

Научная статья

УДК 620.193+620.197

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-121-134

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СОЛЕВАЯ КОРРОЗИЯ И ЗАЩИТА МАТЕРИАЛОВ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ (обзор)

С.В. Заварзин¹, М.С. Оглодков¹, Д.В. Чесноков¹, И.А. Козлов¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Рассмотрены вопросы механизма высокотемпературной солевой коррозии. Проведен анализ современных методик лабораторных исследований высокотемпературных коррозионных процессов. Существенная часть работы посвящена современным технологиям защиты от коррозии металлических материалов. В настоящее время актуальны разработки технологий защиты шликерными, химическими, пирохимическими, электрохимическими и золь-гель покрытиями, а также путем диффузионного насыщения поверхности. Однако наиболее эффективным методом нанесения защитных покрытий является технология ионно-плазменной обработки.

Ключевые слова: высокотемпературная коррозия, горячая коррозия, сульфидно-оксидная коррозия, сульфат натрия, хлорид натрия, защитные покрытия, ионно-плазменная обработка

Для цитирования: Заварзин С.В., Оглодков М.С., Чесноков Д.В., Козлов И.А. Высокотемпературная солевая коррозия и защита материалов газотурбинных двигателей (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-121-134.

Scientific article

HOT CORROSION AND PROTECTION OF MATERIALS OF GAS TURBINE ENGINES (review)

S.V. Zavarzin¹, M.S. Oglochkov¹, D.V. Chesnokov¹, I.A. Kozlov¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. In this paper, we consider the issues of the mechanism of hot corrosion. The analysis of modern methods of laboratory research of corrosion processes occurring at elevated temperatures is carried out. A significant part of the work is devoted to modern technology of protection against corrosion of metallic materials. The development of technologies for slurry, chemical, pyrochemical, electrochemical and sol-gel coatings, as well as methods of diffusion saturation of the surface, is relevant today. Nevertheless, the technology of ion-plasma treatment is the most effective method of applying protective coatings.

Keywords: high-temperature corrosion, hot corrosion, sulfide-oxide corrosion, sodium sulfate, sodium chloride, protective coatings, ion-plasma treatment

For citation: Zavarzin S.V., Oglochkov M.S., Chesnokov D.V., Kozlov I.A. Hot corrosion and protection of materials of gas turbine engines (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 3 (109), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-121-134.

Введение

При работе современных газотурбинных двигателей (ГТД) одним из факторов, воздействующих на детали горячего тракта турбореактивного двухконтурного двигателя, является высокотемпературная коррозия, протекающая под действием хлоридов и/или серы и их соединений при температуре >600 °С. Для такого вида коррозии характерно образование локальных коррозионных поражений на поверхности «металл-защитное покрытие», которые являются концентраторами напряжений и могут привести к преждевременному выходу из строя детали.

Проблема высокотемпературной солевой коррозии (ВТСК) известна с сороковых годов XX века, однако особое внимание этой проблеме стало уделяться в конце 1960-х гг. во время военного вторжения США и их союзников во Вьетнам. В результате длительной работы авиации в условиях морского и приморского климата наблюдалась сильная коррозия «горячей» части ГТД, приводящая к преждевременному отказу и нерегламентированному ремонту техники. Поэтому понимание поведения металлов и сплавов при высоких температурах (особенно их сопротивления коррозионному разрушению) и обеспечение защиты поверхностных слоев стало объектом научного исследования.

В настоящее время нет ни одного жаропрочного сплава, который бы был невосприимчив к ВТСК. До сих пор также отсутствуют общепринятые национальные стандарты на проведение испытаний материалов на стойкость к ВТСК, что свидетельствует о сложности решения данной проблемы.

Таким образом, одними из необходимых условий длительной безаварийной эксплуатации ГТД являются высокая коррозионная стойкость жаропрочных сплавов, используемых в конструкции двигателя, и применение эффективных систем защитных покрытий. Для оценки перспективности выбранных материалов и защитных покрытий требуется понимание механизма коррозии материалов при повышенных температурах, а также возможность моделирования и прогнозирования коррозии в лабораторных условиях.

В связи с возникшими проблемами актуальным представляется анализ современных методик исследования коррозионной стойкости материалов ГТД, а также технологий антикоррозионной защиты материалов в условиях воздействия коррозионных сред при повышенных температурах.

Высокотемпературная солевая коррозия

Возможность возникновения ВТСК материалов газовых турбин связана с наличием в топливе и окружающей среде таких элементов, как натрий, сера и ванадий. При сжигании топлива данные элементы могут образовывать соединения Na_2SO_4 с температурой плавления 884 °С и V_2O_5 с температурой плавления 670 °С, которые затем осаждаются на горячих элементах турбины, таких как сопловой аппарат и лопатки ротора, вызывая ускоренное окисление (или сульфидирование) материала [1–3].

Осаждение Na_2SO_4 и формирование жидкой пленки на поверхности металла может быть результатом одного из процессов:

- химического осаждения, которое происходит, когда давление паров Na_2SO_4 превышает равновесное значение при температуре детали;
- физического осаждения, которое происходит при механическом уносе соли с деталей двигателя (например, воздушного фильтра) с последующей адгезией при контакте с горячей поверхностью детали [4].

Основным источником серы является сжигаемое топливо. Содержание серы в топливе регламентировано: не более 0,3 % – для двигателей гражданской авиации,

не более 1,0 % – для морских газовых турбин [5]. Основным источником натрия в виде хлорида натрия (NaCl) является морская вода, которая также может быть и источником серы. Существуют предположения, что NaCl может также попадать в двигатели вместе с пылью при взлете-посадке или стоянке в аэропорту [5, 6].

Обычно выделяют два типа ВТСК.

– Первый тип – ВТСК-I, протекает при температурах от 800 до 950 °С, что соответствует интервалу между температурой плавления и точкой росы сульфата натрия. В результате коррозии поверхность материала приобретает слоистую структуру (рис. 1). Макроскопически ВТСК-I в большинстве случаев проявляется в виде шелушения сплава со значительным изменением цвета области, подвергшейся коррозии. Продукты коррозии чаще всего представляют собой частички оксидов металлов, распределенные по солевой корке.

