)

Figure 13 – Influence of the thermal expansion coefficient of the substrate on the thermal shock resistance at cyclic tests at 1250 °С for coatings $ZrO_2 - 6\% Y_2O_3$ (1) and $ZrO_2 - 7,8\% Y_2O_3$ (2)

Таблица 4 – Характеристики покрытий

Table 4 – Characteristics of coatings

Покрытие	Долговечность при 1100 °С, t (ч)	Термостойкость, T (ц)	Термобарьерная способность, Δt	Критерий долговечности, K	Критерий надежности, $\lg K$
Хромоалитирование в порошковой смеси	100	300	15	450000	5,6
Диффузионное конденсационное	850	5800	20	294000000	7,9
ТЗП с алюмоцирконием	400	4000	130	208000000	8,3
ТЗП с конденсированным подслоем NiAlCrWTaYSiHf	280	4050	110	124740000	8,1
ТЗП с конденсированным подслоем NiAlCrWTaYSiHf, NiCrAlY толщиной 75–80 мкм; структурой – $\beta + \gamma'$ -фаза; $ZrO_2 - Y_2O_3$ толщиной 150 мкм с подпылением Al_2O_3	450	4040	127	230886000	8,36

Проведенные исследования позволили разработать долговечное теплозащитное покрытие на сплаве ЖС32ВСНК с барьерным слоем NiAlCrWTaYSiHf толщиной 20–30 мкм, связующим покрытием – хромоалитирован-

ный слой толщиной 75–80 мкм структурой – $\beta + \gamma'$ -фаза и керамическим поверхностным слоем $ZrO_2 - Y_2O_3$ толщиной 150 мкм, обеспечивающий высокую теплоизоляцию лопаток турбин и их долговечность в целом.

ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ ЛОПАТОК ТУРБИН АВИАЦИОННЫХ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Коломыцев П.Т. Высокотемпературные защитные покрытия для никелевых сплавов. – М. : Metallurgia, 1991.
2. Панков В.П. Исследования сплавов и покрытий лопаток турбин газотурбинных двигателей в процессе эксплуатации // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. – № 5(137). – С. 36–40.
3. Панков В.П., Шаталов А.И., Соловьев В.А. Структурные изменения в жаростойких покрытиях лопаток турбин при эксплуатации // НаукаПарк. – 2014. – № 2–2 (22). – С. 51–55.
4. Панков В.П. Исследования комбинированных жаростойких покрытий лопаток турбин газотурбинных двигателей // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. – № 3 (135). – С. 26–30.
5. Панков В.П., Шаталов А.И., Соловьев В.А. Комбинированные жаростойкие покрытия лопаток турбин газотурбинного двигателя // НаукаПарк. – 2014. – № 2–2 (22). – С. 56–61.
6. Петрушин Н.В., Висик Е.М., Горбовец М.А., Назаркин Р.М. Структурно-фазовые характеристики и механические свойства монокристаллов жаропрочных никелевых ренийсодержащих сплавов с интерметаллидно-карбидным упрочнением // Металлы. – 2016. – № 4. – С. 57–70.
7. Панков В.П., Бабаян А.Л., Швецов А.А., Куликов М.В., Нефедовский В.А. Исследование закономерностей формирования диффузионных покрытий на современных жаропрочных никелевых сплавах // Ползуновский вестник. – 2020. – № 1. – С. 124–129. doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2020.01.025.
8. Панков В.П., Ковалев В.Д. Исследование диффузионных покрытий, нанесенных методом хромоалитирования в вакууме // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2020. – Т. 16. – № 2 (182). – С. 85–92.
9. Панков В.П., Арустамова И.С., Степанова М.В., Фурсина А.Б., Арутюнян М.М. Исследование закономерностей формирования диффузионных покрытий, нанесенных хромоалитированием в вакууме // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2020. – Т. 16. – № 10 (190). – С. 460–467.
10. Коломыцев П.Т. Жаростойкие диффузионные покрытия. – М. : Metallurgia, 1979.
11. Бычков Н.Г., Першин А.В., Гармонин А.М. Экспериментальные исследования технологии нанесения и эффективности ТЗП для рабочих лопаток турбин и элементов камеры сгорания // Т.О. № 200-5599, ЦИАМ, 2008.
12. Иванов Е.Г., Опокин В.Г., Равилов В.М., Самойленко В.М. Оценка эксплуатационной эффективности диффузионных покрытий для лопаток турбины современных газотурбинных двигателей // Научный вестник МГТУ ГА. – 2014. – № 206. – С. 56–58.