– Второй тип – ВТСК-II, протекает при температурах от 600 до 750 °С и является более характерным для морских и промышленных газовых турбин, работающих при более низких температурах по сравнению с авиационными двигателями. Такая коррозия имеет преимущественно питтинговый характер и в отличие от ВТСК-I при ней практически не наблюдается областей, обогащенных сульфидами или обедненных активными металлами [3, 6, 7].

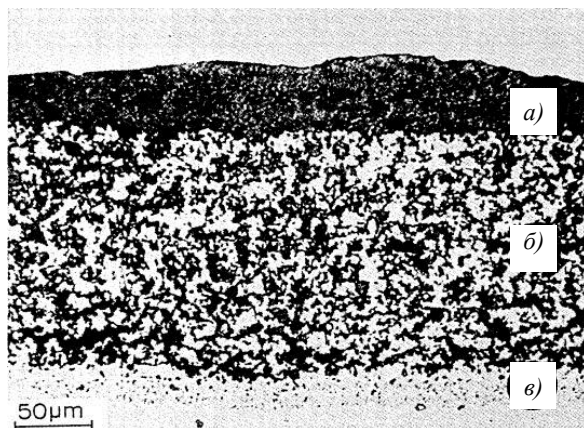


Рис. 1. Слоистая структура поверхности, подвергшейся высокотемпературной солевой коррозии первого типа (ВТСК-I): *а* – внешний слой, состоящий преимущественно из оксида основного металла; *б* – оксиды наиболее активных металлов (Al, Cr, Ti) и области, обедненные данными элементами; *в* – область проникновения в сплав обогащенных хромом сульфидов [6]

В научно-технической литературе предлагается ряд механизмов для описания ВТСК. Общим является мнение, что протекание коррозии обусловлено наличием на поверхности сплава слоя расплавленного Na_2SO_4 . Обычно выделяют четыре основные стадии процесса: инкубационный период, инициацию, развитие и разрушение [1, 3].

Во время инкубационного периода происходит обычное окисление поверхности в присутствии осажденной соли. В конце данной стадии образуются стабильные оксиды, такие как Al_2O_3 и Cr_2O_3 . Данная стадия характеризуется низкой скоростью коррозии, ее продолжительность зависит от того, насколько долго продукты коррозии будут находиться в стабильном состоянии. Наличие инкубационного периода характерно для ВТСК-I, при ВТСК-II он обычно не наблюдается.

На стадии инициации происходит нарушение оксидной пленки вследствие напряжений, вызванных ее ростом. Новые области поверхности подвергаются действию соли, коррозия материала ускоряется.

Развитие коррозии зависит от механизма, по которому она протекает. Для ВТСК-I предложены два основных механизма окисления – сульфидирование-окисление и солевое флюсование [4, 6]. Процесс ВТСК-II происходит при температурах меньше температуры плавления Na_2SO_4 и возможен при условии образования солевых эвтектик с низкой температурой плавления, таких как $\text{Na}_2\text{SO}_4\text{--CoSO}_4$ или $\text{Na}_2\text{SO}_4\text{--NiSO}_4$. Соли CoSO_4 и NiSO_4 являются продуктом взаимодействия сплавов, содержащих данные элементы (Co и Ni), с триоксидом серы, вследствие чего данный вид коррозии в отличие от ВТСК-I зависит от парциального давления SO_3 . В то же время при ВТСК-II сульфидирования поверхности не наблюдается, а основным механизмом является преимущественно солевое флюсование [7].

Механизм сульфидирования-окисления предполагает образование на поверхности сплава сульфидов при действии сульфата натрия. Анализ диаграмм Эллингема при температуре 1200 К для систем типа Me–Na–O–S (где Me: Ni, Co, Fe, Al, Cr) [8–11] показывает, что указанные металлы неустойчивы в присутствии Na_2SO_4 , а при контакте коррозионной среды с чистым металлом или при ее проникновении сквозь оксидную пленку они образуют соответствующие сульфиды. Расплавленный Na_2SO_4 становится источником серы. Сульфидирование приводит к обезлегированию поверхности металла (прежде всего по хрому), что снижает его устойчивость к окислению. Сульфиды проникают вглубь сплава, а морфология корродировавшей поверхности определяется их переходом в оксиды. В работах [12, 13] на ряде сплавов показано, что с помощью процесса пресульфидирования с последующим окислением можно воспроизвести морфологию корродировавшей при ВТСК поверхности. Присутствие NaCl снижает нижнюю границу значений температур, при которых наблюдается процесс ВТСК-I, за счет образования эвтектики с температурой плавления $\sim 620^\circ\text{C}$ [14].

Механизм солевого флюсования предполагает, что оксиды, входящие в состав пассивной пленки и обычно устойчивые в стехиометрическом Na_2SO_4 , могут растворяться в расплаве, если он приобретает кислотный (пониженное содержание Na_2O) или основной (повышенное содержание Na_2O) характер. В таком случае оксиды переходят в расплав в виде анионов (основное флюсование) или катионов (кислотное флюсование). На рис. 2 представлены данные о растворимости некоторых оксидов в расплавленных Na_2SO_4 (при температуре 1200 К) и SiO_2 (при температуре 973 К) в зависимости от показателя «основности» расплава ($-\lg a_{\text{Na}_2\text{O}}$) [4].

Основным критерием возможности протекания коррозии является так называемый «отрицательный градиент растворимости», предложенный в работе [15]. Данный критерий предполагает, что оксиды из пассивирующей пленки растворяются на границе «оксид–металл» и выкристаллизовываются в объеме расплавленной соли, где их растворимость меньше (рис. 3). Получающиеся в результате оксиды не защищают сплав от дальнейшего окисления. В работе [16] экспериментально подтверждено, что «отрицательный градиент растворимости» пассивирующих оксидов является критерием протекания ВТСК.

В связи с тем, что расплавленный Na_2SO_4 является ионным проводником, ВТСК может носить электрохимический характер. В данном случае расплавленная соль становится электролитом. Изучению данного механизма посвящены работы [17–19]. Показано, что электрохимические реакции (помимо непосредственного участия в окислении сплава) также могут влиять на показатель «кислотность–основность» солевой пленки и соответствующий градиент растворимости, способствуя коррозии по механизму солевого флюсования.

В работах [20–23] рассмотрены другие факторы, влияющие на ВТСК, такие как присутствие углерода, процессы эрозии и эрозии-коррозии, наличие примесей.