Информация об авторах

В. П. Панков – кандидат технических наук, доцент Краснодарского высшего воен-

ного авиационного училища летчиков имени Героя Советского Союза А.К. Серова.

А. Л. Бабаян – кандидат химических наук, Краснодарское высшее военное авиационное училище летчиков имени Героя Советского Союза А.К. Серова.

М. В. Куликов – кандидат химических наук, Краснодарское высшее военное авиационное училище летчиков имени Героя Советского Союза А.К. Серова.

В. А. Коссой – Краснодарское высшее военное авиационное училище летчиков имени Героя Советского Союза А.К. Серова.

Б. С. Варламов – кандидат химических наук, Краснодарское высшее военное авиационное училище летчиков имени Героя Советского Союза А.К. Серова.

REFERENCES

1. Kolomytsev, P.T. (1991). *High-temperature protective coatings for nickel alloys*. Moscow : Metallurgy. (In Russ.).
2. Pankov, V.P. (2016). Investigation of alloys and coatings of turbine blades of gas turbine engines during operation. *Strengthening technologies and coatings*, 5 (137), 36–40. (In Russ.).
3. Pankov, V.P., Shatalov, A.I. & Soloviev, V.A. (2014). Structural changes in heat-resistant coatings of turbine blades during operation. *NaukaPark*, 2–2 (22), 51–55. (In Russ.).
4. Pankov, V.P. (2016). Research of combined heat-resistant coatings of turbine blades of gas-turbine engines. *Strengthening technologies and coatings*, 3 (135), S. 26-30. (In Russ.).
5. Pankov, V.P., Shatalov, A.I. & Soloviev, V.A. (2014). Combined heat-resistant coatings of turbine blades of a gas turbine engine. *NaukaPark*, 2–2 (22), 56–61. (In Russ.).
6. Petrushin, N.V., Visik, E.M., Gorbovets, M.A. & Nazarkin R.M. (2016). Structural-phase characteristics and mechanical properties of single crystals of heat-resistant nickel rhenium-containing alloys with intermetallic-carbide hardening. *Metals*, (4), 57–70. (In Russ.).
7. Pankov, V.P., Babayan, A.L., Shvetsov, A.A., Kulikov, M.V. & Nefedovsky V.A. (2020). Investigation of the regularities of the formation of diffusion coatings on modern heat-resistant nickel alloys. *Polzunovskiy vestnik*, (1), 124–129. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2020.01.025.
8. Pankov, V.P. & Kovalev V.D. (2020). Investigation of diffusion coatings applied by chromium-alloying methods in vacuum. *Strengthening technologies and coatings*, 16(2(182)), 85–92. (In Russ.).
9. Pankov, V.P., Arustamova, I.S., Stepanova, M.V., Fursina, A.B. & Arutyunyan M.M. (2020). Investigation of the regularities of the formation of diffusion coatings applied by chromium-alloying in vacuum. *Strengthening technologies and coatings*, 16(10 (190)), 460–467. (In Russ.).

10. Kolomytsev, P.T. (1979). *Heat-resistant diffusion coatings*. Moscow : Metallurgy. (In Russ.).

11. Bychkov, N.G., Pershin, A.V. & Garmonin, A.M. (2008). Experimental studies of the application technology and the efficiency of TSP for rotor blades of turbines and elements of the combustion chamber. *T.O. CIAM*, (200), (P.5599).

12. Ivanov, E.G., Opokin, V.G., Ravilov, V.M. & Samoilenko V.M. (2014). Evaluation of the operational efficiency of diffusion coatings for turbine blades of modern gas turbine engines. *Scientific Bulletin of MSTU GA*, (206), 56–58. (In Russ.).

Information about the authors

V. P. Pankov – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Krasnodar

Higher Military Aviation School of Pilots named after Hero of the Soviet Union A.K. Serov.

A. L. Babayan – candidate of chemical sciences, Krasnodar Higher Military Aviation School of Pilots named after Hero of the Soviet Union A.K. Serov.

M. V. Kulikov – candidate of chemical sciences, Krasnodar Higher Military Aviation School of Pilots named after Hero of the Soviet Union A.K. Serov.

V. A. Kossoy – Krasnodar Higher Military Aviation School of Pilots named after Hero of the Soviet Union A.K. Serov.

B. S. Varlamov – candidate of chemical sciences, Krasnodar Higher Military Aviation School of Pilots named after Hero of the Soviet Union A.K. Serov.

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.*

Статья поступила в редакцию 08.02.2021; одобрена после рецензирования 26.02.2021; принята к публикации 01.03.2021.

The article was received by the editorial board on 08 Feb 21; approved after reviewing on 26 Feb 21; accepted for publication on 01 Mar 21.