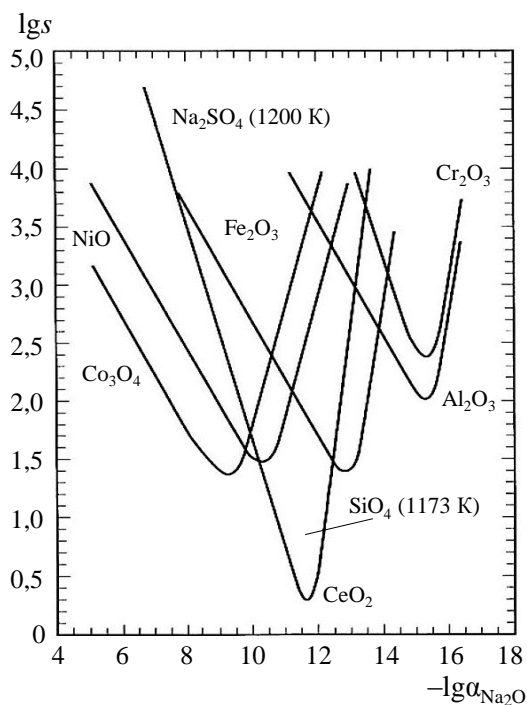


Рис. 2. Растворимость (s) некоторых оксидов и SiO_2 в расплавленном Na_2SO_4 : $s = n(\text{MeO}_x)/n(\text{Na}_2\text{SO}_4)$, ppm [4]

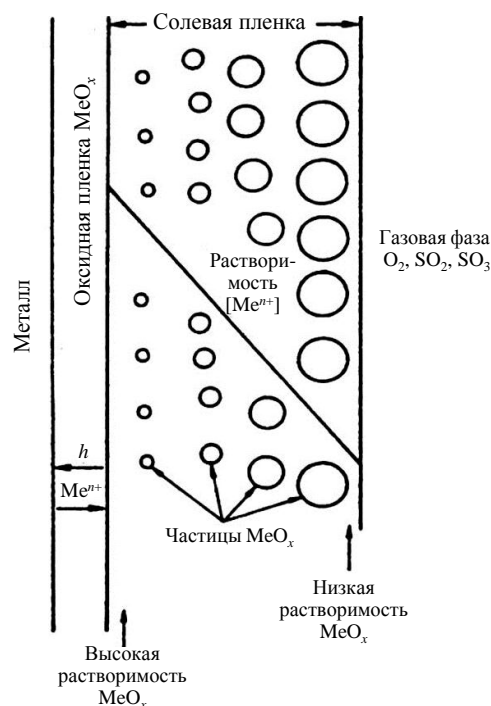


Рис. 3. Схематическое изображение механизма солевого флюсования [4]

Методы исследования высокотемпературной солевой коррозии

Для изучения ВТСК разработаны методы, среди которых:

- методы с полным погружением в расплав солей;
- методы с нанесением солевой корки;
- электрохимические методы;
- газопламенные методы [7].

Исторически первыми методами исследования материалов на устойчивость к ВТСК были методы с полным погружением в расплавы солей (тигельные методы). Однако оказалось, что данные методы плохо воспроизводят условия эксплуатации газовых турбин – в частности, не позволяют оценить влияние на процесс газовой фазы, в связи с этим в настоящее время их используют относительно редко [24].

В фундаментальных исследованиях часто используются методы с нанесением солевой корки. Сущность метода заключается в создании на поверхности материала слоя соли путем распыления раствора или нанесения расплава с последующей выдержкой при определенной температуре или при циклической тепловой нагрузке. Преимуществом данных методов является простота исполнения, а также сокращение необходимого для получения результата времени за счет увеличения солевой нагрузки. В то же время указанные методы не позволяют учитывать такие эксплуатационные факторы, как градиент температур между газовой фазой и поверхностью испытываемого материала, эрозионное действие воздушного потока и содержащихся в нем примесей [25].

Наиболее популярными методами исследования ВТСК в промышленности являются газопламенные, так как они позволяют создать условия, наиболее схожие с условиями эксплуатации газовых турбин. Сущность метода заключается в сжигании

топлива в специальной горелке с целью получения продуктов сгорания. Параллельно в газовую среду производится инъекция синтетической или натуральной морской воды. Значительная часть информации по протеканию ВТСК получена именно газопламенными методами [3].

Поскольку ВТСК может представлять собой электрохимический процесс, широкое распространение также имеют электрохимические методы. Чаще всего их используют для определения скорости коррозии или при изучении механизмов происходящих на поверхности реакций [17–19].

Защита от высокотемпературной солевой коррозии

Устойчивость материала к ВТСК напрямую связана с его химическим составом и способами термомеханической обработки. Очевидным решением является легирование сплавов. Однако при подборе легирующих элементов и их содержания требуется учитывать их влияние на механические свойства сплава и итоговую стоимость. Достижение требуемых механических свойств зачастую требует введения в сплав таких элементов, как вольфрам, ванадий и молибден. Однако в их присутствии материал склонен к высокотемпературной коррозии [6, 16]. В таком случае основным средством защиты от коррозии становится нанесение защитных покрытий.

Хром является наиболее эффективным легирующим элементом для защиты от ВСК-I. Для обеспечения коррозионной устойчивости никелевых сплавов зачастую требуется не менее 15 % (по массе) Cr, кобальтовых – не менее 25 % (по массе) Cr [6]. Легирующее действие хрома обычно связано со стабилизирующим действием Cr_2O_3 , образующимся при реакции в расплаве Na_2CrO_4 , который препятствует процессу растворения/осаждения пассивной пленки. В то же время, высокое содержание хрома может приводить к образованию фаз Франка–Каспера, что уменьшает прочность и пластичность сплава [7].

Хорошо изучено действие других легирующих элементов. Церий, лантан, цирконий, иттрий и скандий значительно увеличивают устойчивость материала к ВТСК, обеспечивая повышенную адгезию пассивной пленки [16]. Коррозионную устойчивость также повышают титан, алюминий и ниобий. Кремний, платина и гафний имеют положительный эффект на устойчивость как минимум к ВТСК-II [7].

Важный способ защиты от ВТСК – использование защитных покрытий. Их применение желательно даже для относительно коррозионностойких сплавов. Среди множества разработанных видов защитных покрытий можно выделить три основных типа: диффузионные, конденсированные и термобарьерные покрытия.

Диффузионные покрытия получают путем насыщения поверхности сплава алюминием, хромом либо кремнием. Добавление платины к алюминидным покрытиям увеличивает их устойчивость к циклическому окислению при высоких температурах ($>1000\text{ }^\circ\text{C}$) благодаря образованию слоя Al_2O_3 с повышенной адгезией к сплаву и задержке образования шпинели при экспозиции [26].

Конденсированные покрытия представляют собой семейство коррозионностойких сплавов, чаще всего системы Me–Cr–Al–Y, где Me: Ni, Co или оба металла. Сплавы системы Me–Cr–Al–Y с повышенным содержанием хрома и пониженным содержанием алюминия обычно используются для защиты от ВТСК-II, с пониженным содержанием Cr и повышенным Al – для защиты от ВТСК-I. Известны и другие составы покрытий, такие как Co–23Cr–12Al–0,5Y, Co–32Ni–21Cr–8Al–0,5Y, PWA270, а также систем Al–Si–Y (BCDP-11), Ni–Cr–Al–Ta–W–Hf–Y (СДП-ТВГ) и др. [26–28].

Термобарьерные покрытия служат для изоляции материала и уменьшения теплопередачи. Это композитные покрытия, имеющие два слоя: верхний – керамический (обычно стабилизированный оксид циркония) и нижний – металлический барьерный подслоя, устойчивый к коррозионному воздействию. Барьерный слой часто представляет собой либо конденсированное покрытие системы Me–Cr–Al–Y, либо диффузионное алюминидное покрытие [26, 27]. Следует отметить, что использование термобарьерных покрытий в газовых турбинах, эксплуатирующихся в условиях морского климата, а также в дизельных двигателях ограничено вследствие того, что соединения Y_2O_3 , MgO и CaO, используемые для стабилизации верхнего слоя оксида циркония, реагируют с серными, натриевыми и ванадиевыми загрязнениями [29].

Отдельным направлением можно выделить создание многокомпонентных композиций высокотемпературных покрытий на базе диффузионных и конденсационных слоев. Например, ограниченный запас алюминия в конденсированных покрытиях системы Ni–Cr–Al–Y, а также высокая диффузионная активность этих покрытий в контакте с жаропрочными сплавами не позволяют длительно использовать их при температурах >1100 °C. Поэтому для работы при более высоких температурах могут использоваться двух-трехслойные конденсационно-диффузионные покрытия, обеспечивающие защиту жаропрочных сплавов при температурах 1150–1200 °C [30]. Повышение рабочей температуры таких покрытий достигается благодаря использованию внутреннего пластичного конденсированного слоя с относительно низким содержанием алюминия и хрома и увеличению запаса алюминия в покрытии за счет внешнего диффузионного алюминидного слоя [31]. Комбинирование технологий нанесения позволяет вводить в покрытия тугоплавкие металлы (Ta, Re, W), эффективно тормозящие диффузионную активность на границе «покрытие–сплав», которая служит диффузионным барьером. Применение внешнего диффузионного слоя в этом случае решает проблему коррозионной неустойчивости подобных покрытий [28].

Применение современных защитных покрытий невозможно без совершенствования методов их нанесения. Диффузионные покрытия получают с применением шликерного и золь-гель способов, различных химических, пирохимических и электрохимических методов, а также путем диффузионного насыщения поверхности – например, газоциркуляционным методом, вакуумным осаждением, импульсным методом, спеканием или другим подходящим способом. Для получения конденсированных покрытий используют катодное распыление, термовакuumное испарение, плазменное, ионно-плазменное или газопламенное напыление и др. [32–34].

Для получения алюминидных покрытий широко применяется метод химического осаждения из газовой фазы (CVD-процесс), в том числе его подвид – пакетное цементирование [35]. Преимуществом CVD-процессов является то, что, будучи бесконтактными, они позволяют наносить покрытия на детали сложных форм и внутренние поверхности, а также позволяют создавать модифицированные покрытия с улучшенными свойствами – например, путем введения легирующих элементов [36]. В работе [37] сочетанием методов электроосаждения и пакетной цементации на никелевом монокристаллическом сплаве получено легированное Zr покрытие (Ni, Pt)Al. Легирование цирконием позволило значительно повысить устойчивость покрытия за счет того, что Zr способствует локализации серы на поверхности и предотвращает глубокое проникновение хлора. Подробно коррозионное поведение алюминидных покрытий, полученных на никелевых жаропрочных сплавах

CVD-методом, в условиях ВТСК рассмотрено в работе [38]. Показано, что данные покрытия обладают высокой устойчивостью к ВТСК, даже несмотря на то, что внутри алюминидного слоя наблюдаются большие микропоры и небольшое количество микротрещин, а типичная морфология алюминидного слоя становится разупорядоченной.

Развиваются методы физического осаждения из газовой фазы (PVD) в основном в сочетании с высокоскоростным газопламенным напылением (HVOF) [39, 40]. Газопламенное напыление, используемое для создания термобарьерных, антифрикционных и других покрытий, позволяет получить износостойкие и коррозионностойкие покрытия. Однако износостойкость и сопротивление коррозии данных покрытий уменьшается с ростом температуры из-за их невысокой прочности и высокой пористости. Нанесение PVD-слоя поверх HVOF-покрытия позволяет заметно улучшить его эксплуатационные качества. В работе [41] методом PVD/HVOF получено покрытие $\text{CrN/Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$. Нанесение пленки CrN позволило уменьшить толщину оксидной пленки в 10 раз (по сравнению с чистым $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$) и в то же время значительно увеличить устойчивость покрытия в условиях ВТСК. Однако в данном случае процесс должен быть оптимизирован для обеспечения полного закрытия пор PVD-пленкой, иначе хлоридная коррозия приводит к образованию блокирующего канала пор соединения Cr_2O_3 и твердых оксидов на границе «пленка–покрытие», вызывающих концентрацию напряжений и, как следствие, разрушение покрытия. В работе [42] применение метода электронно-лучевого парогазового осаждения (EB-PVD) позволило создать термобарьерное покрытие на основе барьерного HVOF-слоя (Co, Ni)–Cr–Al–Y и керамического покрытия $\text{YSZ/Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$. Коррозионные испытания показали, что применение $\text{Gd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ позволяет продлить срок службы YSZ-слоя в условиях ВТСК.

В России широко применяются ионно-плазменные защитные покрытия [31, 43, 44]. Ионно-плазменные методы позволяют создавать многокомпонентные диффузионные, конденсированные, диффузионно-конденсационные покрытия. При этом обеспечиваются высокая точность по толщине и элементному составу, регулируемость процесса осаждения, за счет чего можно влиять на структуру покрытия – например, получать мелкозернистое покрытие. В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ предложена ионно-плазменная технология высоких энергий, которая, помимо всего прочего, позволяет проводить предварительное травление и термоактивацию обрабатываемой поверхности, обеспечивая повышение адгезии покрытия, а также увеличить плотность покрытия за счет ионной бомбардировки. Показано, что данная технология может применяться для получения антифрикционных, комбинированных жаростойких, эрозионно-коррозионностойких и многих других видов покрытий [45–48]. В работе [49] на устойчивость к ВТСК исследовано жаростойкое покрытие СДП-1Т + ВСДП-12, нанесенное на перспективный никелевый сплав ВЖЛ21 вакуумным ионно-плазменным методом. Проведенные ускоренные циклические испытания продемонстрировали высокую коррозионную стойкость полученного покрытия по отношению к высокотемпературному окислению и ВТСК. При этом нанесение покрытия не снижает гарантированных паспортных прочностных характеристик сплава, что позволяет использовать сплав ВЖЛ21 с защитным покрытием СДП-1Т + ВСДП-12 в качестве материала роторных деталей вертолетных двигателей.

В настоящее время активно изучается возможность создания композитных гетерогенных защитных покрытий, например, при введении в них углеродных нанотрубок [50].

Заключения

Исследование процессов высокотемпературной коррозии материалов газотурбинных двигателей и установок до сих пор является актуальным направлением прикладного материаловедения, что подтверждается значительным объемом научных публикаций в зарубежных и отечественных изданиях.

Проведенный анализ научных публикаций позволил установить, что в мировой практике все большее применение находят стендовые испытания материалов с коррозионным и термическим воздействиями на материалы, воспроизводящие условия, по возможности наиболее схожие с реальной эксплуатацией деталей. Однако эффективных моделей и способов по ускорению процессов коррозии, способствующих сокращению времени, требуемому для проведения коррозионных испытаний, пока не достигнуто.

Выявлено практически полное отсутствие сведений о натуральных и натурно-ускоренных коррозионных испытаниях материалов в приморском и морском климате, которые позволили бы внести существенный вклад в изучение механизма коррозии материалов ГТД под действием аэрозолей морской воды.

Применение электрохимических исследований процессов коррозии при повышенных температурах носит больше теоретический характер. Научных работ в данном направлении недостаточно для создания достоверной картины, хотя изучение процессов контактной (гальванической) коррозии разнородных материалов является весьма актуальной задачей.

Наряду с ускоренными химическими и электрохимическими исследованиями широкий интерес представляют вопросы прогнозирования свойств материалов под влиянием агрессивной внешней среды и высоких температур, что позволило бы установить научно обоснованные сроки обслуживания и эксплуатации деталей газотурбинных двигателей и установок.

Следует отметить высокий уровень разработок по антикоррозионной защите материалов для ГТД. Научные работы отечественных специалистов находятся на мировом уровне, а в некоторых случаях существенно превосходят зарубежные технологии и покрытия по достигнутым свойствам.

Список источников

1. Prashar G., Vasudev H. Hot corrosion behavior of super alloys // *Materials Today: Proceedings*. 2020. Vol. 26. P. 1131–1135.
2. Reid W.T. External corrosion and deposits: boilers and gas turbines. New York: Elsevier, 1971. 199 p.
3. Lai G.Y. High-temperature corrosion and materials applications. ASM International, 2007. 461 p.
4. Rapp R.A. Hot corrosion of materials: a fluxing mechanism? // *Corrosion science*. 2002. Vol. 44. No. 2. P. 209–221.
5. Tschinkel J.G. Formation of sodium sulfate in gas turbine combustors // *Corrosion*. 1972. Vol. 28. No. 5. P. 161–169.
6. Stringer J. High-temperature corrosion of superalloys // *Materials Science and Technology*. 1987. Vol. 3. No. 7. P. 482–493.
7. Eliaz N., Shemesh G., Latanision R.M. Hot corrosion in gas turbine components // *Engineering failure analysis*. 2002. Vol. 9. No. 1. P. 31–43.
8. Gupta D.K., Rapp R.A. The Solubilities of NiO, Co₃O₄, and Ternary Oxides in Fused Na₂SO₄ at 1200 K // *Journal of the Electrochemical Society*. 1980. Vol. 127. No. 10. P. 2194–2201.
9. Zhang Y.S., Rapp R.A. Solubility of α-Fe₂O₃ in Fused Na₂SO₄ at 1200 K // *Journal of the Electrochemical Society*. 1985. Vol. 132. No. 3. P. 734.
10. Zhang Y.S. Solubilities of Cr₂O₃ in Fused Na₂SO₄ at 1200 K // *Journal of the Electrochemical Society*. 1986. Vol. 133. No. 3. P. 655.

11. Jose P.D., Gupta D.K., Rapp R.A. Solubility of α -Al₂O₃ in Fused Na₂SO₄ at 1200 K // *Journal of the Electrochemical Society*. 1985. Vol. 132. No. 3. P. 735.
12. Spengler C.J., Viswanathan R. Effect of sequential sulfidation and oxidation on the propagation of sulfur in an 85 Ni–15 Cr alloy // *Metallurgical and Materials Transactions B*. 1972. Vol. 3. No. 1. P. 161–166.
13. El-Dahshan M.E., Whittle D.P., Stringer J. Effect of presulfidation on the oxidation behavior of Co-based alloys. Part I. Presulfidation at sulfur partial pressures above the dissociation pressure of cobalt sulfide // *Oxidation of metals*. 1974. Vol. 8. No. 4. P. 179–209.
14. Hancock P. Vanadic and chloride attack of superalloys // *Materials Science and Technology*. 1987. Vol. 3. No. 7. P. 536–544.
15. Rapp R.A., Goto K.S. The hot corrosion of metals by molten salts // *ECS Proceedings Volumes*. 1981. Vol. 10. P. 159–177.
16. Otsuka N., Rapp R.A. Hot Corrosion of Preoxidized Ni by a Thin Fused Na₂SO₄ Film at 900 °C // *Journal of the Electrochemical Society*. 1990. Vol. 137. No. 1. P. 46–52.
17. Zhang X., Rapp R.A. Electrochemical Impedance of a Platinum Electrode in Fused Na₂SO₄ Melts in SO₂–O₂ Environments // *Journal of the Electrochemical Society*. 1993. Vol. 140. No. 10. P. 2857–2862.
18. Numata H., Nishikata A., Haruyama S. Electrochemical studies of corrosion of iron, nickel and nickel alloys in alkali sulfate melt // *Transactions of the Japan Institute of Metals*. 1983. Vol. 24. P. 303–310.
19. Fang W.C., Rapp R.A. Electrochemical Reactions in a Pure Na₂SO₄ Melt // *Journal of the Electrochemical Society*. 1983. Vol. 130. No. 12. P. 2335–2340.
20. McKee D.W., Romeo G. Carbon deposition and the role of reducing agents in hot-corrosion processes // *Metallurgical Transactions*. 1973. Vol. 4. No. 8. P. 1877–1885.
21. Barklow R.H., Goebel J.A., Pettit F.S. Erosion-corrosion of coatings and superalloys in high-velocity hot gases // *ASTM special technical publication*. 1979. No. 664. P. 163–192.
22. Kameswari S. The role of NaCl in the hot-corrosion behavior of nimonic alloy 90 // *Oxidation of metals*. 1986. Vol. 26. No. 1. P. 33–44.
23. Hancock P.J., Hancock H.A., Caley W.F. et al. A review of recent studies of the role of zinc as an inhibitor of hot corrosion from molten sulphates // *Materials Science and Engineering A*. 1989. Vol. 120. P. 313–318.
24. Donachie M.J.Jr., Sprague R.A., Russell R.N. et al. Sulfidation of Hot Section Alloys in Gas Turbine Engines // *ASTM Special Technical Publication*. 1967. No. 421. P. 85–105.
25. Шубин И.Ю., Никитин Я.Ю., Пучков Ю.А. и др. Исследование стойкости к высокотемпературной газовой и солевой коррозии жаропрочного интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4 // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение*. 2020. № 6. С. 84–106.
26. Goward G.W. Progress in coatings for gas turbine airfoils // *Surface and coatings technology*. 1998. Vol. 108. P. 73–79.
27. Nicholls J.R. Designing oxidation-resistant coatings // *JOM*. 2000. Vol. 52. No. 1. P. 28–35.
28. Нарушко Е.О. Защитные покрытия от высокотемпературной газовой коррозии лопаток осевого компрессора в авиастроении // *Репозиторий БНТУ*. 2011. С. 110–115. URL: <https://rep.bntu.by> (дата обращения: 03.12.2021).
29. Longa-Nava Y., Zhang Y.S., Takemoto M. et al. Hot corrosion of nickel-chromium and nickel-chromium-aluminum thermal-spray coatings by sodium sulfate-sodium metavanadate salt // *Corrosion*. 1996. Vol. 52. No. 09. P. 680–689.
30. 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.
31. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Луценко А.Н. Ионно-плазменные защитные покрытия для лопаток газотурбинных двигателей // *Металлы*. 2007. № 5. С. 23–34.
32. Каблов Е.Н., Никифоров А.А., Демин С.А., Чесноков Д.В., Виноградов С.С. Перспективные покрытия для защиты от коррозии углеродистых сталей // *Сталь*. 2016. № 6. С. 70–81.

33. Солнцев Ст.С., Денисова В.С., Розененкова В.А. Реакционное отверждение – новое направление в технологии высокотемпературных композиционных покрытий и материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 329–343. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-329-343.
34. Гончаров Б.Э., Сипатов А.М., Черкашнев Н.Н., Плескань А.Ю., Самохвалов Н.Ю., Ваганова М.Л., Сорокин О.Ю., Солнцев Ст.С., Евдокимов С.А. Исследование высокотемпературной термостойкости антиокислительного покрытия для керамического композиционного материала с многослойной структурой // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). С. 51–58. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 03.12.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-51-58.
35. Bianco R., Rapp R.A. Pack cementation diffusion coatings // *Metallurgical and ceramic protective coatings*. 1996. P. 236–260.
36. Sánchez L., Bolivar F.J., Hierro M.P. et al. Effect of Ce and La additions in low temperature aluminization process by CVD–FBR on 12 % Cr ferritic/martensitic steel and behaviour in steam oxidation // *Corrosion science*. 2008. Vol. 50. No. 8. P. 2318–2326.
37. Jiang C.Y., Yang Y.F., Zhang Z.Y. et al. A Zr-doped single-phase Pt-modified aluminide coating and the enhanced hot corrosion resistance // *Corrosion Science*. 2018. Vol. 133. P. 406–416.
38. Xu Z., Dai J., Niu J. et al. Isothermal oxidation and hot corrosion behaviors of diffusion aluminide coatings deposited by chemical vapor deposition // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 637. P. 343–349.
39. Picas J.A., Menargues S., Martin E. et al. Characterization of duplex coating system (HVOF + PVD) on light alloy substrates // *Surface and coatings technology*. 2017. Vol. 318. P. 326–331.
40. Wänstrand O., Larsson M., Kassman-Rudolph A. An experimental method for evaluation of the load-carrying capacity of coated aluminium: the influence of coating stiffness, hardness and thickness // *Surface and Coatings Technology*. 2000. Vol. 127. No. 2–3. P. 107–113.
41. Tang P., He D., Li W. et al. Achieving superior hot corrosion resistance by PVD/HVOF duplex design // *Corrosion Science*. 2020. Vol. 175. Art. 108845. DOI: 10.1016/j.corsci.2020.108845.
42. Doleker K.M., Ozgurluk Y., Kahraman Y. et al. Oxidation and hot corrosion resistance of HVOF/EB-PVD thermal barrier coating system // *Surface and Coatings Technology*. 2021. Vol. 409. Art. 126862. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.126862.
43. Мубояджян С.А., Будиновский С.А. Ионно-плазменная технология: перспективные процессы, покрытия, оборудование // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 39–54. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-39-54.
44. Muboyadzhyan S.A., Kablov E.N. Vacuum Plasma Technique of Protective Coatings Production of Complex Alloys // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1995. № 2. С. 15–18.
45. Будиновский С.А., Мубояджян С.А., Гаямов А.М., Косьмин А.А. Разработка и исследование комбинированных жаростойких ионно-плазменных покрытий для жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением // *Авиационные материалы и технологии*. 2008. № 3 (8). С. 3–11.
46. Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A. Erosion-Resistant Coatings for Gas Turbine Engine Compressor Blades // *Russian metallurgy (Metally)*. 2017. Vol. 2017. No. 6. P. 494–504.
47. Смирнов А.А., Будиновский С.А. Повышение жаростойкости конденсационно-диффузионных покрытий для лопаток турбин из сплава ЖС32 // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № 2 (41). С. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-3-10.
48. Горлов Д.С., Мубояджян С.А., Щепилов А.А., Александров Д.А. Исследование эрозионной стойкости и теплостойкости ионно-плазменных демпфирующих покрытий // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № 2 (41). С. 11–17. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-11-17.
49. Косьмин А.А., Будиновский С.А., Мубояджян С.А. Жаро- и коррозионностойкое покрытие для рабочих лопаток турбины из перспективного жаропрочного сплава ВЖЛ21 // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 1 (46). С. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-17-24.
50. Goyal K., Singh H., Bhatia R. Hot corrosion behaviour of carbon nanotubes reinforced chromium oxide composite coatings at elevated temperature // *Materials Research Express*. 2018. Vol. 5. No. 11. Art. 116408. DOI: 10.1088/2053-1591/aadc34.

References

1. Prashar G., Vasudev H. Hot corrosion behavior of super alloys. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 26, pp. 1131–1135.
2. Reid W.T. *External corrosion and deposits: boilers and gas turbines*. New York: Elsevier, 1971, 199 p.
3. Lai G.Y. *High-temperature corrosion and materials applications*. ASM International, 2007, 461 p.
4. Rapp R.A. Hot corrosion of materials: a fluxing mechanism? *Corrosion science*, 2002, vol. 44, no. 2, pp. 209–221.
5. Tschinkel J.G. Formation of sodium sulfate in gas turbine combustors. *Corrosion*, 1972, vol. 28, no. 5, pp. 161–169.
6. Stringer J. High-temperature corrosion of superalloys. *Materials Science and Technology*, 1987, vol. 3, no. 7, pp. 482–493.
7. Eliaz N., Shemesh G., Latanision R.M. Hot corrosion in gas turbine components. *Engineering failure analysis*, 2002, vol. 9, no. 1, pp. 31–43.
8. Gupta D.K., Rapp R.A. The Solubilities of NiO, Co₃O₄, and Ternary Oxides in Fused Na₂SO₄ at 1200 K. *Journal of the Electrochemical Society*, 1980, vol. 127, no. 10, pp. 2194–2201.
9. Zhang Y.S., Rapp R.A. Solubility of α-Fe₂O₃ in Fused Na₂SO₄ at 1200 K. *Journal of the Electrochemical Society*, 1985, vol. 132, no. 3, pp. 734.
10. Zhang Y.S. Solubilities of Cr₂O₃ in Fused Na₂SO₄ at 1200 K. *Journal of the Electrochemical Society*, 1986, vol. 133, no. 3, pp. 655.
11. Jose P.D., Gupta D.K., Rapp R.A. Solubility of α-Al₂O₃ in Fused Na₂SO₄ at 1200 K. *Journal of the Electrochemical Society*, 1985, vol. 132, no. 3, pp. 735.
12. Spengler C.J., Viswanathan R. Effect of sequential sulfidation and oxidation on the propagation of sulfur in an 85 Ni–15 Cr alloy. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1972, vol. 3, no. 1, pp. 161–166.
13. El-Dahshan M.E., Whittle D.P., Stringer J. Effect of presulfidation on the oxidation behavior of Co-based alloys. Part I. Presulfidation at sulfur partial pressures above the dissociation pressure of cobalt sulfide. *Oxidation of metals*, 1974, vol. 8, no. 4, pp. 179–209.
14. Hancock P. Vanadic and chloride attack of superalloys. *Materials Science and Technology*, 1987, vol. 3, no. 7, pp. 536–544.
15. Rapp R.A., Goto K.S. The hot corrosion of metals by molten salts. *ECS Proceedings Volumes*, 1981, vol. 10, pp. 159–177.
16. Otsuka N., Rapp R.A. Hot Corrosion of Preoxidized Ni by a Thin Fused Na₂SO₄ Film at 900 °C. *Journal of the Electrochemical Society*, 1990, vol. 137, no. 1, pp. 46–52.
17. Zhang X., Rapp R.A. Electrochemical Impedance of a Platinum Electrode in Fused Na₂SO₄ Melts in SO₂–O₂ Environments. *Journal of the Electrochemical Society*, 1993, vol. 140, no. 10, pp. 2857–2862.
18. Numata H., Nishikata A., Haruyama S. Electrochemical studies of corrosion of iron, nickel and nickel alloys in alkali sulfate melt. *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 1983, vol. 24, pp. 303–310.
19. Fang W.C., Rapp R.A. Electrochemical Reactions in a Pure Na₂SO₄ Melt. *Journal of the Electrochemical Society*, 1983, vol. 130, no. 12, pp. 2335–2340.
20. McKee D.W., Romeo G. Carbon deposition and the role of reducing agents in hot-corrosion processes. *Metallurgical Transactions*, 1973, vol. 4, no. 8, pp. 1877–1885.
21. Barklow R.H., Goebel J.A., Pettit F.S. Erosion-corrosion of coatings and superalloys in high-velocity hot gases. *ASTM special technical publication*, 1979, no. 664, pp. 163–192.
22. Kameswari S. The role of NaCl in the hot-corrosion behavior of nimonic alloy 90. *Oxidation of metals*, 1986, vol. 26, no. 1, pp. 33–44.
23. Hancock P.J., Hancock H.A., Caley W.F. et al. A review of recent studies of the role of zinc as an inhibitor of hot corrosion from molten sulphates. *Materials Science and Engineering A*, 1989, vol. 120, pp. 313–318.
24. Donachie M.J.Jr., Sprague R.A., Russell R.N. et al. Sulfidation of Hot Section Alloys in Gas Turbine Engines. *ASTM Special Technical Publication*, 1967, no. 421, pp. 85–105.

25. Shubin I.Yu., Nikitin Ya.Yu., Puchkov Yu.A. et al. Investigation of resistance to high-temperature gas and salt corrosion of high-temperature intermetallic titanium alloy VTI-4. *Vestnik MGTU im. N.E. Bauman. Ser.: Mechanical engineering*, 2020, no. 6, pp. 84–106.
26. Goward G.W. Progress in coatings for gas turbine airfoils. *Surface and coatings technology*, 1998, vol. 108, pp. 73–79.
27. Nicholls J.R. Designing oxidation-resistant coatings. *JOM*, 2000, vol. 52, no. 1, pp. 28–35.
28. Narushko E.O. Protective coatings against high-temperature gas corrosion of axial compressor blades in the aircraft industry. *BNTU repository*, 2011, pp. 110–115. Available at: <https://rep.bntu.by> (accessed: December 03, 2021).
29. Longa-Nava Y., Zhang Y.S., Takemoto M. et al. Hot corrosion of nickel-chromium and nickel-chromium-aluminum thermal-spray coatings by sodium sulfate-sodium metavanadate salt. *Corrosion*, 1996, vol. 52, no. 09, pp. 680–689.
30. Muboyadzhyan S.A., Budinovskiy S.A. Condensed and condensation-diffusion coatings for turbine blades from heat-resistant alloys with a directional crystal structure. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1996, no. 4, pp. 15–18.
31. Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A., Budinovskiy S.A., Lutsenko A.N. Ion-plasma protective coatings for blades of gas turbine engines. *Metally*, 2007, no. 5, pp. 23–34.
32. Kablov E.N., Nikiforov A.A., Demin S.A., Chesnokov D.V., Vinogradov S.S. Promising coatings for corrosion protection of carbon steels. *Stal*, 2016, no. 6, pp. 70–81.
33. Solncev S.S., Denisova V.S., Rozenenkova V.A. Reaction cure – the new direction in technology of high-temperature composite coatings and materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 329–343. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-329-343.
34. Goncharov B.E., Sipatov A.M., Cherkashneva N.N., Pleskan A.Yu., Samokhvalov N.Yu., Vaganova M.L., Sorokin O.Yu., Solntsev St.S., Evdokimov S.A. Studies of thermal shock resistance of an anti-oxidation coating for a multi-layered ceramic composite. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 06 (accessed: December 3, 2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-51-58.
35. Bianco R., Rapp R.A. Pack cementation diffusion coatings. *Metallurgical and ceramic protective coatings*, 1996, pp. 236–260.
36. Sánchez L., Bolivar F.J., Hierro M.P. et al. Effect of Ce and La additions in low temperature aluminization process by CVD–FBR on 12 % Cr ferritic/martensitic steel and behaviour in steam oxidation. *Corrosion science*, 2008, vol. 50, no. 8, pp. 2318–2326.
37. Jiang C.Y., Yang Y.F., Zhang Z.Y. et al. A Zr-doped single-phase Pt-modified aluminide coating and the enhanced hot corrosion resistance. *Corrosion Science*, 2018, vol. 133, pp. 406–416.
38. Xu Z., Dai J., Niu J. et al. Isothermal oxidation and hot corrosion behaviors of diffusion aluminide coatings deposited by chemical vapor deposition. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 637, pp. 343–349.
39. Picas J.A., Menargues S., Martin E. et al. Characterization of duplex coating system (HVOF + PVD) on light alloy substrates. *Surface and coatings technology*, 2017, vol. 318, pp. 326–331.
40. Wänstrand O., Larsson M., Kassman-Rudolph A. An experimental method for evaluation of the load-carrying capacity of coated aluminium: the influence of coating stiffness, hardness and thickness. *Surface and Coatings Technology*, 2000, vol. 127, no. 2–3, pp. 107–113.
41. Tang P., He D., Li W. et al. Achieving superior hot corrosion resistance by PVD/HVOF duplex design. *Corrosion Science*, 2020, vol. 175, art. 108845. DOI: 10.1016/j.corsci.2020.108845.
42. Doleker K.M., Ozgurluk Y., Kahraman Y. et al. Oxidation and hot corrosion resistance of HVOF/EB-PVD thermal barrier coating system. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 409, art. 126862. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.126862.
43. Muboyadzhyan S.A., Budinovskij S.A. Ion-plasma technology: prospective processes, coatings, equipment. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 39–54. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-39-54.
44. Muboyadzhyan S.A., Kablov E.N. Vacuum Plasma Technique of Protective Coatings Production of Complex Alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1995, no. 2, pp. 15–18.

45. Budinovskij S.A., Muboyadzhyan S.A., Gayamov A.M., Kosmin A.A. Development and research of the combined heat resisting ion-plasma coverings for the heat resisting nickel alloys alloyed by a reniye. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2008, no. 3 (8), pp. 3–11.
46. Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A. Erosion-Resistant Coatings for Gas Turbine Engine Compressor Blades. *Russian metallurgy (Metally)*, 2017, vol. 2017, no. 6, pp. 494–504.
47. Smirnov A.A., Budinovskiy S.A. Improvement of heat resistance of condensation and diffusion coatings for turbine blades from ZhS32 alloy. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. 2, pp. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-3-10.
48. Gorlov D.S., Muboyadzhyan S.A., Shhepilov A.A., Aleksandrov D.A. The research of erosion resistance and heat resistance of the ion-plasma damping coatings. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. 2, pp. 11–17. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-11-17.
49. Kosmin A.A., Budinovskiy S.A., Muboyadzhyan S.A. Heat and corrosion resistant coating for working turbine blades from promising high-temperature alloy VZhL21. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 1 (46), pp. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-17-24.
50. Goyal K., Singh H., Bhatia R. Hot corrosion behaviour of carbon nanotubes reinforced chromium oxide composite coatings at elevated temperature. *Materials Research Express*, 2018, vol. 5, no. 11, art. 116408. DOI: 10.1088/2053-1591/aadc34.

Информация об авторах

Заварзин Семен Витальевич, ведущий инженер, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Оглодков Михаил Сергеевич, заместитель начальника научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Чесноков Дмитрий Владимирович, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Козлов Илья Андреевич, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Semyon V. Zavarzin, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Mikhail S. Oglodkov, Deputy Head of Scientific-Research Bureau, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Dmitry V. Chesnokov, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ilya A. Kozlov, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 15.12.2021; одобрена и принята к публикации после рецензирования 21.12.2021.
The article was submitted 15.12.2021; approved and accepted for publication after reviewing 21.12.2021.